



Science Arts & Métiers (SAM)

is an open access repository that collects the work of Arts et Métiers Institute of Technology researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in: <https://sam.ensam.eu>
Handle ID: <http://hdl.handle.net/10985/10818>

To cite this version :

Bachir BOUACHERIA, Alain IOST - Relaxation des contraintes dans les alliages Zinc-Cuivre-Titane - In: Matériaux 2006, France, 2006-11-13 - Matériaux 2006 - 2006

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository

Administrator : archiveouverte@ensam.eu



Relaxation des contraintes dans les alliages Zinc-Cuivre-Titane

Bachir BOUACHERIA^a, Alain IOST^b

^a Université des Sciences et de la Technologie d'Oran, Département de Métallurgie,
BP1505 El-M'Naouer-Oran- Algérie, b.bouacheria@caramail.com

^b Laboratoire de Métallurgie Physique et Génie des Matériaux, CNRS UMR 8517,
Equipe Caractérisation et Propriétés des Périsurfaces,
ENSAM 8 Boulevard Louis XIV 59046 LILLE CEDEX, alain.iost@lille.ensam.fr

RESUME :

Pour un alliage Zinc-Cuivre-Titane industriel, utilisé dans le domaine du bâtiment sous la forme de tôles laminées, la relaxation des contraintes est étudiée en fonction de la température, de la vitesse de déformation et du niveau de la déformation initiale. La validité et la compatibilité des modèles de relaxation logarithmique et puissance sont étudiées. Ces modèles ainsi que des essais complémentaires permettent d'évaluer la contrainte interne, la surface d'activation et l'énergie d'activation des mécanismes intervenant pendant la relaxation des contraintes. Un changement de mécanisme se produisant au-delà d'une valeur critique de la contrainte initiale peut être attribué au maclage des grains de zinc qui entraîne une réorientation de la structure favorable au glissement basal.

MOTS-CLES : *Relaxation des contraintes, alliages Zinc-Cuivre-Titane.*

INTRODUCTION :

Les alliages de Zinc utilisés dans le secteur du bâtiment doivent avoir une bonne résistance à la corrosion, une bonne aptitude à la mise en forme (en particulier ne pas se fissurer lors d'un pliage effectué à vitesse importante à l'aide d'un maillet) et une résistance mécanique suffisante en traction et en fluage. L'addition de Cuivre et de Titane permet d'améliorer les caractéristiques nécessaires à leur mise en œuvre et à leur utilisation [1-2]. Nous nous intéressons plus particulièrement dans cette étude à la relaxation des contraintes afin de déterminer les paramètres physiques comme l'énergie d'activation, la surface d'activation et les contraintes internes. Nous nous intéressons également à une étude comparative des différentes lois de relaxation des contraintes.

MATERIAUX ET METHODES EXPERIMENTALES :

L'alliage industriel étudié est utilisé dans l'industrie du bâtiment pour la couverture. La composition chimique est indiquée dans le tableau 1, et les caractéristiques mécaniques (limite d'élasticité à 0,2% en fonction de la température et de la vitesse de déformation initiale sur la figure 1).

Elément	Zn	Cu	Ti	Al	Pb	Fe	Cd	Sn
wt%	balance	0,14	0,0639	0,0024	0,0011	0,0002	0,0010	0,0001

Tab.1 : Composition de l'alliage étudié en pourcentages massiques.

L'alliage est d'abord coulé en barres de 16 à 20 mm d'épaisseur puis laminé en deux étapes. Un dégrossissage en laminoir duo à une température de 523K permet de passer à une épaisseur de 8 puis de 4 mm. Enfin, après refroidissement à l'air, la finition est effectuée à l'aide d'un laminoir quarto réversible jusqu'à l'épaisseur de 0,65 mm. La température s'élève pendant cette dernière opération jusqu'à environ 453K et le refroidissement de la bobine s'effectue à l'air en 48 heures.

Le cuivre est en substitution dans la matrice de zinc recristallisée, tandis que le titane permet la précipitation d'une phase intermétallique TiZn₁₅. Ces précipités allongés sont distants d'une dizaine de micromètres, ce qui correspond à la dimension des grains de zinc, et orientés dans la direction du laminage. Cette phase se développe pendant la coulée entre les dendrites riches en zinc à cause de la très faible solubilité du titane dans le zinc [2]. Les conditions de laminage ont pour conséquence une texture fortement marquée : l'axe c

de la structure hexagonale fait un angle de 20° avec la normale au plan de laminage [3-5]. Cette texture est supposée donner de bonnes propriétés en flexion pour cet alliage.

Les essais de relaxation des contraintes utilisent des éprouvettes polycristallines de section rectangulaire d'épaisseur 0,65 mm (l'épaisseur de la tôle laminée utilisée dans les applications industrielles) et de largeur 12 mm. La longueur utile de l'éprouvette est de 100 mm, l'axe de traction est parallèle au sens de laminage de la tôle. La mise en charge est effectuée à l'aide d'une machine de traction hydraulique servo-contrôlée et la déformation est contrôlée à l'aide d'un extensomètre. L'asservissement en déformation constante permet de considérer que la rigidité de la machine est infinie. A la température fixée pour l'essai, de 293 à 473K (± 1 K), la contrainte est augmentée à une vitesse de déformation comprises entre 10^{-6} et 10^{-3} s^{-1} jusqu'à ce que la charge σ_0 et la déformation ε_0 maximales soient atteintes. La déformation est ensuite maintenue constante en fonction du temps à l'aide de l'extensomètre et la variation de contrainte $\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma(t)$ est mesurée en fonction du temps. Il est inutile d'effectuer une correction de la relaxation de la machine (la rigidité est ici infinie) comme c'est le cas lorsque la relaxation est effectuée à l'aide d'une machine à vis et que le déplacement initial (et non la déformation de l'éprouvette) est maintenu constant.

La déformation maintenue constante est la somme d'une déformation élastique et d'une déformation plastique : $\varepsilon_0 = \varepsilon_{el} + \varepsilon_p$, et, pendant la relaxation, la déformation plastique augmente au détriment de la déformation élastique. En dérivant cette expression :

$$\dot{\varepsilon}_p = -\dot{\varepsilon}_{el}, \text{ et donc : } \dot{\varepsilon}_p = -\dot{\sigma} / E . \quad (1)$$

Cette relation entre la vitesse de déformation plastique et la variation de contrainte peut être interprétée à l'aide de différentes « lois » de relaxation suivant les hypothèses physiques considérées. Ces lois permettent également de calculer les contraintes internes, l'énergie d'activation et la surface d'activation des mécanismes. La contrainte interne est également calculée à partir de la méthode de Mc Ewen et al. [6] qui consiste à effectuer des séquences de relaxation suivies de diminution de la contrainte jusqu'à obtention d'une relaxation négative ; le niveau correspondant à une relaxation nulle obtenu par interpolation étant considéré comme la contrainte interne du matériau. La surface d'activation est également mesurée en effectuant des sauts de vitesse de déformation pendant un essai de traction.

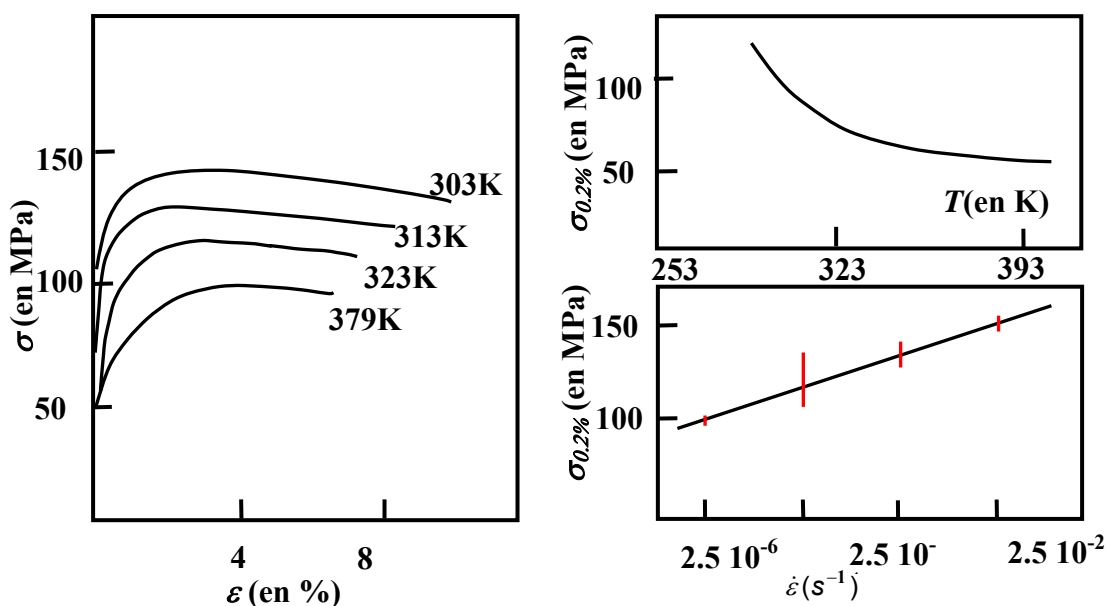


Figure 1 : Courbe de traction de l'alliage étudié, et variation de la limite d'élasticité conventionnelle à 0,2% en fonction de la température et de la vitesse de déformation.

RESULTATS :

Les courbes de relaxation obtenues représentent la variation de la contrainte $\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_t$ en fonction de la durée de l'essai qui est généralement de 9 heures (2^{14} secondes) (Fig. 2) Nous constatons que cette représentation est linéaire, sauf pour les premiers instants et les durées très grandes. Les résultats des essais de relaxation peuvent être interprétés suivant différentes relations. La « loi » logarithmique proposée par Feltham [7,8] suite aux travaux de Trouton et Rankine [9] est exprimée sous la forme :

$$\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_t = s \log(1 + \nu t)$$

avec σ_0 la contrainte initiale (1)

et σ_t la contrainte à l'instant t

Cette expression est équivalente à :

$$\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_t = s \log(t + A) + B$$

avec $A = 1/\nu$, et $B = -s \log A$ (2)

ou $\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_t = s \log(t) + B$

quand $\nu t \gg 1$

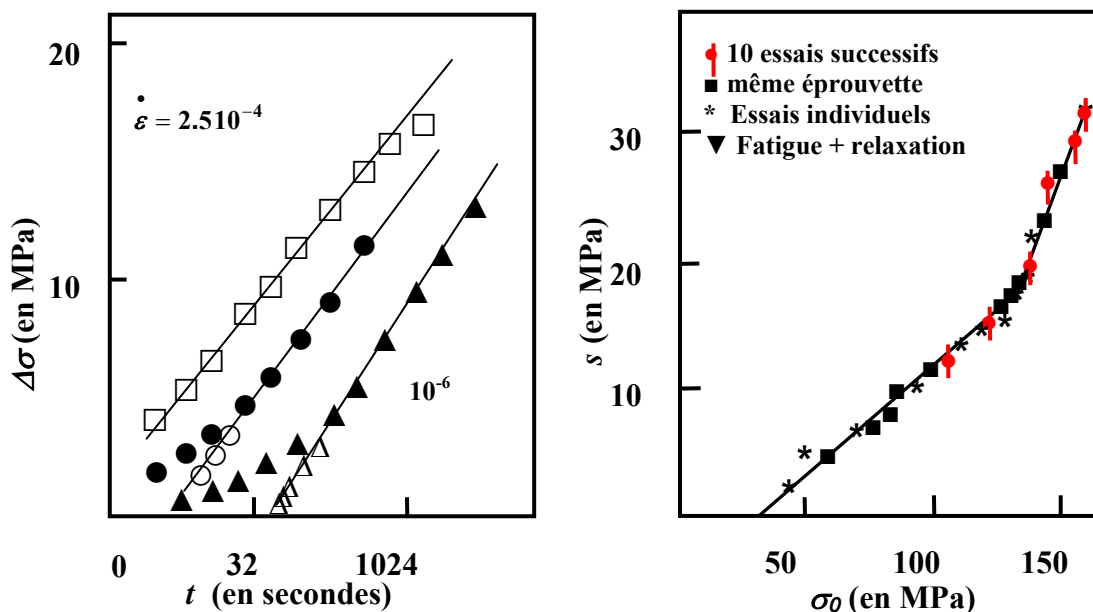


Figure 2 : Variation de la contrainte en fonction de la durée de l'essai à la température ambiante pour trois vitesses de déformation initiales : $2,5 \cdot 10^{-4}$; 10^{-5} et 10^{-6} s^{-1} et une contrainte initiale de 70,5 MPa.

Figure 3 : Variation de la pente, s , de la loi de relaxation logarithmique en fonction de la contrainte initiale. Les essais sont effectués à température ambiante. Il s'agit d'essais de relaxation indépendants effectués sur une seule

éprouvette (*), sur une même éprouvette pour laquelle nous avons effectués des essais de relaxation successifs en augmentant la contrainte initiale (■), sur une même éprouvette sur laquelle nous avons effectué des essais de relaxation successifs à la même contrainte initiale (●), ou sur une éprouvette ayant préalablement subi un essai de fatigue à la même contrainte initiale (▼). La vitesse de déformation initiale est de $2,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

L'interprétation de la loi logarithmique se base sur la valeur de la pente, s , pour une contrainte initiale donnée. Cette valeur ne peut être obtenue avec précision que si la constante est déterminée correctement. Pour cela les essais doivent être effectués sur une durée assez longue jusqu'à ce que la constante A soit négligeable devant t . Sur cette même figure nous constatons que, pour une même charge initiale, la valeur de la constante A varie avec la vitesse de déformation lors de l'application de la contrainte. Sur la figure 3, nous avons représenté la pente, s , des droites de relaxation en fonction de la contrainte initiale pour une vitesse de déformation de $2,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Nous constatons que cette représentation est linéaire : $s = \alpha \sigma_0 + \beta$ jusqu'à une valeur critique σ_c pour laquelle nous observons une rupture de pente. Nous appellerons respectivement mode I et mode II, les modes de déformation pour des contraintes initiales inférieures et supérieures à cette contrainte critique. Sur cette courbe nous avons représenté les résultats d'essais de relaxation classique, ainsi que ceux obtenus par les méthodes suivantes :

- La même éprouvette est utilisée pour effectuer 10 essais de relaxations successifs à la même contrainte initiale σ_0 . Nous constatons qu'une relaxation préalable n'a aucune influence sur les relaxations suivantes (Fig. 4, Tab.2).
- 200 cycles de fatigue sont effectués entre les contraintes 0 et σ_0 avant d'effectuer l'essai de relaxation.

Nous en déduisons que la relaxation des contraintes n'est pas affectée par les déformations antérieures, du moment que celles-ci sont effectuées à des contraintes inférieures ou égales. Les essais de relaxations successifs ont été utilisés par Meyers et al. [10] pour étudier la variation de densité de dislocations pendant la relaxation pour du fer Armco. En supposant que la contrainte interne est constante, la densité de dislocation est proportionnelle aux vitesses de déformation plastique et donc aux tangentes aux courbes de relaxation (contrainte-temps). Dans leur expérience la densité de dislocation diminue de 50% au bout de 10 minutes alors qu'elle est constante pour nos résultats.

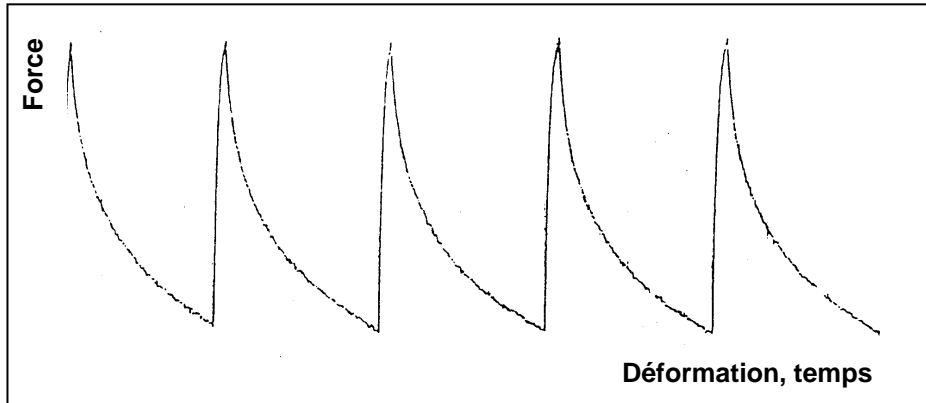


Figure 4 : Séquences de relaxation successives effectuées sur la même éprouvette.

Essai	$\Delta\sigma$ (MPa) t=128s	$\Delta\sigma$ (MPa) t=512s	$\Delta\sigma$ (MPa) t=2048s	$s = \frac{\Delta\sigma}{\log(t + A)}$
1	67.98	80.39	87.69	27.34
2	66.93	83.08	94.62	27.68
3	67.70	85.00	104.62	28.93
4	66.54	87.31	102.69	28.79
5	68.84	88.07	104.23	28.93
6	67.31	83.85	97.31	27.82
7	65.39	83.47	98.08	29.48
8	67.30	84.99	105.38	27.68

Tableau 2: Valeurs des contraintes relaxées en fonction du temps pour des essais de relaxation successifs sur une même éprouvette.

Le fait que le comportement du matériau reste inchangé après plusieurs essais effectués à la même contrainte initiale, ou après fatigue, permet d'affirmer qu'il n'y a pas d'écrouissage ni d'adoucissement. Nous en avons donc déduit qu'il était possible d'utiliser une éprouvette unique pour étudier la relaxation des contraintes en fonction de la charge initiale. Cette éprouvette subit des séquences de relaxation successives à des contraintes initiales croissantes. Nous constatons sur la figure 3 (■) que les résultats obtenus par cette éprouvette correspondent parfaitement à ceux utilisant des éprouvettes nouvelles pour chaque essai. En effectuant des essais à différentes températures (Fig. 5) et différentes vitesses de déformation (Fig.6) nous constatons également l'existence des deux domaines en fonction de la contrainte initiale.

Une deuxième façon d'interpréter les essais de relaxation des contraintes utilise les relations de Johnston et Gilman [11] établissant une relation entre la vitesse de déplacement des dislocations mobiles et la contrainte effective $\sigma_{eff} = \sigma - \sigma_i$ où σ_i représente la contrainte interne du matériau, considérée ici comme la valeur limite vers laquelle tend la contrainte pour une durée de relaxation infinie. En combinant ces relations avec l'équation d'Orowan, Li et al. [12-13] obtiennent pour la relaxation une relation entre la vitesse de déformation plastique et la contrainte efficace :

$$\dot{\epsilon} = -\frac{\dot{\sigma}}{E} = K(\sigma_{eff})^m \quad (3)$$

En supposant que la contrainte interne et la densité de dislocation mobiles sont constantes pendant la relaxation, il est possible d'intégrer cette équation en :

$$\sigma_0 - \sigma_i = K'(t + A)^{\frac{-1}{m-1}} \quad (4)$$

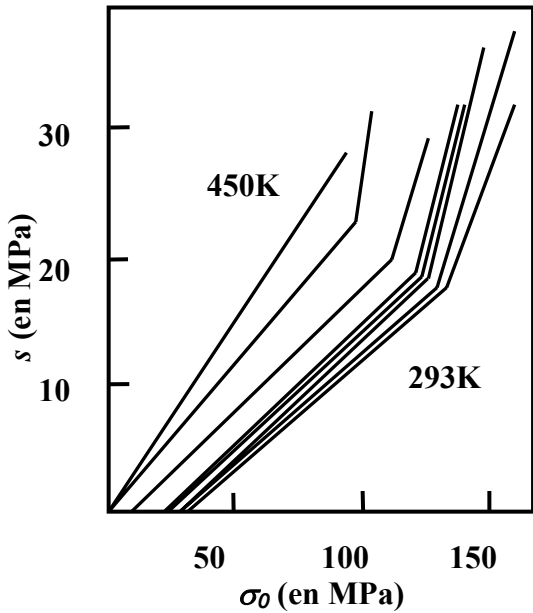


Figure 5 : Variation de la pente, s , de la loi de relaxation logarithmique en fonction de la contrainte initiale pour différentes températures (450 ; 423 ; 353 ; 333 ; 323 ; 313 ; 303 et 293 K) en allant de la gauche vers la droite.

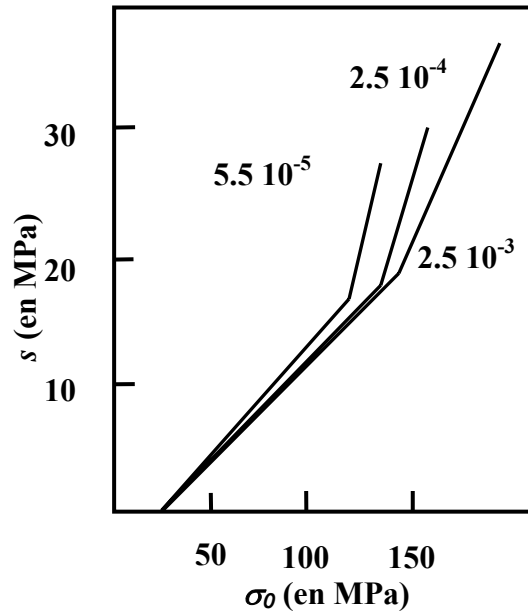


Figure 6 : Variation de la pente, s , de la loi de relaxation logarithmique en fonction de la contrainte initiale pour différentes vitesses de déformation initiales.

La représentation classique de la loi puissance consiste à tracer $\sigma_0 - \sigma_i$ en fonction de $t+A$ (Fig. 7) en coordonnées bi-logarithmiques. Nous constatons que la représentation n'est pas linéaire si la contrainte interne est considérée comme nulle (symboles fermés). Une correction avec $\sigma_i = 20$ MPa permet de redresser la courbe.

Cette valeur de la contrainte interne est recherchée par itération. A partir de l'équation (4) nous pouvons obtenir en prenant le logarithme puis en différenciant :

$$\begin{aligned} \ln(\sigma - \sigma_i) &= \ln K' - \left\{ \frac{1}{m-1} \right\} \ln(t + A) \\ \ln(-\dot{\sigma}) &= \ln \left\{ \frac{K'}{m-1} \right\} - \left\{ \frac{m}{m-1} \right\} \ln(t + A) \\ \ln(-\dot{\sigma}) &= \ln \left\{ \frac{K'}{m-1} \right\} - m \ln(\sigma - \sigma_i) \\ \frac{d\sigma}{d \ln(t + A)} &= - \frac{(\sigma - \sigma_i)}{m-1} \end{aligned} \quad (5 : a-d)$$

Nous devons noter que cette représentation est souvent préférée à la loi de relaxation logarithmique car elle permet souvent un meilleur accord avec les résultats expérimentaux. Une des principales raisons à cela est qu'elle utilise quatre paramètres (σ_i , K' , A et m) au lieu de deux (s et A). Mais ces quatre paramètres ne sont pas indépendants car ils sont liés, pour $t=0$, par la relation :

$$A = \left(\frac{\sigma_0 - \sigma_i}{K'} \right)^{1-m} \quad (6)$$

Si la durée de relaxation n'est pas suffisante, plusieurs quadruplets de paramètres peuvent rendre compte correctement de l'essai.

Les trois premières équations sont représentées graphiquement sur la figure 8. Elles permettent de calculer l'exposant, m , et la contrainte interne par rectification des courbes.

Parmi les facteurs étudiés, la température de l'essai et la vitesse de déformation initiale sont représentés sur les figures 5, 6 9 et 10. Nous constatons les mêmes effets de la contrainte initiale que sur la figure 3 : une relation linéaire entre la pente des courbes de relaxation logarithmique et la contrainte initiale, avec une rupture de pente pour une contrainte critique. Cette dernière augmente avec la vitesse de déformation initiale et diminue avec la température de l'essai. Le premier stade de relaxation (mode I) est sensiblement indépendant de la vitesse de déformation par rapport au mode II (Figure 6).

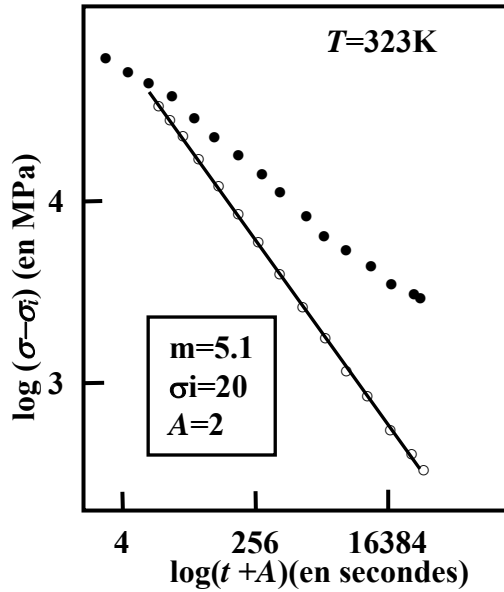


Figure 7 : Interprétation de la relaxation des contraintes suivant une loi de type puissance. Influence du choix de la valeur de la contrainte interne sur la linéarité de la représentation.

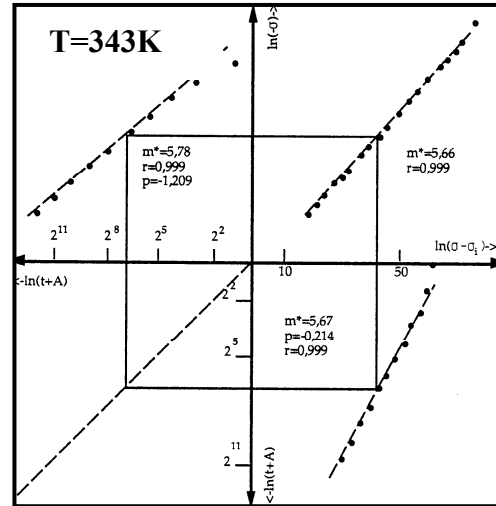


Figure 8 : Différents modes de représentation de la relaxation suivant une loi puissance, et mode de passage entre ces représentations.

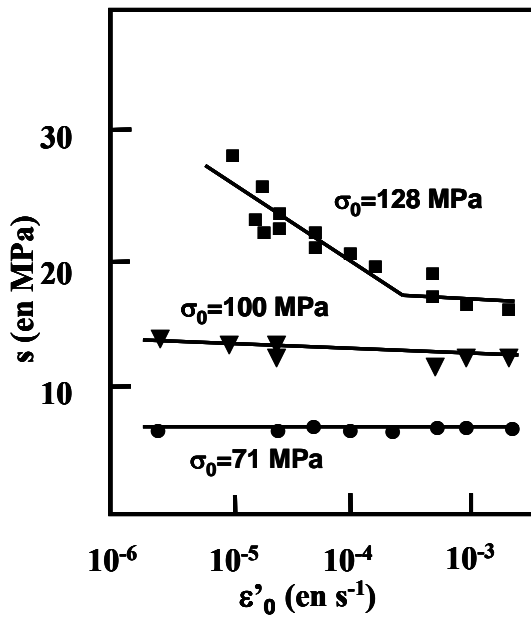


Figure 9 : Variation de la pente des droites de relaxation logarithmique, s , en fonction de la vitesse de déformation initiale pour différentes contraintes.

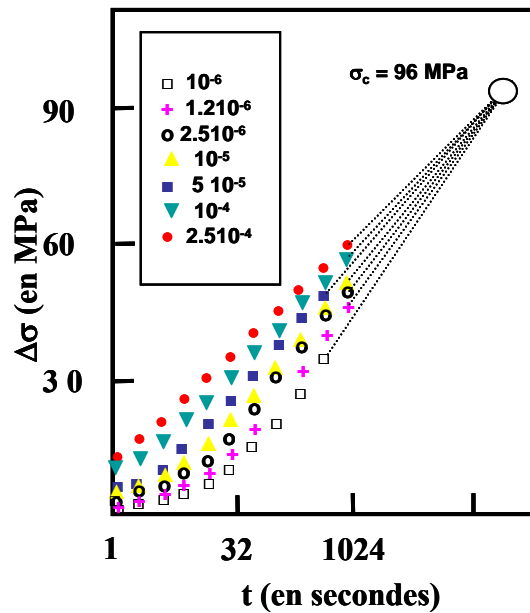


Figure 10 : Décroissance de la contrainte pendant la relaxation en fonction de la vitesse de mise en charge, pour différentes vitesses de mise en charge.

L'ensemble des courbes de relaxation obtenues à été étudié en fonction des lois logarithmiques et puissance. Pour cette dernière loi, les courbes 11 et 12 représentent les variations de $p=m/(m-1)$ de l'équation (5 : b) et les valeurs de m , en fonction de la température pour différentes valeurs de la contrainte initiale.

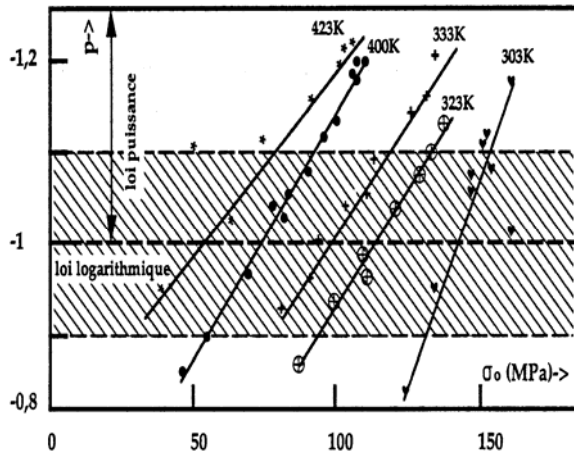


Figure 11 : Comparaison entre les lois puissance et logarithmique.

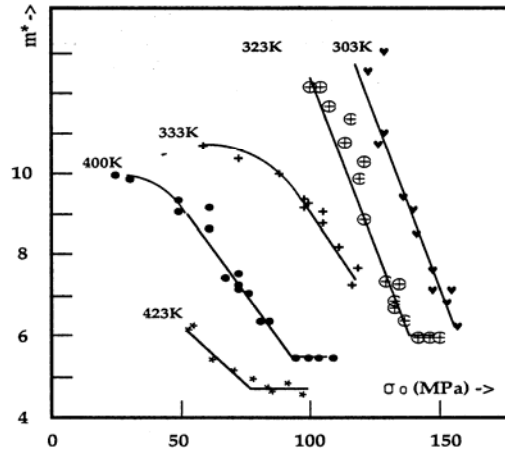


Figure 12 : Variation de l'exposant, m , de la loi puissance en fonction de la contrainte initiale pour différentes températures.

Cette représentation permet en théorie de distinguer si la relaxation des contraintes obéit à une loi logarithmique (pente de -1) ou une loi puissance (pente différente de -1). Nous obtenons des valeurs de p ($p = -1/(m-1)$) comprises entre -0,85 et -1,31 (Fig. 11) et nous considérons que la loi logarithmique est vérifiée uniquement lorsque $-1.1 < p < -0.9$, ce qui correspond aux valeurs élevées de m . Nous constatons que l'exposant, m , de la loi puissance diminue avec l'augmentation de la contrainte appliquée et de la température (Figure 12). Il semble possible d'affirmer que quand la contrainte initiale est inférieure à la limite d'élasticité du matériau, la loi logarithmique s'applique. A l'inverse la loi puissance correspond mieux dans le cas où la contrainte est plus élevée. Il reste néanmoins un domaine de contrainte assez large dans lequel les deux lois semblent s'appliquer.

DISCUSSION :

D'après les résultats expérimentaux présentés ci-dessus, deux modes de comportement semblent se dégager. Pour les contraintes initiales faibles, la relaxation des contraintes est bien décrite par une loi logarithmique ; tandis que pour les contraintes supérieures à une valeur critique σ_c , qui correspond au domaine où la déformation est principalement plastique, la loi puissance devient pertinente. Il existe cependant un vaste domaine de contrainte initiale pour lequel les deux types de représentation sont possibles. La contrainte critique qui correspond à la limite entre ces deux domaines augmente avec la vitesse de déformation et la baisse de température. Pour interpréter l'existence de ces deux domaines, il est nécessaire de déterminer des paramètres physiques liés au processus de relaxation des contraintes : la contrainte interne, la surface d'activation et l'énergie d'activation.

Le terme de contrainte interne est fortement controversé dans la littérature. Il est souvent remplacé par les termes « back-stress », « threshold stress », « athermal stress », « hardness » ... termes qui recouvrent des significations plus ou moins voisines. Il conviendrait mieux selon Kremple [14] d'utiliser le terme « contrainte d'équilibre » qui correspond pour l'essai de relaxation à la contrainte vers laquelle va tendre, pour un temps infini, le matériau pour maintenir la déformation initiale, alors que la véritable contrainte interne est distribuée de façon hétérogène dans le matériau. Nous utiliserons néanmoins le terme « contrainte interne », avec la première signification, par référence aux travaux de Feltham et Li, ainsi qu'aux lois de relaxation que ces auteurs ont établies. Cette valeur correspond à la limite de contrainte au-dessous de laquelle la relaxation devient nulle, limite qui ici est trop longue pour pouvoir être atteinte expérimentalement. Par contre les courbes de relaxation effectuées à différentes vitesses de déformation (Figure 10 : $T=293K$; $\sigma_0=129MPa$) $\Delta\sigma$ convergent par extrapolation vers la contrainte de 96 MPa, ce qui correspond à $\sigma_i = \sigma_0 - \sigma_c = 33$ MPa.

Avec la loi de relaxation logarithmique et pour les alliages de cette étude, la pente, s , de la variation de $\Delta\sigma$ avec le logarithme du temps dépend linéairement de la contrainte initiale (Figures 3, 5-6). En extrapolant la valeur de s pour $\sigma_0=0$, nous obtenons la contrainte qui correspond au seuil de relaxation des contraintes, c'est-à-dire la contrainte interne. Nous constatons que, pour le premier stade de déformation, cette contrainte diminue lorsque la température de l'essai augmente, et devient nulle pour $T=373K$.

Avec la loi de relaxation puissance, σ_i est calculé de sorte que les représentations graphiques des équations (5) soient linéaires (Fig.8). Le fait d'utiliser trois des représentations possibles dans cette figure, ainsi que

d'effectuer des expériences de longue durée, font que le problème de la corrélation des coefficients K' , m , σ_f et A ne se pose plus. Pour la température de 343K (Fig. 7) nous obtenons $\sigma_f=20\text{MPa}$.

Une quatrième possibilité de détermination de la contrainte interne, consiste à effectuer des séquences de relaxation successives, en diminuant progressivement la contrainte initiale (Méthode de Mac Even et al. [6, 15] ; la valeur d'équilibre est atteinte lorsque la relaxation devient négative. Nous n'avons pu appliquer cette méthode que lorsque la variation de contrainte avec le temps était suffisamment grande pour être mesurée, c'est-à-dire pour des contraintes et des températures relativement élevées.

Les quatre méthodes ci-dessus permettent de tracer la Figure 13 pour le stade I de déformation. Nous constatons que la contrainte interne décroît linéairement avec la température et devient nulle pour $T=373\text{K}$. Pour le stade II, l'allure des courbes de relaxation logarithmique et les Figures 3,5-6 montrent une augmentation de la relaxation des contraintes qu'il est possible d'attribuer à une diminution de la contrainte interne (donc à une augmentation de la contrainte efficace). Cependant nous avons constaté que la loi puissance est mieux adaptée pour ce domaine de contraintes. Pour cette loi, les corrections à apporter pour la contrainte dans les équations (5) afin de redresser les courbes est nulle. Nous en déduisons que $\sigma_f=0$.

Une deuxième grandeur physique permettant d'interpréter les résultats est la surface d'activation, \mathcal{A} , (plus couramment appelée le volume d'activation). Physiquement, \mathcal{A} , dépend du nombre d'atomes qu'il faut activer pour que la dislocation franchisse l'obstacle. Le produit $\mathcal{A} \sigma_{eff} b$, où b est le vecteur de Burgers des dislocations, correspond au travail fourni par les contraintes lors d'un processus thermiquement activé. Une valeur de \mathcal{A} faible correspond à un déplacement facile, peu d'atomes participent au mécanisme. Par exemple \mathcal{A} est voisin de b^2 pour la diffusion.

Dans le cas de la loi de relaxation logarithmique, la surface d'activation est reliée à la pente, s , des droites de relaxation dans l'hypothèse où l'énergie d'activation varie linéairement avec la contrainte effective [16-18] :

$$\mathcal{A} = \frac{2.3 RT}{s} \quad (7)$$

Tandis que pour une loi puissance, la définition de la surface d'activation et la relation de Johnston et Gillman conduisent à :

$$\mathcal{A} = \frac{m RT}{\sigma_{eff}} \quad (8)$$

La surface d'activation est donc calculée à l'aide de l'équation (7) pour les contraintes faibles et par l'équation (8) dans le stade II. Dans le domaine où les deux types d'équation, logarithmique et puissance, s'appliquent, les valeurs obtenues pour le calcul des surfaces d'activation sont en très bon accord. Ceci s'explique facilement, puisque la relation expérimentale linéaire entre la pente, s , et la contrainte : $\sigma_0 = \sigma_f + a(T)s$ permet d'écrire :

$$s = \frac{\sigma_{eff}}{a(T)}, \text{ et } \mathcal{A} = \frac{a(T)RT}{\sigma_{eff}} \quad (9)$$

Cette dernière relation est équivalente à (8) à condition de poser $a(T)=m$.

Pour vérifier les résultats obtenus à partir des équations (7) et (8), nous avons mesuré \mathcal{A} par la méthode classique qui consiste à effectuer des sauts de vitesse de déformation pendant un essai de traction. Les résultats sont tout à fait comparables. Les variations de la surface d'activation avec la contrainte efficace, la vitesse de déformation initiale et la température sont représentées sur les figures 14, 15 et 16.

Sur la figure 14 nous constatons que la surface d'activation est inversement proportionnelle à la contrainte efficace pour le mode I de déformation. Cela n'est plus le cas pour le mode II de déformation pour lequel l'énergie d'activation est inversement proportionnelle au carré de la contrainte initiale (ou au carré de la contrainte efficace à $t=0$ puisque la contrainte interne est nulle. Pour les contraintes faibles la surface d'activation est indépendante de la vitesse de déformation, alors que dans le domaine II, \mathcal{A} est une fonction croissante de $\dot{\epsilon}$ (Fig.16).

Les variations de \mathcal{A} avec la température sont représentées sur la figure 15 pour différentes contraintes initiales. Ces variations sont dues à la contrainte interne qui diminue quand la température augmente. En fait, la surface d'activation ne dépend pas de la température pour une même contrainte efficace initiale (Fig. 14).

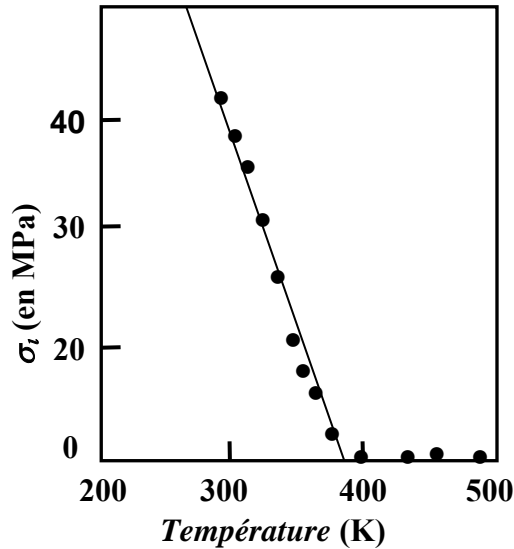


Figure 13 : Variation de la contrainte interne avec la température de l'essai pour le mode de déformation I (faibles charges appliquées).

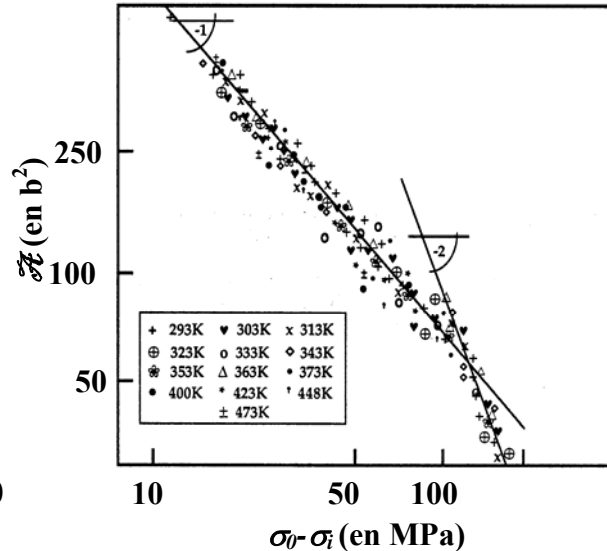


Figure 14 : Variation de la surface d'activation, A, en fonction de la surface efficace pour les modes I et II de déformation.

L'énergie d'activation pouvant s'écrire :

$$\Delta G = \frac{\mu}{\mu_0} \int_{\tau}^{\tau_0} \mathcal{A}(\tau) d\tau \quad (10)$$

Nous la calculons, pour le domaine I, à partir de l'aire située sous la courbe représentant la variation de la surface d'activation avec la contrainte efficace. La valeur obtenue (40 Kcal/mole) est très voisine de celle trouvée par Murthy et al. [19] ou Tegart et al. [20] c'est-à-dire respectivement 39 et 38 Kcal/mole dans le cas du fluage du zinc. Cette énergie est environ deux fois plus élevée que l'énergie d'autodiffusion du zinc (23 Kcal/mole d'après [21]).

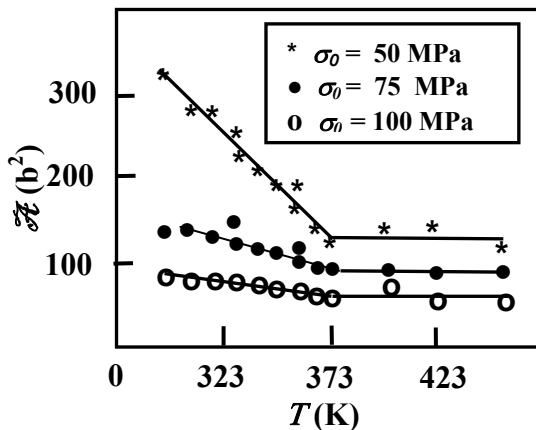


Figure 15 : Variation de la surface d'activation avec la température de l'essai, pour différentes valeurs de la contrainte initiale.

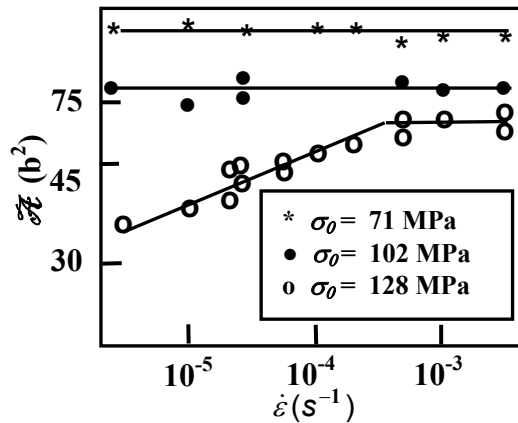


Figure 16 : Variation de la surface d'activation en fonction de la vitesse de déformation initiale, pour différentes valeurs de la contrainte initiale.

Ces résultats permettent de déduire quelques remarques relatives aux mécanismes.

Le fait que la relaxation soit mieux représentée par une loi logarithmique pour les faibles contraintes, et par une loi puissance pour les contraintes plus élevées, a déjà été reporté par De Batist et al. [22] par exemple. Cependant, les interprétations proposées par ces auteurs supposent une variation de la contrainte interne pendant l'essai et/ou une restauration du matériau qui ne correspondent pas à nos résultats expérimentaux.

Le stade I de déformation peut être relié au mouvement des dislocations dans le plan basal, ce qui correspond aux ordres de grandeur pour les énergies d'activation et les surfaces d'activation.

Au-delà d'une contrainte critique qui dépend de la température et de la vitesse de mise en charge pendant l'essai, nous observons une brusque accélération de la contrainte relaxée. Nous attribuons ce passage du stade I au stade II au maclage des grains de zinc. Ces macles sont nettement visibles en micrographie optique quand les éprouvettes sont déformées au-delà de cette contrainte critique (il convient d'éviter le maclage pendant les opérations de polissage). Le maclage $\{1012\} \langle 1011 \rangle$ interviendrait lorsque, à la suite de la déformation plastique, le plan de base possède une orientation défavorable au glissement. La réorientation provoquée par le maclage favoriserait le glissement des dislocations. Richeton et al. ont montrés récemment par émission acoustique que l'avalanche des dislocations mobiles entraîne un réarrangement des contraintes qui favorise le maclage, et le maclage, en changeant l'orientation des plans de glissement et donc les contraintes locales, provoque le glissement des dislocations [23]. L'existence d'une texture préalable importante est un facteur qui est favorable au maclage. Sur des alliages de zinc, Ecob et Ralf [24] ont observé que le maclage se produit à partir d'une déformation critique qui est du même ordre de grandeur que celle que nous obtenons dans cette étude. Après passage de cette contrainte critique et réorientation des grains la vitesse de déformation plastique augmente. Cependant il est nécessaire d'expliquer la brusque variation de contrainte interne qui devient nulle.

Une telle observation est reportée par Deighton et Parkins [25] pour le zinc pur. Ces auteurs observent pendant le fluage du zinc un adoucissement dès qu'une déformation critique est dépassée, valeur qui semble insensible au mode de préparation de l'échantillon mais varie avec la vitesse de déformation. Cet adoucissement est là aussi précédé par un maclage. Par analogie avec l'écroutissage pour lequel l'augmentation de résistance est associé à la formation de sous grains, on peut imaginer que l'adoucissement est causé par la disparition de ces sous grains par annihilation des dislocations de signe contraire. Cette hypothèse permettrait d'expliquer la diminution de la contrainte interne observée.

CONCLUSION :

Dans cette étude, nous avons effectué des essais de relaxation des contraintes sur un alliage industriel de Zinc-Cuivre-Titane, utilisé dans le bâtiment pour la couverture. Les expériences sont effectuées à des températures variant entre 293 et 473K pour des vitesses de mise en charge comprises entre 10^{-3} et 10^{-6} s^{-1} . Les résultats, interprétés à l'aide des lois de relaxation logarithmique et puissance, permettent également de calculer des valeurs physiques telles que la surface d'activation, la contrainte d'équilibre et l'énergie d'activation du mécanisme. Deux types de comportement sont observés :

- Pour les contraintes faibles, correspondant à un comportement macroscopique principalement élastique, la relaxation est de type logarithmique. La pente des droites représentant la diminution des contraintes avec le logarithme du temps est une fonction croissante de la contrainte initiale et permet par extrapolation de calculer la contrainte d'équilibre. Cette dernière est une fonction décroissante de la température. La surface d'activation est inversement proportionnelle à la contrainte efficace, et l'énergie d'activation de l'ordre de 40 Kcal/mole.
- Pour des déformations initiales dans le domaine plastique, la loi de relaxation puissance s'applique. La contrainte d'équilibre devient nulle et la surface d'activation est inversement proportionnelle au carré de la contrainte

Les mécanismes envisagés correspondent à un mouvement des dislocations dans le plan de base du zinc tant que la contrainte appliquée est inférieure à une valeur critique. Au-delà de cette valeur, un maclage se produit entraînant une réorganisation de l'orientation des grains de zinc et favorisant la déformation plastique.

Références :

- [1] J. Wégria, *Etude de la plasticité des alliages de zinc-cuivre-titane. Application à l'amélioration de leur aptitude au pliage*, Thèse d'Etat, Université Lille 1, 1984
- [2] C. van den Bos, H.C. Scnitger, X. Zhang, A. Hovestad, H. Terry, J.H.W. de Wit, *Influence of allowing elements on the resistance of rolled zinc sheet*, *Corrosion Science*, 48 (2006) 1483-1499.
- [3] F. Zhang, G. Vincent, Y.H. Sha, L. Zuo, J.J. Fundenberger, C. Esling, *Experimental and simulation textures in an asymmetrically rolled zinc alloy sheet*, *Scripta Materialia* 53 (2004) 753-759.
- [4] M. Diot, J.J. Fundenberger, M.J. Philippe, J. Wégria, C. Esling, *Texture gradient in rolled zinc sheet*, *Scripta Materialia*, 39 (1998) 1623-1630.

- [5] J.J. Funderberger, M.J. Philippe, F. Wagner, C. Esling, Modelling and prediction of mechanical properties for materials with hexagonal symmetry (Zinc, Titanium and Zirconium alloys), *Acta mater.* 45 (1997) 4041-4055.
- [6] S.R. Mac Ewen, O.A. Kupcis, B. Ramaswani, An investigation of an incremental unloading technique for estimating internal stresses, *Scripta Met.*, 3 (1969) 441-448
- [7] P. Feltham, Stress relaxation in copper and alpha-brasses at low temperature, *J. Inst. Met.*, 89 (1961) 210-214.
- [8] P. Feltham, Creep and stress relaxation in alpha brass at low temperature, *Phil. Mag.* 6 (1961) 259-270.
- [9] P. Trouton, A.O. Rankine, *Phil. Mag.* (1904) 538
- [10] M.A. Meyers, J.R.C. Guimaeres, R.R. Avillez, On stress relaxation experiments and their significance under strain-aging conditions, *Met. Trans 10A* (1979) 33-40.
- [11] W.G. Johnston, J.J. Gilman, Dislocation velocities, dislocation densities and plastic flow in lithium fluoride crystals, *J. Appl. Phys.* 30 (1959) 129-144.
- [12] J.C.M. Li, Dislocation dynamics in deformation and recovery, *Can. J. of Physics*, 45 (1967) 493-509.
- [13] J. Gupta, J.C.M. Li, Stress relaxation, internal stress and work hardening in some BCC metals and alloys, *Met. Trans.* 1 (1970) 2323-2330.
- [14] E. Krempl, relaxation behaviour and modelling, *Int. J. Plasticity*, 17 (2001) 1419-1436
- [15] P. Rodriguez, A method for determining the thermal and athermal components of flow stress from stress-relaxation, *J. Mater. Sci.* 3 (1968) 98-101.
- [16] A. Seeger, *Z. Metallkde.* 59 (1968) 289.
- [17] H. Conrad, Thermally activated deformation of metals, *J. Metals*, 16 (1964) 582-588.
- [18] P.R. Thornton, P.B. Hirsh, The effect of stacking fault energy at low temperature creep in pure metals, *Phil. Mag.* 3 (1958) 738-761.
- [19] G.H. Murthy, D.H. Sastry, Impression creep of zinc and the rate controlling mechanism of plastic flow at high temperature, *Phys. Stat. Solidi a* (1981) 63-71.
- [20] W.J.M. Tegart, O.D. Sherby, Activation energies for high temperature creep of polycrystalline zinc, *Phil. Mag.* 10 (1964) 861-870.
- [21] L.C. Chabildas, H.M. Gilder, Thermal coefficient of expansion of an activated vacancy in zinc from high temperatures, *Z. Metallkde.* 76 (1985) 627-634.
- [22] R. de Batist, A. Callens, On the analysis of stress relaxation experiments, *Phys. Stat. Solidi A21* (1974) 591-595.
- [23] T. Richeton, P. Dobron, F. Chmelik, J. Weiss, F. Louchet, On the critical character of plasticity in metallic single crystals, *Mat. Sci. Engng. A424* (2006) 190-195.
- [24] N.R. Ecob, B. Ralph, Influence of grain boundary structure on the mechanical properties of zinc-base alloys, ILZRO Report ZM.-270.
- [25] M. Deighton, R.N. Parkins, The work softening of zinc and other hexagonal metals and creep of zinc, *Trans. AIME*, 245 (1969) 1917-1927.