

Optimisation des paramètres d'un processus de forge à chaud d'un acier à haute résistance

A. Al Omar^a et R. Dkiouak^b

^a *Departamento de Ingeniería Mecánica, EPSEM, Universidad Politécnica de Cataluña, Avda. Bases de Manresa, 61-73, 08240 Manresa, Barcelona, Espagne*

^b *Laboratoire de Mécanique des Milieux Hétérogènes, Université Abdelmalek Essaadi Faculté des Sciences et Techniques de Tanger B.P. 416, Tanger, Maroc*

Résumé

Le comportement d'un acier à haute résistance lors d'un processus de forge à chaud a été étudié par des essais de compression uniaxiale à haute température sur une large gamme de vitesse de déformation. Pour déterminer les zones optimales de déformations et les zones d'instabilité plastique, nous avons utilisé des cartes de processus basées sur "le modèle dynamique des matériaux".

Introduction

Le développement des aciers à haute résistance constitue l'un des plus importants progrès technologiques de ces deux dernières décennies. Ces aciers sont d'ores et déjà utilisés dans l'industrie nucléaire, chimique et alimentaire pour l'élaboration de certaines pièces moulées.

Pour étendre le champ d'application de ces aciers, il est nécessaire d'étudier les phénomènes physico-chimiques et mécaniques, et de caractériser quantitativement l'endommagement du matériau durant la déformation plastique.

Dans un processus de mise en forme à chaud et selon les conditions expérimentales, on peut dire que les mécanismes de déformation mis en jeu conduisent à l'établissement d'un état stationnaire, dans lequel le matériau atteint un équilibre entre l'écrouissage, provenant de la déformation, et l'adoucissement dû à la restauration et à la recristallisation dynamique. La contrainte d'écoulement atteint alors une valeur de saturation appelée contrainte stationnaire. Lorsque la recristallisation dynamique se produit, la courbe d'écoulement présente un maximum (appelé aussi pic) puis décroît de façon monotone ou avec des oscillations suivant les conditions de vitesse de déformation et de température avant d'atteindre un régime stationnaire.

Dans ce travail on s'intéresse à l'étude du comportement d'un acier duplex moulé lors des essais de compression à chaud. Le modèle de base utilisé est "le modèle dynamique des matériaux" développé par Prasad et al. et analysé par Gegel et al. et Alexander. Dans ce modèle, la pièce déformée à chaud est considérée comme étant l'unique partie du système susceptible de dissiper de l'énergie, et son équation constitutive est une relation analytique qui décrit la

variation de la contrainte d'écoulement en fonction des paramètres de déformation, c'est-à-dire, température et vitesse de déformation. La dissipation d'énergie instantanée se produit par une augmentation de température (représenté par la fonction G) et par un changement microstructural (représenté par la fonction J) défini par :

$$J = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon}$$

où $\dot{\epsilon}$ est la vitesse de déformation et m le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation. Le rendement de la dissipation d'énergie est défini par un paramètre adimensionnel η :

$$\eta = \frac{J}{J_{max}} = \frac{2m}{m+1}$$

La variation de η en fonction de la température et de la vitesse de déformation constitue les cartes de processus qui caractérisent la dissipation d'énergie à travers des changements microstructuraux qui se produisent au sein de la pièce déformée. Cette carte de processus exhibe plusieurs domaines qui peuvent être associés à des mécanismes microstructuraux spécifiques. Les zones où apparaissent les mécanismes d'endommagement sont à éviter lors de la mise en forme à chaud du matériau étudié, tandis que les zones des mécanismes de stabilité plastique sont à choisir.

Dans les cartes de processus, et d'après Raj, la restauration dynamique et la recristallisation dynamique sont considérés comme étant des processus assurant une stabilité plastique car la dissipation d'énergie se produit par une annihilation des dislocations. L'apparition de ces processus se manifeste par un maximum de rendement énergétique.

Aussi, les cartes de processus sont capables de prévoir l'existence des zones d'instabilités plastiques (bandes de cisaillement, rupture intergranulaire, rupture par cavitation, ...etc.) par un minimum de rendement énergétique.

Matériaux et méthodes expérimentales

Le matériau considéré ici est un acier duplex moulé à moyen carbone dont la composition chimique (en % pds) est la suivante :

C : 0,31 – **Mn** : 0,79 – **Si** : 1,07 – **S** : 0,32 – **P** : 0,03 – **Ni** : 5,9 – **Al** : 0,018 – **Mo** : 0,49 – **Nb** : 1,28 – **W** : 0,08 – **N** : 0,34 **Cr** : 26,7.

Le principe d'élaboration de cet acier était d'une fusion au sein d'un four d'induction de moyen fréquence et d'un moulage postérieur en coulée continue à 1620°C.

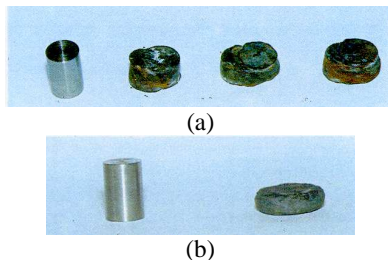
Les essais de compression uniaxiale entrepris dans cette étude ont été effectués dans le domaine de température 700 -1000 °C et la rangée de vitesses de déformation 10^{-4} - 10^{-1} s⁻¹. Pour leur réalisation, on a utilisé une machine électromécanique contrôlée

par ordinateur, et à la fin de chaque essai on obtenait la courbe $\sigma=f(\varepsilon)$.

Dans tous les cas la vitesse de chauffage était de $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ et la vitesse de refroidissement jusqu'à la température d'essai était de $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Les éprouvettes de compression cylindriques utilisées étaient de $11,4\text{ mm}$ de long et de $7,6\text{ mm}$ de diamètre.

Dans une étude parallèle, on a déterminé l'évolution de la microstructure des éprouvettes déformées. L'image métallographique correspond à une section polie et attaquée, avec des réactifs conventionnels, de l'éprouvette étudiée (trempées directement à l'eau directement après l'austénitisation). Cette image a été analysée à l'aide d'un analyseur automatique d'images.

Les figures 1 montrent l'aspect des éprouvettes déformées. A basse température, ces éprouvettes présentaient des cisaillements dus probablement à l'apparition des mécanismes d'endommagement et à la faible ductilité de ce type de matériau. Au contraire, l'écoulement du dit matériau est assez acceptable à hautes températures.



Figures 1: Aspects des éprouvettes déformées à : a) basse température et b) haute température.

Résultats expérimentaux et discussion

La microstructure initiale du matériau étudié se présente dans la figure 2. La proportion des phases observées dans cette microstructure est de 80% d'austénite et de 20% de ferrite.

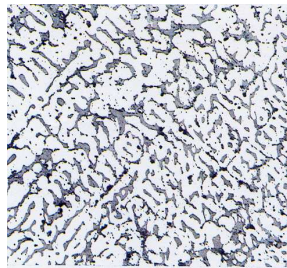
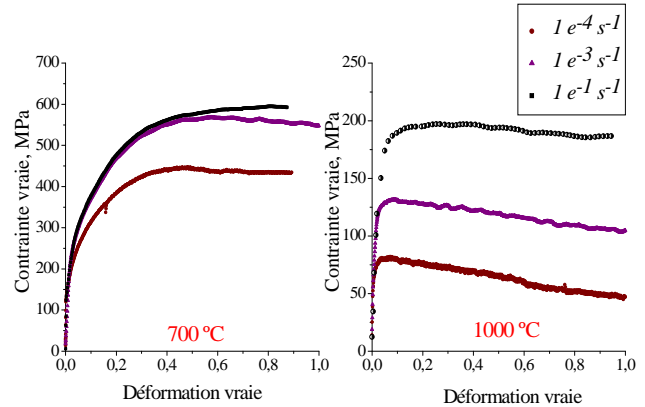


Figure 2: Microstructure initiale du matériau étudié

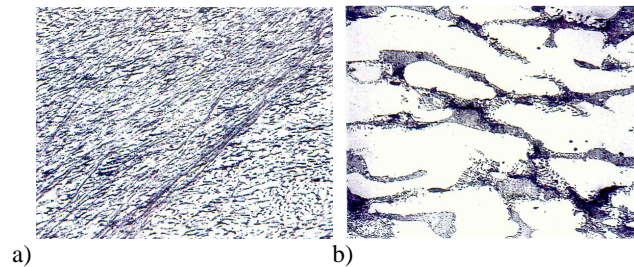
Les figures 3 montrent quelques courbes de comportement reliant les contraintes vraies aux déformations vraies schématisées pour différentes températures et vitesses de déformation. Ces courbes ont l'allure habituellement observée lorsqu'on est en présence d'une recristallisation dynamique et d'une restauration dynamique : la contrainte passe par un maximum puis décroît soit d'une façon monotone soit avec des oscillations suivant les conditions de vitesse de déformation et de température. La

déformation au pic ε_p ainsi que le maximum de contrainte σ_p augmentent tous deux avec la vitesse de déformation.

Quelques microstructures des éprouvettes déformées avec différentes combinaisons de température et de vitesse de déformation sont représentées sur les figures 4. Ces microstructures exhibent la structure typique d'une ferrite déformée avec la présence de plusieurs précipités situées principalement sur l'interphase austénite – ferrite. On constate que dans le cas d'une déformation à 750°C et à $1\text{e}^{-1}\text{ s}^{-1}$ on observe la apparition d'une bande de cisaillement.



Figures 3: Courbes d'écoulement de l'acier étudié pour différentes vitesses de déformations et à 700°C et 1000°C



Figures 4: Microstructure des éprouvettes déformées à : a) 750°C et $1\text{e}^{-1}\text{ s}^{-1}$ et b) 950°C et $1\text{e}^{-4}\text{ s}^{-1}$

La base pour la détermination des cartes de dissipation d'énergie est "le modèle dynamique des matériaux", à partir des données expérimentales d'écoulement obtenues à différentes températures et vitesses de déformation. Pour tracer ces cartes, les courbes $\log(\sigma)$ vs $\log(\dot{\varepsilon})$, correspondantes à différentes conditions d'essais, ont été ajustées à un polynôme de second degré. Le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation $m = (\partial \log \sigma / \partial \log \dot{\varepsilon})_{\varepsilon T}$ se détermine à partir de la pente en chaque point de la courbe.

Le figure 5 montre la variation de la dissipation d'énergie en fonction de la température et la vitesse de déformation à la déformation $\varepsilon = 0.6$. A partir de cette figure on aperçoit l'existence des domaines caractérisés par un maximum et un minimum de rendement énergétique. En accord avec Raj les domaines centrés à $(900^{\circ}\text{C}, 1\text{e}^{-4}\text{ s}^{-1})$, $(950^{\circ}\text{C}, 3\text{e}^{-2}\text{ s}^{-1})$ et $(1000^{\circ}\text{C}, 3\text{e}^{-4}\text{ s}^{-1})$ respectivement, dont le rendement énergétique est maximum, sont des domaines sûr pour la déformation du matériau. En effet, les courbes d'écoulement obtenues sous différentes combinaisons de températures et de vitesses de déformations de ces domaines montrent clairement un

adoucissement continu avec un comportement à pic unique (fig. 3) ainsi que le régime stationnaire est atteint aux plus grandes déformations ($\epsilon > 0,8$). Ce comportement est typique d'une recristallisation dynamique.

Tandis que le domaine présentant un rendement énergétique minimum c'est un domaine d'instabilité plastique à éviter lors d'une éventuelle déformation du matériau. Ceci est justifié par des observations au microscope électronique à balayage des microstructures déformées.

Notant l'existence, dans cette carte de dissipation d'énergie, d'un domaine avec des rendements énergétiques négatifs (le coefficient m est négatif). Ceci est expliqué par l'existence de plusieurs mécanismes physiques (cavités, décohésion, bandes de cisaillement, ...etc.) produisant des instabilités plastiques.

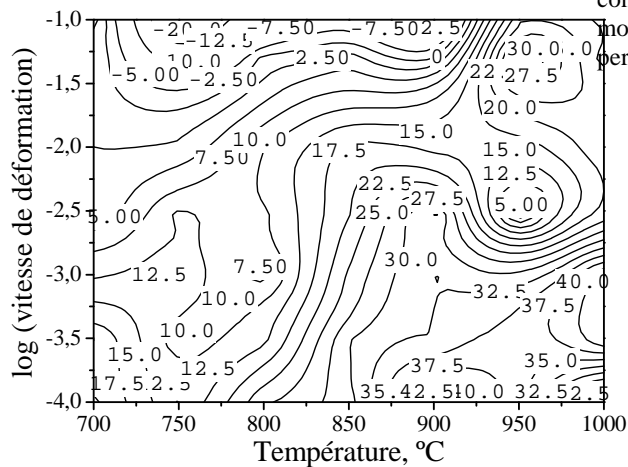
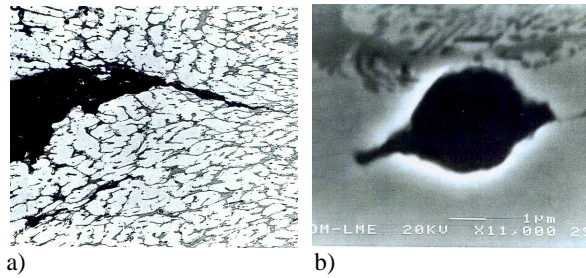


Figure 5: Carte des contours d'iso-rendement énergétique de l'acier étudié obtenue à $\epsilon = 0,6$.

Pour corroborer les résultats obtenus, on a effectué, dans ce travail de recherche, des observations par MEB (Microscopie Electronique à Balayage) sur des éprouvettes déformées à différentes combinaisons de températures et de vitesses de déformations. Dans les figures 6, correspondantes aux microstructures déformées à $(700^{\circ}\text{C}, 1e^{-1} s^{-1})$ et à $(750^{\circ}\text{C}, 1e^{-1} s^{-1})$, on constate l'apparition des fissures et des phénomènes de décohésions des particules situées préférentiellement dans l'interphase $\alpha - \gamma$. La présence d'un grand nombre de précipités et leur coalescence sont, probablement, à l'origine de ces mécanismes d'instabilité. Aussi, on a pu observer l'existence des bandes de cisaillement orientées à 45° de l'axe de compression (fig. 4 (a)).



Figures 6: Photos de la MEB des éprouvettes déformées à : a) 700°C et $1e^{-1} s^{-1}$ et b) 750°C et $1e^{-1} s^{-1}$

Ces résultats nous renseignent sur le domaine à éviter lors de la mise en forme à chaud de l'acier duplex moulé étudié. Ce domaine est caractérisé par un minimum négatif du rendement énergétique (zone centrée à 750°C et $1e^{-1} s^{-1}$).

Conclusion

L'ensemble des résultats acquis au cours de cette étude, concernant le comportement d'écoulement d'un acier duplex moulé lors d'un processus de mise en forme à chaud, nous permet de tirer un certain nombre de conclusions :

1. La mise en forme à chaud de l'acier duplex moulé étudié exhibe trois domaines de recristallisation dynamique : deux avec un même pic du rendement énergétique de 42,5 % centrés à $(900^{\circ}\text{C}, 1e^{-4} s^{-1})$ et à $(1000^{\circ}\text{C}, 3e^{-4} s^{-1})$ respectivement, et le troisième avec un pic de rendement énergétique de 30 % centré à $(950^{\circ}\text{C}, 3e^{-2} s^{-1})$. Ces domaines sont des domaines sûrs de déformations.
2. Dans des conditions industrielles, les stades initiaux du forgeage à chaud doivent se réaliser avec une température de l'ordre de 950°C et une vitesse de déformation de $3e^{-2} s^{-1}$ alors que les stades finaux doivent s'effectuer dans le domaine de recristallisation dynamique à basse température, obtenant ainsi une microstructure avec une taille de grain fine. Une telle microstructure améliore considérablement les propriétés de l'acier étudié.
3. Le matériau étudié présente des instabilités plastiques sous formes de bandes de cisaillement et de décohésion dans le domaine centré à $(750^{\circ}\text{C}, 1e^{-1} s^{-1})$. Ce domaine est à éviter lors d'un processus de forgeage à chaud.

Bibliographie

- Al Omar (A.).- Thèse doctorale, Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelone, Mars, (1996).
- Y.V.R.K. Prasad, H.L. Gegel, S.M. Doraiavelu, J.C. Malas, J.T. Morgan, K.A. Lark, and D.R. Barker. *Metall. Trans.*, 15A, 1883, (1984).
- H.L. Gegel, J.C. Malas, S.M. Doraiavelu, and V.A. Shende, *Metals Handbook*, ASM, Metals Park, 14, (1987).
- J.M. Alexander, in *Modelling of Hot Deformation of Steels*, J.G. Lenard, Ed. Springer-Verlag, Berlin (1989).
- Y.V.R.K. Prasad, *Indian J. Technol.*, 28, 435, (1990).
- R. Raj, *Metall. Trans.*, 12A, 1089, (1981).