Revue de Métallurgie **108**, 141–153 (2011)
© EDP Sciences, 2011
DOI: 10.1051/metal/2011050
www.revue-metallurgie.org

Revue de Métallurgie

Recristallisation dynamique d'alliages à basse densité fer-aluminium★

C. Castan[1], F. Montheillet[2] et A. Perlade[3]

[1] *ArcelorMittal, R&D Packaging, Voie Romaine, BP 30320, 57283 Maizières-lès-Metz Cedex, France*
e-mail : christophe.castan@arcelormittal.com
[2] *École des Mines, Centre SMS, CNRS UMR 5146, 158 Cours Fauriel, 42023 St-Etienne Cedex 2, France*
e-mail : montheil@emse.fr
[3] *ArcelorMittal, R&D Automotive Products, Voie Romaine, BP 30320, 57283 Maizières-lès-Metz Cedex, France*
e-mail : astrid.perlade@arcelormittal.com

Mots-clés :
Aciers ferritiques allégés ; alliages fer-aluminium ; roping ; recristallisation dynamique continue ; recristallisation dynamique discontinue

Résumé – Les alliages ferritiques Fe-8 %Al possèdent des propriétés physiques et mécaniques prometteuses pour le développement et la conception de nouveaux types d'aciers allégés. Ces alliages présentent cependant des défauts de surface appelés « roping », apparaissant après l'étape d'emboutissage à froid. La formation de ces défauts est principalement attribuée à la distribution hétérogène des orientations des grains. Dans cette étude, les effets de la quantité de déformation, de la vitesse de déformation et de la température ont été examinés en utilisant la torsion à chaud. Les essais ont été réalisés à des températures comprises entre 900 °C et 1100 °C et des vitesses de déformation comprises entre 0,1 s^{-1} et 10 s^{-1}. Il a été montré que deux types de recristallisation dynamique pouvaient intervenir durant la déformation à chaud : la recristallisation dynamique continue et la recristallisation dynamique discontinue.

Key words:
Lightweight steels; iron-aluminium alloys; roping; continuous dynamic recrystallization; discontinuous dynamic recrystallization

Abstract – Dynamic recrystallization of low density steels during hot rolling. Iron-aluminium alloys display promising physical and mechanical properties, suitable to the development and design of new types of lightweight steels. These properties make such alloys attractive for automotive applications due to the reductions in weight, fuel consumption and emission of exhaust gases. However, these alloys often exhibit surface defects, referred to as roping, after the deep drawing process. The formation of these defects, which consist of surface corrugations parallel to the rolling direction of the steel sheet, is mainly attributed to the inhomogeneous orientation distribution of individual grains. It is thus important to understand the recrystallization mechanisms to control the microstructure. In this study, the effects of strain, strain rate and temperature on a ferritic iron-aluminium alloy Fe-8%Al were investigated using hot torsion. Tests were performed in the temperature range 900–1100 °C and strain rate range 0.1–10 s^{-1}. In these alloys, two types of dynamic recrystallization may operate during hot deformation: at high temperature and high strain rate, this alloy undergoes discontinuous dynamic recrystallization (DDRX) whereas at lower temperature and strain rate, this alloy undergoes continuous dynamic recrystallization (CDRX).

Reçu le 26 novembre 2010
Accepté le 4 août 2011

Les aciers fer-aluminium possèdent des propriétés physiques et mécaniques prometteuses pour le développement et la conception de nouveaux types d'aciers allégés. Ces propriétés rendent ces alliages très attractifs pour le secteur de l'automobile en raison des réductions de poids, de la consommation de carburant et de l'émission de gaz d'échappement.

Sur la partie riche en fer du diagramme de phases fer-aluminium et à basse température, il existe trois types de réseaux cubiques centrés en fonction de la teneur en aluminium : le réseau désordonné A2, le réseau ordonné DO_3 et le réseau ordonné B2. La solution solide Fe-Al à moins de 10 % en poids d'aluminium a une structure non ordonnée de type A2 : les atomes de fer et

★ Cet article est basé sur la contribution au colloque 04 : « Matériaux pour le Transport », de la conférence « Matériaux 2010 », Nantes, 18–22 octobre 2010.

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press
Article publié par EDP Sciences

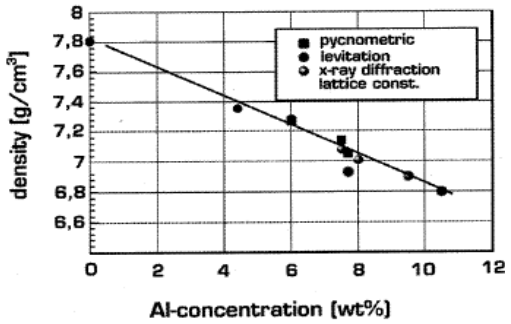


Fig. 1. Influence de la teneur en aluminium sur la densité des alliages Fer-Aluminium [1].

Fig. 1. Density vs. aluminium concentration for Iron-Aluminium alloys [1].

d'aluminium sont répartis de manière aléatoire sur les sites du réseau. Les alliages ferritiques Fe-8 %Al ont une densité se situant aux alentours de 7 g/cm^3 ce qui permet un gain en poids d'environ 10 % (Fig. 1) par rapport aux aciers rencontrés classiquement [1].

Cependant, ces alliages présentent des défauts de surface induits par un phénomène appelé « roping », apparaissant après l'étape d'emboutissage à froid. La formation de ces défauts, qui consiste en la naissance d'ondulations lorsque l'on déforme plastiquement le matériau le long de la direction de laminage, est principalement attribuée à la distribution hétérogène des orientations des grains. Il est donc important de comprendre les différents mécanismes de recristallisation à chaud afin de contrôler la microstructure et ainsi limiter ces défauts.

1 Procédure expérimentale

L'alliage ferritique Fe-8 %Al a été coulé sur le site d'ArcelorMittal Maizières et laminé en trois passes successives. La déformation cumulée est égale à 1. La composition a été déterminée par analyse chimique (Tab. 1).

Cet acier est entièrement recristallisé et possède une taille de grains initiale d'environ 800 μm (grains équiaxes). Le matériau est morphologiquement isotrope (Fig. 2).

Afin de caractériser les mécanismes de déformation à chaud se produisant dans cet alliage, des essais de torsion à chaud ont été effectués dans un sens impliquant un cisaillement négatif et sous atmosphère inerte (argon) afin d'atténuer les phénomènes d'oxydation. Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes de rayon 3 mm (Fig. 3a) à des températures comprises entre 900 °C et 1100 °C et des vitesses de déformation comprises entre 0,1 s^{-1} et 10 s^{-1}. La mise en température est réalisée par un four à rayonnement infrarouge piloté par un ordinateur afin de pouvoir contrôler précisément le cycle de montée en température avant l'essai. Un thermocouple placé à l'intérieur de l'éprouvette mesure la température de l'échantillon et permet l'asservissement du four. Ce four permet de travailler à des températures pouvant aller jusqu'à 1200 °C avec une homogénéité de la température le long de la partie utile de ±2 °C. Un maintien de 5 min à la température de l'essai a été effectué avant la déformation. Après déformation, les échantillons ont été trempés à l'argon afin de figer les microstructures. Toutes les précautions ont été prises pour tremper aussi vite que possible. La trempe est déclenchée en moins de 0,5 s et la vitesse de trempe avoisine les 200 °C/s durant les premières secondes. Les échantillons ont ensuite été préparés afin de pouvoir les analyser à l'aide d'un microscope optique (Olympus GX51) et/ou un microscope électronique à balayage (JEOL 6500) équipé d'un système EBSD (Electron Back Scattered Diffraction). L'observation des échantillons s'effectue sur un plan θz proche de la surface situé à une distance de 0,9xRayon (Fig. 3b). Dans toutes les cartographies EBSD présentées dans cet article, l'axe z de l'éprouvette est parallèle à la direction verticale.

2 Résultats et discussion

2.1 Courbes contrainte-déformation

Les courbes contrainte-déformation présentent d'abord un domaine d'écrouissage au cours duquel la contrainte croît au fur et à mesure que la déformation augmente, puis un maximum relativement peu accentué, suivi d'un lent adoucissement (Fig. 4). Pour les éprouvettes déformées à un taux de déformation suffisamment élevé (ε = 10 minimum), la contrainte d'écoulement se stabilise (domaine stationnaire).

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press

Tableau 1. Composition chimique de l'alliage Fe-8 %Al étudié.
Table 1. Chemical composition of the Fe-8%Al alloy investigated.

composition	Al	Mn	C	Ti	S	Si	Cr	P
10^{-3} % poids	8150	100	8,6	62	0,6	64	14	7

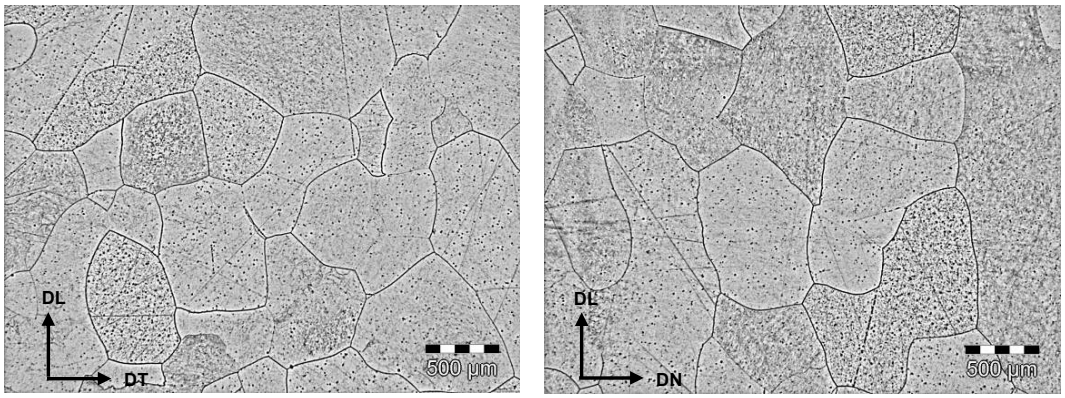


Fig. 2. Microstructure de l'alliage Fe-8 %Al étudié.
Fig. 2. Microstructure of the Fe-8%Al alloy investigated.

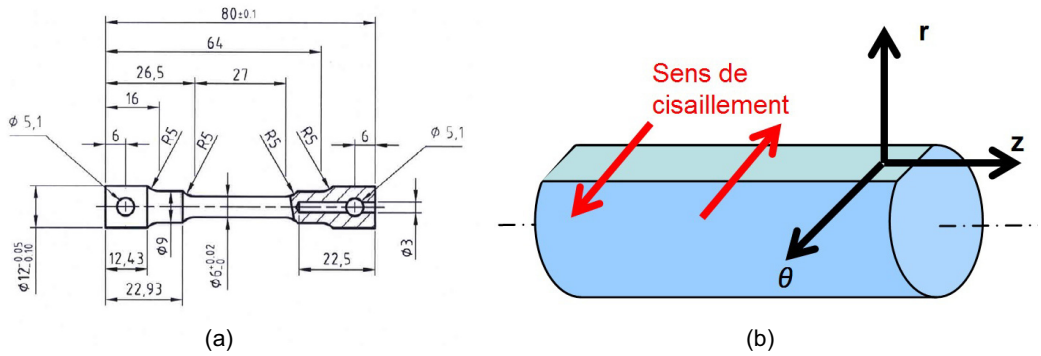


Fig. 3. Éprouvettes de torsion. (a) Géométrie des éprouvettes de torsion (en millimètres). (b) Plan d'observation des éprouvettes de torsion.
Fig. 3. Torsion specimens. (a) Geometry of torsion specimens (in millimeters). (b) Schematic illustration of the zone used for analyses.

Sur la figure 4, on retrouve des résultats rencontrés classiquement : à une température donnée, la contrainte augmente lorsque la vitesse de déformation augmente (Fig. 4a) et à vitesse de déformation donnée, la contrainte augmente lorsque la température diminue (Fig. 4b).

2.2 Vitesses de déformation faibles

L'alliage ferritique Fe-8 %Al a été déformé par torsion à une vitesse faible de 0,1 s^{-1} et à une température de 1000 °C à différents taux de déformation afin d'étudier l'évolution de la microstructure et de la texture.

Microstructures

Sur les cartographies EBSD (Fig. 5), sont représentées en rouge les parois ayant une désorientation comprise entre 2° et 15° (sous-joints) et en noir les parois ayant une désorientation supérieure à 15° (joints de grains). Les flèches indiquent le sens de cisaillement.

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press

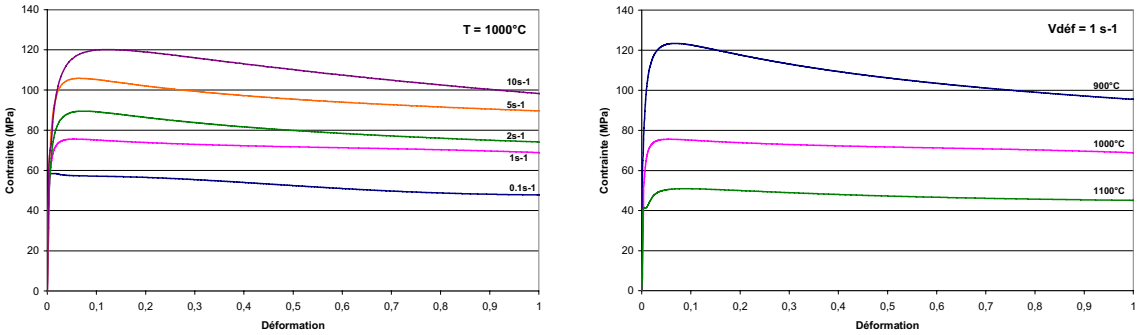


Fig. 4. Courbes contrainte-déformation obtenues pour l'alliage Fe-8 %Al. (a) Influence de la vitesse de déformation. (b) Influence de la température.

Fig. 4. Stress-strain curves obtained for the Fe-8%Al alloy. (a) Influence of strain rate. (b) Influence of temperature.

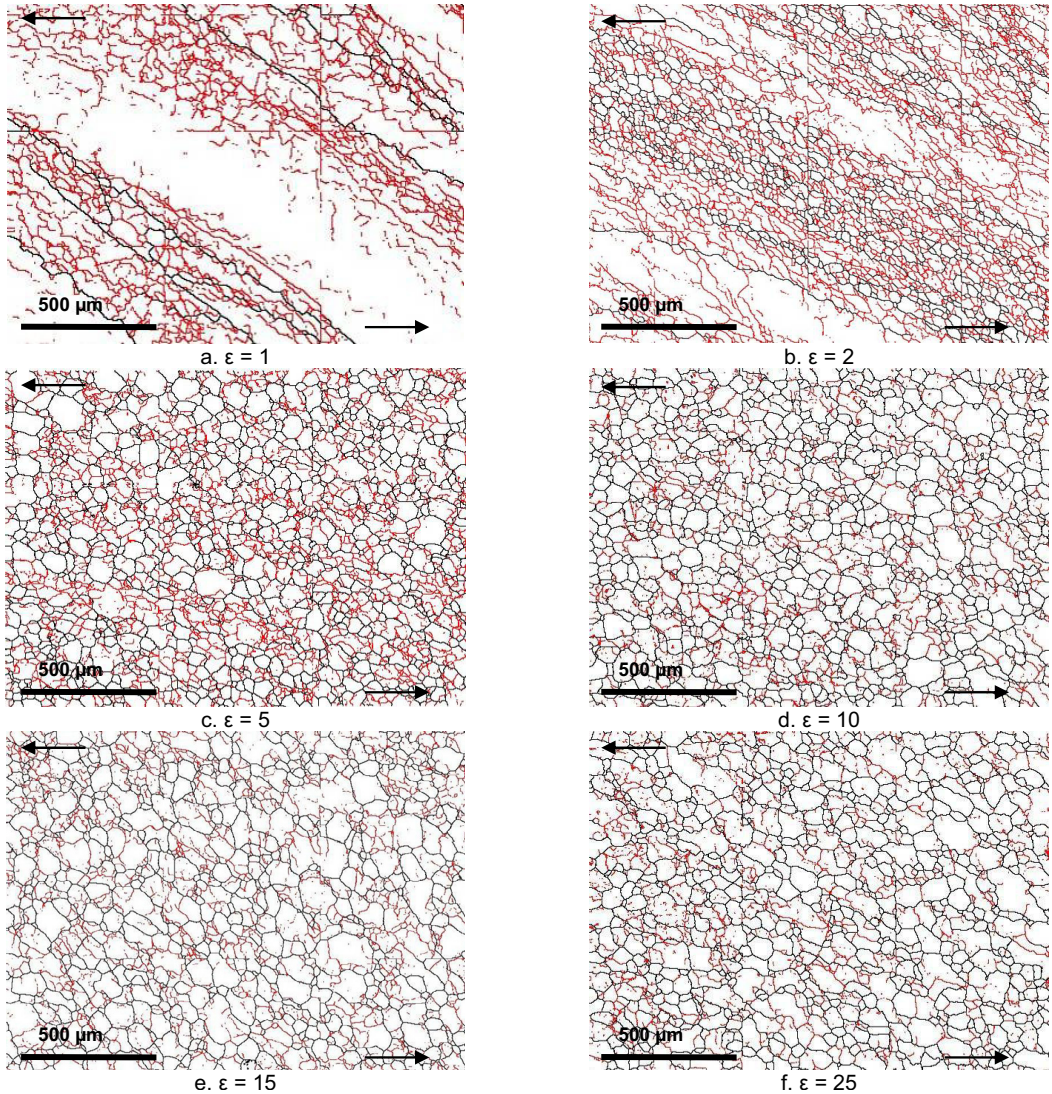


Fig. 5. Microstructures des échantillons déformés par torsion à 1000 °C–0,1 s^{-1} (cartographies EBSD).

Fig. 5. Microstructures of samples deformed by torsion at 1000 °C–0.1 s^{-1} (EBSD maps).

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press

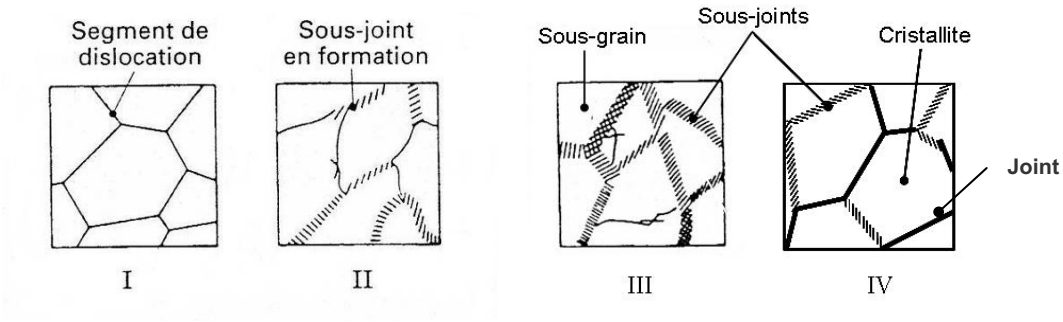


Fig. 6. Représentation schématique du processus de restauration dynamique [2].
Fig. 6. Schematic representation of the dynamic recovery process [2].

Sur la microstructure (a), les grains initiaux, bien visibles, sont allongés suivant le sens du cisaillement. On remarque l'apparition de sous-joints au voisinage des joints de grains. Sur la microstructure (b), les grains initiaux sont encore plus allongés suivant le sens du cisaillement. Les sous-joints envahissent tout le matériau. La formation de parois à forte désorientation à l'intérieur des grains initiaux a débuté selon le mécanisme de recristallisation dynamique continue (CDRX). La fragmentation s'avère sélective : certains grains sont plus fragmentés que d'autres. À partir de la microstructure (c), il devient difficile, voire impossible, de distinguer les joints de grains initiaux des joints de grains recristallisés. On observe une microstructure fragmentée composée de cristallites dont les parois se composent d'un mélange de sous-joints et de joints.

Ces alliages ferritiques Fe-8 %Al sont des alliages à forte énergie de défauts d'empilement au même titre que l'aluminium, le fer α et le titane β par exemple [2]. Ils subissent principalement un processus de recristallisation dynamique continue. Aux déformations faibles ou modérées, c'est-à-dire approximativement jusqu'au maximum de la courbe contrainte-déformation, la combinaison des processus d'écrouissage et de restauration dynamique se traduit par une évolution microstructurale analogue à la formation des cellules d'écrouissage observée lors de la déformation à froid des mêmes matériaux. Dans ce domaine, on observe une augmentation progressive de la densité de dislocations. Toutefois, contrairement au cas de la déformation à froid, cet accroissement lié à l'écrouissage est modéré par la restauration dynamique. Ainsi une partie des dislocations peut être éliminée, soit au cours d'annihilations par paires, soit par absorption dans les joints de grains. Simultanément, les dislocations s'organisent en sous-joints subdivisant les grains initiaux en sous-grains (Fig. 6), conformément à la théorie de Holt [3].

Les transformations microstructurales dans le domaine des déformations faibles ou modérées résultent donc d'un équilibre entre l'écrouissage (création de dislocations) et la restauration dynamique (réarrangement et annihilation continue des dislocations). Les sous-joints apparaissent comme des arrangements plans d'une, deux ou trois familles de dislocations parallèles [4]. Au maximum de la courbe contrainte-déformation, la désorientation cristallographique moyenne entre sous-grains adjacents est de quelques degrés. La taille moyenne des sous-grains augmente lorsque la vitesse de déformation diminue ou lorsque la température augmente ; elle varie donc en sens inverse de la contrainte d'écoulement. Au cours de la déformation, les cristallites demeurent approximativement équiaxes (Fig. 7a), alors que les grains initiaux sont de plus en plus déformés (Fig. 7b).

Contrairement aux sous-joints, les joints de grains ne sont plus décrits en termes de dislocations, mais relèvent de la théorie des réseaux de coïncidence. Pour caractériser une telle microstructure, on introduit le terme de cristallite, qui désigne dans un agrégat polycristallin une entité d'orientation cristalline uniforme et délimitée en

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press

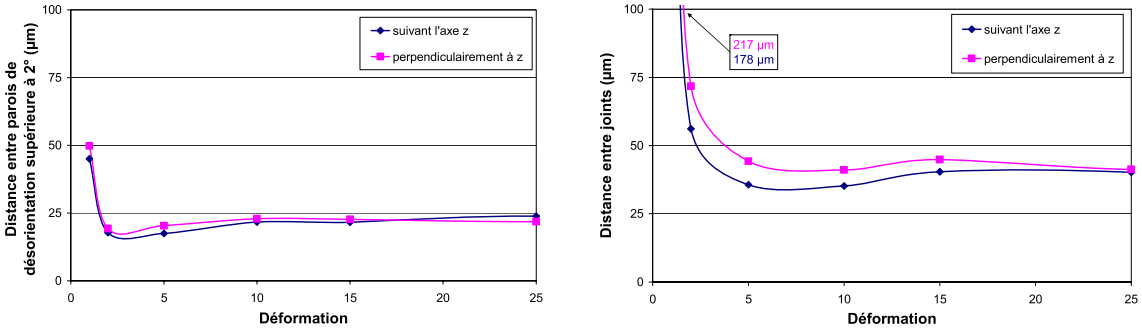


Fig. 7. Distances entre parois de désorientation supérieure à 2° ou entre joints (>15°) déterminées par la méthode des intercepts moyens. (a) Distance entre parois de désorientation supérieure à 2° en fonction de la déformation. (b) Distance entre joints (désorientation supérieure à 15°) en fonction de la déformation.

Fig. 7. Distances between boundaries with misorientations above 2° or 15° determined by the average intercept method. (a) Distance between boundaries with misorientations above 2° as a function of strain. (b) Distance between High Angle Boundaries (misorientation above 15°) as a function of strain.

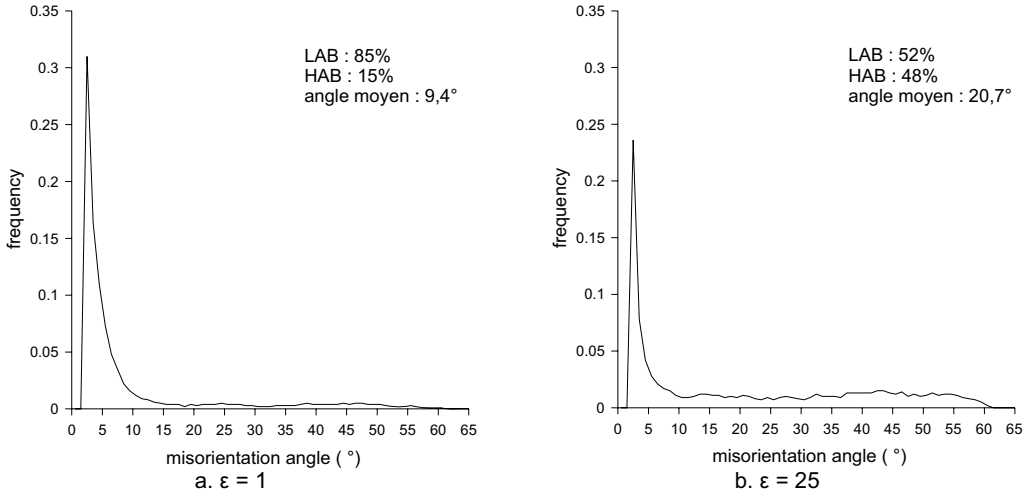


Fig. 8. Distribution des angles de désorientation corrélée.

Fig. 8. Misorientation distribution function.

partie par des joints de grains, en partie par des sous-joints. En revanche, on convient de réserver les termes de grains et de sous-grains à des éléments d'agrégats exclusivement délimités par des joints et des sous-joints, respectivement. Au cours de la déformation, une partie des sous-joints formés durant la phase d'écrouissage-restauration dynamique se transforment progressivement en joints en raison des rotations cristallines différentes des sous-grains adjacents [5]. Cette création d'interfaces, initialement à faible puis à forte désorientation, est illustrée par les courbes de les figures 8 et 9.

Ces deux graphiques (Fig. 8) représentent la distribution des angles de désorientation corrélée (les angles de désorientation sont mesurés entre points voisins) pour une déformation égale à 1 et à 25. Il se produit une augmentation de la quantité de joints de grains (HAB : High Angle Boundaries) aux dépens des sous-joints (LAB : Low Angle Boundaries) montrant la transformation progressive des sous-joints en joints de grains. Sur la figure 9, on remarque que pour des déformations élevées, il se produit un équilibre entre la quantité de HAB et celle de LAB.

Textures

Après s'être intéressé à l'évolution des microstructures avec la déformation, les figures

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press

de pôles {110}, pour les différents taux de déformation, sont représentées figure 10.

La figure 10a représente les différentes orientations idéales observées sur la figure de pôles {110} durant un essai de torsion pour un matériau de structure cubique centrée [6].

Pour des raisons évidentes de statistique, la figure de pôles correspondant à l'essai déformé à $\varepsilon = 1$ ne sera pas donnée (taille de grains trop grande par rapport à la plage analysée).

Dans le cas d'un cisaillement négatif, on obtient une texture de type D2 : $\{\overline{1}12\}\langle 111\rangle$.

C'est un résultat que l'on retrouve classiquement dans les alliages ferritiques [7]. L'intensité maximale de D2 est observée pour $\varepsilon = 15$.

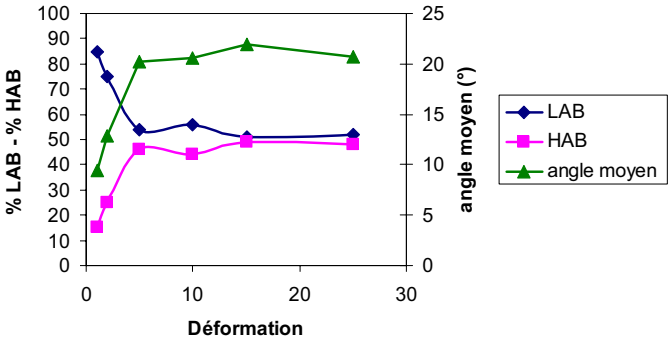


Fig. 9. Évolution des proportions de sous-joints (LAB) et de joints de grains (HAB) ainsi que de l'angle moyen de désorientation en fonction de la déformation.

Fig. 9. Evolutions of the %LAB and %HAB and the average misorientation angle as a function of strain.

2.3 Vitesses de déformation élevées

L'alliage ferritique Fe-8 %Al a été déformé par torsion ($\varepsilon = 2$) à des vitesses élevées de $5\,s^{-1}$ et $10\,s^{-1}$ et à une température de 1100 °C afin d'étudier les microstructures et textures associées.

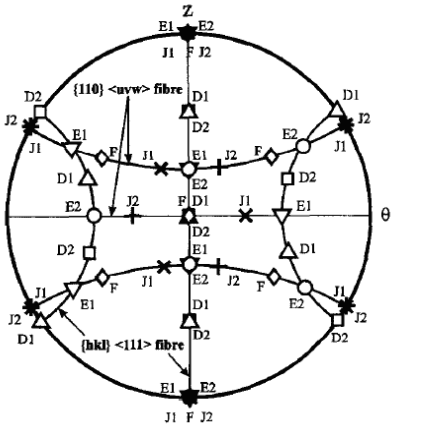
Microstructures

Sur les cartographies EBSD (Fig. 11), sont représentées en rouge les parois ayant une désorientation comprise entre 2° et 15° (sous-joints) et en noir les parois ayant une désorientation supérieure à 15° (joints de grains). Les flèches indiquent le sens de cisaillement.

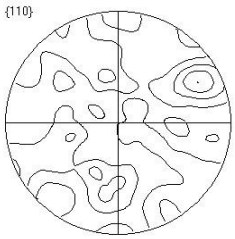
Sur ces cartographies EBSD, on peut observer d'une part la présence de nouveaux grains recristallisés, équiaxes et vierges de sous-structure montrant l'activation d'un autre mécanisme de recristallisation et d'autre part la présence de gros grains écrouis. Il ne s'agit plus ici d'un mécanisme de recristallisation dynamique continue mais d'un mécanisme de recristallisation dynamique discontinue (DDRX). Bien que les alliages ferritiques soient à forte énergie de défauts d'empilement, il parait donc possible qu'en fonction des conditions de déformation, le mécanisme de recristallisation dynamique discontinue puisse être activé.

Les vitesses de déformation étant plus élevées, le temps des essais est plus court et le processus de restauration dynamique décrit précédemment moins efficace. L'écrouissage est donc important, ce qui conduit à l'accumulation locale d'importantes densités de dislocations dans le matériau. L'énergie élastique ainsi stockée constitue une force motrice suffisante pour provoquer, à température élevée, la germination de nouveaux grains (des germes de nouveaux grains apparaissent dans le matériau écroui). Un germe est une région de faible volume, contenant une faible densité de dislocations et séparé de la matrice environnante par des interfaces à forte désorientation. Il semble que plusieurs mécanismes soient susceptibles de produire des germes, tels que par exemple la rotation accélérée d'un sous-grain particulier, la coalescence de sous-grains adjacents ou la migration locale d'un joint de grains à l'intérieur d'un grain voisin. Ces germes apparaissent le plus souvent à proximité des joints de grains initiaux. Les nouveaux grains ainsi créés croissent alors au détriment des anciens grains écrouis, la migration des joints de grains entraînant ainsi une diminution de l'énergie élastique du système. La structure initiale déformée est ainsi rapidement remplacée par une structure recristallisée, ce qui empêche le déclenchement des processus plus lents de recristallisation dynamique continue [2]. Avec ce type de mécanisme de recristallisation, les distributions des angles de désorientation (Fig. 12) sont totalement différentes par rapport au cas précédent. On observe ainsi des distributions des angles de

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press

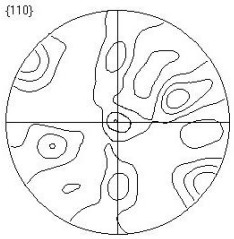


a. Figure de pôles {110} représentant les orientations idéales observées durant un essai de torsion pour un alliage cubique centré [6]
{110} pole figure displaying ideal orientations observed during a torsion test for a bcc alloy [6]



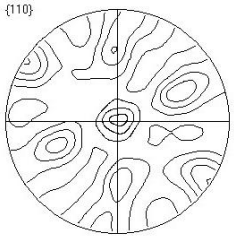
max : 2.50

b. ε = 2



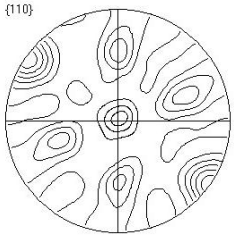
max : 2.46

c. ε = 5



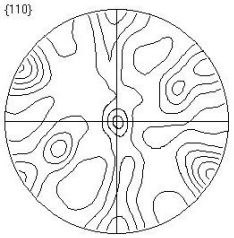
max : 2.56

d. ε = 10



max : 3.43

e. ε = 15



max : 3.17

f. ε = 25

Fig. 10. Figures de pôles {110} de l'alliage Fe-8 %Al déformé par torsion.
Fig. 10. {110} pole figures of the Fe-8%Al alloy deformed by torsion.

désorientation proches de celles correspondant à un agrégat de cristaux d'orientation et de position aléatoires avec peu de sous-joints et un maximum de joints de désorientation 45° (distribution de MacKenzie) [8].

Textures

Après s'être intéressé aux microstructures obtenues à des vitesses de déformation élevées, les orientations des grains recristallisés ayant une désorientation interne moyenne inférieure à 2° (Fig. 13) vont être étudiées en représentant les figures de pôles {110} associées (Fig. 14).

Dans le cas de la recristallisation dynamique discontinue, les grains recristallisés n'ont pas d'orientations privilégiées (texture très peu intense). C'est un résultat que l'on retrouve classiquement [5]. Ceci est un résultat allant dans le sens d'une diminution du roping. Afin de limiter ce phénomène, il semble donc avantageux de favoriser un

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press

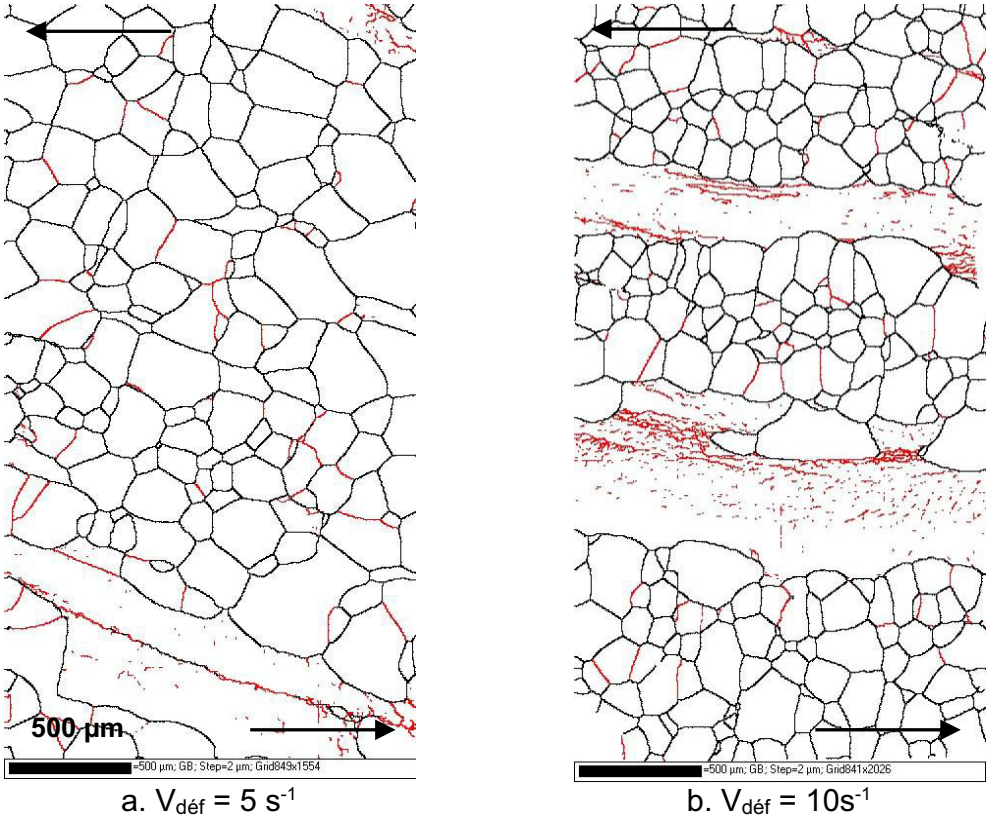


Fig. 11. Microstructure des échantillons déformés par torsion pour une déformation égale à 2, une température de 1100 °C et des vitesses de déformation de 5 s^{-1} et 10 s^{-1} (cartographies EBSD).

Fig. 11. Microstructures of samples deformed by torsion (strain = 2) at a temperature of 1100 °C and strain rates of 5 s^{-1} and 10 s^{-1} (EBSD maps).

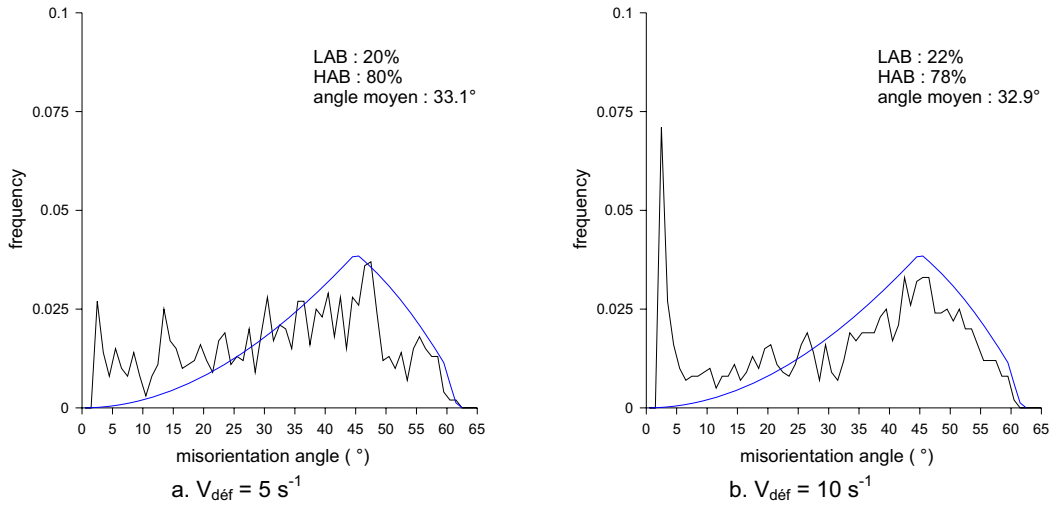


Fig. 12. Distribution des angles de désorientation corrélée pour les deux essais précédents (en bleu est représentée la distribution de MacKenzie [8]).

Fig. 12. Misorientation distribution functions (the blue curve displays the MacKenzie distribution [8]).

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press

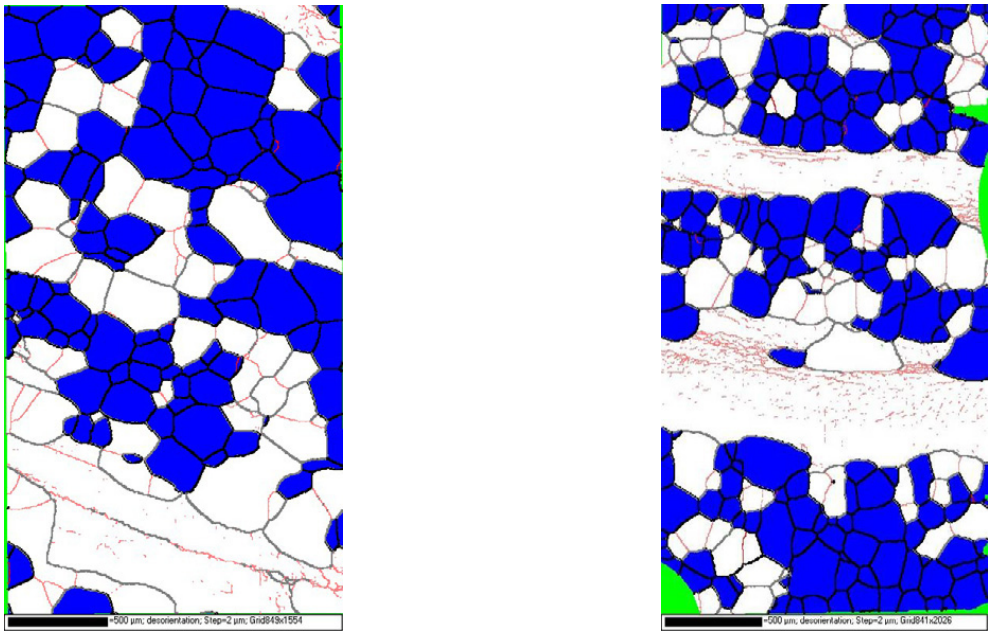


Fig. 13. Cartographies EBSD représentant les grains ayant une désorientation interne moyenne inférieure à 2°.

Fig. 13. EBSD maps showing grains with a mean internal misorientation below 2°.

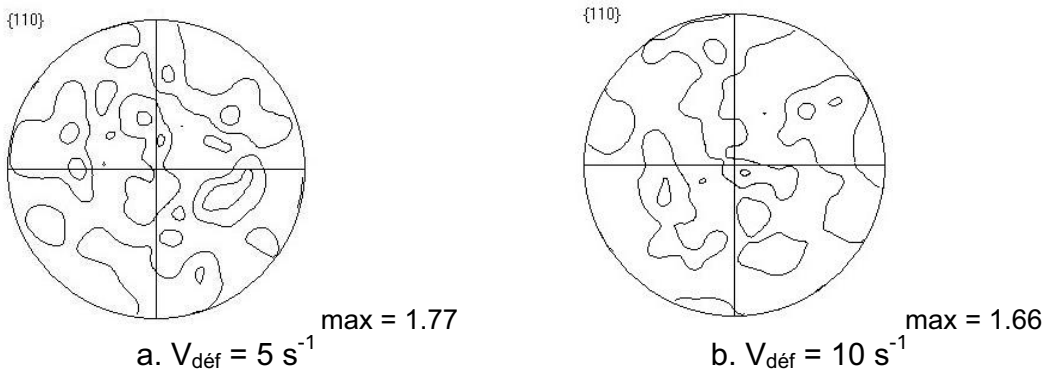


Fig. 14. Figures de pôles {110} associées aux grains recristallisés sélectionnés.

Fig. 14. {110} pole figures of the selected recrystallized grains.

mécanisme de recristallisation dynamique discontinue afin d'obtenir une microstructure avec des grains recristallisés ayant une orientation aléatoire.

2.4 Transition CDRX/DDRX

Deux mécanismes de recristallisation dynamique sont donc possibles pour l'alliage ferritique Fe-8 %Al. Aux vitesses de déformation faibles se produit de la recristallisation dynamique continue alors qu'aux vitesses de déformation élevées se produit de la recristallisation dynamique discontinue. Il y a donc compétition entre ces deux mécanismes en fonction des conditions de déformation.

Quelques auteurs ont mis en évidence l'existence d'une compétition entre deux mécanismes de déformation à chaud dans

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press

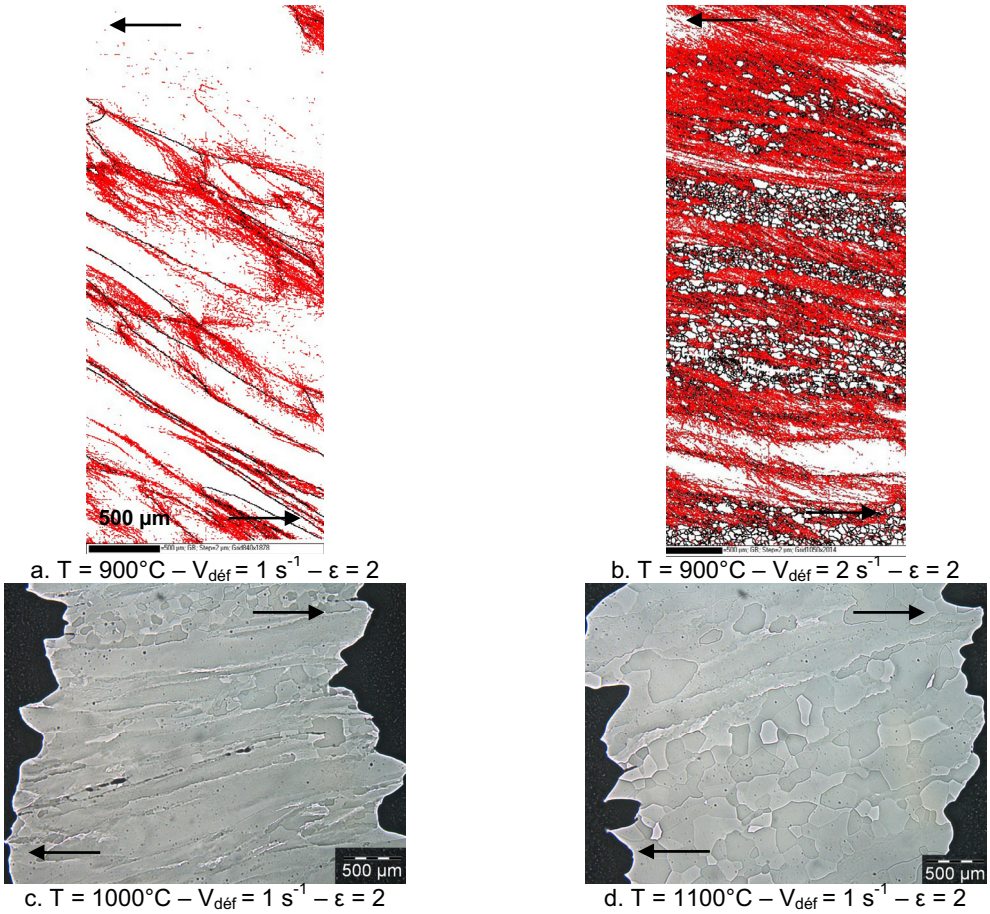


Fig. 15. Microstructures des échantillons déformés à différentes températures et vitesses de déformation.

Fig. 15. Microstructures of the samples strained at various temperatures and strain rates.

des alliages ferritiques mais leurs conclusions furent différentes. Glover et Sellars [9], en 1973, montrèrent l'existence d'un mécanisme de recristallisation dynamique discontinue dans de la ferrite pure pour des valeurs du paramètre de Zener Hollomon (Z) faibles, c'est-à-dire à une température élevée et/ou une vitesse de déformation basse. Pour des valeurs de Z élevées, se produit de la restauration dynamique. Tsuji et al. [10] en 1997 et Narayana Murty et al. [11] en 2005 montrèrent des résultats analogues. Plus récemment, Hinton et al. [12], en 2007, étudia un acier inoxydable ferritique AISI430 à une température de 960 °C. Ses conclusions furent différentes. Aux vitesses de déformation faibles (inférieures à 5 s^{-1}) se produit de la recristallisation dynamique continue alors qu'aux vitesses de déformation élevées (supérieures à 5 s^{-1}) se produit de la restauration dynamique suivie d'un mécanisme qualifié de recristallisation statique discontinue. Dans notre étude, nous mettons aussi en évidence la présence d'un mécanisme de recristallisation dynamique continue pour des vitesses de déformation faibles mais pour des vitesses de déformation plus élevées nous interprétons les résultats obtenus comme étant de la recristallisation dynamique discontinue.

Plusieurs essais de torsion ont été effectués à différentes vitesses et températures afin d'étudier l'activation ou la non activation du mécanisme de recristallisation dynamique discontinue. Quelques exemples de microstructures obtenues par analyse EBSD ou par microscopie optique sont donnés en figure 15. Sur les cartographies EBSD (Figs. 15a et b), sont représentées en rouge les parois ayant une désorientation comprise

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press

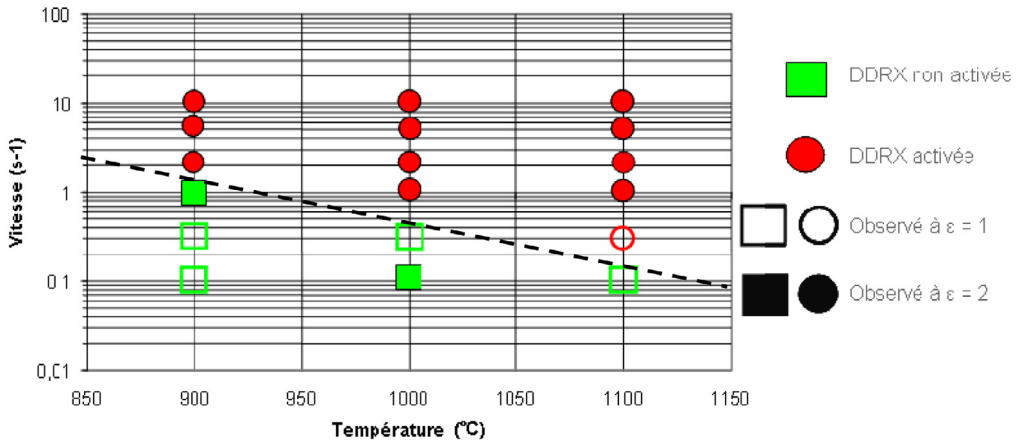


Fig. 16. Carte vitesse de déformation - température représentant l'activation ou non du mécanisme de DDRX.

Fig. 16. Strain rate – temperature map displaying the activation or not of the DDRX mechanism.

entre 2° et 15° (sous-joints) et en noir les parois ayant une désorientation supérieure à 15° (joints de grains). Les flèches indiquent le sens de cisaillement.

Sur la microstructure (a), le mécanisme de recristallisation dynamique discontinue n'est pas activé alors que sur les microstructures (b), (c) et (d), on observe des grains recristallisés vierges de sous-structure montrant l'activation de ce mécanisme.

Grâce à l'étude des microstructures (Figs. 5–11–15), nous pouvons conclure qu'il se produit bien une transition entre un mécanisme de recristallisation dynamique continue et un mécanisme de recristallisation dynamique discontinue. Plus la vitesse de déformation est élevée (Figs. 15a et b) et plus la température est élevée (Figs. 15a, c et d), plus le mécanisme de DDRX est favorisé. Les résultats obtenus pour les essais effectués à des températures comprises entre 900 °C et 1100 °C et des vitesses de déformation comprises entre 0,1 s^{-1} et 10 s^{-1} sont donnés en figure 16.

Chovet et al. [13], en 2000, ont travaillé sur la transition CDRX/DDRX des alliages d'aluminium. Pour un aluminium de haute pureté (>99.999 %), un mécanisme de recristallisation dynamique discontinue est activé alors que pour des alliages d'aluminium rencontrés classiquement, un mécanisme de recristallisation dynamique continue se produit. Au cours de cette étude, les auteurs ont proposé un critère de transition pouvant être intégré dans des modèles de recristallisation. Le principal mécanisme physique qui contrôle la CDRX est la désorientation progressive des sous-joints alors que dans le cas de la DDRX, le paramètre important est la vitesse des joints de grains. Le processus de CDRX se produira donc si la vitesse de migration est suffisamment faible de manière à ce que le sous-joint puisse avoir assez de temps pour se transformer en joint de grains avant d'être absorbé par un joint de grain préexistant en mouvement. Ils considèrent que la migration des sous-joints est suffisamment faible pour être négligée et que donc seuls les joints de grains sont mobiles. À partir de ces remarques, le critère suivant a été proposé : le mécanisme de CDRX se produit si le temps Δt_1 nécessaire à la création d'un nouveau joint de grains est moins élevé que le temps Δt_2 nécessaire aux joints de grains pour balayer l'ancienne microstructure.

$$\Delta t_1 = \theta_c / \dot{\theta} \quad (1)$$

$$\Delta t_2 = D / (f_{GB} \cdot v) \quad (2)$$

Avec $\dot{\theta}$: vitesse de désorientation moyenne.
θ_c : angle de désorientation critique passant d'un sous-joint à un joint de grain.
D : taille moyenne des cristallites.
f_{GB} : fraction surfacique de joints de grains.
v : vitesse de migration de joints de grains.

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press

3 Conclusions

Bien que les alliages ferritiques Fe-8 %Al soient des matériaux à forte énergie de défaut d'empilement, deux types de recristallisation dynamique peuvent se produire durant la déformation à chaud. Aux hautes températures et hautes vitesses de déformation se produit un mécanisme de recristallisation dynamique discontinue alors qu'à des températures et vitesses de déformation plus faibles se produit un mécanisme de recristallisation dynamique continue. Il y a donc, en fonction des conditions de déformation, une compétition entre ces deux mécanismes. Afin de limiter le phénomène de roping, défaut principalement attribué à la distribution hétérogène des orientations des grains, il semble donc avantageux de recristalliser la structure à l'aide d'un mécanisme de recristallisation dynamique discontinue.

Références

[1] G. Frommeyer, E.J. Drewes, B. Engl, Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels, La Revue de Métallurgie, 2000, pp. 1245-1253

[2] F. Montheillet, Métallurgie en mise en forme à chaud, Techniques de l'ingénieur, M 3 031

[3] D.L. Holt, *J. Appl. Phys.* (1970) 3197-3201

[4] A. Amelinckx, W. Dekeyser, *Solid State Physics* **8** (1959) 325-499

[5] F. Montheillet, *Springer Wien New York* (2004) 203-256

[6] J. Baczynski, J.J. Jonas, Texture development during the torsion testing of α-iron and two IF steels, Acta Materialia, 1996, pp. 4273-4288

[7] S.M. Lim, M. El Wahabi, C. Desrayaud, F. Montheillet, *Mater. Sci. Eng.* **460-461** (2007) 532-541

[8] J.K. MacKenzie, *Biometrika* **45** (1958) 229-240

[9] G. Glover, C.M. Sellars, *Metall. Trans.* **4** (1973) 765-775

[10] N. Tsuji, Y. Matsubara, Y. Saito, *Scripta Materialia* **37** (1997) 477-484

[11] S.V.S. Narayana Murty, S. Torizuka, K. Nagai, T. Kitai, Y. Kogo, *Scripta Materialia* **53** (2005) 763-768

[12] J.S. Hinton, J.H. Beynon, *ISIJ Int.* **47** (2007) 1465-1474

[13] C. Chovet, S. Gourdet, F. Montheillet, *Mater. Trans.* **41** (2000) 109-112

https://doi.org/10.1051/metal/2011050 Published online by Cambridge University Press