

Chapitre II : Revue bibliographique

Le phénomène de « la déformation viscoplastique sous faible contrainte assistée par la recristallisation (RIP) » est à ce jour un sujet rarement étudié et il existe très peu de données dans la littérature. Les mises en évidence expérimentales disponibles sont d'abord explorées en détail (Sous-chapitre II.1). Ceci permet de comprendre que ce phénomène est incontournable sur de nombreux métaux sous certaines sollicitations et également de souligner les conditions nécessaires susceptibles de le déclencher. C'est sur la base de ces informations que le détail de la recristallisation et des mécanismes de déformation viscoplastique liés au phénomène RIP est alors bien ciblé. Un tour d'horizon de la recristallisation et de la viscoplasticité associée est présenté dans le Sous-chapitre II.2. Ensuite, le Sous-chapitre II.3 montre que certains phénomènes, liés à l'évolution microstructurale pendant la recristallisation, pourraient être éventuellement les causes, majeures ou mineures, du phénomène RIP.

II.1. Mise en évidence et interprétation actuelle du phénomène

Le phénomène RIP n'est pas nouveau et la littérature montre que, sous certaines conditions, le RIP est observable sur de nombreux métaux, tels que le plomb, le nickel, l'or, certains aciers et l'aluminium. Les premières mises en évidence publiées remontent aux années 50 et 60 [Gifkins, 1958, Hardwick *et al.*, 1961, Richardson *et al.*, 1966]. A cette époque, ce phénomène a été identifié lors d'essais de fluage. Il s'exprime par une accélération de la déformation viscoplastique pendant le fluage en régime stationnaire sur un matériau recuit (partiellement ou complètement). A partir de l'étude du comportement macroscopique et d'observations microstructurales, il est prouvé que cette accélération de la déformation est associée à la recristallisation. L'interprétation la plus représentative est celle donnée par Gifkins [Gifkins, 1958], qui en conclut que le comportement viscoplastique des grains recristallisés dans le domaine transitoire joue un rôle important, cependant aucun modèle n'est présenté.

Plus récemment, plusieurs études abordent ce sujet à nouveau parce que le phénomène RIP est incontournable lors du chauffage sous charge des matériaux écrouis [Yin et Zhou, 1990, Han *et al.*, 2005, Estrin, 2006, Hutchinson *et al.*, 2010, Vu et Pineau, 2010, Huang *et al.*, 2012]. La déformation (visco)plastique produite par la recristallisation statique est, pour la première fois, officiellement nommée « Recrystallisation-Induced Plasticity (RIP) » dans l'étude de Yin [Yin et Zhou, 1990]. Pour la plupart des auteurs, l'écoulement par diffusion de matière est considéré comme la principale cause du phénomène RIP. Certaines études expérimentales représentatives et leurs interprétations sont explorées en détail dans les paragraphes suivants.

II.1.1. Observations expérimentales

L'étude de Gifkins [Gifkins, 1958] a porté sur le plomb pur, qui a été déformé par extrusion à la température ambiante puis recuit partiellement à différents niveaux sur différentes durées à 100°C. Juste après, des essais de fluage sont effectués, toujours à 100°C, sous une contrainte nominale de 2,7 MPa. A cause de la différence d'énergie emmagasinée après ces recuits partiels avant les essais de fluage, la recristallisation a dû être déclenchée à des moments différents lors des essais de fluage. Comme le montre la Figure II.1 (a), les courbes de fluage sont similaires au début des essais même si les niveaux de recuit ne sont pas identiques. Ensuite, l'accélération de la déformation apparaît après l'établissement du régime stationnaire de fluage ; le démarrage de l'accélération diffère de l'un à l'autre selon le temps de pré-recuit. On peut constater que plus le temps de pré-recuit est long, plus l'accélération démarre tard. En fait, à cause de l'énergie emmagasinée plus faible après un long pré-recuit, l'incubation de la recristallisation doit être plus longue. Ceci confirme que l'accélération de la déformation pourrait être liée à la recristallisation pour ces conditions. Par ailleurs, les données expérimentales montrent également que les pré-recuits à différents niveaux modifient faiblement le comportement en fluage dans le régime transitoire.

Afin de comprendre cette déformation accélérée, d'autres essais comparatifs ont été conçus et réalisés dans cette même étude. La Figure II.1 (b) représente un essai de fluage (courbe ABCD) suivi par un autre essai de fluage (FGH) sur une même éprouvette, sous la même sollicitation mais dans deux états différents. Dans le premier essai de fluage, une éprouvette avec un état partiellement recuit présente un régime de fluage transitoire (AB), ensuite un régime stationnaire (BC) suivi par l'accélération de la déformation (CD). La courbe CE est l'extrapolation de la courbe BC et l'écart (DE) entre les courbes CD et CE est associé à l'effet de la recristallisation. Lorsque la déformation a atteint le point D, l'éprouvette a été déchargée et complètement recuite sans charge à 100°C pendant 6 heures. Après cela, un deuxième essai de fluage a été effectué sur cette éprouvette et la réponse macroscopique consiste en un comportement de fluage transitoire (FGH). En comparant le niveau de la déformation DE avec celui de FGH, l'auteur remarque que la déformation supplémentaire produite pendant la recristallisation (DE) possède un ordre de grandeur similaire à celui du fluage transitoire observé sur l'état complètement recuit (FGH). De ce fait, l'auteur conclut que les grains recristallisés induisent un régime de fluage transitoire, qui est la principale cause de l'accélération de la déformation. De plus, à partir de ces résultats, on peut remarquer sur la Figure II.1 (b) que la vitesse de déformation moyenne dans la phase d'accélération est supérieure d'environ 7 fois par rapport à celle de fluage secondaire.

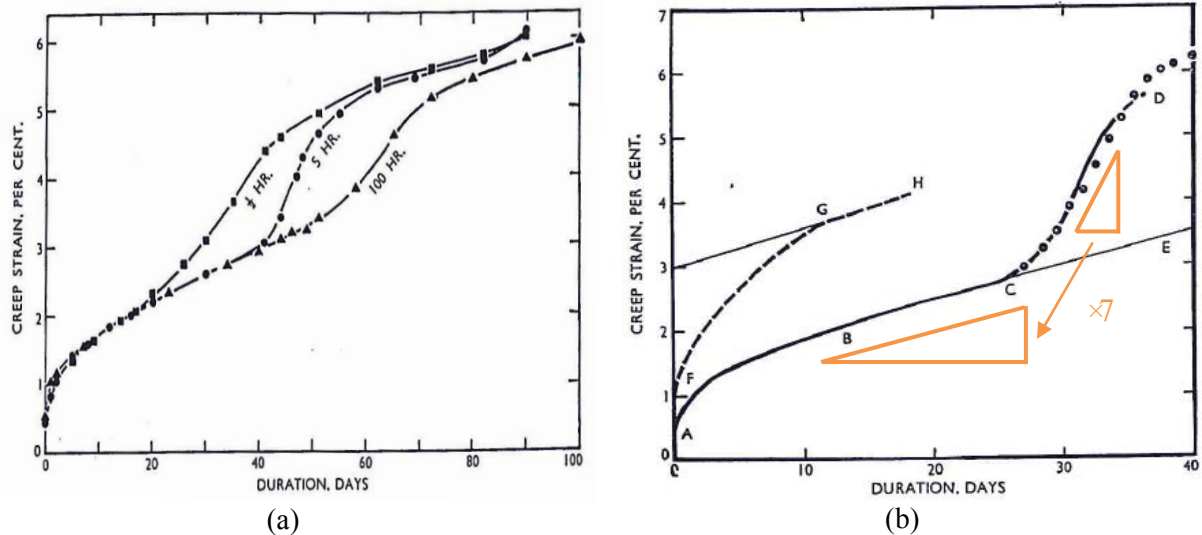


Figure II.1 : (a) Essais de fluage sous une contrainte nominale de 2,7 MPa en traction à 100°C sur des éprouvettes de plomb pur, qui sont précédemment recuites partiellement à 100°C (b) essai de fluage sous 2,7 MPa à 100°C (ABCD, le temps de pré-recuit n'est pas communiqué). Lorsque la déformation atteint le point D, l'éprouvette est déchargée et recuite à 100°C pendant 6 heures, ensuite elle est rechargée, flue sous la même sollicitation et donne la courbe FGH (source : [Gifkins, 1958])

Les autres essais [Hardwick *et al.*, 1961] relèvent le même type d'accélération de la déformation sur l'or pur (99,99%) et le nickel pur (99,96%). L'accélération de la déformation a été mise en évidence lors d'essais de fluage en compression sur l'état recuit. Sur les Figure II.2 (a) et (b), les courbes sur l'or et sur le nickel sont en vitesse de déformation, non comparables directement à celles sur le plomb, exprimées en déformation. On peut voir qu'un pic de l'accélération de la déformation est identifié pour l'or et quatre au total le sont pour le nickel lorsqu'une déformation totale de 16% est atteinte. La vitesse de fluage maximum (valeur de pic) peut atteindre des valeurs supérieures d'un ordre de grandeur par rapport à la vitesse juste avant accélération. Pour l'or, on constate que le régime de fluage stationnaire n'est pas réellement atteint, sauf sous 1,4 MPa. Pour le nickel pur, la vitesse juste avant les accélérations n'est pas toujours la même. Les informations de la variation de la section de l'éprouvette ne sont pas communiquées. Dans cette étude, ni examen métallographique ni interprétation physique concernant l'évolution de la vitesse de déformation ne sont mentionnés.

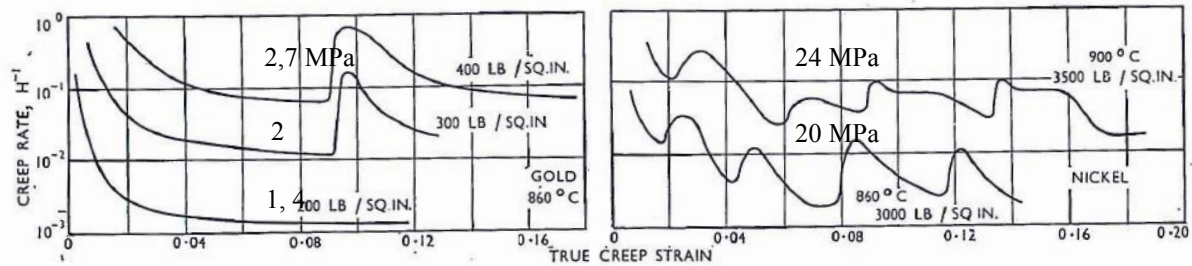


Figure II.2 : Vitesses de fluage sous une contrainte nominale constante en compression (a) de l'or à 860°C sous 2,7 MPa (400lb/sq.in), 2 MPa (300 lb/sq.in) et 1,4 MPa (200 lb/sq.in), (b) des nickel à 900°C sous 24MPa et à 860°C sous 20 MPa, respectivement (source : [Hardwick *et al.*, 1961])

Une autre mise en évidence du phénomène RIP a été réalisée lors d'essais de fluage en compression sur le nickel pur recuit avec une taille de grains moyenne de 200 μm [Richardson *et al.*, 1966]. L'intervalle de température entre 800 et 965°C et plusieurs valeurs de contrainte constante entre 12 et 27 MPa ont été choisis. La Figure II.3 présente le stade de fluage stationnaire interrompu par l'accélération de la déformation. Des observations menées par microscopie optique et par microscopie électronique en transmission, sur les éprouvettes traitées à 900°C, révèlent que l'accélération de la déformation est associée à l'évolution microstructurale pendant la recristallisation. De plus, les nouveaux grains se trouvent seulement aux joints des grains écrouis, indiquant que la recristallisation discontinue est prédominante (section II.2.1). Aucun petit germe n'a été observé par microscopie électronique en transmission à la limite de grandissement. Les effets d'impureté sur la cinétique de recristallisation et la migration des joints de grains sont considérés comme importants, mais les mécanismes régissant l'accélération de la déformation ne sont pas abordés.

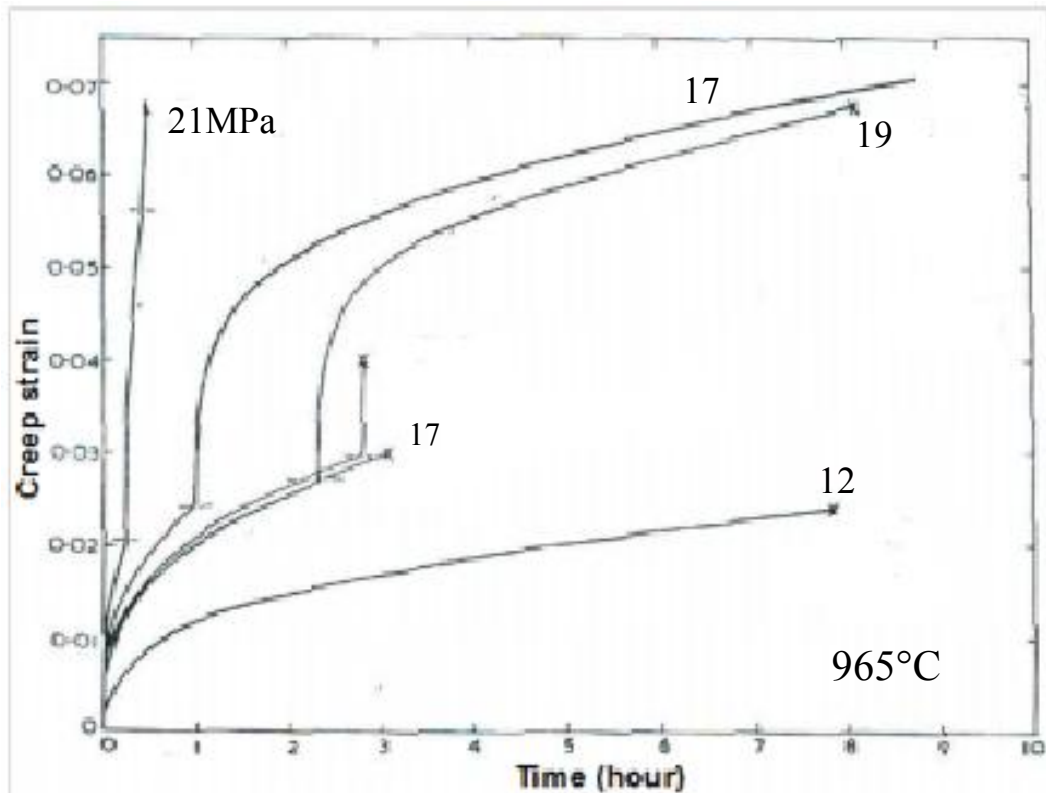


Figure II.3 : Essais de fluage assistés par la recristallisation à 965°C sous des contraintes nominales constantes sur du nickel pur recuit. (source : [Richardson *et al.*, 1966])

Les trois études présentées ci-dessus impliquent la mise en évidence du phénomène RIP par des essais de fluage et les informations comparatives sont rassemblées dans le Tableau II.1. On peut constater que toutes les études ont été faites sur des métaux austénitiques avec une taille de grains relativement grande : de 0,13 à 5 mm. L'intervalle de température des essais se trouve entre 0,6 et 0,85 fois de la température de fusion. Les contraintes appliquées sont assez faibles pour que la mise en charge soit effectuée dans le régime élastique.

Tableau II.1 : Matériaux et conditions de sollicitation pris pour la mise en évidence du phénomène RIP par des essais de fluage

Références	Information des matériaux				Sollicitation	
	Matériaux	Structure cristalline	État initial	Taille de grain	Température (°C) (température homologue)	Contrainte appliquée (MPa)
[Gifkins, 1958]	Plomb	CFC ¹	Recuit partiellement	Après : 5 mm	100 (0,62)	2,7
[Hardwick <i>et al.</i> , 1961]	Or	CFC	Recuit	Avant : 0,47 mm Après : 0,75 mm	860 (0,85)	1,4-2,7, en compression
	Nickel	CFC	Recuit	Avant : 0,13 mm Après : 0,35 mm	860-900 (0,63-0,7)	20-24, en compression
[Richardson <i>et al.</i> , 1966]	Nickel	CFC	Recuit	Avant : 0,2 mm	965 (0,72)	12-27

¹ : cubique à faces centrées

Les études suivantes ont mis en évidence le phénomène RIP avec une autre approche expérimentale. Il s'agit d'essais de chauffage sous charge constante d'un matériau écroui. Le matériau est préalablement déformé à froid et il n'est pas stable aux températures intermédiaires ou élevées grâce à l'énergie emmagasinée importante. Par conséquent, le matériau recristallise au cours du chauffage.

L'étude de Yin [Yin et Zhou, 1990] a porté sur un acier maraging 18Ni dans le domaine austénitique, qui a été recuit à 820°C pendant une heure pour effacer la structure écrouie initiale. Ensuite, les éprouvettes ont été déformées à froid avec des niveaux d'écrouissage différents : 40, 60 et 70% (correspondant aux courbes a, b et c sur la Figure II.4). Ensuite, les éprouvettes sont chauffées sous une contrainte nominale constante de 55 MPa. La contrainte d'écoulement dans les conditions de sollicitation n'est pas communiquée. La Figure II.4 présente la variation de la température et la variation de la longueur des éprouvettes. Les températures d'austénitisation et de recristallisation ont été respectivement identifiées à 720°C et 730°C pour toutes les éprouvettes, quel que soit le taux d'écrouissage. À l'aide de cette information, les courbes de la variation de la longueur peuvent être interprétées comme suit : la partie de α à γ correspond à la dilatation thermique, la partie de γ à G est associée à la déformation assistée par la recristallisation, et la dernière entraîne une accélération de la déformation assez abrupte. L'auteur a souligné que plus le niveau initial de l'écrouissage est important, plus l'augmentation de la longueur de l'éprouvette est grande.

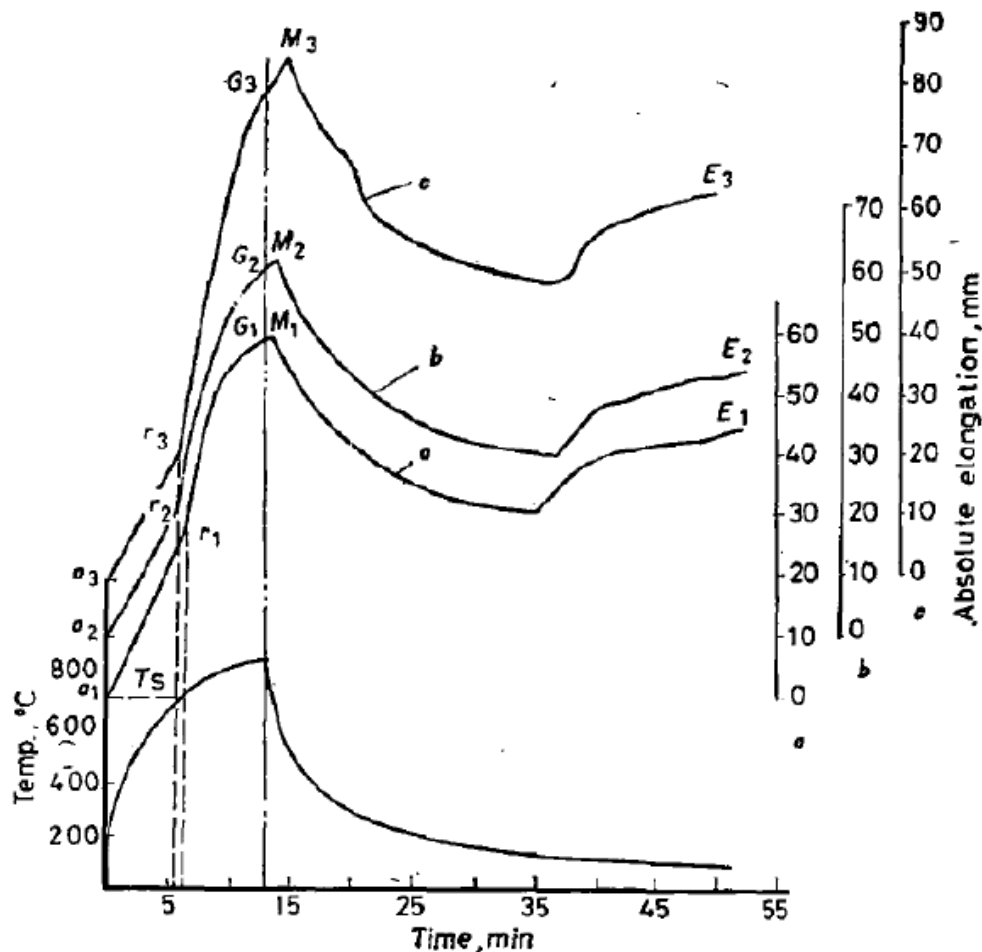


Figure II.4 : Essais de chauffage à 55°C/min sous une contrainte de traction de 55 MPa sur un acier maraging : la courbe en bas représente l'évolution de la température, les trois courbes en haut (a, b, c) représentent respectivement la variation de la longueur de l'éprouvette écrouie de 40%, 60% et 70%. (source : [Yin et Zhou, 1990])

Cependant, l'auteur n'a pas fait référence à la transformation de phase au cours du chauffage, pourtant elle est assez évidente au refroidissement. En effet, l'accélération de la déformation est probablement associée à la fois à l'effet du RIP ainsi qu'à l'effet de la transformation de phase. En conséquence, les résultats pourraient surestimer l'effet RIP. Comme la déformation assistée par l'ensemble de la recristallisation et de la transformation de phase peut être un sujet encore plus complexe que le phénomène RIP considéré dans cette étude, il serait préférable de choisir un matériau sans transformation de phase afin d'isoler le phénomène d'intérêt.

Han et al. [Han et al., 2005] ont travaillé sur un acier à faible teneur en carbone, écroui de 65% par laminage à froid. Deux cycles thermomécaniques ont été effectués : le premier cycle a été réalisé sur un matériau à l'état écroui conduisant à une recristallisation, et le deuxième consiste à chauffer le matériau qui a ainsi été précédemment complètement recristallisé. Pour chaque cycle, le matériau a été chauffé à 1°C/s jusqu'à 900°C sous une contrainte compressive de 3 MPa dans la direction de laminage. Selon les auteurs, la différence de la variation de la longueur entre les deux cycles est causée par le phénomène RIP. En comparant

la variation de longueur lors des deux cycles, comme le montre la Figure II.5 (a), on constate qu'une déformation permanente est visible au cours du premier cycle à partir de 650°C environ, qui correspond à la température au début de la recristallisation et de la croissance des grains. La Figure II.5 (b) montre cette déformation compressive induite lors du premier cycle en fonction de la température. Dans cette étude, des essais interrompus suivis par des observations en microscopie optique ont montré que la déformation plastique est linéairement proportionnelle à la taille de grain moyenne. De cette observation, l'auteur conclut que cette déformation mesurée est liée à la migration des joints de grains pendant la recristallisation et la croissance des grains.

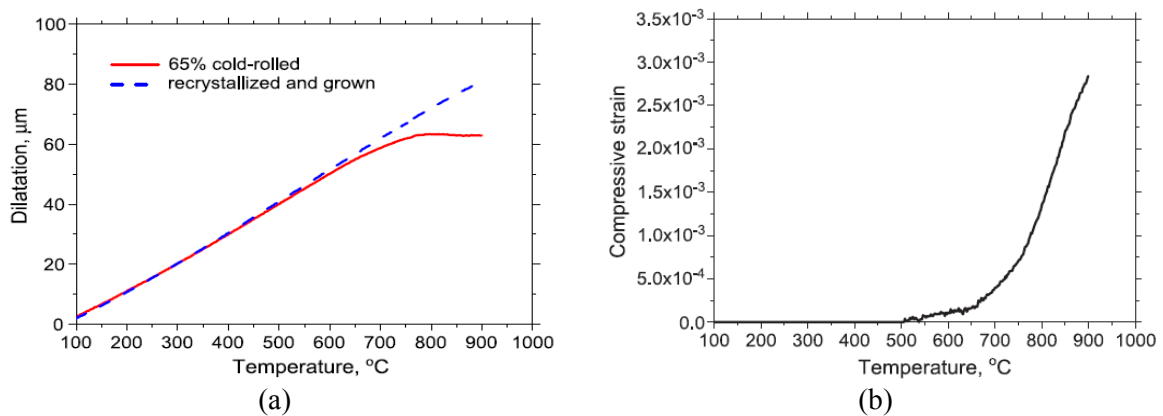


Figure II.5 : (a) Essais de chauffage 1°C/s sous une contrainte compressive de 3 MPa sur un acier à faible teneur en carbone à l'état écroui (premier cycle, la courbe rouge) et à l'état complètement recristallisé (second cycle, la courbe bleue), (b) déformation compressive de l'éprouvette lors du premier cycle (source : [Han *et al.*, 2005])

Ce phénomène RIP a été mentionné sur d'autres matériaux écrouis, lors d'un chauffage sous charge [Estrin, 2006, Hutchinson *et al.*, 2010, Vu et Pineau, 2010, Huang *et al.*, 2012]. Les matériaux impliqués sont un alliage Fe-3%Si, un alliage d'aluminium AA3103, un acier bas carbone calmé à l'aluminium et un acier IF. Les détails sont regroupés dans le Tableau II.2. On peut constater que, sous une charge faible ou intermédiaire, le phénomène RIP existe dans l'intervalle de température homologue compris entre 0,45 et 0,68 pour les aciers, et entre 0,61 et 0,67 pour l'aluminium. Cet intervalle de température homologue est légèrement plus bas que celui observé sur les matériaux recuits puis testés en fluage, grâce à l'énergie emmagasinée plus importante issue de l'écrouissage. La taille de grain moyenne affichée se trouve entre 10 et 120 micromètres, plus petite que celle du nickel, de l'or et du plomb utilisés lors des essais de fluage présentés précédemment.

Tableau II.2 : Matériaux et conditions de sollicitation pris pour la mise en évidence du phénomène RIP lors d'essais de chauffage sous charge

Références	Matériaux			Essais de chauffage sous charge			
	Nom	Niveau d'écroutissage (%)	Taille de grain moyenne (µm)	Vitesse de chauffage (°C/min) et T maximum (°C)	T °C de la recristallisation (T homologue) et phase correspondante	Contrainte appliquée (MPa) et mode de chargement	Direction du chargement
[Yin et Zhou, 1990]	Acier maraging 18Ni	40, 60 et 70, laminage à froid	NC ^c	55 830	730 – 830 (0,58 – 0,64) γ	55 traction	NC
[Han <i>et al.</i> , 2005]	Acier à faible teneur en carbone	65, laminage à froid	20 – 70	60 900	650 – 900 (0,53 – 0,68) γ + α'	3 compression	Sens du laminage
[Estrin, 2006]	Fe-3%Si	80, NC	NC	5 1000	500 – 800 (0,45 – 0,62) α + γ	16 et 29 compression	Sens du laminage
[Vu et Pineau, 2010]	Acier à bas carbone calmé à l'aluminium	70, laminage à froid	10 - 20	20 700	550 – 700 (0,47 – 0,56) α	10 - 50	Sens du laminage
[Hutchinson <i>et al.</i> , 2010]	Alliage d'aluminium AA3103	NC	50 - 120	1 600	300 – 350 (0,61 – 0,67) α	Sous son propre poids	Affaissement sous son propre poids
[Huang <i>et al.</i> , 2012]	Acier IF ^a	50, laminage à froid	NC	6 760	600 -760 (0,51 – 0,60) α	3 compression	Même sens que la déformation de compression précédente

^a Acier « sans interstitiel »
^b Une température de 1450°C est prise comme température de fusion des aciers et 638°C pour l'aluminium
^c NC : non communiqué

II.1.2. Interprétation actuelle du phénomène RIP

Parmi les études ci-dessus, certaines interprétations ont été données en s'appuyant sur l'étude du comportement macroscopique ainsi que des caractéristiques microstructurales qui lui sont associées.

Dans l'étude réalisée sur le plomb avec une taille de grains élevée de l'ordre de 5 mm [Gifkins, 1958], les observations menées par microscopie optique montrent très peu de germes et une rapide croissance des grains. Cette durée de la germination et de la croissance des grains jusqu'à une taille de 5 mm est plus courte que la durée correspondant au phénomène RIP, où la vitesse de déformation reste élevée. Ceci suggère que l'accélération de la déformation n'est pas uniquement associée à la germination et à la croissance de grains. L'essai comparatif (Figure II.1(b)) révèle que la déformation liée au RIP présente un ordre de grandeur assez proche de celle du fluage transitoire à l'état recuit. C'est sur la base de cette observation que **la contribution du fluage transitoire des grains recristallisés** est considérée comme importante. Cette remarque est supportée par les courbes obtenues par [Hardwick *et al.*, 1961, Richardson *et al.*, 1966].

Les autres études ont porté sur des matériaux avec une taille de grain plus petite, de l'ordre de 10 à 100 micromètres. La plupart des auteurs tentent d'interpréter le RIP par la diffusion de matière pendant la recristallisation. Selon [Estrin, 2006, Huang *et al.*, 2012], **la diffusion atomique sous charge** est considérée comme l'origine physique du RIP. Les mécanismes d'écoulement par diffusion (Nabarro-Herring ou Coble) ne sont cependant pas précisés. Vu et Pineau [Vu et Pineau, 2010] ont précisé que l'écoulement par diffusion aux joints de grains (Coble) doit être la cause principale du phénomène RIP étant donné que la diffusion aux joints des germes pourrait accélérer la déformation. L'interprétation donnée par Han et al. [Han *et al.*, 2005] revient aussi au mécanisme de diffusion aux joints de grains. Ils considèrent le fait que les joints de grains sont en migration pendant la recristallisation et ils interprètent le RIP par « la diffusion aux joints de grains en migration », qui causerait une déformation supplémentaire observée au cours de la recristallisation. Sous cette hypothèse, un modèle constitutif est proposé [Han *et al.*, 2008].

Dans ce modèle, les auteurs supposent que l'effet RIP se traduit par un fluage de type Coble mais plus rapide. Selon les auteurs, le coefficient de diffusion effectif aux joints de grains mobiles serait plus important que celui aux joints de grains stationnaires. C'est dans ce contexte que la diffusion des atomes sous la charge appliquée, le long des joints des grains pendant la recristallisation causerait une déformation supplémentaire par rapport au régime de Coble conventionnel. Cette hypothèse de régime de Coble accéléré a été exprimée par l'équation (II.1), où la vitesse de déformation résulte de deux termes. Le terme de droite représente le régime de Coble conventionnel et le terme de gauche indique la vitesse de déformation supplémentaire du fait que les joints de grains sont en migration. Il utilise les lois de Fick à travers le joint de grains en migration, en supposant que le flux de lacunes est « gelé » en aval du joint en migration. S'il n'y a pas de recristallisation ou de croissance de grains, le terme de gauche vaut zéro et le régime de Coble conventionnel contrôle seul la déformation viscoplastique sous faible contrainte. Les résultats révèlent que, pendant la recristallisation, le terme de droite est plus faible par rapport au terme de gauche et le comportement du matériau peut être exprimé essentiellement par le terme de gauche.

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \frac{C_1}{\delta} \frac{d}{d} \frac{\tilde{\sigma}\Omega}{k_B T} \ln\left(\frac{1}{d}\right) \exp\left(-\frac{Q_f}{k_B T}\right) + \frac{C_2}{\pi} \frac{\tilde{\sigma} D_b^s \tilde{\sigma}\Omega}{d^3 k_B T} \quad (\text{II.1})$$

avec,

- C_1 et C_2 , des paramètres du modèle
- d , la taille de grains recristallisés
- $\tilde{\sigma}$, la contrainte équivalente de von Mises
- k_B , la constante de Boltzmann
- T , la température absolue
- Q_f , l'enthalpie de formation des "lacunes aux joints de grains" (d'après l'auteur)
- D_b^s , le coefficient de diffusion le long des joints de grains (immobiles)
- δ , l'épaisseur des joints des grains
- Ω , le volume d'une lacune

II.1.3. Discussion

II.1.3.1. Avantages et inconvénients de chaque méthode expérimentale pour l'étude du RIP

Toutes les mises en évidence du phénomène RIP mentionnées plus haut ont été réalisées de deux manières différentes avec chacune ses propres avantages et inconvénients.

- L'essai de chauffage sous charge est le moyen le plus direct et rapide pour mettre en évidence de ce phénomène. Mais les inconvénients sont aussi évidents. Étant donné que c'est un essai non-isotherme, les mécanismes de viscoplasticité ainsi que la cinétique de recristallisation, qui peuvent évoluer en fonction de la température, sont expérimentalement difficiles à identifier, ainsi que par exemple les énergies d'activation associées. En conséquence, la formulation d'un modèle représentant ces essais est compliquée et certaines hypothèses sont éventuellement nécessaires afin de simplifier la problématique. Cette complexité est indésirable, surtout que le phénomène RIP lui-même est déjà complexe.
- Étant isotherme, l'essai de fluage permet d'identifier plus facilement le régime de fluage par l'énergie d'activation et la dépendance de la vitesse de déformation vis-à-vis de la contrainte. De plus, l'étude de la cinétique de recristallisation est plus facile à effectuer à une température constante. L'inconvénient principal de cette méthode est qu'il est difficile à savoir *a priori* quelle température et quelle durée d'essai il faut viser. En effet, on pourra ne pas être capable d'observer la recristallisation à une température très élevée où le matériau recristallise très rapidement, inversement la recristallisation n'est pas nécessairement activée à une température très basse. En plus de la température, la cinétique de recristallisation dépend également de l'état du matériau. Ce dernier pourra donc faire varier la température critique et la cinétique de recristallisation. Il faut donc déterminer la cinétique de recristallisation avant de dimensionner les essais de fluage. Dans cette étude, la mise en évidence du RIP a été faite par des essais isothermes et les détails de ce choix sont présentés dans le Chapitre III.

II.1.3.2. Conditions susceptibles de déclencher le phénomène RIP

En termes de sollicitations, la mise en évidence du RIP a été faite dans un domaine de température homologue compris entre 0,6 et 0,8 sur un matériau recuit. Cet intervalle de température est décalé vers des valeurs plus faibles, entre 0,47 et 0,68, quant aux essais sur les matériaux écrouis. Ce décalage peut être lié aux différents niveaux de l'énergie emmagasinée dans le matériau recuit et écroui, et aussi aux caractéristiques microstructurales différentes après la déformation à chaud et à froid. La contrainte appliquée, entre 1,4 et 55 MPa, est assez faible pour que la mise en charge (assez rapide) soit dans le régime élastique. Pour les matériaux étudiés, la recristallisation discontinue est prédominante, c'est-à-dire que de petits germes se forment aux joints de grains et croissent au détriment des grains écrouis. A ce jour,

à notre connaissance, aucune publication ne mentionne l'observation du phénomène RIP assisté par la recristallisation continue.

La vitesse de déformation moyenne correspondant au RIP est quantifiée dans certaines études. On ne peut pas comparer les valeurs absolues les unes aux autres, du fait que les matériaux et les conditions de sollicitation ne sont pas pareils. Cependant, on remarque que cette vitesse est supérieure d'un ordre de grandeur par rapport à celle du fluage en régime secondaire pour un même matériau recristallisé sous la même sollicitation. Ceci est cohérent avec le fait qu'en intercaje (voir le Chapitre I), la vitesse de déformation mesurée est une dizaine de fois plus élevée que la prédiction de vitesse de fluage secondaire du matériau recristallisé sous la même sollicitation. Grâce à cette information, l'ordre de grandeur du RIP est maintenant ciblé.

II.2. Phénomènes et mécanismes physiques associés

Afin d'introduire les principales notions mises en œuvre dans la présente étude, en termes de recristallisation et de déformation viscoplastique, cette partie donne un tour d'horizon des phénomènes physiques associés et des mécanismes mis en jeu dans les conditions des sollicitations ciblées après le Sous-chapitre précédent. Pour plus de détails, le lecteur pourra consulter les deux références [Humphreys et Hatherly, 2004] et [Frost et Ashby, 1982].

II.2.1. Recristallisation

Les pré-requis utiles à la compréhension de la recristallisation sont présentés en trois parties. La première partie précise les notions de la base de la recristallisation, y compris les définitions des différents types de recristallisation. La cinétique de recristallisation, qui est une notion très importante dans cette étude, est enfin illustrée et suivie par une présentation de la recristallisation en intercaje du laminoir.

Généralités

Les phénomènes principaux impliqués lors d'un recuit sont présentés sur la Figure II.6 avec l'évolution microstructurale qui leur est liée. L'énergie emmagasinée, sous la forme de dislocations, est générée lorsque le matériau est déformé. Ce matériau est thermodynamiquement instable à la température de recuit considérée. La restauration et la recristallisation constituent deux processus successifs pour abaisser l'énergie emmagasinée et rendre la structure plus stable.

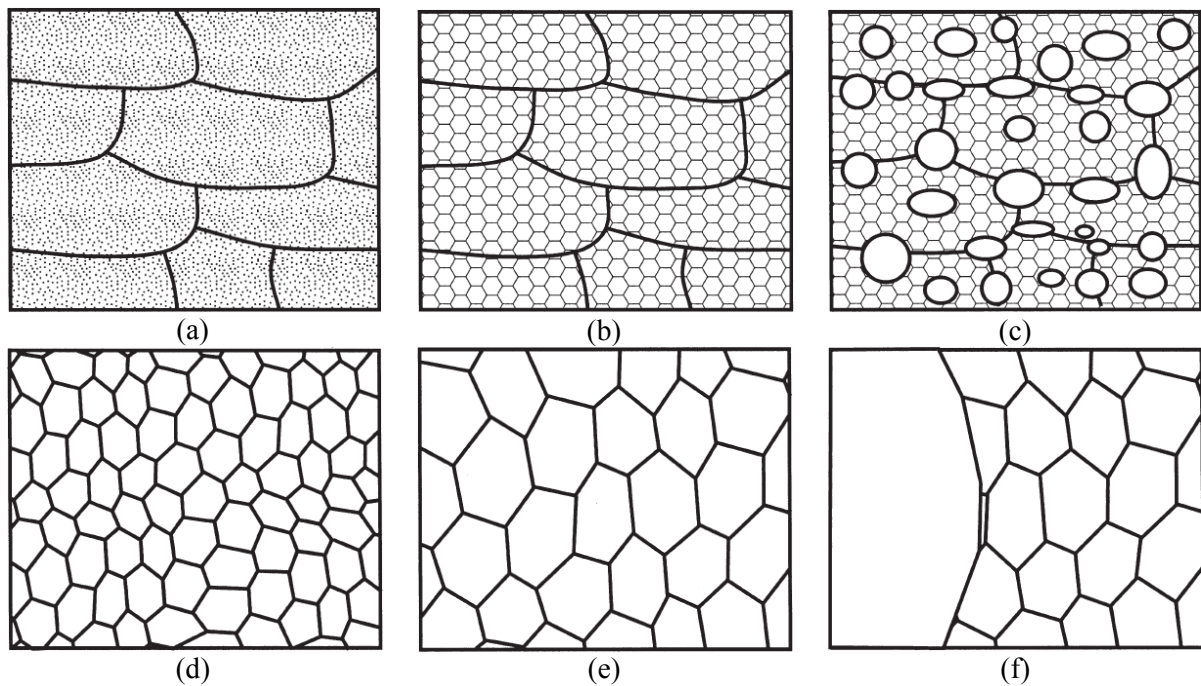


Figure II.6 : Schémas de l'évolution microstructurale pendant le recuit d'un matériau écroui : (a) structure déformée, (b) restauration, (c) germination et croissance de grains (recristallisation discontinue), (d) recristallisation primaire complète, (e) croissance de grains et (f) croissance anormale de grains (source : [Humphreys et Hatherly, 2004])

Précédant la recristallisation, la restauration englobe l'ensemble des processus de diminution de l'énergie stockée par les dislocations. Durant la restauration, les dislocations se réorganisent pour s'annihiler ou former des sous-joints de grains (Figure II.6 (b)). La restauration est influencée par l'énergie de défaut d'empilement (EDE). Dans les métaux à faible EDE (nickel, laitons, fer γ , certains aciers austénitiques), les dislocations sont dissociées, le glissement dévié est difficile et l'annihilation est relativement limitée ; de ce fait, l'énergie emmagasinée est principalement réduite par la recristallisation. En revanche, pour les métaux à forte EDE (cuivre pur, aluminium, fer α , titane β , aciers ferritiques), le mouvement des dislocations par montée et glissement dévié est plus facile. Ceci peut expliquer le fait qu'une part de l'énergie stockée est réduite pendant la restauration. En conséquence, une incubation longue est nécessaire pour la recristallisation d'un matériau déjà bien restauré.

La recristallisation discontinue est conventionnellement décomposée en deux étapes : la germination et la croissance des grains recristallisés. Les germes peuvent être formés dans les régions à haute densité d'énergie telles que des sous-joints de grains ou des joints de grains dans lesquelles les dislocations viennent se combiner. Une fois le germe formé, il va croître aux dépens de la matrice déformée (Figure II.6 (c)). A la fin de la recristallisation, le matériau ne possède que des grains recristallisés avec une densité de dislocations faible. Par conséquent, la contrainte d'écoulement et la valeur de dureté ont fortement diminué. De ce fait, la mesure de dureté après traitements thermiques est souvent utilisée comme méthode simple pour identifier la cinétique de recristallisation.

En termes de germination, il est reconnu que plusieurs mécanismes sont susceptibles de produire des germes, par exemple, la coalescence de sous-grains adjacents ou la migration locale d'un joint de grains pour les métaux à EDE faible. Pour les métaux à EDE forte, les germes apparaissent le plus souvent aux joints de grains et croissent au détriment des anciens grains écrouis, par la migration locale du nouveau joint de grains. Il est à noter que toutes les images métallographiques présentées dans les études de RIP citées ici révèlent ce type de recristallisation. **Sauf spécification du contraire, le terme de recristallisation mentionné dans cette étude est la recristallisation discontinue.** L'autre type de recristallisation est la recristallisation continue, qui se manifeste par la transformation progressive des sous-grains en grains désorientés les uns par rapport aux autres. Elle concerne souvent les matériaux à EDE élevée. La restauration y est considérable, les sous-grains pourraient se désorienter progressivement les uns par rapport aux autres jusqu'à devenir de véritables nouveaux grains.

La croissance des grains se manifeste par le mouvement du joint de grains, dont la force motrice de migration est due à la différence d'énergie libre volumique entre les deux grains adjacents (l'un recristallisé, l'autre écroui) et aussi à la réduction de l'aire totale des joints de grains. Il est à noter que, pendant la croissance des grains, les joints de grains migrent en vue de minimiser la courbure, à savoir que le centre de courbure des joints de grains doit être à l'extérieur de ceux-ci au lieu d'être à l'intérieur comme schématisé sur la Figure II.6 (c, f).

La recristallisation dynamique, qui se manifeste au cours de la déformation à chaud, n'est pas au centre de cette étude. Dans un laminoir en tandem, elle se produit en effet dans l'emprise du laminoir et non en intercage. Nous nous intéressons ici à la recristallisation statique et à la recristallisation métadynamique (ou post-dynamique). La recristallisation métadynamique implique la croissance de germes formés pendant la déformation à chaud. Dans le cas du chauffage effectué sur un métal écroui à froid, il n'existe que la recristallisation statique. Au contraire, la coexistence de la recristallisation statique et métadynamique a été identifiée après la déformation à haute température [Djaic et Jonas, 1972, 1973]. La recristallisation métadynamique ne peut intervenir que si la déformation à chaud antérieure a donné lieu à un début de recristallisation dynamique discontinue pour produire des germes. Grâce à la présence de ces germes, la recristallisation métadynamique n'est précédée d'aucune période d'incubation.

Les études [Djaic et Jonas, 1972, 1973] avaient pour objectif de comprendre les mécanismes d'adoucissement d'un métal (un acier AISI C1060 à forte teneur, 0,68% en carbone) après une déformation à chaud donnée. Le matériau a été déformé en compression à 780°C dans le domaine austénitique et à $1,3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$. La déformation à chaud a été interrompue à quatre niveaux de déformation, les deux premiers (0,055 et 0,098) sont dans la phase d'écrouissage. Les deux derniers, 0,24 et 0,41 se trouvent dans la région de recristallisation dynamique stationnaire. Le taux d'adoucissement a été mesuré par des essais de double-frappe, dits « double-passe » en compression (le principe d'essais double-passe est donné dans le Chapitre III). Les résultats révèlent trois mécanismes d'adoucissement selon les sollicitations. Sur la Figure II.7, on voit qu'après une déformation interrompue faible (cas *a*), l'adoucissement causé par la restauration est limité (30%) et la recristallisation ne serait

jamais activée dans le temps imparti pour l'essai. Pour une déformation intermédiaire (cas *b*), la restauration est suivie par une incubation puis par la recristallisation statique. Pour une déformation relativement élevée (cas *c*), la caractéristique la plus intéressante consiste en un processus d'adoucissement supplémentaire, qui se trouve entre la restauration et la recristallisation statique. Ceci évoque le fait de la présence de la recristallisation métadynamique. Il apparaîtrait alors que la déformation interrompue ne serait pas assez considérable pour que la recristallisation métadynamique puisse complètement adoucir le matériau. Pour la déformation initiale la plus importante (cas *d*), l'adoucissement se manifeste par deux étapes : la restauration et la recristallisation métadynamique qui fait adoucir le matériau complètement et rapidement. Comme la cinétique de l'étape intermédiaire, dans le cas *c*, est très similaire à celle du cas *d*, on peut effectivement supposer que l'adoucissement intermédiaire dans le cas *c* serait dû à la pré-déformation hétérogène : les germes sont produits dans certaines zones, déformées relativement fortement, où le matériau commence à recristalliser et aucun germe n'est produit dans d'autres zones plus faiblement déformées.

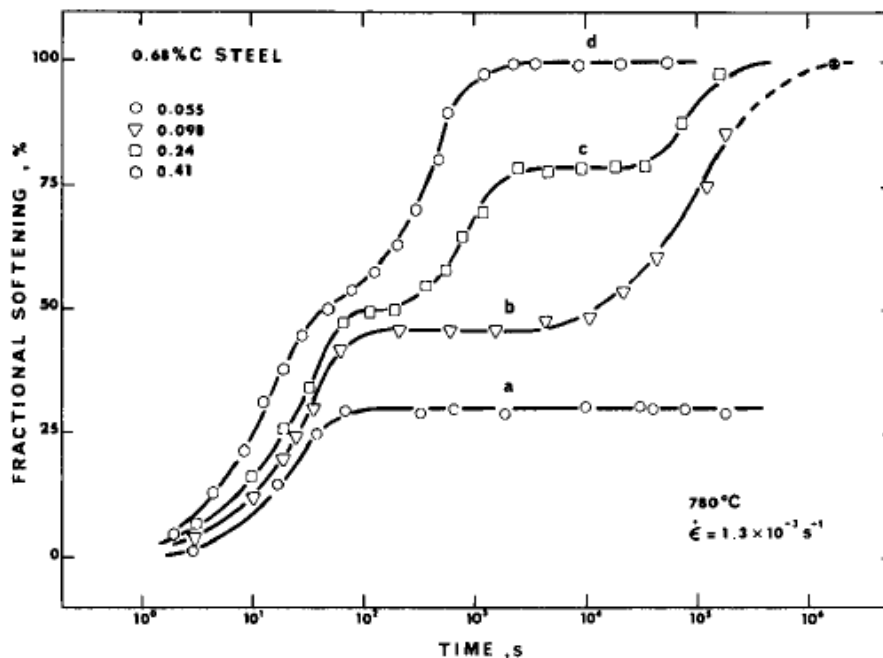


Figure II.7 : Taux d'adoucissement après une déformation à chaud antérieure donnée (a : 0,055, b : 0,098, c : 0,24, d : 0,41) à 780°C et à $1.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ sur un acier AISI C 1060 (source : [Djaic et Jonas, 1973])

Cinétique de recristallisation

Dans les cas de la recristallisation statique et métadynamique discontinue, la cinétique de recristallisation a déjà été formalisée et résumée par [Devadas *et al.*, 1991, Roucoules *et al.*, 1994]. Une relation de type Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, dite ici « JMAK » [Kolmogorov, 1937, Johnson et Mehl, 1939, Avrami, 1941], habituellement utilisée pour décrire les changements de phase, est appliquée dans la plupart des études et décrite par l'équation (II.2) :

$$X_{rex} = 1 - \exp\left(-B\left(\frac{t}{t_{50pct}}\right)^n\right) \quad (\text{II.2})$$

avec :

- X_{rex} , la fraction volumique des grains recristallisés
- B , une constante d'ajustement (=0.693, permettant que $X_{rex}=0.5$ lorsque $t=t_{50pct}$)
- n , l'exposant d'Avrami
- t_{50pct} , le temps correspondant à un niveau de recristallisation de 50%

L'équation différentielle correspondante est donnée par :

$$\dot{X}_{rex} = n\left(\frac{B^{1/n}}{t_{50pct}}\right)(1 - X_{rex})\left[-\ln(1 - X_{rex})\right]^{\frac{n-1}{n}} \quad (\text{II.3})$$

Selon Devadas [Devadas *et al.*, 1991], le paramètre n est une valeur constante pour la recristallisation dynamique et statique (de l'ordre de 1 ou 2). La valeur de t_{50pct} dépend des conditions de sollicitation d'écroutissage préalable (donc de la structure de dislocations et des contraintes internes dans le matériau écroui) et de la température au cours de la recristallisation. Cette relation peut être exprimée par l'équation (II.4) d'après plusieurs auteurs [Roucoules *et al.*, 1994, Cho et Yoo, 2001, Taylor et Hodgson, 2011],

$$t_{50pct} = C_3 \tilde{\varepsilon}_{prestrain}^{-q} \dot{\varepsilon}_{prestrain}^{-p} \exp\left(\frac{Q_{rex}}{RT}\right) \quad (\text{II.4})$$

avec :

- C_3 , p et q sont des paramètres du matériau liés à la pré-déformation
- $\tilde{\varepsilon}_{prestrain}$, la déformation plastique préalable à la recristallisation
- $\dot{\varepsilon}_{prestrain}$, la vitesse de déformation plastique appliquée
- Q_{rex} , une énergie d'activation
- T , la température (en K)

Ici, l'interprétation de cette énergie d'activation Q est un sujet complexe. D'après Humphreys [Humphreys et Hatherly, 2004], une énergie d'activation ne peut être interprétable que dans le cas où le processus est thermiquement activé à l'échelle atomique. Pour cette raison, selon lui cette énergie d'activation doit être liée à la fois aux processus de la germination et de la migration des joints de grains.

Les équations (II.2) et (II.4) sont souvent utilisées pour décrire la cinétique de recristallisation statique et métadynamique dans les conditions usuelles, c'est-à-dire, sans contrainte appliquée pendant la recristallisation. L'influence de la charge sur la cinétique est déjà mentionnée sur certains matériaux [Thornton et Cahn, 1961, Winning et Schafer, 2006]. Ces deux études montrent que, pour l'aluminium écroui de 30% à 225°C et Al-2%Mg écroui de 80% à 300°C, une contrainte appliquée respectivement dans l'intervalle [0;100 MPa] et [0;10 MPa], peut favoriser la restauration. Par conséquent, la recristallisation est considérablement retardée. Il

est à noter que les matériaux étudiés sont des alliages à EDE élevée. Pour un alliage à EDE faible, à notre connaissance, aucune publication ne mentionne l'effet de la contrainte sur la cinétique de recristallisation.

Recristallisation en intercage du laminoir

Les conditions de sollicitation en intercage du laminoir ont déjà été présentées dans le premier chapitre. Par exemple pour l'intercage F1-F2 : une pré-déformation de 46% à 7 s^{-1} à 970°C puis 5 secondes en intercage sous une contrainte de quelques dizaines de MPa. L'étude [Roucoules *et al.*, 1994] a porté sur la recristallisation d'un acier C-Mn-Mo après une déformation à chaud, se rapprochant ce qui se passe en intercage. L'adoucissement causé par la restauration et la recristallisation est mesuré par des essais double-passe en torsion. Les résultats révèlent que, pour des sollicitations appliquées (2 s^{-1} et à 1000°C) proches de celles qui nous intéressent, le matériau s'adoucit très rapidement de 80% pendant la première seconde, évidemment à cause de la recristallisation métadynamique. Ceci confirme l'hypothèse que le matériau est complètement recristallisé au cours de son passage dans l'intercage F1-F2. De plus, ceci suggère que pour être représentatif des conditions de l'intercage, il faudrait étudier l'effet RIP sur un temps très court de l'ordre de quelques secondes.

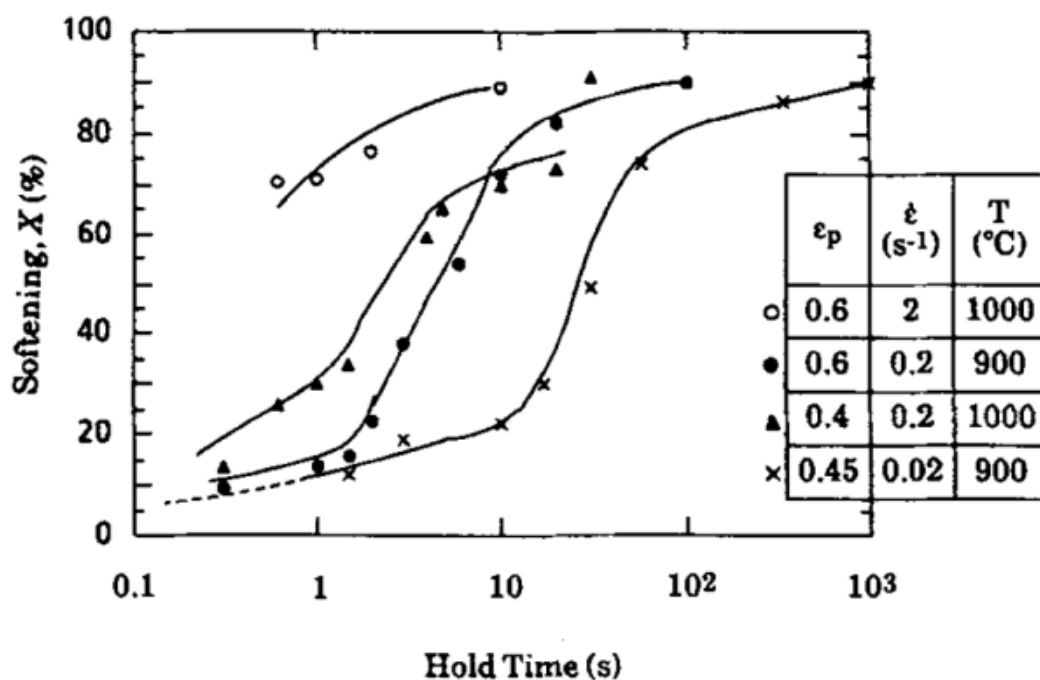


Figure II.8 : Taux d'adoucissement d'un acier C-Mn-Mo après une déformation à chaud sous une sollicitation donnée dans le tableau de droite. (Source : [Roucoules *et al.*, 1994])

Par ailleurs, on attire l'attention sur le fait que les conditions de sollicitation en intercage est plus complexes que celles appliquées au laboratoire. L'étude d'Hacquin [Hacquin, 1996] a montré que la contrainte interne à la sortie de l'emprise pourrait être supérieure de plusieurs fois à la tension uniaxiale imposée par le boucleur, elle est triaxiale et sa valeur varie aussi en fonction de la position dans l'épaisseur et de la longueur de la tôle. Par exemple, la valeur de

contrainte peut atteindre 70 MPa, largement supérieure à celle en traction comprise entre 5 et 20 MPa, dans la direction de laminage.

II.2.2. Déformation viscoplastique

Le mécanisme régissant la déformation viscoplastique dépend des conditions de sollicitation ainsi que de l'état du matériau. Selon la synthèse de [Frost et Ashby, 1982], quatre principaux mécanismes sont reconnus pour l'interprétation de la déformation viscoplastique dans un grand domaine de température et de contrainte appliquée. Par exemple, la Figure II.9 (a) et (b) représente les cartes des mécanismes de déformation du nickel pur et du plomb pur à l'état recuit avec des tailles de grains respectives de 0,1 et 1 mm (en plus de quatre mécanismes, il y a un cinquième régime de Harper-Dorn pour la carte de déformation du Pb). La taille de grain présentée dans la Figure II.9 (a) est assez proche de celle impliquée dans les études [Hardwick et al., 1961, Richardson et al., 1966]. Dans cette carte, quatre régimes de déformation viscoplastique sont établis, à savoir la déformation viscoplastique par diffusion aux joints de grains, la déformation viscoplastique par diffusion en volume, la déformation viscoplastique par dislocations à basse température et la déformation viscoplastique par dislocations à haute température. Le domaine de la recristallisation dynamique est également indiqué.

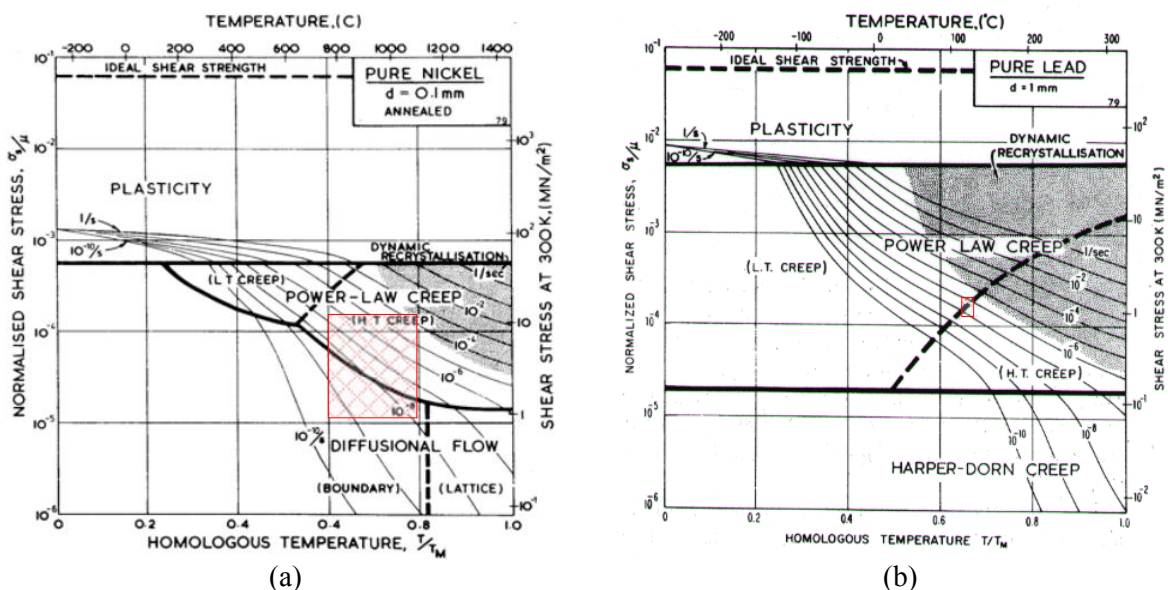


Figure II.9 : Cartes des mécanismes de déformation (a) pour le nickel pur à l'état recuit pour une taille de grain de 0,1 mm (b) pour le plomb pur à l'état recuit pour une taille de grain de 1 mm (source : [Frost et Ashby, 1982]), les grilles rouges représentent les conditions de sollicitation dans lesquelles le phénomène RIP a été observé

Le fait que les matériaux utilisés par les publications pour la mise en évidence du phénomène RIP étaient initialement à l'état recuit, permet d'utiliser les cartes des mécanismes de déformation [Frost et Ashby, 1982] avec une taille de grain similaire en vue d'identifier le régime de fluage sous les conditions de sollicitation explorées. Comme on l'a déjà vu, toutes les mises en évidences du RIP par fluage ont été effectuées dans un intervalle de température homologue entre 0,6 et 0,8 (pour les matériaux recuits) et sous une contrainte entre 1 et 55 MPa. Celui-ci correspond approximativement à l'intervalle de contrainte normalisé entre

1×10^{-5} et 5×10^{-4} , en utilisant les paramètres de [Frost et Ashby, 1982]. Ces intervalles de température et de contrainte sont illustrés par la grille rouge sur la carte des mécanismes de déformation du nickel pur (Figure II.9 (a)). Par ailleurs, la sollicitation appliquée dans l'étude [Gifkins, 1958] est également illustrée sur la Figure II.9 (b). Sur les deux cartes de la figure ci-dessus, on peut constater que les mécanismes de déformation viscoplastique potentiellement mis en jeu dans le domaine d'étude du RIP sont la déformation par diffusion aux joints de grains et la déformation par dislocations à haute température.

Déformation viscoplastique par dislocations à haute température

Sous des contraintes élevées et pour des températures au-dessus de 0,3 fois la température de fusion pour les métaux purs et au-dessus de 0,4 fois la température de fusion pour la plupart des alliages, la déformation viscoplastique est assurée par des mouvements de dislocations. Lorsque le mouvement d'une dislocation est arrêté par un obstacle (autre dislocation ou précipité), grâce aux sollicitations extérieures et à la diffusion, la montée et le glissement dévié permettent à cette dislocation de se déplacer dans un autre plan de glissement jusqu'à la rencontre avec un autre obstacle, où le même processus sera répété, ou à une annihilation. La vitesse de déformation en cisaillement peut s'exprimer par une loi puissance :

$$\dot{\epsilon}_{ss}^{vp}(t) = \frac{A_1 D_v \mu b}{k_B T} \left(\frac{\tilde{\sigma}}{\mu} \right)^N \quad (\text{II.5})$$

$$D_v = D_0 \exp\left(-\frac{Q_{vp}}{RT}\right) \quad (\text{II.6})$$

avec :

- A_1 , une constante
- D_v , le coefficient de diffusion en volume
- μ , le module de cisaillement à la température considérée
- b , la norme du vecteur de Burgers
- k_B , la constante de Boltzmann
- N , l'exposant de fluage
- $\tilde{\sigma}$, la contrainte équivalente de von Mises
- D_0 , le pré-facteur de diffusion en volume
- Q_{vp} , l'énergie d'activation de la déformation viscoplastique
- R , la constante des gaz parfaits
- T , la température (en K)

Déformation viscoplastique par diffusion dans les joints de grains

Dans le même intervalle de température, mais aux faibles contraintes, la diffusion aux joints de grains (régime de Coble [Coble, 1961]) est le mécanisme dominant. Le transport de matière se fait par diffusion le long des joints de grains et l'influence de la taille de grains sur la vitesse de déformation est importante. Cette relation est décrite par l'équation suivante :

$$\dot{\varepsilon}_{ss}^{vp}(t) = \frac{A_2 D_b \tilde{\sigma} \Omega}{k_B T d^3} \quad (\text{II.7})$$

avec :

- A_2 , paramètre du modèle
- D_b , le coefficient de diffusion aux joints de grains
- d , la taille de grains

Il apparaît que le régime de Coble s'étend par rapport aux autres régimes quand la taille de grains du matériau diminue. Il convient de souligner que l'interprétation du RIP donnée par Vu [Vu et Pineau, 2010] (section II.1.2) est fondée sur ce mécanisme. Les germes de petite taille favoriseraient un écoulement diffusionnel « Coble » d'une manière transitoire.

II.3. Mécanismes potentiels du RIP

Comme on a vu dans les sous-chapitres précédents, il existe une évolution microstructurale importante pendant la recristallisation, impliquant la formation de germes, la croissance de grains et la migration de joints de grains. Tous ces phénomènes peuvent potentiellement contribuer à une déformation inélastique sous une sollicitation mécanique. Ceci suggère que le RIP peut être éventuellement le résultat de la contribution de plusieurs phénomènes différents.

Par exemple, il est reconnu que les matériaux recuits présentent un comportement de fluage en régime transitoire sous certaines sollicitations. Ce comportement peut être reproduit par des grains recristallisés puisque ces derniers possèdent une densité de dislocations très faible. Quant à la migration de joints de grains, le phénomène de « migration des joints de grains sous charge » est déjà rapporté et il s'agit d'un mécanisme de plasticité nouvellement mis en évidence, qui pourra entraîner une déformation lors de la migration des joints de grains pendant la recristallisation. Tous les phénomènes/mécanismes susceptibles d'induire une déformation (visco) plastique sont synthétisés dans le Tableau II.3. Ce sont des pistes utiles, qui devront être prises en compte au cours de la présente étude, pour bien identifier les phénomènes réellement mis en jeu par le RIP et leurs contributions respectives. Le régime de Coble a déjà été décrit. Les sujets du fluage transitoire et de la migration de joints de grains sous charge sont abordés dans les paragraphes suivants.

Tableau II.3 : Éléments microstructuraux impliqués dans la recristallisation et mécanismes de déformation qui leur sont éventuellement liés

Termes de la recristallisation	Phénomènes associés
Petits germes	Fluage Coble (diffusion aux joints de grains)
Grains recristallisés	Fluage transitoire (déformation viscoplastique par dislocations)
Migration des joints de grains	Migration des joints de grains sous charge

II.3.1. Fluage transitoire

La Figure II.10 donne la forme typique d'une courbe de fluage en traction présentant la déformation en fonction du temps. Le deuxième stade du fluage est nommé fluage secondaire ou fluage stationnaire. Il se caractérise par une vitesse de déformation constante. Il est à noter que les équations de fluage comme (II.2) et (II.4) ne sont utilisées que pour ce stade. La première partie de la courbe correspond à une décroissance de la vitesse de déformation avec le temps. Ce premier stade du fluage est appelé **fluage transitoire** ou fluage primaire. La présence d'un stade du fluage transitoire dépend de l'état du matériau et des conditions de sollicitation (température, contrainte de fluage et vitesse d'application de cette contrainte). Pour certains matériaux, sous faible contrainte, on n'observe pas de fluage transitoire et la courbe de fluage commence directement par la deuxième partie.

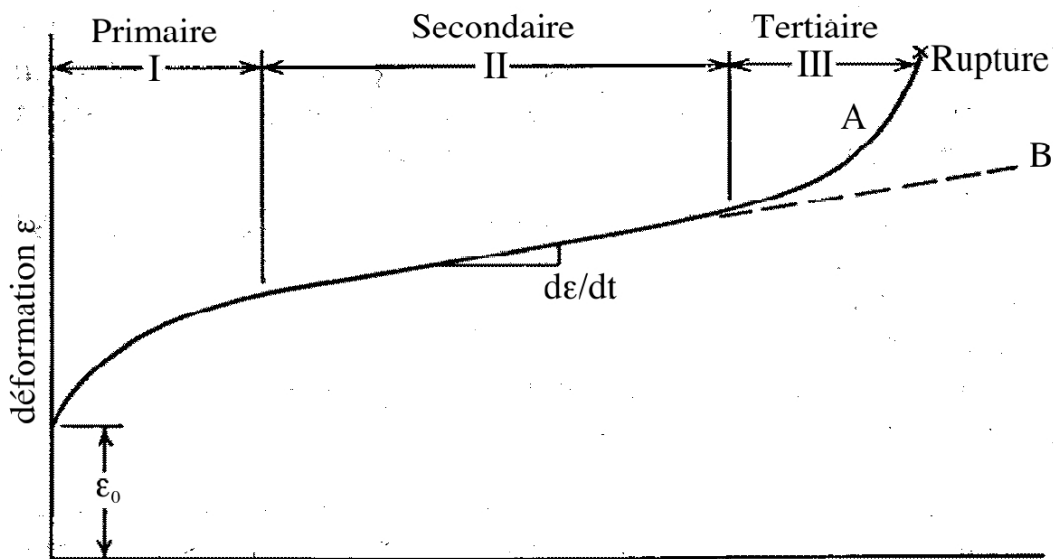


Figure II.10 : Courbes de fluage typique présentant les trois stades du fluage. La courbe A correspond à un essai sous force de traction constante ; la courbe B correspond à un essai sous contrainte constante (source : [Dieter, 1988])

Le fluage transitoire est le résultat de la compétition entre l'écrouissage et la restauration. Pour décrire ce comportement macroscopique, la plupart des modèles proposés sont de type empirique comme [Garofalo, 1960]. Toutefois, certains modèles à bases physiques ont également été développés, fondés sur les mouvements des dislocations mobiles sous une contrainte effective. Cette dernière est la différence entre la contrainte appliquée et la contrainte interne. Dans les modèles [Ahlquist et Nix, 1971, Gibbs, 1971], la relation d'Orowan [Orowan, 1946] est utilisée pour décrire le fluage transitoire, où la vitesse de déformation viscoplastique dépend de la densité de dislocations mobiles et de la vitesse des dislocations. La densité de dislocations varie, du fait des interactions entre dislocations et de leur annihilation [Johnston et Gilman, 1959]. La vitesse de glissement moyenne des dislocations est déterminée par la contrainte effective ainsi que par l'état de restauration.

Certaines études [Argon et Bhattacharya, 1986, Derby et Ashby, 1987] indiquent que le fluage primaire peut être reproduit en introduisant une contrainte interne dans une loi puissance. Une forme simplifiée de cette dernière peut être présentée comme suit,

$$\dot{\varepsilon}^{vp}(t) = C_3 (\tilde{\sigma} - \tilde{\sigma}_i)^{n_2} \exp\left(-\frac{Q_{vp}}{RT}\right) \quad (\text{II.8})$$

où A_3 est le paramètre du modèle, $\tilde{\sigma}_i$ est la contrainte interne et n_2 est l'exposant de la loi puissance. D'après Derby et Ashby [Derby et Ashby, 1987], cette contrainte interne est le résultat de la compétition entre la restauration et l'écrouissage. Cette compétition modifie la contrainte interne et par conséquent fait évoluer la vitesse de déformation. Argon [Argon et Bhattacharya, 1986] suggère que la contrainte interne peut être liée à la résistance au cisaillement, qui varie selon la densité des dislocations.

Le modèle de Busso [Busso, 1998] permet de décrire non seulement la déformation de fluage transitoire mais aussi la grande déformation à chaud assistée par la recristallisation dynamique, donc, en ce qui nous concerne, l'étape de déformation dans l'emprise du laminoir. Dans ce modèle, une relation de type sinus hyperbolique est utilisée et une variable interne, la résistance du matériau à la déformation viscoplastique, S , est introduite pour représenter l'état du matériau (état des obstacles au mouvement des dislocations). Sous une sollicitation donnée, le terme S , qui est influencé par l'écrouissage, la restauration et la recristallisation, modifie le comportement macroscopique. Les détails de ce modèle sont présentés dans la section V.2, du fait que l'une des lois de comportement développées dans cette étude est inspirée par ce modèle.

II.3.2. Migration des joints de grains sous charge

Le phénomène de la migration des joints de grains sous une faible charge appliquée a attiré une grande attention puisqu'il s'agit d'un « nouveau » mécanisme de déformation, introduisant une déformation plastique par la migration même des joints de grains. La Figure II.11 (a) montre schématiquement un bicristal avec un marqueur (ligne pointillée) traversant un joint de grains. Les Figure II.11 (b) et (c) illustrent respectivement deux types de réponse du joint de grains sous une contrainte de cisaillement, appliquée parallèlement à ce joint de grains : (b) un couplage entre la migration de joint de grains dans la direction normale et le glissement de cisaillement, et (c) un glissement conventionnel du joint de grains sans l'effet de couplage. Pour la première réponse, la migration de joint de grain couplée avec le glissement de cisaillement donne une déformation de cisaillement sur la zone balayée. Afin de comprendre cette déformation de cisaillement, on étudie souvent le rapport entre la vitesse de déplacement du joint de grains dans la direction normale (V_n) et celle dans la direction cisailée (V_{II}). Ce couplage est connu en anglais comme « Stress-Induced (Grain) Boundary Motion » (SI(G)BM). Pour les nano-matériaux dont la fraction volumique des joints de grains est importante, la contribution de ce type de déformation à la déformation totale pourra

devenir importante et dominer la réponse macroscopique du matériau sous une sollicitation donnée.

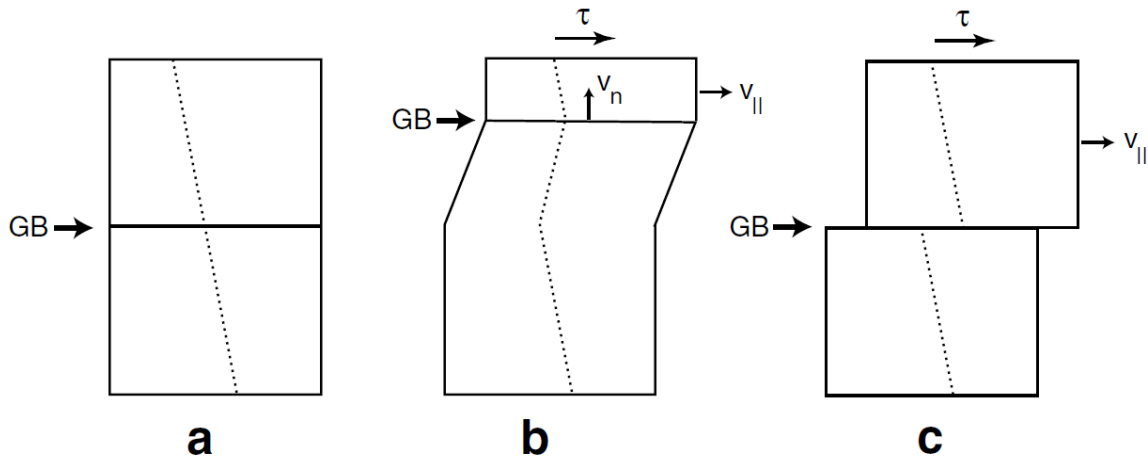


Figure II.11 : (a) Bicristal à l'état initial avec un marqueur traversant le joint de grains, (b) et (c) deux types de réponse de joint de grains (GB) sous une contrainte de cisaillement (τ) : (b) couplage entre la migration dans la direction normale (V_n) et le déplacement cisailé ($V_{||}$), (c) glissement conventionnel le long du joint de grain dans la direction du chargement (source : [Cahn *et al.*, 2006])

Ce phénomène SIGBM a été observé sur plusieurs bicristaux, impliquant le zinc [Li *et al.*, 1953, Bainbridge *et al.*, 1954, Sheikh-Ali *et al.*, 2003], l'aluminium [Biscondi et Goux, 1968, Fukutomi *et al.*, 1991, Winning *et al.*, 2001, Winning et Rollett, 2005, Gorkaya *et al.*, 2009] et la zircone cubique [Yoshida *et al.*, 2004]. Les joints des grains impliqués sont de type flexion avec de grands ou de faibles angles de désorientation. La Figure II.12 montre l'observation de ce phénomène sur l'aluminium pur bicristallin sous une contrainte de cisaillement de 0,3 MPa à 375°C [Gorkaya *et al.*, 2009, Molodov *et al.*, 2011]. Le déplacement du joint de grains dans la direction normale est marqué d , et s pour celui dans la direction de cisaillement. Ce phénomène a été interprété en utilisant la simulation numérique en dynamique moléculaire à l'échelle atomique [Cahn *et al.*, 2006, Ivanov et Mishin, 2008, Farkas, 2013], et pourtant aucun modèle macroscopique n'a été établi. Comme on ne regarde pas l'échelle atomique, on ne décrit pas en détail les modèles de dynamique moléculaire utilisés pour décrire ce phénomène.

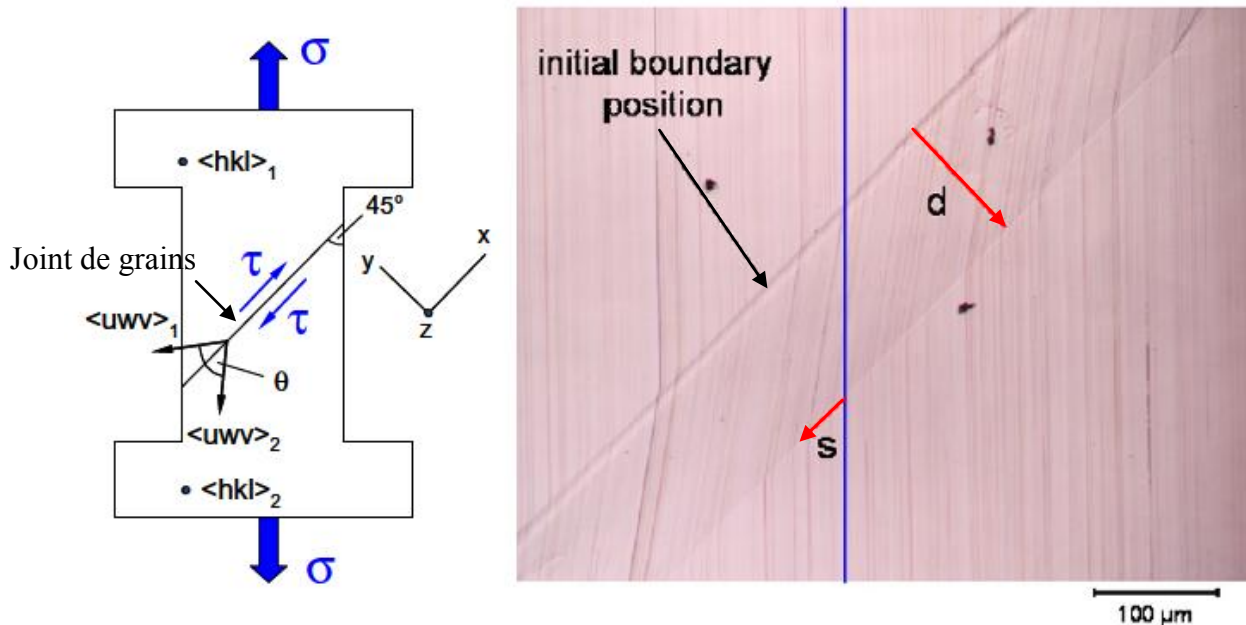


Figure II.12 : Mouvement d'un joint de grains d'un bicristal d'aluminium pur après un recuit de 68 minutes à 375°C sous une contrainte de cisaillement de 0,3 MPa, les rayures sont des repères et la ligne bleue est la position initiale d'une rayure afin de mettre en évidence le cisaillement de la zone balayée par le déplacement du joint (source : [Gorkaya *et al.*, 2009])

Il convient de souligner que les études ci-dessus concernent le mouvement d'un joint de grains sollicité par la charge appliquée. Pour les matériaux polycristallins, le phénomène SIGBM devient complexe parce que les joints de grains sont sollicités à la fois par la charge appliquée et aussi par une force motrice associée à la courbure du joint de grains. La seule étude expérimentale (à notre connaissance), qui a mise en évidence la migration des joints de grains sous ces deux forces, est donnée ci-après.

Les Figure II.13 (a), (b), (c) et (d) montrent un aluminium pur, avec une taille de grain moyenne initiale de 800 nm et une densité de dislocations initiale très faible, observé *in situ* à 350°C par MET [Momprou *et al.*, 2009]. Sur les figures, on s'intéresse seulement au grain marqué en noir et aux joints correspondants. Pour la microstructure initiale, sans application de charge (figure (a)), aucune migration de joints de grains n'a été observée au cours du temps à cette température. Lorsqu'une déformation a été imposée dans la direction verticale, une nouvelle image est obtenue avec certains joints de grains ayant migré. Les figures (b), (c) et (d) montrent respectivement la même zone après plusieurs déformations effectuées successivement et les courbes pointillées correspondent à la position précédente des joints de grains considérés. Quant à l'effet de la charge appliquée sur le mouvement des joints de grains, l'auteur retient les points suivants : (i) le mouvement de joints des grains n'est observé que lors de l'application de la charge, les joints des grains restent immobiles lorsque la charge est complètement retirée, (ii) la direction de la migration de l'ensemble des facettes est de gauche à droite, perpendiculaire à la direction de la déformation imposée. Les évidences ci-dessus confirment l'effet de la charge appliquée sur le mouvement des joints de grains. Par ailleurs, les images montrent également l'effet de la force motrice associée à la courbure sur la migration des joints de grains. En fait, même si la direction de la migration principale est de

gauche à droite, pour chaque facette courbée, on peut voir qu'elle migre approximativement vers son centre de courbure. Ceci suggère l'effet de la force motrice liée à la courbure du joint de grains. Les auteurs concluent que, pour un matériau polycristallin sous charge, la migration des joints des grains dépend des deux forces cités ci-dessus (effort appliqué et tension de surface des joints de grains). Compte tenue de la géométrie complexe de la microstructure des matériaux polycristallins et de l'influence de la surface libre de la lame mince sur la migration du joint de grains, il est difficile de mesurer la déformation de cisaillement sur les Figure II.13 (b), (c) et (d).

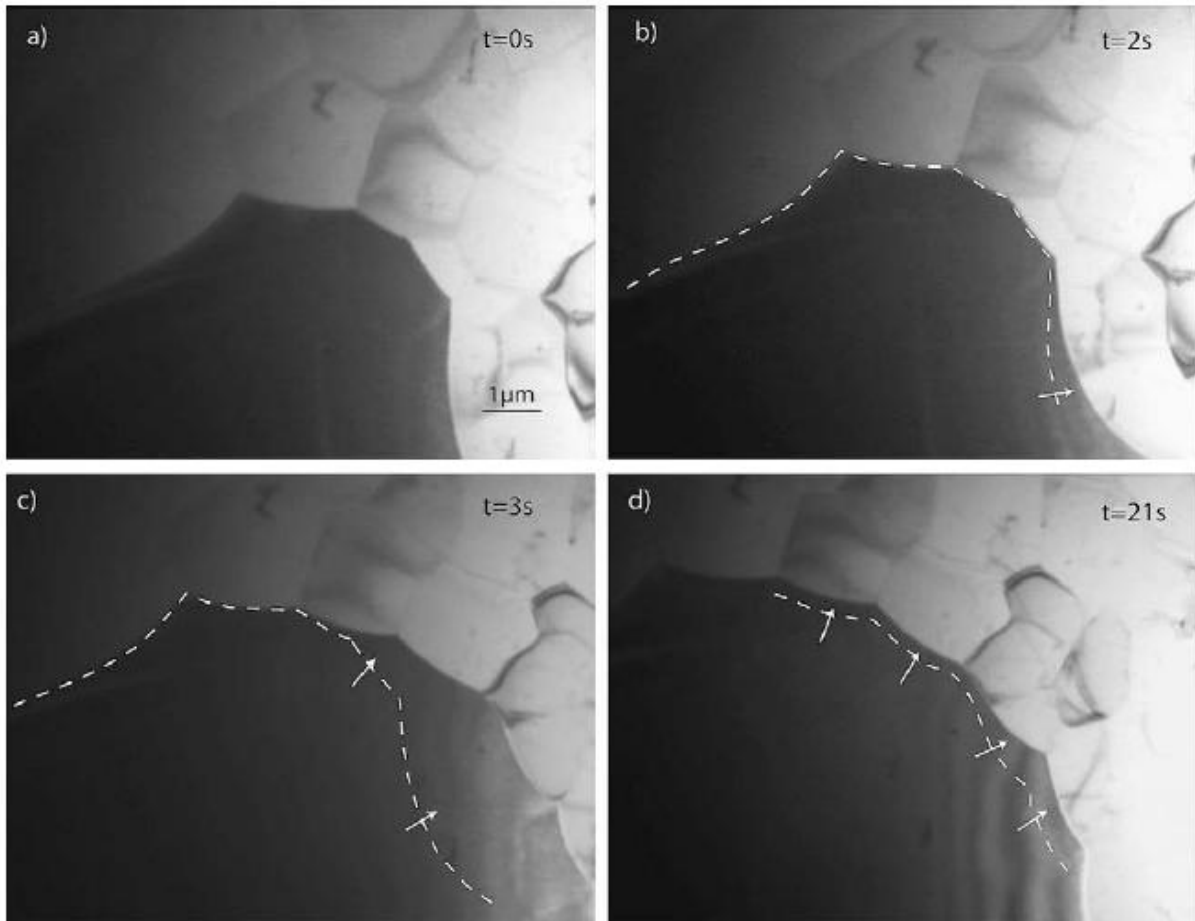


Figure II.13 : Images de MET *in situ* de joints de grains d'un aluminium pur, (a) microstructure initiale sans application de charge, (b, c, d) mouvement des joints de grains lorsque une charge est appliquée dans la direction verticale ; les pointillés représentent la position du joint dans l'image précédente de cette figure (source : [Mompiau *et al.*, 2009])

En plus des forces motrices associées à la courbure et à la charge appliquée, les joints de grains peuvent être sollicités par une troisième force, qui est liée à la densité de dislocations. Ceci se trouve bien dans la problématique de cette étude. Pour le phénomène RIP, il faudra envisager le fait que les trois forces influencent la migration des joints de grains : la force motrice liée à l'écart de densité de dislocations, la force motrice liée à la courbure des joints et la charge appliquée. De ce fait, l'effet de SIGBM pourrait devenir important dans le phénomène RIP à cause d'une force supplémentaire liée à la densité de dislocations. De plus, pendant la recristallisation, la fraction volumique des joints de grains mobiles est plus

importante par rapport à un matériau sans recristallisation. Ceci pourra également favoriser la déformation de cisaillement. C'est pour ces raisons que l'on pense que l'effet de SIGBM est un mécanisme potentiel du phénomène RIP. Pourtant, aucune observation de SIGBM pendant la recristallisation n'est disponible dans la littérature.

II.4. Conclusions de l'étude bibliographique

Cette étude bibliographique avait pour but, d'une part, de recenser les quelques mises en évidence du phénomène RIP et les détails importants qui leur sont associés, et d'autre part, d'explorer les phénomènes/mécanismes associés, qui contribuent éventuellement au RIP.

En ce qui concerne la mise en évidence du phénomène RIP, les informations importantes à retenir sont les suivantes :

- Le phénomène du RIP est observé sur de nombreux métaux avec une taille de grains moyenne entre 10 μm et 5 mm à une température homologue comprise entre 0,4 et 0,85 sous une contrainte comprise entre 0 et 50 MPa
- La vitesse de déformation moyenne mesurée pendant la recristallisation peut atteindre une valeur supérieure d'environ d'un ordre de grandeur par rapport à celle de fluage secondaire du matériau recristallisé sous la même sollicitation, conformément à ce qu'on a trouvé en intercage
- Toutes les observations microstructurales relèvent à ce jour que le RIP est associé à la recristallisation discontinue, composée de la germination et de la croissance de grains
- La restauration et la recristallisation sont deux processus d'adoucissement indissociables. Jusqu'à présent, la recristallisation est considérée dans les publications comme la seule source du phénomène RIP, et il y a peu d'attention portée sur la restauration
- Jusqu'à présent, l'influence des conditions de sollicitation (température, contrainte appliquée pendant la recristallisation, conditions d'écrouissage) sur le RIP est encore inconnue

En termes de phénomènes/mécanismes associés, on retiendra les points suivants :

- L'étude du RIP concerne la recristallisation statique et la recristallisation métadynamique. Cette dernière se passe très rapidement, en particulier dans les conditions de l'intercage

- La déformation par diffusion aux joints de grains et par dislocations à haute température sont les deux mécanismes contrôlant potentiellement la déformation viscoplastique, dans les conditions des sollicitations appliquées dans les études mentionnant le RIP

- Le RIP peut être associé à un ensemble de phénomènes différents : (i) la diffusion aux joints de grains pourrait éventuellement avoir une contribution importante au RIP à cause de la petite taille des germes. Ce point reste à confirmer dans cette étude à l'échelle microscopique ; (ii) l'apparition d'un régime transitoire de fluage, lié à celle des grains recristallisés, est peut-être une autre cause du RIP, (iii) la migration des joints de grains sous charge représente la troisième interprétation potentielle.