

## Chapitre V : Modélisation

Ce chapitre a pour objectif de développer des lois de comportement, visant à comprendre le phénomène RIP et à le prédire dans un grand domaine des conditions de sollicitation. C'est dans ce contexte que deux lois de comportement différentes sont développées : la première est une loi de comportement phénoménologique visant à confirmer dans un premier temps le mécanisme principal du RIP. La deuxième est une loi de comportement à variables internes où la microstructure est traitée comme celle d'un matériau homogène qui évolue selon les lois évolutives des variables internes. Cette deuxième loi de comportement est enfin utilisée pour la prédiction de l'ensemble de la pré-déformation et du fluage assisté par la recristallisation.

Il est à noter que, pour les deux lois de comportement, les travaux d'identification des paramètres et de validation des lois de comportement sont effectués en s'appuyant sur les résultats expérimentaux obtenus aux hautes températures (présentés dans le Sous-chapitre IV.2) et cela pour deux raisons. D'abord, ces résultats expérimentaux présentent relativement beaucoup de détails par rapport à ceux obtenus à la température la plus basse, favorisant la validation des lois de comportement. Par exemple, le comportement viscoplastique du matériau à 850 et 950°C sous certaines conditions montre bien l'accélération et le ralentissement de la déformation pendant et après la recristallisation, qui contraste avec la vitesse de déformation quasiment constante observée à 630°C. De plus, les résultats obtenus aux hautes températures nous intéressent particulièrement car ces conditions expérimentales sont plus proches de l'application.

Les Sous-chapitres V.1 et V.2 sont, respectivement, consacrés à la première et à la deuxième loi de comportement. Pour chaque sous-chapitre, les objectifs spécifiques sont d'abord donnés, suivis par le cadre de modélisation utilisé et les hypothèses prises pour la formulation de chaque loi de comportement. Ensuite, la formulation des équations et l'identification des paramètres sont abordées, suivies par la prédiction des résultats expérimentaux. Les résultats de modélisation de ces deux lois de comportement sont discutés ensemble dans le Sous-chapitre IV.3.

## V.1. Loi de comportement phénoménologique

### V.1.1. Objectifs

La formulation de cette loi de comportement a pour objectif de comprendre le phénomène RIP, en traitant le matériau comme composé de deux populations des grains (grains écrouis et grains recristallisés) et en homogénéisant le comportement du matériau en fonction des propriétés mécaniques de chaque population de grains. Par ailleurs, cette loi de comportement a également pour objectif de décrire d'une manière relativement simple la déformation associée au phénomène RIP sur l'ensemble des aciers et ainsi à faciliter son application dans un contexte industriel.

La Figure V.1 rappelle les résultats expérimentaux du phénomène RIP et du fluage du matériau complètement recristallisé en régime transitoire, où les microstructures fluent sous une charge constante à une température donnée après la pré-déformation à chaud (Sous-chapitre IV.2). Ces résultats expérimentaux suggèrent que, pendant la recristallisation, l'augmentation de la vitesse de déformation (courbes continues) pourrait être essentiellement liée au comportement viscoplastique des grains recristallisés. Ce dernier peut être approximativement estimé par le comportement du matériau complètement recristallisé (courbes discontinues). Afin de confirmer quantitativement cette hypothèse, la loi de comportement phénoménologique envisagée ici doit prendre en compte les données expérimentales issues du comportement du matériau complètement recristallisé (courbes discontinues) et être capable de reproduire l'accélération de la déformation pendant la recristallisation (courbes continues).

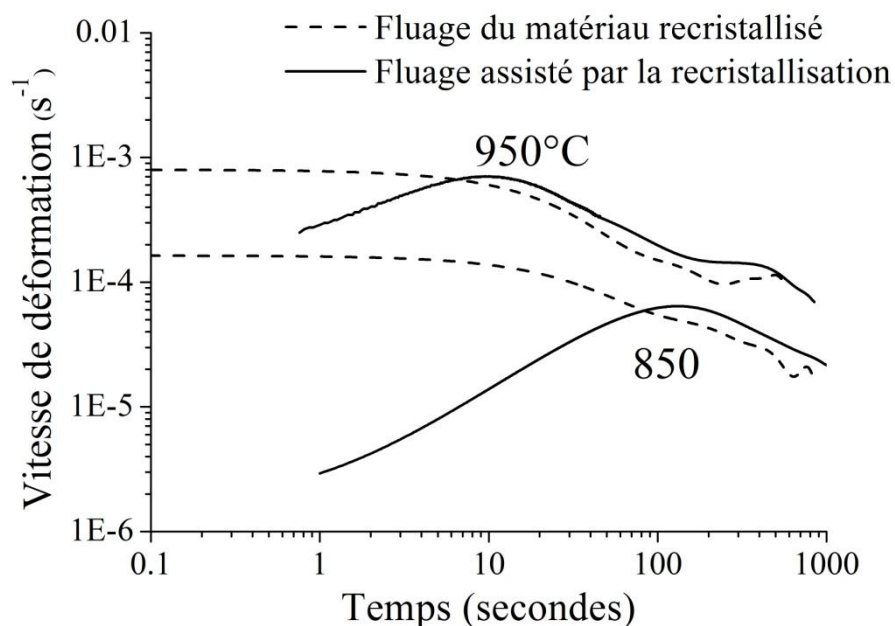


Figure V.1 : Évolution de la vitesse de déformation du matériau pendant la recristallisation et du matériau complètement recristallisé en fonction du temps sous une contrainte nominale de 47 MPa à deux températures

### V.1.2. Cadre de la modélisation

Le cadre de modélisation pour la loi de comportement phénoménologique est établi à partir des observations expérimentales lors des essais aux hautes températures (Sous-chapitre IV.2). Le Tableau V.1 résume l'ensemble des caractéristiques expérimentales identifiées précédemment et des informations prises en compte dans cette modélisation.

**Tableau V.1 : Caractéristiques expérimentales observées et cadre de la modélisation pour établir la loi de comportement phénoménologique**

<b>Caractéristiques expérimentales</b>	<b>Cadre de la modélisation</b>
La recristallisation et l'écroutissage sont les phénomènes dominants observés pendant le phénomène RIP	Seuls les phénomènes de recristallisation et d'écroutissage seront pris en compte dans la loi de comportement
Deux populations de grains (recristallisés et écroutis) coexistent pendant la recristallisation  Les ordres de la grandeur de la vitesse de déformation pendant la recristallisation (courbes continues sur la Figure V.1) et de la vitesse de déformation du matériau complètement recristallisé (courbes discontinues) sont assez proches	Ceci justifie l'hypothèse que le matériau est composé de deux populations de grains, chacun possède un comportement viscoplastique bien identifié, et que le comportement de l'ensemble peut être obtenu par une méthode d'homogénéisation
Lorsque le matériau est complètement recristallisé à la fin d'un essai de RIP, il présente un comportement viscoplastique (courbes continues après les pics) assez similaire à celui du matériau recristallisé (courbes discontinues)	Ceci motive de supposer que le comportement viscoplastique de la population de grains recristallisés peut être décrit par le comportement du matériau complètement recristallisé sous la même sollicitation
L'influence de la taille de grains sur le comportement viscoplastique des grains recristallisés, même pendant la recristallisation est faible du fait d'une croissance rapide des grains	A noter que ce type de comportement viscoplastique n'est pas affecté par la taille moyenne des grains recristallisés
Le matériau écrouti juste avant la recristallisation, composé seulement de grains écroutis, présente une vitesse de déformation très faible (le point de départ des courbes continues) par rapport à celle des matériaux complètement recristallisés sous la même sollicitation	Ceci suggère que les grains écroutis possèdent une résistance forte au fluage par rapport aux grains recristallisés. De ce fait, on peut supposer une vitesse de déformation constante et faible pour les grains écroutis
L'effet de la contrainte sur la cinétique de recristallisation est négligeable dans le domaine de contraintes exploré	Comme le couplage entre la cinétique de recristallisation et la déformation viscoplastique n'est pas fort, la relation Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) est donc une solution simple pour la description de l'évolution de la fraction volumique des grains recristallisés après une pré-déformation donnée

A partir des hypothèses prises ci-dessus, les expressions fonctionnelles pour la loi de comportement phénoménologique peuvent être d'abord établies. La loi d'écoulement pour la microstructure homogénéisée peut s'exprimer comme suit,

$$\dot{\tilde{\varepsilon}}^{vp} = \hat{\tilde{\varepsilon}}^{vp}(\dot{\tilde{\varepsilon}}_{unrex}^{vp}, \dot{\tilde{\varepsilon}}_{rex}^{vp}, X_{rex}) \quad (V.1)$$

où  $X_{rex}$  est la fraction volumique des grains recristallisés, et  $\dot{\tilde{\varepsilon}}_{unrex}^{vp}$  et  $\dot{\tilde{\varepsilon}}_{rex}^{vp}$  sont respectivement la vitesse de déformation équivalente de la population des grains écrouis et des grains recristallisés. L'équation (V.1) a la forme d'une loi d'homogénéisation où la vitesse de déformation du matériau est exprimée en fonction de la vitesse de déformation de chaque population et de la fraction volumique des grains recristallisés.

A son tour, la loi d'écoulement viscoplastique de la population des grains recristallisés peut s'exprimer fonctionnellement en fonction du temps,  $t$ , de la température  $T$ , et de la contrainte équivalente de von Mises,  $\tilde{\sigma}$  :

$$\dot{\tilde{\varepsilon}}_{rex}^{vp} = \hat{\tilde{\varepsilon}}_{rex}^{vp}(\tilde{\sigma}, T, t) \quad (V.2)$$

Ici, on considère que le comportement viscoplastique des grains recristallisés peut être décrit par le comportement du matériau complètement recristallisé, qui est en fonction des conditions de sollicitation et du temps.

La vitesse de déformation viscoplastique des grains écrouis est supposée indépendante du temps et sa valeur est constante pour une température et une contrainte données :

$$\dot{\tilde{\varepsilon}}_{unrex}^{vp} = \hat{\tilde{\varepsilon}}_{unrex}^{vp}(\tilde{\sigma}, T). \quad (V.3)$$

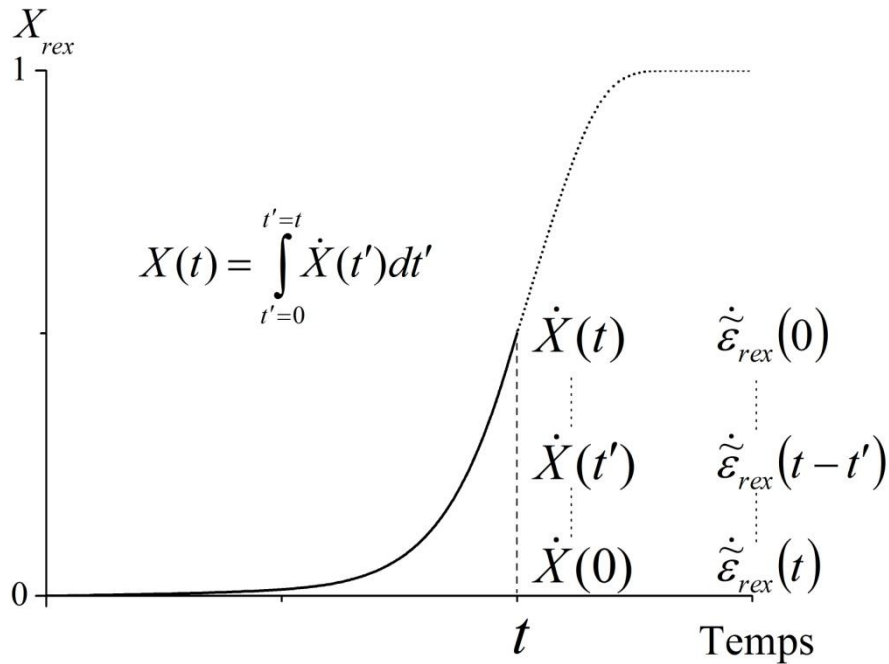
La fraction recristallisée  $X_{rex}$  est décrite par la relation de JMAK. Cette dernière est largement utilisée pour la description de la cinétique de recristallisation statique et métadynamique. La loi d'évolution de la fraction volumique des grains recristallisés,  $\dot{X}_{rex}$ , est exprimée de la manière suivante :

$$\dot{X}_{rex} = \hat{X}_{rex}(T, X_{rex}) \quad (V.4)$$

Pour une pré-déformation donnée,  $X_{rex}$  est fonction seulement de la température et du temps, et sa forme évolutive  $\dot{X}_{rex}$  dépend donc de la température et de  $X_{rex}$ .

### V.1.3. Formulation

La formulation de la loi de comportement phénoménologique concerne les équations fonctionnelles (V.1), (V.2) et (V.4). Ici, la loi d'homogénéisation (équation (V.1)) est concrétisée en utilisant une loi des mélanges et en supposant que la contrainte est homogène dans le matériau. En fait, ceci implique une estimation de la borne supérieure de la vitesse de déformation. Ce point sera discuté avec les résultats. Par ailleurs, on a aussi pris en compte le fait que les grains recristallisés au début de la recristallisation fluent ensuite moins rapidement par rapport aux grains qui viennent de recristalliser car le taux d'écroissage des premiers, du fait du fluage ultérieur, est plus important que celui des derniers. En d'autres termes, comme l'illustre la Figure V.2, pour un temps donné  $t$ , le matériau recristallisé antérieurement ( $t' < t$ ) possède une vitesse de déformation différente de celle du matériau nouvellement recristallisé. Pour le matériau recristallisant au temps  $t$ , son comportement viscoplastique (en fluage) est considéré comme égal à celui du matériau recristallisé tout au début de fluage.



**Figure V.2 : Prise en compte de l'effet d'écroissage sur la vitesse de déformation des grains recristallisés. Pour un temps donné  $t$ , un grain recristallisé antérieurement ( $t' < t$ ) possède une vitesse de déformation plus faible par rapport à celle d'un grain vient de recristallisé**  
 $(\tilde{\epsilon}_{rex}^{vp}(t-t') < \tilde{\epsilon}_{rex}^{vp}(0))$

De ce fait, la loi d'homogénéisation (V.1) peut s'exprimer par une équation qui comporte un produit de convolution entre la cinétique de recristallisation et la vitesse de déformation des grains recristallisés. Ainsi,

$$\tilde{\epsilon}^{vp}(t) = (1 - X_{rex}(t))\tilde{\epsilon}_{unrex}^{vp} + \int_{t'=0}^{t'=t} \dot{X}_{rex}(t')\tilde{\epsilon}_{rex}^{vp}(t-t')dt' \quad (V.5)$$

Dans l'équation (V.5), le premier et le deuxième termes de droite représentent, respectivement, la contribution de la vitesse de déformation des grains écrouis et celle des grains recristallisés. Lorsque  $X_{rex}$  augmente de 0 à 1 pendant la recristallisation, la contribution des grains recristallisés devient de plus en plus importante, bien que certains d'entre eux soient déjà un peu écrouis.

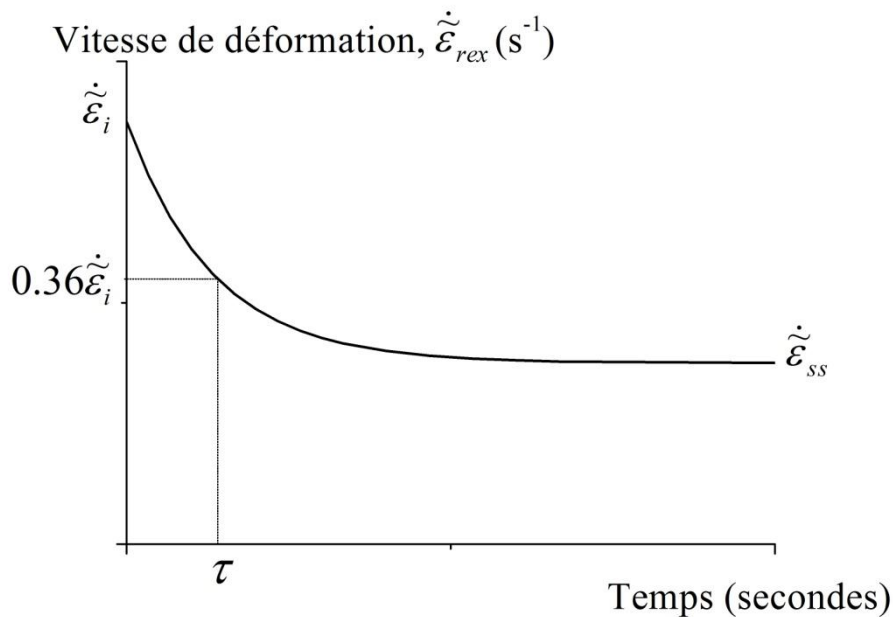
La loi d'écoulement viscoplastique des grains recristallisés (V.2) tient compte de l'écrouissage progressif au cours du fluage des grains recristallisés et décrit l'évolution de la vitesse de déformation viscoplastique en fonction du temps lors des stades transitoire et stationnaire du fluage. Cette évolution peut être décrite par une forme simple selon Garofalo [Garofalo, 1960],

$$\dot{\tilde{\epsilon}}_{rex}^{vp}(t) = \dot{\tilde{\epsilon}}_{ss}^{vp} + (\dot{\tilde{\epsilon}}_i^{vp} - \dot{\tilde{\epsilon}}_{ss}^{vp}) e^{-\frac{t}{\tau}} \quad (V.6)$$

en fonction de,

- $\dot{\tilde{\epsilon}}_{ss}^{vp}$ , la vitesse de déformation viscoplastique stationnaire (ss : steady-state, qui dénote un équilibre entre l'écrouissage et la restauration des dislocations)
- $\dot{\tilde{\epsilon}}_i^{vp}$ , la vitesse de déformation viscoplastique initiale ( $t=0$ , écrouissage nul)
- $\tau$ , un temps caractéristique, correspondant au temps où la valeur de la vitesse de déformation atteint une valeur égale à  $\dot{\tilde{\epsilon}}_i^{vp} \times e^{-1} \approx \dot{\tilde{\epsilon}}_i^{vp} \times 0.36$

La Figure V.3 montre schématiquement l'évolution de la vitesse de déformation viscoplastique décrite par l'équation (V.6) pour les grains recristallisés lors des stades primaire et secondaire de fluage.



**Figure V.3 : Évolution schématique de la vitesse de déformation viscoplastique (équivalente) du matériau complètement recristallisé en fonction du temps sous une charge constante à une température donnée**

Dans l'équation (V.6), le terme  $\dot{\tilde{\epsilon}}_{ss}^{vp}$  peut être décrit par une loi puissance (avec tous les paramètres déjà présentés dans la section (II.2.2) [Frost et Ashby, 1982]),

$$\dot{\tilde{\epsilon}}_{ss}^{vp}(t) = \frac{A_1 D_v \mu b}{k_B T} \left( \frac{\tilde{\sigma}}{\mu} \right)^N \quad (V.7)$$

Comme précisé précédemment (section II.2.1), la description de la variation de la fraction volumique des grains recristallisés est faite par la relation JMAK :

$$X_{rex} = 1 - \exp \left( -B \left( \frac{t}{t_{50pct}} \right)^n \right) \quad (V.8)$$

#### V.1.4. Identification des paramètres

Les paramètres de la loi de comportement à identifier sont tout d'abord les paramètres utilisés dans la loi d'écoulement des grains recristallisés (Eq. (V.6)) et la relation JMAK (Eq. (V.8)). La méthode d'identification est expliquée dans la suite de cette section et l'ensemble des paramètres avec les valeurs correspondantes sont synthétisés dans le Tableau V.2. Pour la vitesse de déformation des grains écrouis (Eq. (V.3)), étant donné que peu de données expérimentales sont disponibles, sa valeur est donc directement prise comme la vitesse de déformation expérimentale avant l'accélération de la déformation (par exemple, valeur pour  $t < 1$  s pour les courbes continues de la Figure V.1).

**Tableau V.2 : Paramètres utilisés dans la loi de comportement phénoménologique**

T (°C)	Grains recristallisés								Grains écrouis	JMAK	
	$\dot{\tilde{\epsilon}}_i^{vp}$ (ii) (s <sup>-1</sup> )	$\tau$ (ii) (s)	$\dot{\tilde{\epsilon}}_{ss}^{vp}$						$\dot{\tilde{\epsilon}}_{unrex}^{vp}$ (ii) (s <sup>-1</sup> ) sous $\tilde{\sigma}$	$t_{50pct}$ (ii) (s)	$n$ (ii)
			$A_I^{(i)}$	$D_0^{(i)}$ (m <sup>2</sup> /s)	$\mu^{(i)}$ (GPa)	$b^{(i)}$ (m)	$N^{(i)}$	$Q_{vp}^{(i)}$ (kJ/mol)			
850	$1,6 \times 10^{-4}$	70	$3 \times 10^{-6}$	$2 \times 10^{-4}$	55	$2,5 \times 10^{-10}$	4.6	284	$1,7 \times 10^{-6}$ sous 47 MPa	86	1,5
950	$7,9 \times 10^{-4}$	30							$1 \times 10^{-4}$ sous 47 MPa	3,2	2,1

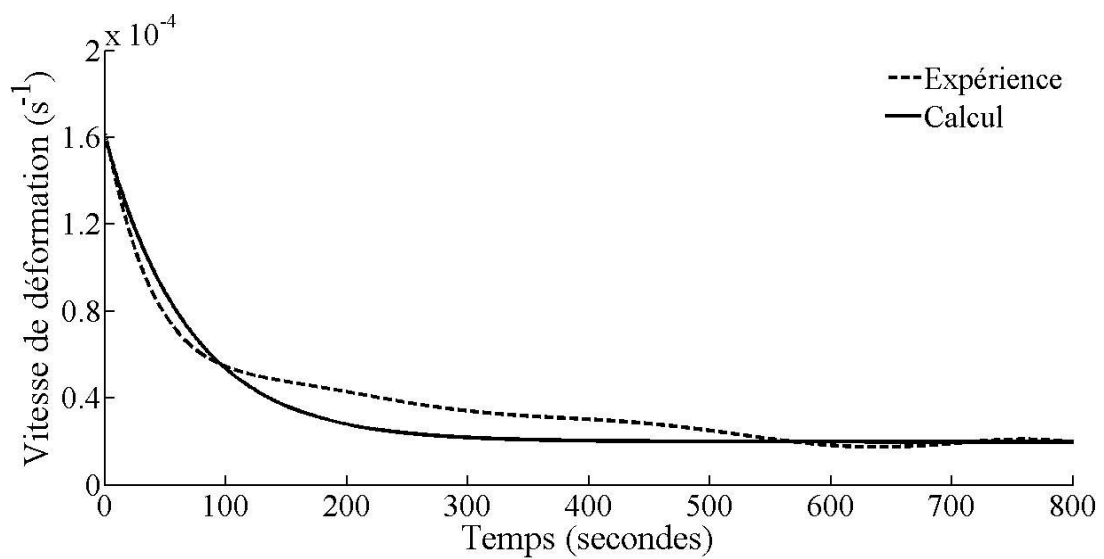
(i) Données physiques du nickel pur issues des cartes de mécanismes de la déformation [Frost et Ashby, 1982]  
(ii) Données identifiées au cours de cette étude

##### V.1.4.1. Loi d'écoulement des grains recristallisés

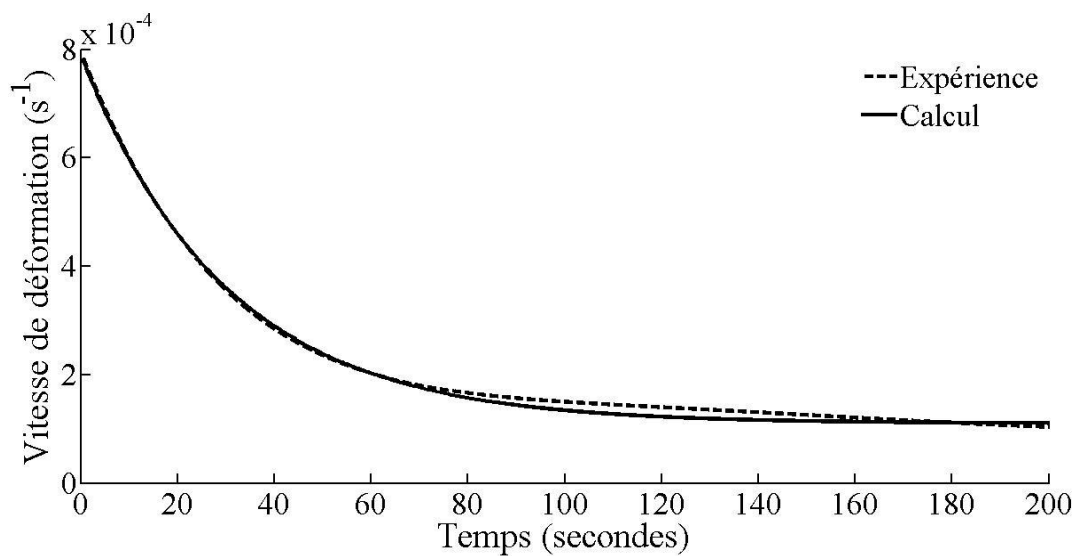
Dans l'équation (V.6), la loi d'écoulement des grains recristallisés dépend de  $\dot{\tilde{\epsilon}}_{ss}^{vp}$ ,  $\dot{\tilde{\epsilon}}_i^{vp}$  et  $\tau$ . Pour  $\dot{\tilde{\epsilon}}_{ss}^{vp}$ , la valeur est obtenue par la loi puissance (Eq. (V.7)) en utilisant les paramètres du nickel pur [Frost et Ashby, 1982]. Pour  $\dot{\tilde{\epsilon}}_i^{vp}$  et  $\tau$ , leurs valeurs dépendent des conditions de sollicitation et des paramètres intrinsèques au matériau. Comme la caractérisation du fluage transitoire n'est pas au centre de ce modèle et dû au fait que nous n'avons pas beaucoup de données expérimentales, les valeurs de  $\dot{\tilde{\epsilon}}_i^{vp}$  sont prises directement à partir des données expérimentales disponibles, à savoir la vitesse de déformation viscoplastique initiale du

matériau complètement recristallisé (voir courbes discontinues dans la Figure V.1). De plus, les valeurs de  $\tau$  sont obtenues par l'ajustement des courbes de fluage transitoire du matériau recristallisé.

Lorsque l'ensemble des paramètres dans l'équation (V.6) sont identifiés, la déformation viscoplastique du matériau recristallisé à 850 et 950°C sous une contrainte nominale de 50 MPa est reproduite. Les Figure V.4 (a) et (b) présentent les résultats des calculs sur une échelle de temps linéaire, accompagnés par les données expérimentales. A noter dans la Figure V.1, les mêmes courbes (lignes discontinues) ont été représentées sur une échelle de temps logarithmique. La cohérence entre les données expérimentales et les résultats des calculs confirme la validité des paramètres correspondants, y compris ceux pris à partir des données de la littérature sur le nickel pur.



(a) 850°C



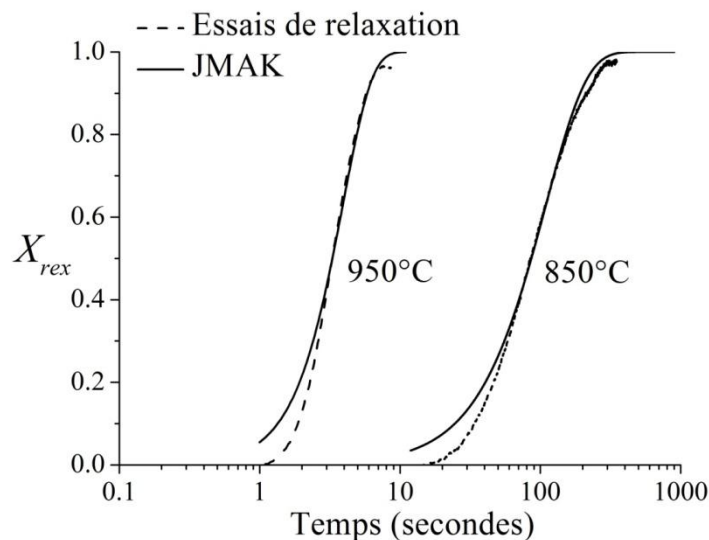
(b) 950°C

**Figure V.4 : Comparaison entre les valeurs mesurées et calculées de la vitesse de déformation viscoplastique du matériau recristallisé en régime transitoire sous 47 MPa à (a) 850 et (b) 950°C**



#### V.1.4.2. Relation JMAK

Dans l'équation (V.8), l'exposant d'Avrami  $n$  pour la recristallisation statique a été déterminé par plusieurs auteurs [Devadas *et al.*, 1991, Roucoules *et al.*, 1994], avec une valeur entre 1 et 2. Dans cette étude, les valeurs de  $n$  obtenues par l'ajustement des prédictions sur les courbes expérimentales, sont cohérentes avec celle de la littérature (1.5 et 2.1 dans le Tableau V.2). Quant au temps  $t_{50pct}$ , plusieurs auteurs [Roucoules *et al.*, 1994, Cho et Yoo, 2001, Taylor et Hodgson, 2011] ont montré que  $t_{50pct}$  est fonction des conditions de pré-déformation (niveau et vitesse de déformation) et de la température de recristallisation. Dans la loi de comportement phénoménologique, les valeurs expérimentales  $t_{50pct}$  sont directement utilisées parce que cette loi de comportement ne concerne que le fluage. Dans la loi de comportement à variables internes (Sous-chapitre V.2),  $t_{50pct}$  sera paramétré en fonction des conditions de pré-déformation puisque cette loi de comportement vise à produire l'ensemble de la pré-déformation et du fluage. La Figure V.5 montre la fraction volumique des grains recristallisés en fonction du temps, prédite par la relation JMAK, comparée à celle obtenue par les essais de relaxation. La bonne cohérence entre les données expérimentales et les résultats des calculs montre la validité des valeurs identifiées  $n$  et  $t_{50pct}$ .

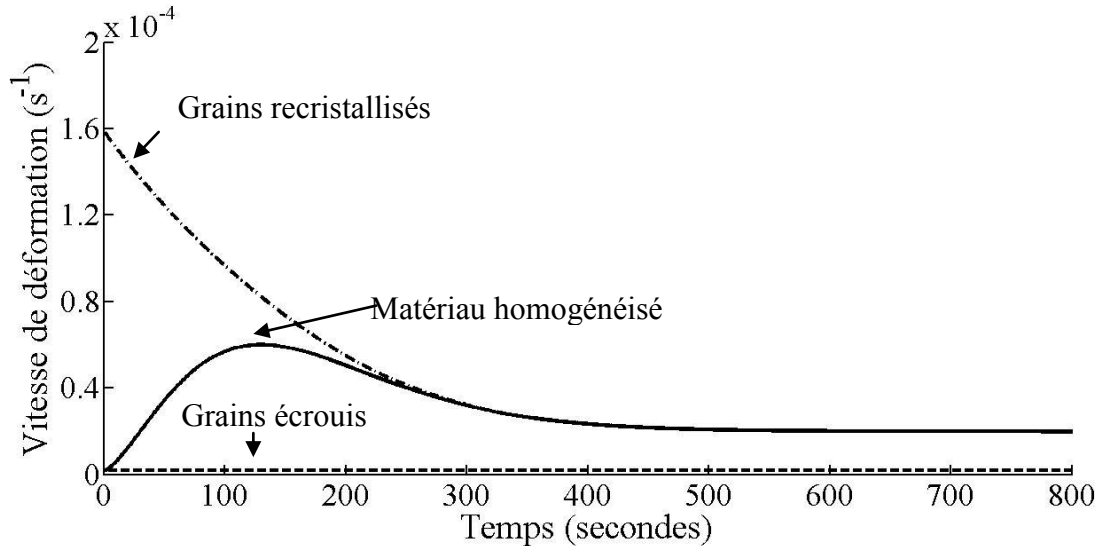


**Figure V.5 : Comparaison entre les fractions volumiques des grains recristallisés mesurées et calculées en fonction du temps après une pré-déformation de 30% à 850 et 950°C**

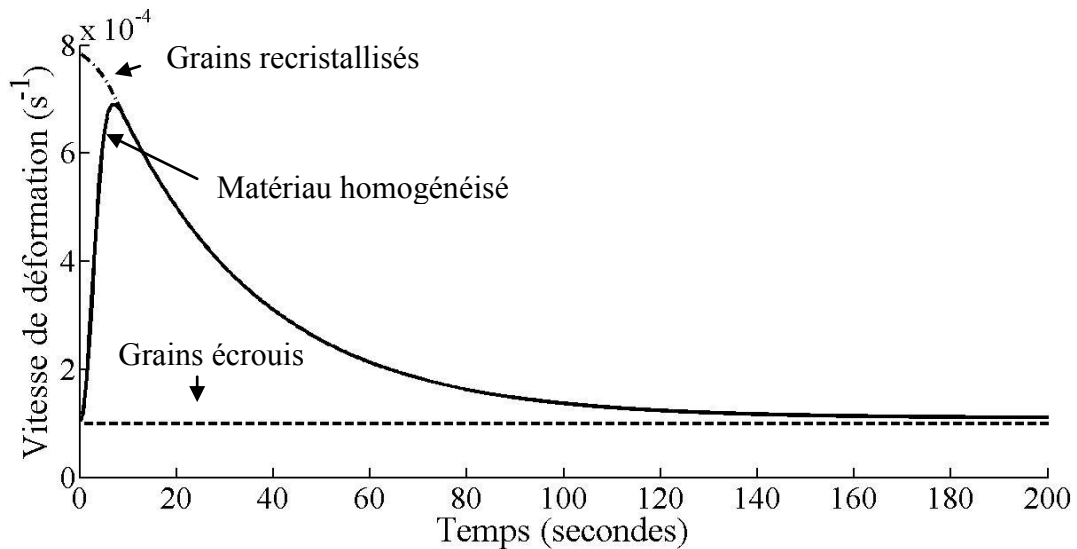
#### V.1.5. Prédiction du comportement du matériau en cours de la recristallisation

Les Figure V.6 (a) et (b) montrent la vitesse de déformation viscoplastique prédite par la loi de comportement décrite précédemment, pendant et après la recristallisation sous une contrainte nominale de 47 MPa à 850 et 950°C. Les courbes labellisées « Grains recristallisés » et « Grains écrouis » correspondent, respectivement, à la vitesse de déformation viscoplastique « globale » des deux populations de grains (le premier et le deuxième termes de l'équation (V.5)). La courbe labellisée « Matériau homogénéisé » représente la vitesse de déformation viscoplastique totale. On peut remarquer une

augmentation, puis une décroissance de la vitesse de déformation totale à chaque température. L'accélération de la déformation est due au fait que la contribution des grains recristallisés devient de plus en plus importante car la fraction volumique  $X_{rex}$  augmente de 0 à 1. Lorsque  $X_{rex}=1$  à la fin de la recristallisation, la vitesse de déformation viscoplastique commence à décroître du fait de l'écroutissement de tous les grains qui sont déjà recristallisés.



(a) 850°C

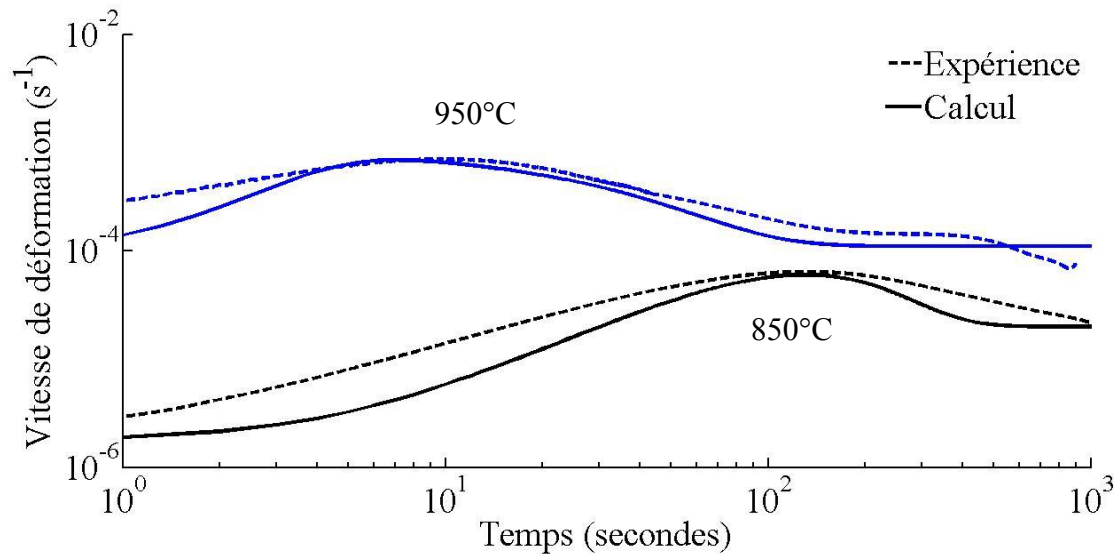


(b) 950°C

**Figure V.6 : Prédiction de la vitesse de déformation viscoplastique des grains recristallisés, des grains écrouis et du matériau homogénéisé, pendant et après la recristallisation sous 47 MPa à (a) 850 et (b) 950°C**

La Figure V.7 montre l'évolution de la vitesse de déformation viscoplastique totale, comparée avec les données expérimentales obtenues sous les conditions considérées. On peut constater que, bien qu'il y ait des écarts pendant et après la recristallisation, l'accélération de la déformation est qualitativement bien reproduite et les valeurs de la vitesse de déformation viscoplastique maximum sont très proches. Ces résultats permettent de confirmer l'hypothèse

que le comportement viscoplastique des grains recristallisés joue un rôle important dans le phénomène RIP et contribue au premier ordre à l'accélération de la déformation.



**Figure V.7 : Comparaison entre les vitesses de déformation viscoplastique mesurées et calculées en fonction du temps sous 47 MPa à 850 et 950°C**

Il convient de souligner que les résultats des calculs présentés ci-dessus peuvent surestimer la vitesse de déformation viscoplastique à cause de deux raisons. D'abord, la loi des mélanges utilisée, qui suppose une contrainte uniforme appliquée sur l'ensemble des grains, donne comme estimation une borne supérieure des vitesses de déformation. En réalité, les grains recristallisés sont soumis à une contrainte plus faible par rapport aux grains écrouis, au moins au début de la recristallisation parce que les premiers sont entourés et protégés par les derniers (voir les observations MET et EBSD dans le Sous-Chapitre IV.2). De plus, toute contrainte interne liée à la pré-déformation n'est pas prise en compte. Ce type de contrainte pourra éventuellement réduire la contrainte effective subie par les grains et faire diminuer la vitesse de déformation viscoplastique. C'est pour ces deux raisons que les résultats des calculs constituent une surestimation de la vitesse de déformation.

Les déformations viscoplastiques mesurées par les essais et prédites par la loi de comportement phénoménologique sont montrées sur la Figure V.8. Un écart d'environ 25% en déformation est observé avant la fin de la recristallisation à 950°C ( $t < 6$  s) et de 20% à 850°C ( $t < 200$  s). Après la recristallisation, ces écarts continuent à augmenter légèrement jusqu'à l'état stationnaire parce que la vitesse de déformation viscoplastique est toujours sous-estimée. La cause de ces écarts est discutée dans le Sous-chapitre V.3 avec les résultats de la loi de comportement à variables internes.

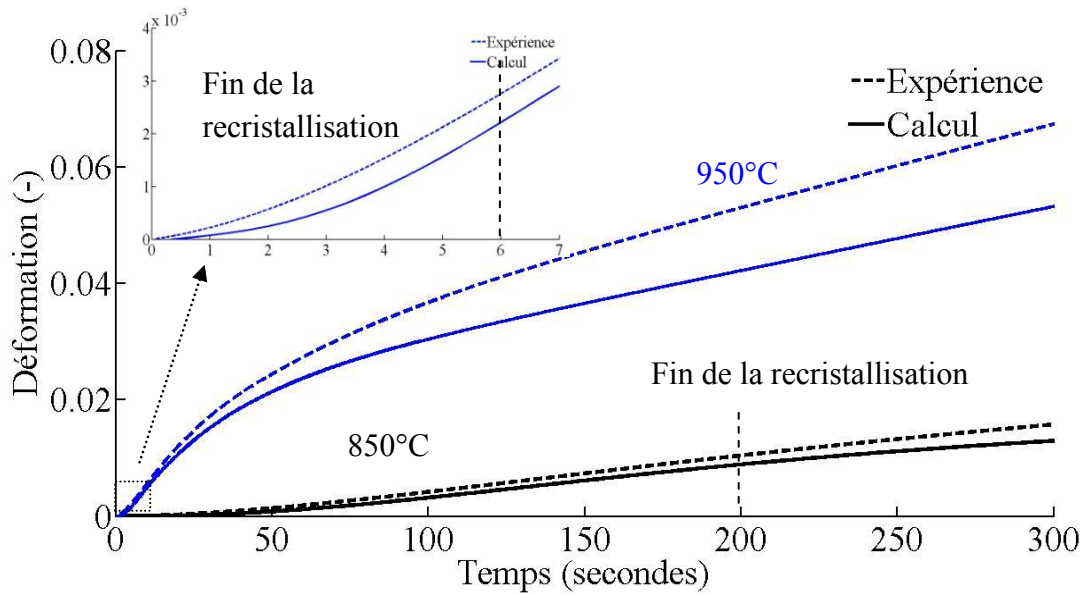


Figure V.8 : Comparaison entre les déformations viscoplastiques mesurées et calculées en fonction du temps pour les essais de fluage sous 47 MPa à 850 et 950°C

#### V.1.6. Conclusions

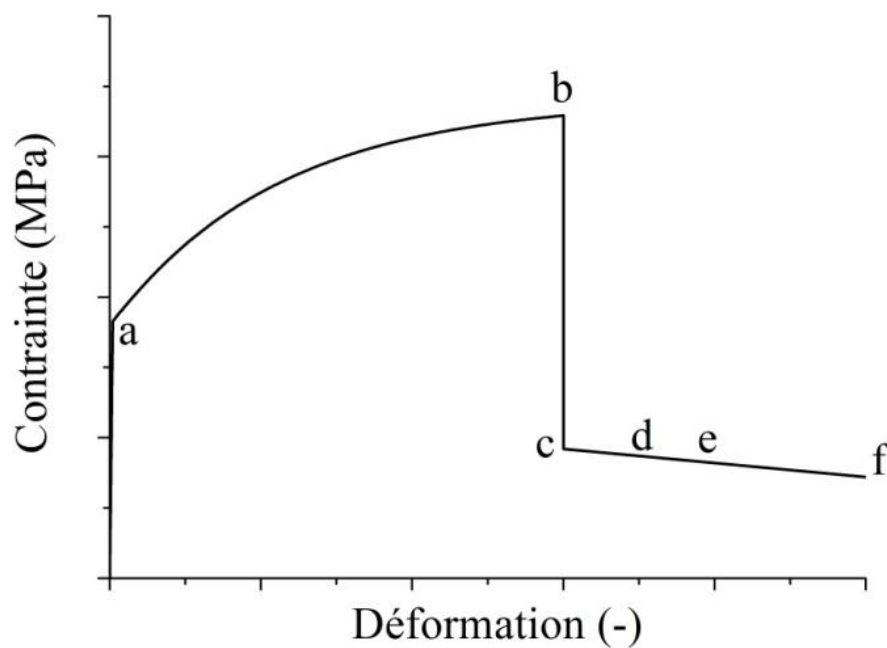
Afin d'identifier la cause principale du phénomène RIP, une loi de comportement phénoménologique basée sur une homogénéisation des propriétés de deux populations de grains a été développée. Les résultats des calculs ont confirmé, pour la première fois, que le comportement viscoplastique des grains recristallisés joue un rôle essentiel dans l'accélération de la déformation observée macroscopiquement pendant le phénomène du RIP.

## V.2. Loi de comportement à variables internes

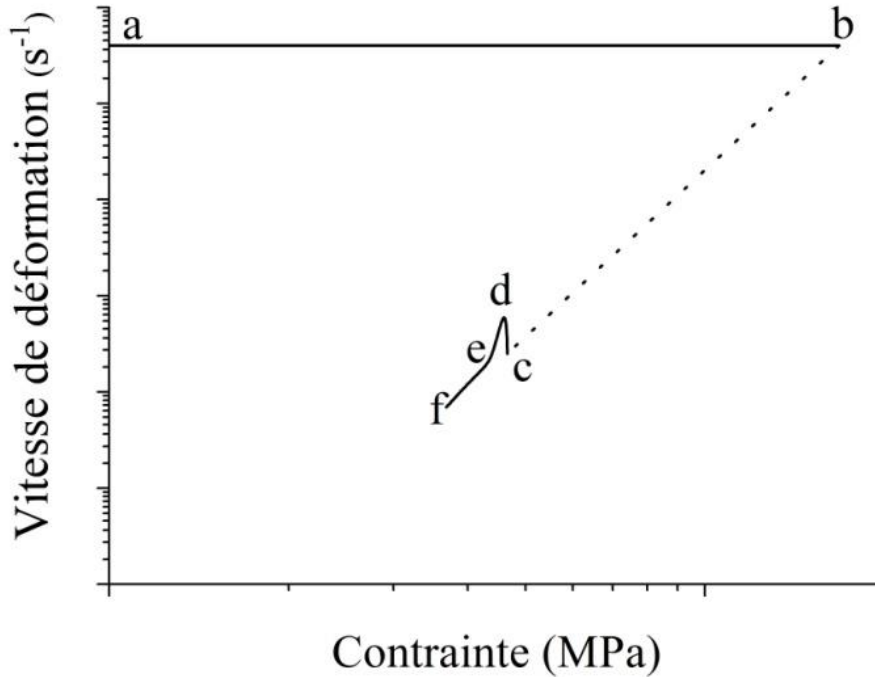
### V.2.1. Objectifs

Une fois que la cause principale du phénomène RIP a été confirmée par la loi de comportement phénoménologique, il est nécessaire maintenant de formuler une autre loi de comportement, plus physique et plus intuitive, pour permettre une interprétation des mécanismes responsables du phénomène RIP et pour le prédire sous des conditions de sollicitation plus variées. Dans ce but, une approche constitutive basée sur des variables internes représentatives des caractéristiques microstructurales sera utilisée. De plus, cette loi de comportement vise également à prendre en compte les différents états microstructuraux résultants de la prédéformation à chaud. De ce fait, une nouvelle loi inspirée par la physique de la déformation offrira un meilleur potentiel d'application pour la prédiction de l'ensemble des procédés de laminage à chaud : la déformation dans l'emprise et le fluage assisté par la recristallisation en intercage. La base d'information et de données expérimentales sur laquelle cette nouvelle formulation repose sera celle déjà présentée dans le Sous-chapitre V.1.

Les conditions thermomécaniques utilisées expérimentalement dans cette thèse pour reproduire celles subies par le matériau pendant le laminage à chaud, ainsi que les comportements des matériaux correspondants sont illustrées sur la Figure V.9. La Figure V.9 (a) présente schématiquement l'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation et la Figure V.9 (b) celle de la vitesse de déformation en fonction de la contrainte pendant la pré-déformation et le fluage. La loi de comportement à variables internes doit être capable de reproduire le comportement décrit par la Figure IV.9 (b).



(a)



(b)

**Figure V.9 : (a) Évolution schématique de valeur absolue de la contrainte vraie en fonction de la déformation et (b) évolution schématique de la vitesse de déformation en fonction de la valeur absolue de la contrainte vraie, pendant la pré-déformation (a-b) et le fluage (c-d-e-f) en compression**

Sur la Figure V.9 (a), la température est maintenue constante lorsque le matériau est d'abord pré-déformé en compression à une vitesse de déformation donnée (segment a-b), puis déchargé instantanément (b-c) et ensuite soumis à une charge constante en compression (c-d-e-f). Il faut noter que pendant ce dernier type de chargement (c-d-e-f), la contrainte vraie diminue au fil du temps parce que la section de l'éprouvette perpendiculaire à la direction d'application de la charge augmente. En même temps, on peut voir sur la Figure V.9 (b) que la vitesse de déformation commence par augmenter (c-d) dû à l'activation du phénomène RIP pendant la recristallisation pour ensuite descendre jusqu'à l'état stationnaire (d-e). La dernière partie de la courbe (e-f) correspond à un état de fluage quasi-stationnaire avec une contrainte vraie décroissante pour les raisons évoquées auparavant. On note que les conditions de chargement utilisées expérimentalement pour obtenir celles de Figure V.9 sont toujours en compression, comme souligné dans le chapitre III.

Le Tableau V.3 résume les conditions expérimentales pertinentes pour l'histoire du chargement illustré sur la Figure V.9 (a), qui seront utilisées pour l'identification des paramètres de la nouvelle loi de comportement à variables internes.

**Tableau V.3 : Conditions expérimentales de pré-déformation et de fluage qui font partie du chargement illustré sur la Figure V.9**

<b>Pré-déformation</b> (Température, déformation, vitesse de déformation)	<b>Fluage</b> (Température, contrainte nominale)
850°C, 30%, 0,01 s <sup>-1</sup>	850°C, 33 MPa
	850°C, 47 MPa
950°C, 30%, 0,44 s <sup>-1</sup>	950°C, 47 MPa,
	950°C, 72 MPa
1050°C, 30%, 0,44 s <sup>-1</sup>	1050°C, 43 MPa

### V.2.2. Cadre de la modélisation

**Tableau V.4 : Caractéristiques expérimentales et cadre de la modélisation pour établir la loi de comportement à variables internes**

<b>Caractéristiques expérimentales</b>	<b>Cadre de la modélisation</b>
Les mesures de la déformation viscoplastique et de la fraction volumique des grains recristallisés sont faites à l'échelle macroscopique	Macroscopique
La recristallisation dynamique est supposée inactive parce que le niveau de la pré-déformation est suffisamment faible  La recristallisation statique (et/ou métadynamique) est considérée comme le phénomène essentiel qui contribue à l'évolution microstructurale	La recristallisation statique (et/ou métadynamique) et l'écroutissage doivent être pris en compte dans la loi de comportement mais pas la recristallisation dynamique pendant la pré-déformation, ni la restauration statique pendant le fluage
Sous un niveau de sollicitation donné (T et $\sigma$ ), la vitesse de déformation viscoplastique varie à cause du changement de l'état du matériau. Ce dernier est associé à la fois à l'écroutissage et à la recristallisation	L'état microstructural instantané du matériau ne peut être pris en compte que par une loi de comportement à variables internes  Ceci motive de considérer le matériau comme homogène et d'introduire des variables internes, qui représentent l'état du matériau et varient à cause de l'écroutissage et de la recristallisation
Le fluage par dislocations prédomine dans la déformation viscoplastique d'un matériau recristallisé à l'état stationnaire  Une grande gamme de conditions de sollicitation (pré-déformation et fluage) doit être décrite par une loi d'écoulement viscoplastique unique	Une fonction sinus hyperbolique sera utilisée afin de décrire correctement la dépendance non-linéaire de la fonction log (vitesse de déformation) – log (la contrainte équivalente) à une température donnée
Deux populations des grains écrouis et recristallisés coexistent pendant la recristallisation	La fraction volumique des grains recristallisés sera définie comme une variable interne dans la loi de comportement, bien que l'on considère ici un matériau homogénéisé

Le Tableau V.4 rassemble les caractéristiques expérimentales et les informations prises en compte dans la formulation du modèle à variables internes. A noter qu'il y a deux différences principales entre ce cadre de modélisation et celui de la loi phénoménologique : (i) ici

l'ensemble de la pré-déformation et du fluage sont pris en compte, et (ii) le matériau est considéré homogène ; il évolue selon les lois évolutives des variables internes.

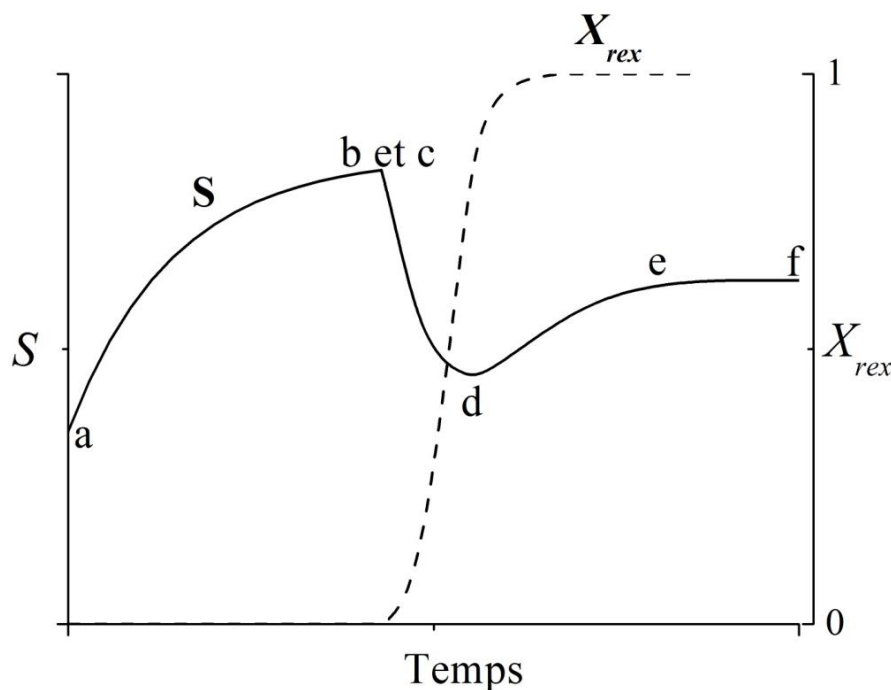
En ce qui concerne les variables internes dans la loi de comportement, deux variables liées aux caractéristiques de la microstructure sont choisies, à savoir,

- (i) la résistance intrinsèque du matériau à la déformation viscoplastique,  $S$ , et
- (ii) la fraction volumique des grains recristallisés,  $X_{rex}$ .

Ici, la variable interne,  $S$ , est définie comme la résistance à la déformation viscoplastique liée aux obstacles faibles (la forêt de dislocations à l'intérieur des grains) et forts (joints de grains) au mouvement des dislocations. D'une manière générale,  $S$  peut être exprimé en fonction de la densité de l'ensemble des obstacles faibles et forts dans le matériau,  $\rho$ , comme suit [Busso, 1998],

$$S \propto \sqrt{\rho} \quad (V.9)$$

De plus, la loi de comportement phénoménologique a confirmé que, pendant la recristallisation, l'apparition des grains recristallisés est accompagnée par une réduction de la densité de dislocations sous les conditions explorées. Ceci se traduit par une réduction de  $S$  pendant la recristallisation qui doit, à son tour, être liée à l'évolution de  $X_{rex}$  parce que cette dernière représente le processus de germination des nouveaux grains et de croissance des grains recristallisés. Ce dernier mécanisme est rendu possible par une diminution de la densité de dislocations dans les régions voisines des joints de grains, ce qui introduit un couplage entre l'évolution de  $S$  et  $X_{rex}$ .



**Figure V.10 : Évolution schématique de la résistance à la déformation viscoplastique  $S$  et de la fraction volumique des grains recristallisés  $X_{rex}$  pendant la pré-déformation (segment a-b) et la déformation assistée par la recristallisation (segment c-d-e-f)**



La Figure V.10 présente schématiquement, pour une température donnée, l'évolution de  $S$  et de  $X_{rex}$  pendant les conditions de chargement illustrées sur la Figure V.9 (a). Pendant la pré-déformation (a-b),  $S$  croît jusqu'au déchargement (b-c). Jusqu'ici,  $X_{rex}$  est toujours égale à zéro. Lorsque le déchargement élastique est instantanément effectué à la fin de la pré-déformation, l'état du matériau ne change pas. Les valeurs de  $S$  correspondant à la fin de la pré-déformation (point b) et au début du fluage (point c) sont donc identiques. Au début du fluage, la valeur de  $S$  est encore élevée et le matériau n'est pas thermodynamiquement stable. De ce fait, le matériau recristallise et  $X_{rex}$  croît de 0 à 1 jusqu'à la fin de la recristallisation, résultant en une réduction considérable de  $S$  pendant la recristallisation (segment c-d). Cette réduction de  $S$  se traduit macroscopiquement par une augmentation de la vitesse de déformation pendant la recristallisation, ce qui correspond au phénomène qu'on appelle RIP. Lorsque le matériau est complètement recristallisé (point d),  $S$  atteint sa valeur la plus basse et la vitesse de déformation viscoplastique atteint sa valeur maximale. Ensuite,  $S$  croît à nouveau sous la contrainte nominale appliquée, à cause de l'écrouissage de fluage et se rapproche d'une valeur constante lorsque le matériau s'approche d'un état stationnaire (d-e). La dernière partie de la courbe (e-f) correspond à l'état stationnaire de  $S$ .

Il faut souligner que la taille de grains moyenne pourrait également être considérée comme une variable interne. Les résultats expérimentaux dans cette étude montrent cependant que la taille des grains moyenne dans l'alliage Fe-Ni d'intérêt change relativement peu pendant la recristallisation à cause de la croissance rapide des grains recristallisés identifiée expérimentalement. De ce fait, la taille de grains n'est pas explicitement prise en compte dans cette loi de comportement.

### V.2.3. Formulation

Les équations différentielles qui font partie de la loi de comportement et les relations fonctionnelles entre les variables indépendantes sont d'abord présentées.

Pour le cas des petites déformations, la loi de Hooke lie la dérivée du tenseur de contrainte par rapport au temps,  $\dot{\mathbf{T}}$ , au tenseur élastique du quatrième ordre,  $\mathbf{L}$ , et au tenseur de vitesse de déformation élastique, exprimé en fonction des tenseurs de vitesse des déformations totale et viscoplastique,  $\dot{\mathbf{E}}$  et  $\dot{\mathbf{E}}^{vp}$ , respectivement. Ici,

$$\dot{\mathbf{T}} = \mathbf{L} (\dot{\mathbf{E}} - \dot{\mathbf{E}}^{vp}) \quad (\text{V.10})$$

Le tenseur élastique  $\mathbf{L}$  est exprimé en fonction du module de cisaillement,  $\mu$ , et du module de compressibilité,  $k$ ,

$$\mathbf{L} = 2\mu\mathbf{I} + \left[ k - \frac{2}{3}\mu \right] \mathbf{1} \otimes \mathbf{1} \quad (\text{V.11})$$

où  $\mathbf{I}$  et  $\mathbf{1}$  sont respectivement le tenseur identité du quatrième ordre et le tenseur identité du deuxième ordre. L'équation constitutive pour le tenseur de vitesse de déformation viscoplastique,  $\dot{\mathbf{E}}^{vp}$ , est exprimée comme suit,

$$\dot{\mathbf{E}}^{vp} = \frac{3}{2} \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} \frac{\mathbf{T}'}{\tilde{\sigma}} \quad (\text{V.12})$$

$\mathbf{T}'$  est le déviateur de  $\mathbf{T}$ ,  $\tilde{\sigma}$  la contrainte équivalente de von Mises, et  $\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp}$  la déformation viscoplastique équivalente de von Mises comme dans le modèle précédent.

La formulation est complétée par la loi d'écoulement de  $\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp}$ , qui peut être exprimée en fonction des conditions de sollicitation (contrainte équivalente et température) et d'état actuel représenté par les variables internes ( $X_{rex}$  et  $S$ ), comme suit :

$$\dot{\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp}} = \hat{\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp}}(\tilde{\sigma}, T, S, X_{rex}) \quad (\text{V.13})$$

L'équation évolutive de la résistance à la déformation est,

$$\dot{S} = \hat{S}(T, \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp}, S, X_{rex}) \quad (\text{V.14})$$

et l'évolution de la fraction du matériau recristallisé,

$$\dot{X}_{rex} = \hat{X}_{rex}(T, X_{rex}) \quad (\text{V.15})$$

Pour l'équation évolutive de  $S$ ,  $\hat{S}$  est exprimée en fonction de la température, de la vitesse de déformation et de l'état instantané ( $S$  et  $X_{rex}$ ). Pour l'équation évolutive de  $X_{rex}$  à une pré-déformation donnée,  $\hat{X}_{rex}$  ne dépend que de la température et de  $X_{rex}$  parce que la recristallisation est activée thermodynamiquement par une énergie emmagasinée pendant la pré-déformation. On a vu (Chapitre IV) qu'elle n'était pas influencée par la contrainte.

Les formes spécifiques de la loi de comportement sont inspirées du travail de Busso [Busso, 1998] parce que les deux études présentent certaines similarités. Dans le travail de Busso, une loi de comportement constitutive est proposée afin de prédire la déformation viscoplastique d'un acier bas carbone dans le domaine austénitique, qui est accompagnée par une recristallisation dynamique à des températures entre 780 et 940°C. Cette loi d'écoulement viscoplastique est décrite par une équation de type sinus hyperbolique et le choix des variables internes suit une logique qui correspond bien au besoin de notre étude.

### V.2.3.1. Loi d'écoulement

Une forme spécifique de la loi d'écoulement viscoplastique a été proposée par Sakui [Sakui *et al.*, 1977] pour la prédiction de la déformation à chaud des métaux austénitiques. Il s'agit d'une fonction sous la forme de sinus hyperbolique. Busso [Busso, 1998] avance que cette fonction est également capable de prédire la déformation à chaud assistée par la recristallisation dynamique. Dans le travail de Busso, deux variables internes sont prises en compte afin de décrire l'état du matériau : la résistance à la déformation viscoplastique,  $S$ , et la taille de grains moyenne. Dans notre étude, l'effet de la taille de grains moyenne sur le phénomène étudié a été identifié comme négligeable, comme discuté auparavant dans le texte. Une version simplifiée de la relation proposée par Busso peut être donc obtenue en éliminant le terme relatif à la taille de grains,

$$\dot{\tilde{\varepsilon}}^{vp} = \tilde{\varepsilon}_0 \exp\left(-\frac{Q_{vp}}{RT}\right) \left[ \sinh\left(\frac{\tilde{\sigma}}{\zeta S}\right) \right]^{1/n_1} \quad (\text{V.16})$$

avec :

- $\tilde{\varepsilon}_0$ ,  $\zeta$ ,  $n_1$  sont les paramètres du matériau
- $Q_{vp}$ , est l'énergie d'activation de la déformation viscoplastique

### V.2.3.2. Équation évolutive de $S$

Dans cette étude, les forces motrices pour l'évolution de  $S$  sont l'écrouissage, la restauration et la recristallisation. La forme évolutive de  $S$  peut s'exprimer en fonction d'un taux d'écrouissage  $\dot{H}_{hard}$  et d'un taux de recristallisation  $\dot{R}_{rex}$ ,

$$\dot{S} = \dot{H}_{hard} + \dot{R}_{rex} \quad (\text{V.17})$$

Dans l'équation (V.17), la valeur de  $\dot{R}_{rex}$  est négative parce que la recristallisation fait diminuer la valeur de  $S$  en réduisant la densité moyenne de dislocations. Par ailleurs, il est à noter que l'effet de la restauration dynamique est implicitement intégré dans  $\dot{H}_{hard}$ , qui représente le résultat d'une compétition entre l'écrouissage et la restauration dynamique. Pendant la pré-déformation (segment a-b de la Figure V.9), le terme  $\dot{R}_{rex}$  n'est pas actif car  $\dot{R}_{rex} = 0$ . Par contre, les deux termes  $\dot{H}_{hard}$  et  $\dot{R}_{rex}$  contribuent à  $\dot{S}$  pendant la déformation assistée par la recristallisation sous une contrainte nominale constante (segment c-d). Une fois que le matériau est complètement recristallisé, le terme  $\dot{R}_{rex}$  devient égal à 0 et  $S$  évolue seulement du fait de la contribution de  $\dot{H}_{hard}$ .

Pour le terme  $\dot{H}_{hard}$  de l'Eq.(V.17), on a utilisé la relation proposée par Busso,

$$\dot{H}_{hard} = hs \left| 1 - \frac{S}{S^*} \right|^{as} \dot{\varepsilon}^{vp} \quad (V.18)$$

avec  $hs$ ,  $as$  des paramètres liés à l'écroissage ;  $S^*$  représente la résistance à la déformation,  $S$ , à l'état stationnaire. L'équation (V.18) décrit l'effet de l'écroissage à une vitesse de déformation donnée en fonction de la résistance du matériau,  $S$  et  $S^*$  représentent respectivement la résistance instantanée et la résistance à l'état stationnaire. La valeur de  $\dot{H}_{hard}$  diminue au cours du temps lorsque  $S$  se rapproche de  $S^*$ . Dès que le matériau atteint l'état stationnaire ( $S=S^*$ ), à savoir l'équilibre entre l'écroissage et la restauration dynamique, la contribution de  $\dot{H}_{hard}$  s'annule. Plusieurs auteurs [Anand et Brown, 1987, Busso, 1998] ont supposé que  $S^*$  dépend de la vitesse de déformation viscoplastique stationnaire, de l'évolution de la taille de grains et de la température. En éliminant le terme lié à la taille de grains, une équation simple peut être obtenue,

$$S^* = \omega \left\{ \frac{\dot{\varepsilon}^{vp}}{\dot{\varepsilon}_0} \exp\left(\frac{Q_{vp}}{RT}\right) \right\}^{n_2} \quad (V.19)$$

avec  $\omega$ ,  $n_2$  étant des paramètres du matériau additionnels à calibrer.

Quant au terme  $\dot{R}_{rex}$ , nous n'avons pas utilisé l'équation proposée par Busso parce que les types de recristallisation impliqués dans les deux études ne sont pas les mêmes. L'étude de Busso aborde la déformation viscoplastique associée avec la recristallisation dynamique. Grâce au niveau élevé de déformation, la densité de dislocations augmente significativement pendant la déformation et, par conséquent, la distance moyenne entre les dislocations diminue. Ceci est utilisé, dans l'étude de Busso, comme une condition critique du démarrage de la recristallisation dynamique. Par contre, notre étude aborde la recristallisation statique voire métadynamique. Comparée à la pré-déformation, la déformation de fluage sous charge faible produit beaucoup moins de dislocations et la force motrice pour la recristallisation est essentiellement liée à l'énergie emmagasinée pendant la pré-déformation. De ce fait, nous ne pouvons pas faire déclencher la recristallisation sur un critère en densité de dislocations, qui varie peu entre la fin de la pré-déformation et le début de la recristallisation. Il faut donc faire intervenir l'évolution de la fraction recristallisée, qui représente l'état du matériau pendant la recristallisation. Dans notre étude, on suppose donc que (i) la recristallisation est activée immédiatement après la pré-déformation ; (ii) l'évolution de  $S$  pendant la recristallisation est seulement due à la recristallisation, à savoir  $\dot{S} = \dot{R}_{rex}$  ; et (iii) l'évolution de  $R_{rex}$  est proportionnelle à  $\dot{X}_x$  ,

$$\dot{R}_{rex} = \dot{X}_{rex} (S_{rex} - S_{unrex}) \quad (V.20)$$

avec :

- $S_{unrex}$ , correspond au matériau écroui juste avant la recristallisation (à savoir la résistance liée aux points b et c sur la Figure V.10)

- $S_{rex}$ , correspond au matériau complètement recristallisé (celle associée au point d sur la Figure V.10)

Lorsqu'on remplace respectivement les termes  $\dot{H}_{hard}$  et  $\dot{R}_{rex}$  par les équations (V.18) et (V.20) dans l'équation (V.17), l'équation évolutive de  $S$  devient,

$$\dot{S} = h_s \left| 1 - \frac{S}{S^*} \right|^{as} \dot{\tilde{\epsilon}}^{vp} - (S_{unrex} - S_{rex}) \dot{X}_{rex} \quad (V.21)$$

### V.2.3.3. Équation évolutive de $X_{rex}$

Rappelons que pour le cas particulier d'une recristallisation après pré-déformation à vitesse constante, l'équation évolutive de  $X_{rex}$  et l'équation de  $t_{50pct}$  ont été présentées dans la section (II.2.1) comme suit,

$$\dot{X}_{rex} = n \left( \frac{B^{1/n}}{t_{50pct}} \right) (1 - X_{rex}) [-\ln(1 - X_{rex})]^{n-1} \quad (V.22)$$

$$t_{50pct} = C_3 \tilde{\epsilon}_{prestrain}^{-q} \dot{\tilde{\epsilon}}_{prestrain}^{-p} \exp\left(\frac{Q_{rex}}{RT}\right) \quad (V.23)$$

Dans notre étude, une unique valeur de niveau de pré-déformation a été utilisée et nous n'avons donc pas les données expérimentales nécessaires pour identifier l'influence du niveau de la pré-déformation sur  $t_{50pct}$ . De ce fait, on a remplacé l'équation (V.23) par l'équation simplifiée suivante avec  $C' = C_3 \tilde{\epsilon}_{prestrain}^{-q}$ ,

$$t_{50pct} = C' \dot{\tilde{\epsilon}}_{prestrain}^{-p} \exp\left(\frac{Q_{rex}}{RT}\right) \quad (V.24)$$

avec  $C'$ ,  $p$  et  $Q_{rex}$  des paramètres à identifier.

### V.2.4. Identification des paramètres du modèle

Les paramètres à identifier concernent la loi d'écoulement (V.16), l'équation évolutive de  $S$  (V.21), l'expression de  $S^*$  (V.19) et l'équation évolutive de  $X_{rex}$  ((V.22) et (V.24)). L'identification des paramètres est faite en utilisant les résultats des essais mentionnés dans le Tableau V.3 et la méthode suivie pour l'identification est présentée dans la suite de cette section. Les paramètres sont respectivement regroupés dans les tableaux ci-dessous avec les valeurs identifiées.

**Tableau V.5 : Paramètres utilisés dans la loi d'écoulement (Eq. (V.16))**

$\dot{\tilde{\epsilon}}_0$ (s <sup>-1</sup> )	$\zeta$	$n_l$	$Q_{vp}$ (kJ/mol)
10 <sup>10</sup>	0,49	0,36	295

**Tableau V.6 : Paramètres utilisés dans l'équation de  $S^*$  (V.19) et l'équation évolutive de  $S$  (V.21)**

$\omega$ (MPa)	$n_2$	$hs$ (MPa)	$as$
140	0,01	3300	1,5

**Tableau V.7 : Paramètres utilisés dans l'évolution de  $X_{rex}$  (Eq. (V.22) et (V.24))**

$n$			$t_{50pct}$		
850°C	950°C	1050°C	$C'$	$p$	$Q_{rex}$ (kJ/mol)
1,5	2,1	0,5	$4,2 \times 10^{-16}$	0,001	372

Paramètres utilisés pour calculer l'évolution de  $X_{rex}$ 

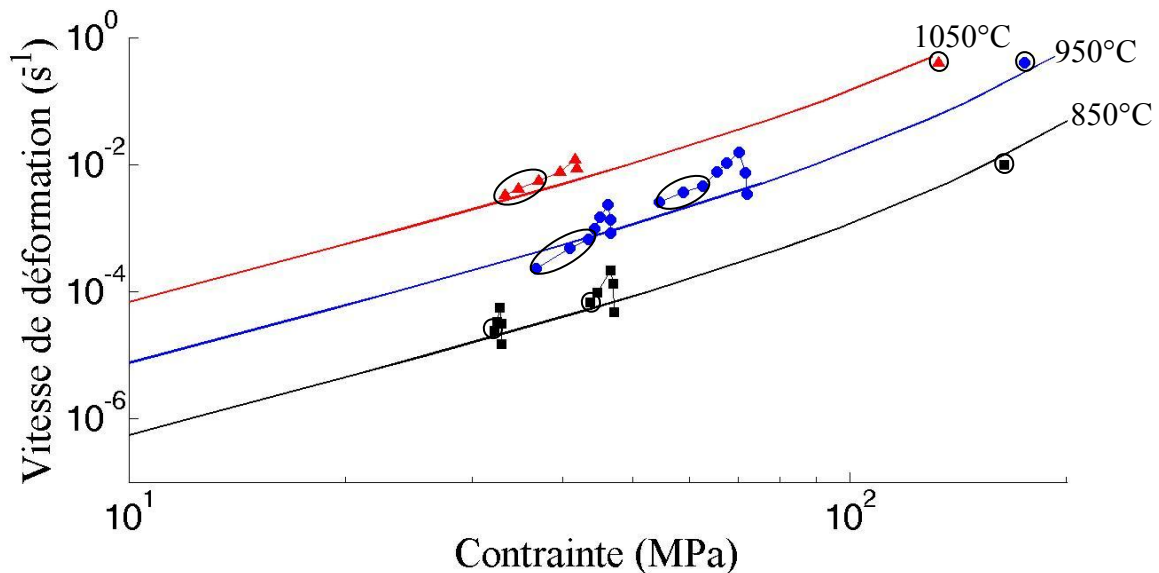
Dans la relation JMAK, les paramètres ( $n$ ,  $p$ ,  $Q_{rex}$ ) sont obtenus par l'ajustement des prédictions sur les courbes expérimentales de la fraction volumique de grains recristallisés. Les valeurs de  $n$  sont cohérentes avec celle de la littérature [Devadas *et al.*, 1991] (sauf à 1050°C, où  $n$  est relativement basse à cause d'une recristallisation métadynamique rapide). La valeur de  $p$  obtenue est plus petite que les données de la littérature [Roucoules *et al.*, 1994], montrant une influence faible de la vitesse de pré-déformation sur la cinétique de recristallisation pour le matériau étudié dans les conditions de sollicitation données. Ceci suggère qu'une simple loi thermiquement activée suffirait à décrire le domaine expérimental exploré. La valeur mesurée de  $Q_{rex}$  est similaire à celle mesurée sur un acier inoxydable 304 dans le même domaine de température [Taylor et Hodgson, 2011].

Paramètres de la loi d'écoulement

Afin d'identifier les paramètres utilisés dans la loi d'écoulement, on utilise les résultats de fluage en régime stationnaire. Dans ce cas particulier, le terme  $S$  dans l'équation (V.16) peut être remplacé par la résistance à l'état stationnaire,  $S^*$ . En utilisant les données expérimentales du matériau recristallisé en régime stationnaire, on identifie l'ensemble des paramètres de la loi d'écoulement (l'équation (V.16)) et ceux de l'équation de  $S^*$  (équation (V.19)) : six paramètres au total ( $\tilde{\epsilon}_0$ ,  $\zeta$ ,  $n_1$ ,  $Q_{vp}$ ,  $\omega$ ,  $n_2$ ).

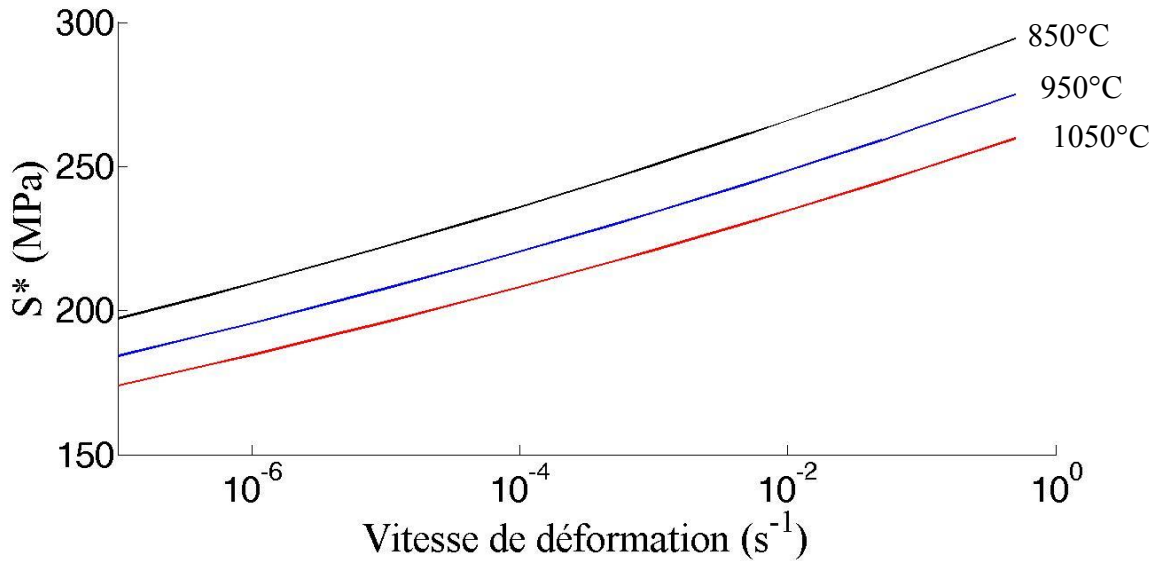
La Figure V.11 présente l'ensemble des résultats expérimentaux et la prédiction du fluage à l'état stationnaire. Les symboles correspondent aux données expérimentales, qui ont été présentées dans le chapitre IV. (Figure IV.22). Parmi ces données, celles entourées de cercles sont considérées comme correspondant à l'état stationnaire. Les trois points sous une charge d'une centaine de MPa, situés à la droite de la Figure V.11, correspondent à l'état stationnaire lors de la pré-déformation à la vitesse de déformation considérée. Pourtant, en réalité, le matériau n'atteint pas tout à fait l'état stationnaire pendant la pré-déformation parce que la pré-déformation est interrompue à 30%. Les trois points sont donc obtenus par extrapolation des courbes de pré-déformation (courbes pointillées sur la Figure V.14). Les autres données entourées de cercles sont associées au stade stationnaire du fluage du matériau recristallisé. Pour 1050 et 950°C, les données en régime stationnaire sont relativement bien alignées. Ceci correspond à un comportement de fluage en régime stationnaire dont l'exposant de la loi puissance est d'environ 5. Pour les données obtenues à 850°C, le régime stationnaire n'est pas

assez visible parce que les essais s'arrêtent avant qu'il soit véritablement atteint. Cependant, on peut supposer que les dernières données à 850°C sont proches du régime stationnaire. Comme le montre la Figure V.11, les données expérimentales et les résultats des calculs sont proches dans le domaine étendu de conditions de sollicitation considéré ici. Ceci valide le choix des paramètres utilisés dans les deux équations citées ci-dessus.



**Figure V.11 : Évolution de la vitesse de déformation équivalente en fonction de la contrainte équivalente, les symboles présentent les données expérimentales (ceux entourés de cercles sont considérés comme représentant l'état stationnaire du matériau) et les courbes sont les prédictions obtenues en utilisant les équations (V.16) et (V.19) (correspondant à l'état stationnaire du matériau)**

En utilisant l'équation (V.19) avec les paramètres identifiés, on peut tracer l'évolution de  $S^*$  en fonction de la vitesse de déformation. La Figure V.12 montre l'évolution de  $S^*$  lorsque le matériau est déformé dans le régime stationnaire à une vitesse de déformation constante entre  $10^{-7}$  et  $1 \text{ s}^{-1}$  et à trois températures. On constate que la relation de  $S^*$  vis-à-vis de la température et de la vitesse de déformation peut être physiquement interprétée. Par exemple, pour une vitesse de déformation donnée,  $S^*$  augmente lorsque la température décroît parce que la montée et le glissement dévié des dislocations sont relativement difficiles à basse température et, par conséquent, le matériau présente une forte résistance au fluage. Pour une température donnée,  $S^*$  augmente avec la vitesse de déformation parce que le nombre de dislocations produites lors d'une déformation viscoplastique donnée, à une vitesse élevée est plus important que celui lié à une vitesse de déformation faible, et ces dislocations empêchent les futurs glissements des dislocations et augmente la résistance à la déformation viscoplastique.



**Figure V.12 : Évolution de  $S^*$  en fonction de la vitesse de déformation viscoplastique aux trois températures considérées (équation (V.19))**

#### Paramètres de l'équation évolutive de $S$

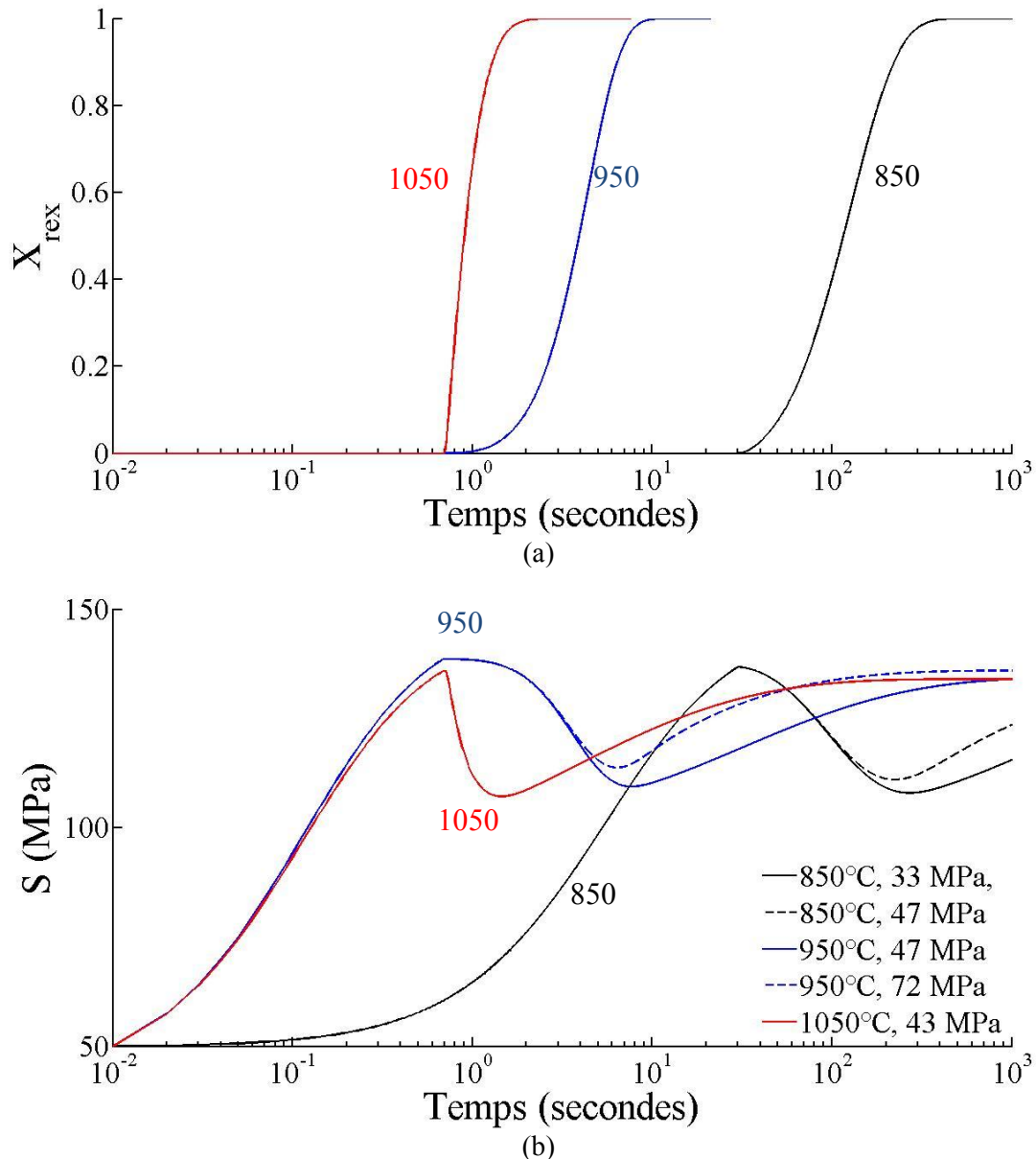
Deux paramètres ( $hs$  et  $as$ ), qui sont à identifier dans l'équation (V.21), déterminent l'évolution de  $S$  sous l'effet de l'écroutissage et de la restauration dynamique. Maintenant que tous les paramètres de loi d'écoulement (Eq. (V.16)) sont identifiés, on peut calculer  $S$  à une vitesse de déformation donnée ( $\dot{\varepsilon}^{vp}$ ) sous des conditions de sollicitation connues ( $T$  et  $\bar{\sigma}$  variant dans le temps) par inversion de cette loi d'écoulement. En d'autres termes, on peut avoir l'évolution de  $S$  en fonction du temps à cause d'un seul effet de l'écroutissage. Cette évolution de  $S$  obtenue nous permet d'effectuer le travail d'identification des paramètres ( $hs$  et  $as$ ) par une méthode inverse. Elle consiste à produire l'évolution de  $S$  à nouveau par l'équation (V.21) en ajustant les paramètres évoqués ci-dessus, visant à se rapprocher de l'évolution de  $S$  obtenue par inversion de l'équation (V.16). Par ailleurs, la méthode inverse nous permet également de calculer la résistance à la déformation viscoplastique du matériau complètement recristallisé,  $S_{rex}$ . Cette dernière est obtenue en utilisant la vitesse de déformation au début de la pré-déformation, où le taux d'écroutissage est zéro (point a sur la Figure V.10). La valeur de  $S_{unrex}$  qui correspond à la valeur de  $S$  à la fin de la pré-déformation (point c sur la Figure V.10) est obtenue en intégrant l'équation évolutive de  $S$  sur l'étape de pré-déformation.

En utilisant les données expérimentales obtenues dans cette étude, l'ensemble des paramètres utilisés dans la loi d'écoulement et l'équation évolutive de  $S$  sont obtenus. Leurs valeurs ont respectivement les mêmes ordres de grandeur que celles identifiées dans le travail de Busso [Busso, 1998].



### V.2.5. Prédiction de la pré-déformation et du fluage

A présent que tous les paramètres sont identifiés, la loi de comportement à variables internes est utilisée pour reproduire la pré-déformation à chaud suivie par la déformation assistée par la recristallisation. Les conditions de sollicitation des cinq essais présentés dans le Tableau V.3 sont utilisées comme données d'entrée de la simulation. Les paragraphes suivants présentent d'abord l'évolution des variables internes puis les résultats liés à la pré-déformation et au fluage.

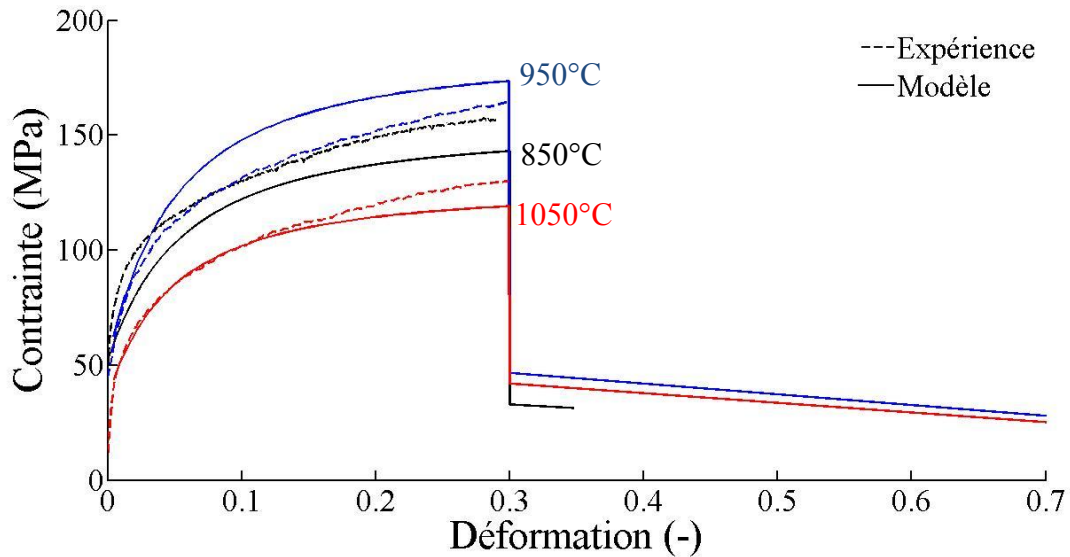


**Figure V.13 : Évolution des variables internes, (a)  $X_{rex}$  et (b)  $S$ , en fonction du temps lorsque les matériaux sont d'abord déformés à chaud puis soumis aux charges constantes aux trois températures**

La Figure V.13 montre l'évolution des variables internes  $X_{rex}$  et  $S$  sur une échelle de temps logarithmique. On ne reviendra pas en détail sur l'évolution de  $X_{rex}$  parce qu'il s'agit des

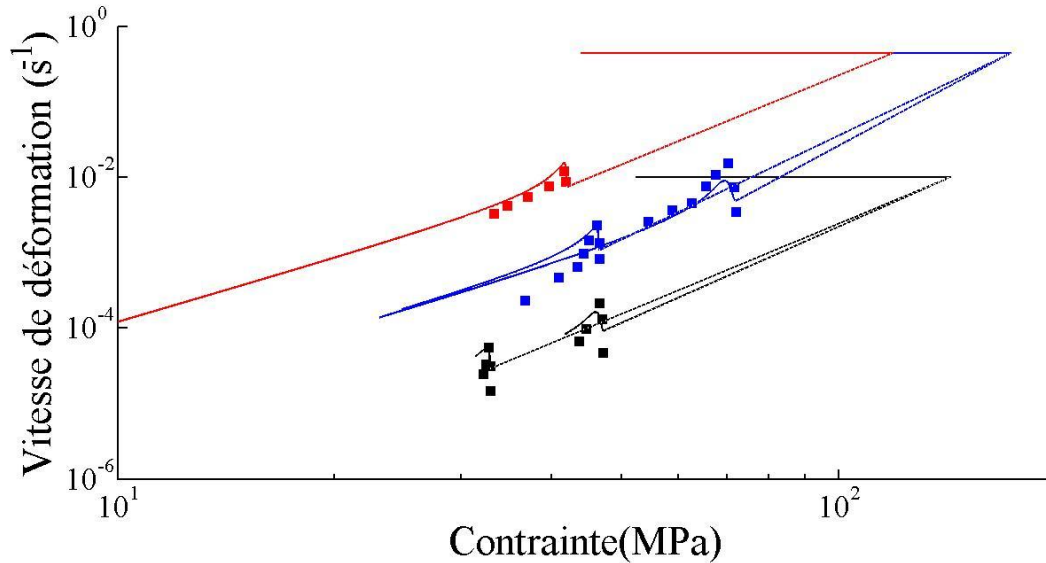
caractéristiques conventionnelles de la relation JMAK, déjà étudiées précédemment. Pour comprendre l'évolution de  $S$ , on prend les résultats obtenus à 950°C sous 47 et 72 MPa (courbes bleues) comme exemple. Comme les conditions de pré-déformation ( $T$  et  $\dot{\varepsilon}_{prestrain}$ ) sont identiques dans les deux cas, les courbes sont donc superposées pendant le stade de la pré-déformation. La valeur de  $S$  augmente jusqu'à la fin de la pré-déformation à cause de l'écroutissage. Après la pré-déformation, les deux matériaux fluent respectivement sous deux charges constantes mais différentes. En même temps, les matériaux recristallisent pendant les six premières secondes après la fin de la pré-déformation. Comme l'effet de la recristallisation domine l'évolution de  $S$  pendant la recristallisation,  $S$  décroît nettement au cours de ces six secondes. Pour le cas sous 72 MPa (courbe discontinue), le matériau flue plus rapidement par rapport à celui sous 47 MPa et l'effet de l'écroutissage est donc plus important. Ceci peut expliquer que la valeur de  $S$  sous 72 MPa soit légèrement plus élevée que celle sous 42 MPa pendant et après la recristallisation. Après la recristallisation, dans les deux cas,  $S$  augmente de nouveau mais plus lentement parce que la vitesse de fluage est faible par rapport à la vitesse de pré-déformation. Pour les résultats obtenus à 850 et 1050°C, l'évolution de  $S$  présente les mêmes caractéristiques que celle à 950°C. Les courbes obtenues à 850 et 1050°C sont respectivement retardées et avancées par rapport à ceux à 950°C à cause des conditions de pré-déformation et de température différentes qui gouvernent la cinétique de recristallisation.

La Figure V.14 présente la comparaison entre les contraintes mesurées et calculées en fonction de la déformation pendant le stade de la pré-déformation. On constate un écart en contrainte d'environ 13% à la fin de la pré-déformation à 850°C, 5% à 950°C et 10% à 1050°C. Ces écarts sont dus à un compromis, en termes de capacités prédictives de la loi de comportement, entre le stade de la pré-déformation et celui du fluage. Dans le modèle, une unique équation évolutive de  $S$  est utilisée pour la description de l'écroutissage dans un domaine étendu de conditions de sollicitation.



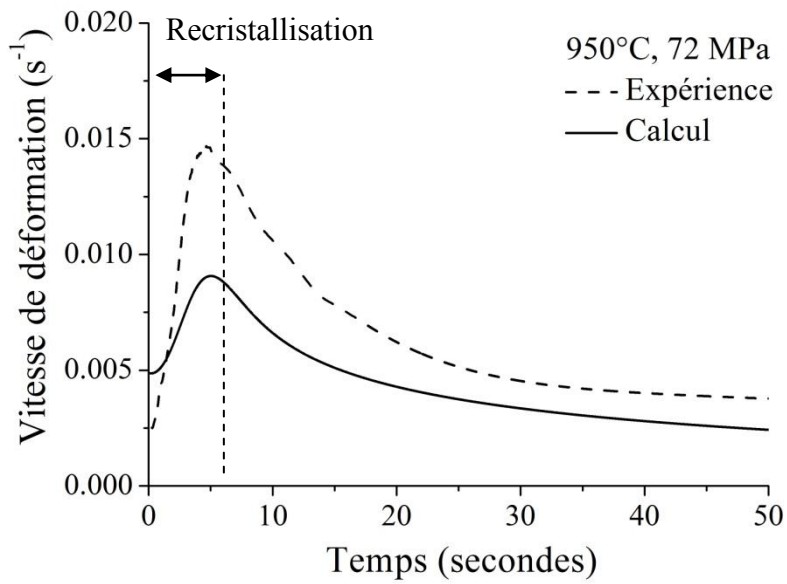
**Figure V.14 : Comparaison entre les contraintes équivalentes déterminées expérimentalement et celles prédites par le modèle, en fonction de la déformation sous les trois conditions de pré-déformation (850°C, 0.01 s<sup>-1</sup> ; 950°C, 0.4 s<sup>-1</sup> ; 1050°C, 0.4 s<sup>-1</sup>)**

La comparaison entre le comportement viscoplastique du matériau mesuré et celui calculé pendant et après la recristallisation sous les conditions explorées est montrée sur la Figure V.15. Les symboles sont extraits des données expérimentales de fluage et les courbes présentent les résultats du modèle. On constate que, pour la partie de fluage, l'augmentation de la vitesse de déformation pendant la recristallisation et le ralentissement de la vitesse de déformation du matériau juste après la recristallisation sont quantitativement reproduits par la loi de comportement. Pour la partie du fluage en régime stationnaire du matériau recristallisé, les résultats des calculs décrivent correctement les résultats expérimentaux à 950°C sous 72 MPa et à 1050°C, mais surestiment les résultats expérimentaux à 950°C sous 47 MPa et à 850°C. Les paramètres sont actuellement identifiés à l'aide des résultats expérimentaux de seulement cinq essais avec certaines approximations. Afin d'améliorer leur détermination, des essais expérimentaux complémentaires sont donc nécessaires, en particulier des essais de fluage sur matériau recristallisé, en régime stationnaire et à différentes températures.

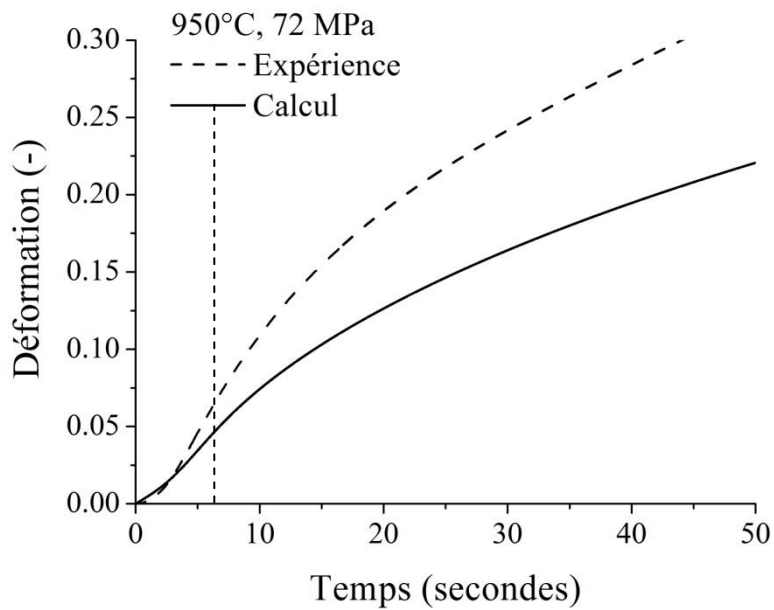


**Figure V.15 : Comparaison entre le comportement viscoplastique du matériau déterminé expérimentalement (symboles) et prédit par le modèle (courbes) pendant et après la recristallisation sous les conditions de sollicitation présentées dans le Tableau V.3.**

Parmi les résultats présentés sur la Figure V.15, on s'intéresse particulièrement à celui obtenu à 950°C sous 72 MPa où le fluage en régime stationnaire est correctement prédit. Ceci nous permet d'évaluer la prédiction de l'effet RIP en limitant les imprécisions dans l'estimation du fluage à l'état stationnaire. Les Figure V.16 (a) et (b) représentent les résultats de la partie fluage obtenus à 950°C sous 72 MPa où la vitesse de déformation et la déformation sont respectivement décrites en fonction du temps. Rappelons que le matériau recristallise essentiellement dans les six premières secondes à 950°C après la pré-déformation appliquée. On constate sur les Figure V.16 (a) et (b) que les résultats des calculs sous-estiment la vitesse de déformation expérimentale, résultant en un écart en déformation d'environ 25% à la fin de la recristallisation. Après la recristallisation, cet écart en déformation augmente parce que la vitesse de déformation est encore légèrement sous-estimée par la loi de comportement. Il atteint environ 30% lorsque le matériau atteint le régime stationnaire, au bout de 50 secondes. Ceci signifie que cette loi de comportement, basée sur le mécanisme de la déformation viscoplastique en régime de fluage dislocations, rend compte d'environ 70% de l'effet RIP. Ceci est cohérent avec les résultats de la première loi de comportement. Il reste un écart non négligeable, qui peut être lié à l'intervention d'autres mécanismes. Ceci est discuté dans le Sous-chapitre V.3.



(a)



(b)

**Figure V.16 : Comparaison entre les valeurs mesurées et calculées (a) de la vitesse de déformation et (b) du niveau de déformation en fonction du temps lors d'une déformation viscoplastique assistée par la recristallisation (les six premières secondes) à 950°C sous 72 MPa, la ligne pointillée verticale représente la fin de la recristallisation**

## V.2.6. Conclusions

La loi de comportement à variables internes traite la microstructure du matériau comme celle d'un matériau homogène qui évolue selon deux variables internes, sous l'effet de l'écroutissage et de la recristallisation. L'ensemble des données expérimentales de pré-déformation à chaud et de déformation viscoplastique assistée par la recristallisation sont correctement reproduites dans un domaine proche des conditions industrielles. En ce qui concerne le phénomène RIP, cette loi de comportement confirme de nouveau une contribution importante des propriétés mécaniques des grains recristallisés à ce phénomène, qui rend compte d'approximativement 70% de la déformation liée au RIP. L'écart entre les résultats des calculs et les données mesurées est probablement dû à d'autres mécanismes, qui ne sont pas pris en compte dans cette loi de comportement. Afin d'améliorer le modèle, des essais complémentaires sont nécessaires pour enrichir les données expérimentales, tant pour la pré-déformation qu'en fluage stationnaire, sous différentes conditions de sollicitation.

## V.3. Discussions et conclusions

### V.3.1. Discussion sur les résultats de la modélisation

Deux approches différentes sont développées pour l'interprétation et la confirmation de la cause essentielle du phénomène RIP. A partir des données de déformation viscoplastique et des caractéristiques microstructurales, on considère que ce phénomène est essentiellement associé à la déformation viscoplastique par dislocations couplée avec une variation de la densité de dislocations. Ceci est le point de départ des deux lois de comportement. Dans la loi de comportement phénoménologique, ce point se traduit par le comportement viscoplastique en régime transitoire des grains recristallisés, qui possèdent une densité de dislocations initiale très faible, s'écroutissent progressivement et présentent une vitesse de déformation initiale élevée. Quant à la loi de comportement à variables internes, la variation de la densité de dislocations entraîne une réduction de la valeur de la résistance à la déformation,  $S$  (via la cinétique de recristallisation  $X_{rex}$ ) et par conséquent, provoque une augmentation de la vitesse de déformation pendant la recristallisation. Comme le même mécanisme est pris en compte par les deux approches, les résultats obtenus sont cohérents les uns avec les autres : la déformation liée au RIP prédite par la première approche rend compte d'environ 70 ~ 80% de la déformation mesurée (pour les cas à 850 et 950°C sous 47 MPa), conformément au résultat obtenu par la deuxième modélisation à 950°C sous 72 MPa.

Par ailleurs, l'ensemble des résultats des calculs sous-estiment toujours les données mesurées et donnent un écart d'environ 20 ~ 30% en déformation sous les conditions explorées. Même si la méthode d'homogénéisation appliquée (loi des mélanges) dans la première approche induit une estimation de borne supérieure de la vitesse de déformation, les données expérimentales sont encore sous-estimées. Ceci suggère que d'autres mécanismes physiques,

qui produisent une part de la déformation (visco) plastique, ne sont pas pris en compte par les deux approches. Deux mécanismes potentiels pouvant contribuer au phénomène RIP sont discutés ci-dessous.

L'effet de la restauration sur le comportement viscoplastique pourrait être une source de l'écart. Comme la restauration fait également diminuer la densité de dislocations par l'annihilation des dislocations, elle doit être capable d'augmenter la vitesse de déformation des grains écrouis de la même manière que la recristallisation. De fait, une légère accélération de la déformation a été observée expérimentalement pendant le temps d'incubation lors d'essais de fluage à 850°C (Figure IV.21). De ce fait, au niveau de la modélisation, on pourrait reformuler certaines équations dans les deux lois de comportement en vue de la prise en compte de cet effet. Pour la première loi de comportement, la vitesse de déformation des grains écrouis ne serait donc pas une constante et sa valeur devrait augmenter avec le temps. Pour la deuxième, la réduction de la valeur de  $S$  juste après la pré-déformation doit résulter à la fois de la restauration et de la recristallisation. Afin de formuler les équations associées à la restauration, une campagne expérimentale supplémentaire, impliquant des essais de déformation assistée par la restauration (probablement à plus basse température) est nécessaire.

Le mécanisme de la déformation lié à la migration des joints de grains est considéré comme un autre mécanisme potentiel qui pourrait contribuer au phénomène RIP. La migration des joints de grains sous l'effet de la contrainte, connu en anglais comme « stress-induced grain boundary migration » (SIGBM), produirait une déformation de cisaillement de la zone balayée par le joint de grains ; ce phénomène est différent de la déformation viscoplastique par mouvement des dislocations actuellement prise en compte dans notre modélisation. Les détails du phénomène SIGBM ont été présentés dans le Chapitre II. Actuellement, ce mécanisme a été mis en évidence sur les matériaux bicristallins et polycristallins, mais pas en cours de recristallisation parce que la mesure de la déformation locale est très complexe pour un polycristal en cours de recristallisation. Néanmoins, on peut supposer que le SIGBM contribue à une part de la déformation parce que les deux phénomènes impliquent les mêmes termes : une charge appliquée et la migration des joints de grains. De notre étude, on peut approximativement estimer que le mécanisme SIGBM contribue tout au plus à 30% de la déformation mesurée pendant la recristallisation, dans les conditions étudiées.

### V.3.2. Conclusions de travail de modélisation

Ce chapitre avait pour objectif de développer les lois de comportement visant à faciliter la compréhension du phénomène RIP ainsi que à le prédire avec une précision satisfaisante pour l'application industrielle. Deux lois de comportement ont été développées à partir des données expérimentales : une loi de comportement phénoménologique et une loi de comportement à variables internes. A l'aide des résultats des calculs, les mécanismes physiques du phénomène RIP ont été discutés.

Quant aux deux lois de comportement, on retiendra les points suivants :

- La loi de comportement phénoménologique a confirmé, dans un premier temps, que le comportement viscoplastique des grains recristallisés joue un rôle important et entraîne une part de l'accélération de la déformation viscoplastique pendant la recristallisation. Elle présente une approche simple et facile à mettre en œuvre au niveau de l'application industrielle, comme post-traitement après le calcul de la déformation dans l'emprise. L'inconvénient principal de cette loi de comportement provient le fait que les paramètres de la loi d'écoulement ne dépendent pas explicitement des conditions de pré-déformation ; des essais supplémentaires sont nécessaires afin d'identifier les paramètres pertinents dans les conditions de laminage à chaud ;
- La loi de comportement à variables internes présente une approche plus physique, qui prend en compte des variables internes représentatives des caractéristiques microstructurales du matériau. Elle est capable de prédire l'ensemble du comportement viscoplastique du matériau lors d'essais thermomécaniques complexes sous des conditions de sollicitations plus vastes. C'est pour cette raison qu'elle présente ici un grand potentiel pour l'application industrielle car elle pourrait à terme être appliquée à l'ensemble du procédé de laminage à chaud (dans l'emprise et en intercage).

Quant aux mécanismes du phénomène RIP, on retiendra les points suivants :

- Une contribution importante du comportement viscoplastique des grains recristallisés au phénomène RIP est confirmée à l'aide des deux approches. Elle représente approximativement 70% de la déformation mesurée lorsque le matériau flue sous une faible contrainte à haute température pendant la recristallisation ;
- D'autres mécanismes, comme l'effet de la restauration sur le comportement viscoplastique et la migration des joints de grains sous charge, peuvent également entraîner une part de la déformation.



# Chapitre VI : Conclusions et perspectives

## VI.1. Conclusions

Dans certains procédés de mise en forme des métaux, tels que le laminage à chaud, la déformation viscoplastique sous faible contrainte est assistée par la recristallisation, induisant une modification géométrique du produit. Cette dernière est sous-estimée par les lois de fluage conventionnelles et entraîne un surcoût considérable. Peu de données expérimentales liées à ce phénomène sont disponibles dans la littérature, et les mécanismes ne sont pas clairs. C'est dans ce contexte que cette thèse a été lancée, visant à étudier expérimentalement ce phénomène ainsi qu'à développer les modèles basés sur les mécanismes physiques identifiés, en vue d'une application industrielle.

Dans cette étude, le phénomène RIP a été expérimentalement mis en évidence lors d'essais de fluage dans un large domaine de conditions de sollicitation, sur des alliages Fe-Ni, accompagnés par l'étude de la cinétique de recristallisation et des caractérisations microstructurales. Les résultats expérimentaux indiquent que, sous les conditions industrielles, l'accélération de la déformation est majoritairement due au comportement viscoplastique des grains recristallisés, qui possèdent initialement une faible densité de dislocations. Ceci nous a amené à développer deux lois de comportement pour quantifier la contribution du comportement des grains recristallisés ainsi que prédire l'étendue du phénomène RIP dans un grand domaine de conditions de sollicitation.

### VI.1.1. Interprétation du phénomène RIP

Quant aux mécanismes du phénomène RIP, les résultats expérimentaux montrent une contribution essentielle du comportement des grains recristallisés à la déformation totale lorsque les matériaux fluent sous une faible contrainte, à haute température (850 à 1050°C) pendant la recristallisation. Dans les conditions explorées, la déformation viscoplastique du matériau est dominée par le glissement et la montée des dislocations. La recristallisation fait apparaître de nouveaux grains, avec une densité de dislocations initiale très faible. Ces grains présentent un régime transitoire de comportement viscoplastique, avec une vitesse de déformation supérieure à celle du matériau en régime stationnaire sous la même sollicitation. Lorsque la fraction volumique des grains recristallisés augmente, leur contribution à la déformation totale devient importante jusqu'à la fin de la recristallisation. Ceci augmente la vitesse de déformation du matériau pendant la recristallisation. Après la recristallisation, la vitesse de déformation du matériau diminue, lorsque le matériau s'approche de l'état stationnaire, et se stabilise à une valeur constante. Les résultats de modélisation ont quantitativement confirmé que cette contribution du comportement des grains recristallisés rend compte d'environ 70 et 80% de la déformation mesurée pour les essais à 950°C. L'écart entre les résultats expérimentaux et la prédiction du modèle peut être lié à plusieurs faits. L'un d'entre eux est la restauration, qui pourrait peut-être induire une part de l'accélération de la déformation, comme elle fait également diminuer la densité de dislocations.

Quant aux températures les plus basses (630 - 650°C), le comportement viscoplastique des grains recristallisés ne peut pas expliquer le phénomène RIP car le matériau recristallisé ne présente aucun régime transitoire de comportement viscoplastique. Sa vitesse de déformation est en toutes circonstances inférieure à celle du matériau en cours de recristallisation, sous une sollicitation donnée. Un autre mécanisme doit entrer en jeu, qui n'est pas un régime de Coble du fait de l'isolement des petits grains, à tout instant, dans la microstructure en cours de recristallisation. C'est pour cette raison que l'on pense à un mécanisme de déformation lié à la migration des joints de grains elle-même. La déformation induite par la migration des joints de grains pendant la recristallisation sous charge pourrait ainsi être une cause importante du phénomène RIP aux températures les plus basses, et une source de l'écart aux températures les plus hautes du domaine exploré.

#### **VI.1.2. Comportement viscoplastique du matériau pendant la recristallisation**

La déformation viscoplastique assistée par la recristallisation dépend des conditions de la pré-déformation (via la cinétique de recristallisation) et aussi de celles appliquées pendant la recristallisation. Le comportement peut s'exprimer par une vitesse de déformation élevée mais constante aux températures basses et par une augmentation de la vitesse de déformation aux températures hautes. L'ordre de grandeur de la vitesse de déformation maximum liée au RIP est supérieur de 3 à 10 fois celui du matériau recristallisé dans son régime de fluage stationnaire.

Pour des niveaux d'écroutissage initial limités (environ 30%), le phénomène RIP ne semble pas montrer d'anisotropie marquée, du moins entre la direction de laminage et la direction travers long.

#### **VI.1.3. Conditions susceptibles de faire intervenir le phénomène RIP aux hautes températures**

A partir des données de la littérature et des résultats de cette étude, les conditions susceptibles de déclencher le phénomène RIP aux hautes températures, qui sont le domaine privilégié d'application des lois de comportement développées, sont synthétisées ci-après,

- la recristallisation est le mécanisme principal d'adoucissement du matériau. Ceci signifie que le phénomène RIP ne peut avoir lieu, pour les aciers dans le domaine austénitique, que sur des matériaux qui possèdent une énergie de défaut d'empilement faible ou moyenne (donc qui restaurent relativement peu) avec une teneur en niobium très limitée (donc qui recristallisent suffisamment vite et de manière homogène)
- les conditions de sollicitation : la température est comprise entre 0,47 et 0,87 fois la température de fusion et la mise en charge est dans le régime élastique

- la recristallisation se produit d'une manière discontinue (à notre connaissance, le phénomène RIP n'a pas été rapporté à ce jour accompagné par la recristallisation continue)
- la déformation viscoplastique du matériau recristallisé, dans les mêmes conditions, est dominée par le glissement et la montée de dislocations.

## **VI.2. Perspectives**

### **VI.2.1. Comportement viscoplastique pendant la recristallisation**

Comme la restauration précède la recristallisation, l'effet de la restauration sur le comportement viscoplastique est inévitable dans le phénomène RIP. Une étude sur cet effet est donc nécessaire afin d'améliorer la prédiction du comportement viscoplastique assisté par l'ensemble de la restauration et de la recristallisation. Pour cela, on pourrait réaliser des essais de fluage sur des aciers ferritiques, qui restaurent largement avant de recristalliser, ou sur des alliages à plus forte énergie de défaut d'empilement (par exemple, acier inoxydable 316).

La déformation induite par la migration des joints de grains est un mécanisme de déformation plastique nouvellement considéré dans la littérature, pour le problème qui nous intéresse. A notre connaissance, ce mécanisme a été observé sous une charge appliquée et aussi sous la force motrice liée à la courbure des joints de grains, mais pas encore observé sous une force motrice liée à la densité de dislocations (autrement dit, ce mécanisme n'a pas été mentionné dans le phénomène RIP). Dans la littérature, aucun modèle à base physique n'est disponible au sujet du RIP. De ce fait, une étude à une échelle plus fine (même ordre de grandeur que la taille de grain) est nécessaire pour la mise en évidence de ce phénomène et formuler les premières hypothèses, décrivant la déformation induite par la migration des joints de grains pendant la recristallisation.

### **VI.2.2. Modélisation**

Les deux lois de comportement développées dans cette étude sont basées sur la déformation viscoplastique par mouvement des dislocations, où la densité de dislocations varie pendant et après la recristallisation. La perspective de cette modélisation consiste (i) à optimiser la performance des lois de comportement actuelles et (ii) à introduire les nouveaux mécanismes physiques.

Quant à l'optimisation des lois de comportement, pour la loi de comportement phénoménologique, un travail supplémentaire de formulation est nécessaire afin de décrire les paramètres qui apparaissent dans la loi d'écoulement des grains recristallisés. Pour cela, des essais complémentaires sous différentes conditions de sollicitation devraient être lancés pour acquérir suffisamment de données expérimentales. Pour la loi de comportement à variables internes, comme les paramètres actuels sont obtenus sur la base de seulement cinq essais

expérimentaux, ils restent à optimiser en utilisant les résultats d'essais supplémentaires, permettant une caractérisation plus poussée de la pré-déformation ainsi que du fluage en régime stationnaire.

En ce qui concerne la prise en compte de nouveaux mécanismes, l'effet de la restauration et la migration des joints de grains sont les premiers phénomènes envisagés. En termes de restauration, on doit prendre en compte l'effet de la restauration sur le comportement viscoplastique des grains écrouis dans la loi de comportement phénoménologique, et sur la résistance du matériau à la déformation viscoplastique ( $S$ ) pour la loi de comportement à variables internes. La déformation induite par la migration des joints de grains est un sujet complexe car il s'agit d'un mécanisme à l'échelle très fine, et aucun modèle n'est disponible pour l'application dans le phénomène RIP. Pourtant, on peut formuler une relation empirique décrivant l'ordre de grandeur de la vitesse de déformation liée à ce mécanisme en fonction des conditions de sollicitation et des paramètres intrinsèques du matériau. Pour cela, il faut une campagne expérimentale sous charge constante, aux températures relativement basses pour lesquelles la contribution du comportement viscoplastique des grains recristallisés est limitée. Dès que la relation est établie, l'extrapolation de cette relation dans le domaine des températures plus hautes, si elle apparaît pertinente, permettra au premier ordre d'estimer sa contribution à la déformation totale dans des conditions plus proches de l'application industrielle.

### **VI.2.3. Application industrielle**

Les résultats expérimentaux obtenus dans cette étude ont montré que le phénomène RIP entraîne une déformation viscoplastique de l'ordre d'environ 1,5% (à 1050°C sous 50 MPa), équivalant à une réduction d'une dizaine de millimètres de la largeur des tôles, en l'espace de cinq secondes (temps typique dans l'intercage F1-F2). Ceci confirme la nécessité de la prise en compte du phénomène RIP dans le procédé de laminage à chaud. Deux modèles différents sont proposés pour la prédiction de la déformation viscoplastique en intercage. Le modèle phénoménologique propose une approche simple à appliquer sur l'ensemble des aciers. Le modèle à variables internes présente un intérêt évident pour la prédiction de l'ensemble de la déformation dans l'emprise et en intercage.

De plus, le phénomène RIP dépend essentiellement de la cinétique de recristallisation, qui est déterminée par les conditions de la déformation dans l'emprise et aussi par les propriétés rhéologiques du matériau. De ce fait, afin de prédire la variation géométrique du produit liée au RIP, les lois de comportement développées devraient, à terme, être implémentées dans la simulation numérique du laminage et couplées avec les modèles existants de cinétique de recristallisation, déjà utilisés pour une grande variété d'aciers.