
CARACTERISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DE L'ACIER

Sommaire

5.1	Introduction :.....	209
5.2	Procédure Expérimentale :.....	209
	Détermination des conditions d'essai :.....	211
5.3	Comportement du Matériau :.....	213
	Lois de Comportement Viscoplastique Isotrope : Rappel.....	213
	Viscoplasticité Additive :.....	213
	Viscoplasticité Multiplicative :.....	214
5.4	Identification des Coefficients du Modèle :.....	215
5.5	Résultats et Discussion :.....	216
	Relation entre Contrainte/Déformation et Température :.....	216
	Influence de la Vitesse de Déformation :.....	219
	Validation entre Modèle et Expérience :.....	220
5.6	Conclusions :.....	222

Synopsis

Low carbon drawing quality steel sheets are common materials in the automotive industry. This is due to their exceptional characteristics involving excellent formability and weldability. To simulate the metal forming or welding process with numerical modeling technique, the sheet material characteristics as a function of temperature, as well as the mechanical behavior model are essential to be included in the finite element analysis-[FEA] material databases. The aim of this present chapter is therefore to investigate the influence of temperature and hardening rate on the steel behavior, and establish a suitable material behavior model basing on the experimental results.

To achieve this purpose, a number of isothermal hot compression tests for Al-Killed Drawing Quality-(AKDQ) and Interstitial Free-(IF) steel grades is performed at various strain rates ranging from 20 to 1200°C, and 0.01 to 0.5s⁻¹, respectively. A thermomechanical simulator, namely Gleeble[®]-3500 machine, is utilized to conduct the tests.

The results are discussed in terms of the influence of temperature and that of strain rates on flow behavior of these steel grades. A power-law viscoplastic model is presented to characterize the flow behavior and the validation between experiment and model is made. According to experimental results, the sensibility of both strain rate and temperature on the flow stress is evidently revealed. Increasing strain rate promotes higher elastic limit and steady-state stress. A role of restoration and dynamic recrystallization mechanisms on stress-strain relationship at elevated temperature is also reported in this study.

5.1 Introduction :

Comme la plupart des études dans le domaine des simulations de procédé du soudage ou du traitement thermique, le comportement à chaud, et le modèle pour le comportement du matériau sont essentiels pour obtenir de bonnes validations sur les contraintes résiduelles, et la déformation des pièces. Les pièces soudées sont soumises au chargement thermomécanique, ainsi qu'à la transformation de phases en cours de soudage et de refroidissement. Dans certain cas, la contrainte résiduelle générée par des transformations de phases est significative et non négligeable comme dans le cas d'aciers THR. Une thèse-[VIN02] a été consacrée à la simulation et à l'étude du comportement viscoplastique en présentant la transformation de phases lors de soudage. La loi de comportement viscoplastique de chaque phase avec le mécanisme de Greenwood-Johnson est utilisée pour décrire la transformation des phases ferrito-pearlitiques, et celui de Magee pour la transformation induite par la plasticité de la phase martensitique-[LEB89-1&2]. Dans la même famille de la loi viscoplastique isotrope, une loi additive sans la métallurgie est aussi appliquée en cas d'une modélisation de soudage TIG-[DEP03]. La difficulté particulière de cette dernière, ce sont plusieurs types des essais requis pour identifier les coefficients du modèle, (i.e. un ensemble des essais d'érouissage, de fluage et de relaxation est nécessaire pour déterminer les coefficients du modèle). Les lois viscoplastiques semblent avantageux surtout dans le cas de soudage avec la déformation importante en présentant l'influence de la vitesse de déformation comme le soudage par friction-[FOU03]. Dans cet article, une autre loi de comportement viscoplastique est présentée.

Pour la simulation du soudage par point, la plupart des modèles récents sont réalisés en introduisant le comportement élastoplastique avec un critère de von-Mises-[LI97-1&2, DON98]. Cependant l'effet de la vitesse de déformation peut aussi être intégré dans la loi élastoplastique non-linéaire cinématique dans l'application de soudage par résistance électrique-[SKY03]. Il est à noter que plusieurs modèles élastoplastiques, qui s'adaptent en ajoutant les coefficients supplémentaires pour prendre en compte l'effet d'érouissage, sont répandus dans le cas de la mise en forme à tiède-[LIN86]. Dans ce cas, une méthode numérique optimisée permet d'identifier l'ensemble des coefficients du modèle.

Dans ce chapitre, la loi de comportement élastoplastique du matériau a d'abord été utilisée dans la simulation du procédé de soudage avec les données bibliographiques. Pour compléter la basse des données à haute température, des essais mécaniques à chaud sont réalisés. La loi de comportement viscoplastique permet de caractériser ces données expérimentales avec les paramètres identifiés du modèle.

En ce qui concerne le soudage par point, les tôles sont maintenues sous la pression de serrage, et elles sont soumises à des cycles et gradients thermiques importants lors de soudage et de refroidissement. L'essai thermomécanique dans notre cas est alors l'essai de compression à chaud. Le critère de choix du type d'essai repose sur cette caractéristique particulière du procédé.

Cette étude doit déterminer les facteurs et obtenir les résultats suivants :

- ❖ Caractérisation de ces données avec la loi de comportement viscoplastique en réalisant l'essai de compression à chaud.
- ❖ Relation entre la contrainte, la déformation, en fonction de la température.
- ❖ Etude de l'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte.

5.2 Procédure Expérimentale :

Les essais sont réalisés sur le simulateur thermo-mécanique Gleeble® 3500 du CRDM illustré sur la Fig 5.1b. La procédure d'essai et la dimension de l'éprouvette sont recommandées dans la documentation de chez DSI. D'une part, ceci permet d'éviter l'effet de la dimension sur la contrainte/déformation. D'autre part, elle permet d'obtenir l'homogénéité thermique dans l'éprouvette entière avec la vitesse de chauffage recommandée de l'ordre de 5°C/s. Cette condition est prise selon un essai de référence de DSI pour que la condition isotherme soit obtenue dans toute échantillon.

La dimension standard de l'éprouvette de DSI est sur la Fig. 5.1a. Notons qu'une bonne qualité de l'interface entre les mors et l'éprouvette est requise et doit être précisée pour l'usinage, car il s'agit d'une génération de la chaleur à l'interface par l'effet Joule. L'éprouvette en cours de chauffage lors d'un essai de mise au point est montrée sur la Fig. 5.1b.

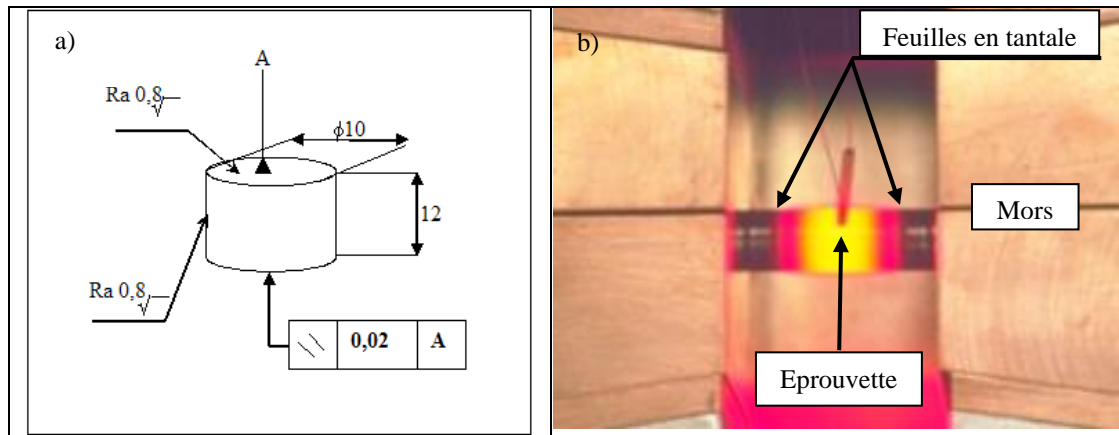


Fig.5.1: a) Dimension standard d'un échantillon selon la recommandation de DSI pour l'essai compression à chaud, et b) Un essai pour la mise au point avec l'installation d'un microthermocouple au mi-longueur d'échantillon dans l'enceinte de Gleeble® 3500.

Pour avoir la possibilité d'installation un capteur de mesure de déformation diamétrale, et la déformation longitudinale suffisante, ($\epsilon = \ln \frac{h_0}{h} = 2 \ln \frac{d}{d_0} > 0,3$), l'échantillon est donc prélevée dans des brames de témoin de ces tôles au laminage à chaud. L'épaisseur de la brame est alors 22-25-mm.

Pour l'essai de compression, il est strictement conseillé d'éviter le gonflement ou la déformation nonuniforme en diamètre- (« *Barelling effect* ») en cours de compression. Ce phénomène est dû à la friction ou au cisaillement aux interfaces-[NAR97]. Il est commode de réduire, ou d'éviter cette dernière par la lubrification à l'interface, (i.e. l'insertion des feuilles de tantale à l'interface). Pour éviter le gonflement, les feuilles de tantale ont été mises aux interface entre les mors, et l'éprouvette, et elles ne sont utilisées qu'une fois. La direction de compression est dans le sens de l'épaisseur de la brame. L'essai est effectué sous vide. Notons qu'à tiède une bonne évacuation de la chaleur par le refroidissement est capital afin de maintenir une condition isotherme en cours d'essai. Car le chauffage supplémentaire dû au travail de compression devient important avec la vitesse de déformation. Par exemple dans un cas, le gradient de température par rapport à la température de pilotage est environ 15°C à la vitesse de $0,1 \text{ s}^{-1}$. Lorsque le chauffage interne est important, on peut apercevoir une anomalie sur la courbe de la contrainte due à la dilation supplémentaire.

Les compositions chimiques équivalentes et les repères des tôles et des brames dans le stock d'Arcelor de Sollac Dunkerque sont respectivement présentées dans les tableaux 5.1, et 5.2.

Tableau 5.1: Compositions chimiques des tôles : ($10^{-3}\%$ wt)

No. chrono	C	Mn	P	S	Si	Al	Ni	Cr	Cu	Nb	V	Ti	B	N2	Mo	Ceq
1) JR7 (IF)	1,4	111	9	8,3	7	41	20	15	14	1	3	78	<0,3	4,70	-	26,9
2) Rodage	30	206	9	10	7	41	15	38	11	1	1	1	<0,3	5,5	2	75,2

Tableau 5.2: Compositions chimiques des brames : ($10^{-3}\%$ wt)

No. chrono	C	Mn	P	S	Si	Al	Ni	Cr	Cu	Nb	V	Ti	B	N2	Mo	Ceq
1) 88018 (IF)	1,9	102,6	11	8,5	13,6	38,4	14,5	19	13,4	0,2	1,8	78	0,021	2,40	0,8	27,4
2) 2418 (XES)	28,8	202,2	9	11,8	6,9	41,1	15,2	18,0	16,7	0,3	0,5	0,5	0,018	5,1	0,7	69,6

Il est à noter que la vitesse moyenne de déformation peut être aussi obtenue par une seule étape de déplacement du mors mobile, mais seulement dans le cas de petites déformations totales. Si on souhaite obtenir une grande déformation, par exemple $>50\%$, avec une vitesse de déformation constante, il faut alors déterminer l'incrément de déplacement du mors mobile, qui peut être :

$$Stroke = h_0 [\exp(\dot{\epsilon}.t) - 1] \quad [5.1]$$

où h_0 est la hauteur initiale de l'éprouvette. t est le temps. $\dot{\epsilon}$ est la vitesse de déformation visée. $Stroke$ est le déplacement longitudinal du mors mobile. Ce dernier est à piloter par le programme en fonction du temps.

Détermination des conditions d'essai :

Les conditions de l'essai sont :

- ❖ la déformation,
- ❖ la vitesse de déformation,
- ❖ et la température.

Pour déterminer les conditions des essais, il est possible de quantifier ces grandeurs, soit par les résultats d'un modèle numérique, ou soit par l'essai expérimental. Pour ce faire, les résultats de deux modèles permettent d'évaluer la caractéristique locale, comme aux nœuds, ou dans la zone inaccessible (§ la ZAT).

La condition de soudage testée pour avoir les ordres de grandeurs locaux dans la tôle est présentée dans le tableau 5.3.

Tableau 5.3: Paramètres de soudage

No.	Configuration	Condition de soudage
1.	2-tôle de rodage de 2mm d'épaisseur	11.2-DC/4(6+2):400daN
2.	3-tôle de rodage de 2mm d'épaisseur	10.6-DC/4(6+2):450daN

D'abord, nous présentons la déformation équivalente maximale aux nœuds dans l'assemblage dans les cas de 2- et 3-tôles pour comparer les ordres de grandeurs.

La température maximale aux nœuds dans la ZAT est environ 1200°C. Cependant un essai à 1500°C a été tenté, mais le cylindre était complètement fondu en cours de chauffage. La température maximale pour l'essai est donc fixée à 1200°C.

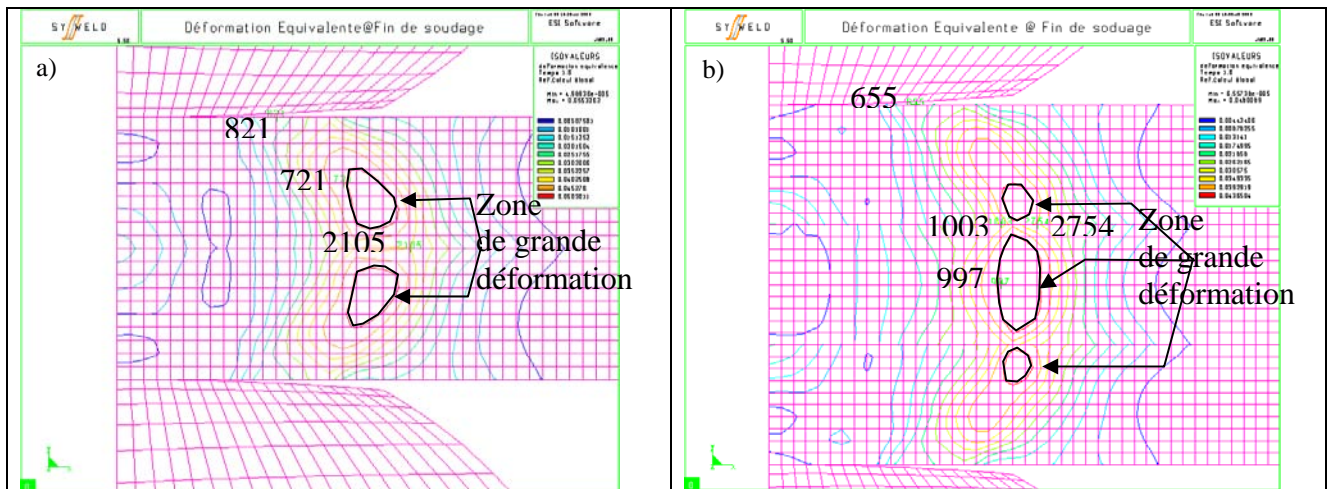


Fig. 5.2: a) Déformation équivalente à la fin de soudage dans le cas de deux tôles, b) Déformation équivalente à la fin de soudage dans le cas de trois tôles

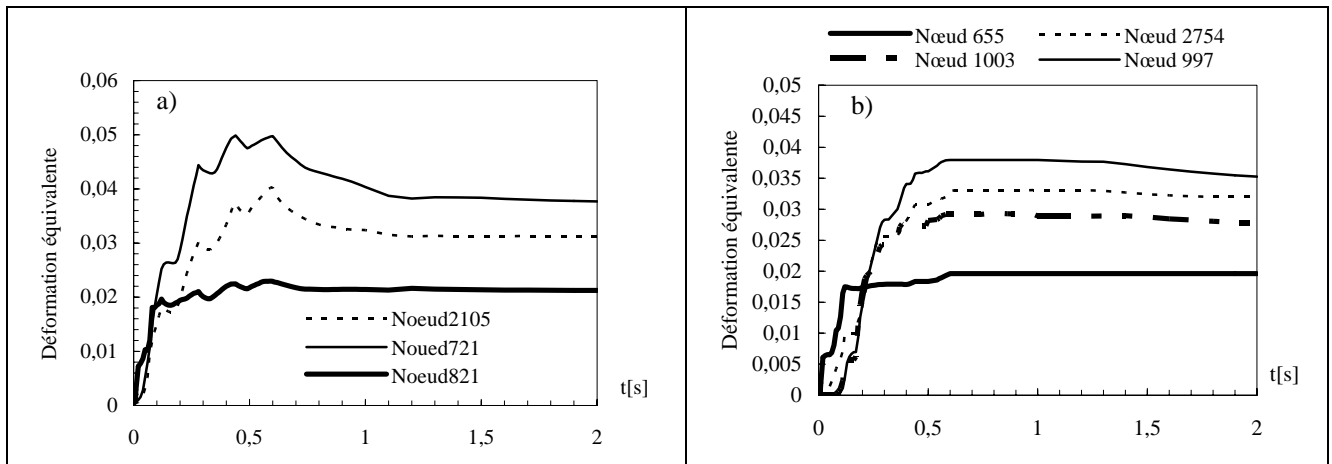


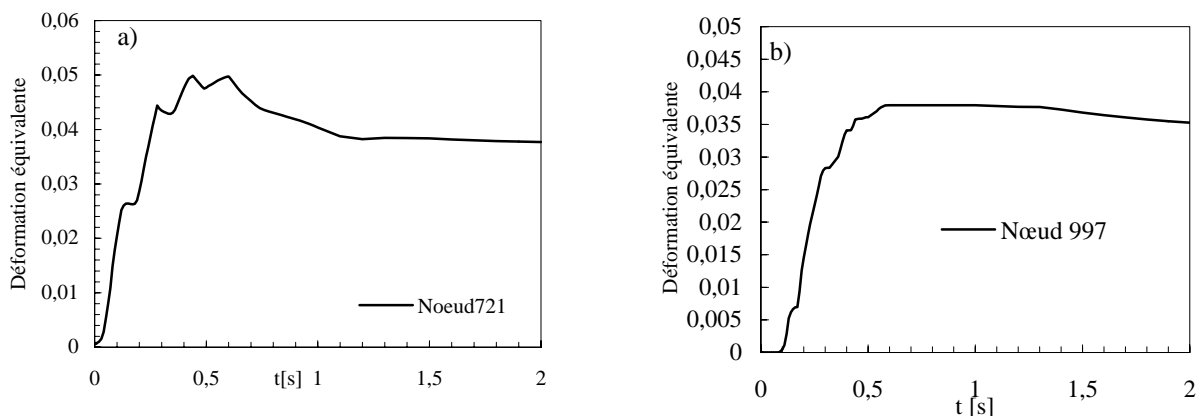
Fig.5.3: a) Evolution de la déformation équivalente des nœuds se trouvent dans la zone critique-[cas de deux tôles], b) Evolution de la déformation équivalente des nœuds se trouvent dans la zone de déformation critique-[cas de trois tôles]

La vitesse de déformation est déterminée par la dérivée première de la déformation équivalente par rapport au temps entre 0,2 et 0,3 s⁻¹, dans les cas de deux et trois tôles. Pour le haut domaine de la vitesse, on prend la vitesse maximale de 0,5 s⁻¹. Cependant, la gamme de la vitesse moyenne est entre 0,05 et 0,1 s⁻¹. La déformation équivalente maximale est faible, qui est l'ordre de 0,04-0,05. Notons que celle-ci peut varier d'une à l'autre condition de soudage, comme dans le cas d'un effort de soudage plus important.

En ce qui concerne l'acquisition de signaux du procédé, la courbe du déplacement relatif entre deux électrodes permet aussi d'évaluer la déformation totale, et la vitesse de déformation globale, (§Fig.5.5). Un exemple sur un assemblage de tôle IF soudé dans les conditions correspond à la partie haute du domaine de soudage est considéré pour obtenir l'ordre de grandeur, (§Cas DC13). La déformation et la vitesse sont respectivement de 0,05 et 10⁻⁴ s⁻¹. Cependant, ces caractéristiques globales sont plus faibles par rapport à celles trouvées localement par la simulation. Il est à noter que l'essai à très faible vitesse ne pourrait pas être effectué sur le Gleeble®.

En conclusion, la gamme des conditions d'essai retenue est la suivante :

- ❖ Température maximale : 1200°C,
- ❖ 0,01 ≤ ε̇ ≤ 0,5s⁻¹,
- ❖ ε ≤ 0,5, et le modèle viscoplastique avec le seuil permet de décrire le comportement élastique, (§voir plus loin dans la paragraphe de validation).



Intervalle du temps	Vitesse de déformation
0,03-0,13	0,270
0,19-0,28	0,196
0,35-0,44	0,083
0,49-0,6	0,0215

Intervalle du temps	Vitesse de déformation
0,11-0,3	0,152
0,36-0,5	0,040
0,6-1,0	8,24 ^{E-16}

Fig. 5.4: a) Vitesse de déformation équivalente moyenne dans la ZAT au nœud 721 : 0,14s⁻¹[Cas de deux tôles, b) Vitesse de déformation équivalente moyenne dans la ZAT au nœud 997 : 0,05s⁻¹[Cas de trois tôles]

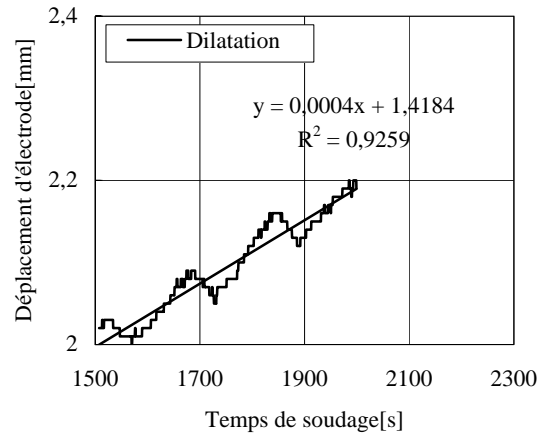


Fig. 5.5 : a) Déformation totale et vitesse de déformation globale du cas DC13 : $\epsilon_{tot} = \ln(\frac{h_0}{h}) = 0,05$ - (Cas 27 dans le tableau 2.6)

Tableau 5.4: Conditions et Essais Réalisés

Température (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)			
	0,01	0,1	0,2	0,5
1) 20	⊗	⊗	⊗	⊗
2) 100	⊗	⊗	⊗	⊗
3) 200	⊗	⊗	⊗	⊗
4) 400	⊗	⊗	⊗	⊗
5) 600*	⊗	⊗*	⊗*	⊗*
6) 800*	⊗*	⊗	⊗*	⊗*
7) 1000	⊗	⊗	⊗	⊗
8) 1100	⊗	⊗	⊗	⊗
9) 1200	⊗	⊗	⊗	⊗

Note : * La plupart des résultats des essais à ces températures ne sont pas retenus à cause de la transformation des phases

5.3 Comportement du Matériau :

Lois de Comportement Viscoplastique Isotrope-Rappel :

Viscoplasticité Additive :

Les modèles de viscoplasticité postulent l'existence d'un domaine élastique à l'intérieur duquel seules des déformations élastiques instantanées, et irréversibles se produisent. On peut alors décomposer la déformation totale en deux parties :

- ❖ la partie élastique, d'une part,
- ❖ et d'autre part, la partie viscoplastique dépendant du temps.

Pour ce modèle viscoplastique unifié, la fonction de l'état de contrainte et de variables internes 'F' est une fonction scalaire. Dans ce cas, 'F' n'est plus similaire à la fonction seuil comme dans le cas d'élasticité, puisqu'un point de charge peut sortir le domaine élastique. La fonction 'F' pour la partie viscoplastique est définie par :

$$\langle F(\sigma, \epsilon_{eq}^p) \rangle = \begin{cases} 0 & \text{si } F \leq 0 \\ F & \text{si } F > 0 \end{cases} \quad [5.2.1]$$

Sur la base d'un comportement isotrope, la contrainte visqueuse 'F' peut être donc sous la forme suivante :

$$F = f(\sigma) - \sigma_s - R(\varepsilon_{eq}^p) \quad [5.2.2]$$

Où ' f ' est la fonction de la contrainte au sens de von-Mises, ' σ_s ' est la limite élastique initiale, et ' R ' est la variable d'écrouissage isotrope, qui dépend de ' ε_{eq}^p '. Cette dernière s'appelle aussi la contrainte interne. La vitesse de déformation viscoplastique s'écrit :

$$\dot{\varepsilon}_{eq}^p = \frac{\partial \Omega}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \dot{\varepsilon}_{eq}^p \frac{s}{\sigma_{eq}} \quad [5.3]$$

Où ' Ω ' est le potentiel de dissipation viscoplastique.

La vitesse de déformation équivalente, et la déformation plastique équivalente cumulée sont :

$$\dot{\varepsilon}_{eq}^p = \left(\frac{\langle F(\sigma_s, \varepsilon_{eq}^p) \rangle}{K} \right)^n \text{ et } \varepsilon_{eq}^p = \int_0^t \dot{\varepsilon}_{eq}^p d\tau \quad [5.4]$$

Pour l'expression unidimensionnelle en considérant Eqns-5.2.2 et 5.4, cette relation peut être exprimée sous la forme :

$$\sigma_{VM} = \sigma_s + R + K(\dot{\varepsilon})^{1/n} \quad [5.5]$$

où ' K ', et ' n ' sont les paramètres de viscoplasticité du matériau. Ces coefficients sont fonctions de la température. Une étude de la simulation numérique du soudage TIG avec l'utilisation de ce type du modèle est présentée dans-[DEP03], et la technique expérimentale pour identifier les paramètres du modèle est détaillée dans-[LEM98]. Ce modèle élasto-viscoplastique unifié correspond au modèle n° 21 dans la bibliothèque des lois de comportement de Sysweld™.

Viscoplasticité Multiplicative :

Dans ce cas, on suppose que le potentiel de dissipation viscoplastique est le produit entre la fonction de la variable d'écrouissage et le potentiel d'écrouissage. Par conséquent, ce modèle fait disparaître la variable interne ' R ' dans le modèle précédent. Selon la formulation généralisée de la vitesse de déformation viscoplastique :

$$\dot{\varepsilon}_{eq}^p = \frac{\partial \Omega}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \dot{\varepsilon}_{eq}^p \frac{s}{\sigma_{eq}} \quad [5.6]$$

avec $s = \sigma - \frac{1}{3} Tr(\underline{\sigma}) I$. La vitesse de déformation plastique équivalente simplifiée s'écrit-[LEM98] :

$$\dot{\varepsilon}_{eq}^p = \left(\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p \right)^{1/2} = \left(\frac{\sigma_{eq}}{K \cdot \varepsilon_{eq}^p n} \right)^{1/m} \quad [5.7]$$

Alors, on obtient la contrainte viscoplastique, qui s'exprime sous la forme puissance :

$$\sigma_{vp} = K \varepsilon_{eq}^p n \cdot \dot{\varepsilon}_{eq}^p m \quad [5.8]$$

Dans le cas unidimensionnel, la contrainte au sens de von-Mises est :

$$\sigma_{VM} = \sigma_s + K \varepsilon^n \cdot \dot{\varepsilon}^m \quad [5.9]$$

C'est le modèle n° 61 de SysweldTM, qui peut être utilisé avec l'introduction de seuil d'élasticité. Cependant dans la plupart des cas, ce modèle est pour la modélisation de formage à mi-chaud, avec la grande déformation, alors on néglige la partie élastique de la déformation totale. Il s'appelle parfois le modèle rigide-viscoplastique. Car dans l'application, on est dans le domaine de la grande déformation.

Cependant ce modèle avec seuil peut être aussi utilisé dans le cas de petite déformation. La déformation viscoplastique cumulée peut être obtenue par :

$$\varepsilon(t) = \int_0^t \dot{\varepsilon}(\tau) d\tau = \left[\frac{n+m}{m} \left(\frac{\sigma_{vp}}{k} \right)^{1/m} t \right]^{\frac{m}{m+n}} \quad [5.10]$$

Cette relation montre qu'à partir d'essai de fluage, on peut aussi déterminer les coefficients du modèle viscoplastique.

Grâce à l'indépendance de la fonction de contrainte associée à l'érouissage et à la vitesse de déformation, les coefficients du modèle peuvent être identifiés par :

Exposant d'érouissage :

$$n = \left. \frac{\partial \ln \sigma_{vp}}{\partial \ln \varepsilon} \right|_{\varepsilon, T} \quad [5.11.1]$$

Exposant de sensibilité à la vitesse de déformation :

$$m = \left. \frac{\partial \ln \sigma_{vp}}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right|_{\varepsilon, T} \quad [5.11.2]$$

Notons que $0 < m \leq 1$

' $m \approx 0$ ' : le comportement « rigide plastique ».

' $m = 1$ ' : le comportement du type « fluide newtonienne ».

5.4 Identification des Coefficients du Modèle :

A coté des difficultés liées à l'identification des coefficients, le modèle viscoplastique est parfois utilisé de préférence à la plasticité, pour des simples raisons de simplicité numérique. Il a été montré en effet que la formulation viscoplastique régularise la plasticité, ce qui conduit à des solutions numériques plus régulières, en particulier pour la partie plastique parfaite, (i.e. la déformation augmente, mais à une contrainte constante), qui engendre la difficulté pour la convergence du calcul lorsqu'on utilise le comportement élastoplastique. Dans notre cas, le modèle « avec seuil » est utilisé afin de bien simuler la contrainte résiduelle dans les pièces. Cette loi peut être aussi appliquée pour étudier le comportement viscoplastique isotrope lors de transformation des phases-[VIN03].

Les coefficients des aciers IF et ES sont présentés dans le tableau II.V-Annexe II. L'évolution de ' K ', ' m ', et ' n ' en fonction de la température est sur la Fig.5.6a-b. On trouve que ' m ' des aciers augment avec la température. Comme mentionné précédemment, la limite haute de ' m ' vaut 1,0 pour les fluides newtoniennes. ' K ', et ' n ' vont naturellement décroître avec la température. Lorsqu'on est à haute température, la courbe contrainte/déformation est quasiment plate pour la contrainte stationnaire, (§Fig. 5.7). L'effet d'érouissage joue un rôle moins important que les mécanismes d'adoucissement; la restauration et la recristallisation dynamique.

' K ' pourrait traduire l'effet de la température sur la contrainte d'écoulement, et il décroît alors avec la température. Comparons entre ES et IF, on trouve que les coefficients de ES est un peu faible par rapport à ceux-lui de IF. Les pentes de ces coefficients évoluent dans la même manière avec la température.

La déformation élastique peut s'ajouter à la déformation inélastique pour obtenir la déformation totale ;

$$\varepsilon_{tot} = \varepsilon_e + \varepsilon_{vp} \quad [5.12]$$

avec la déformation élastique ;

$$\varepsilon_e = \left(\frac{E}{K \dot{\varepsilon}^m} \right)^{\frac{1}{n-1}} \quad [5.13]$$

La façon de déterminer la limite élastique à partir de la courbe expérimentale avec les coefficients du modèle est similaire à celle utilisée par Morrison-[MOR66] dans le cas de la loi élastoplastique de Hollomon.

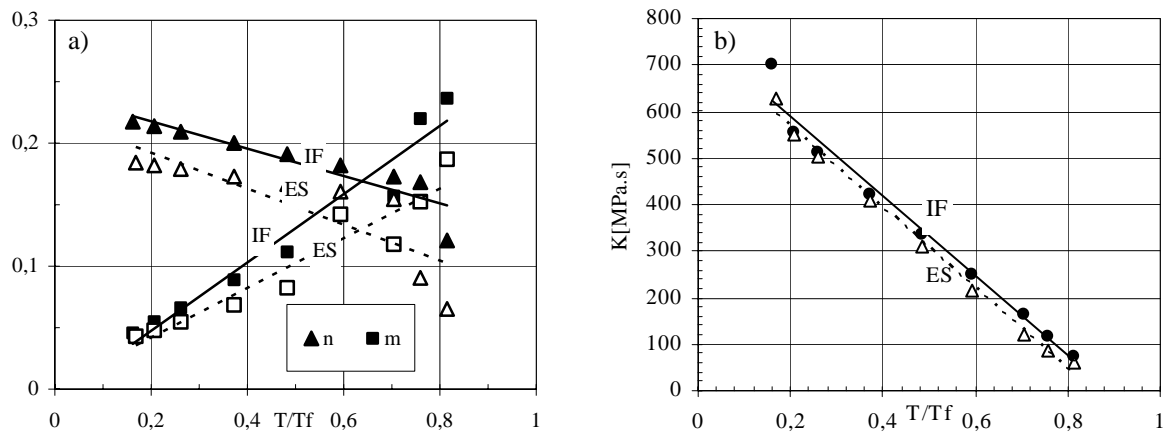


Fig.5.6: Evolution de K , m , et n en fonction de la température. Les coefficients k , et n décroissent d'une façon linéaire avec la température. Au contraire pour m , il augmente avec la température.

5.5 Résultats et Discussion :

Relation entre Contrainte/Déformation et Température :

La relation entre contrainte et déformation est illustrée sur la Fig. 5.7. On trouve que la courbe s'aplatit avec la température, et la valeur diminue aussi avec la température. A haute température, (§Fig. 5.8), on trouve que la contrainte d'écoulement d'acier IF évolue d'une façon un peu plus importante que celle d'acier ES. Ce qui est contraire à la contrainte d'écoulement observée à faible déformation. Globalement à cette vitesse, la contrainte d'écoulement n'est pas différente entre 1000-1200°C. Elle est quasiment faible en montrant le comportement plastique parfait.

Les courbes de contrainte de 800°C à 1200°C sur la Fig. 5.8 montrent la comparaison de la contrainte d'écoulement entre l'acier ES et IF. A faible déformation, on trouve que la limite élastique d'acier ES est un peu plus grande que celle d'acier IF. Cependant, la contrainte d'écoulement stationnaire de cette dernière est plus importante à grande déformation.

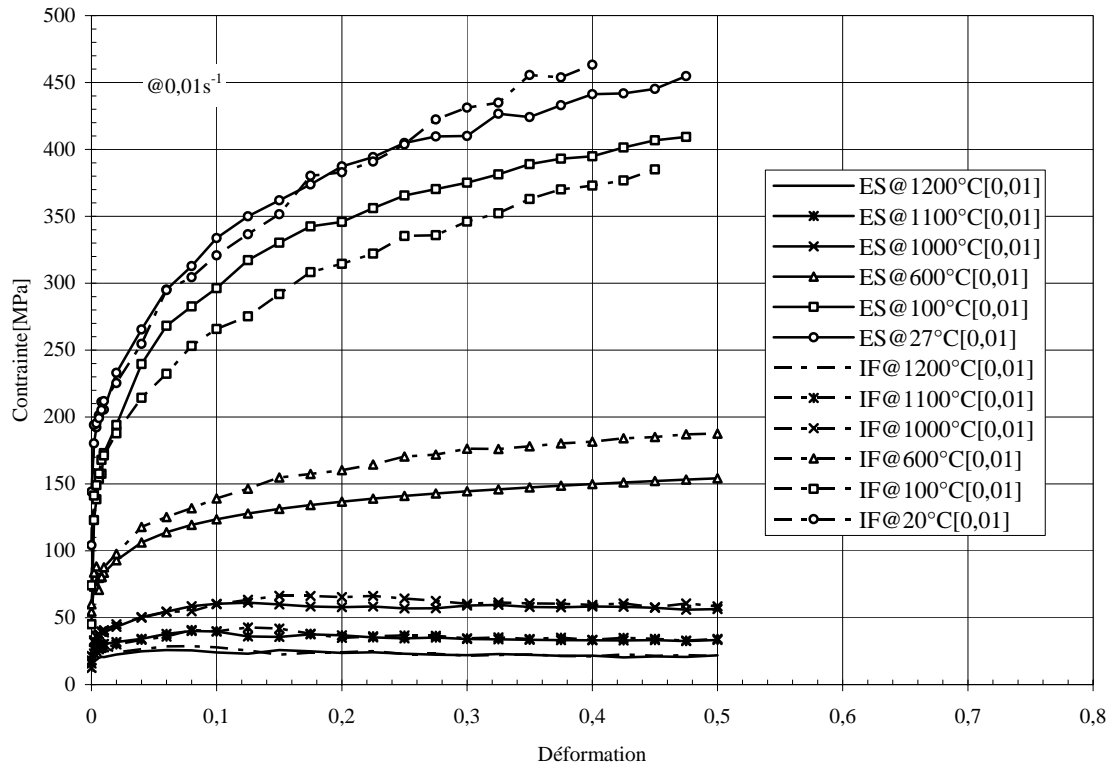


Fig. 5.7: Relation entre la contrainte et la déformation en fonction de la température à la vitesse de déformation de $0,01 s^{-1}$.

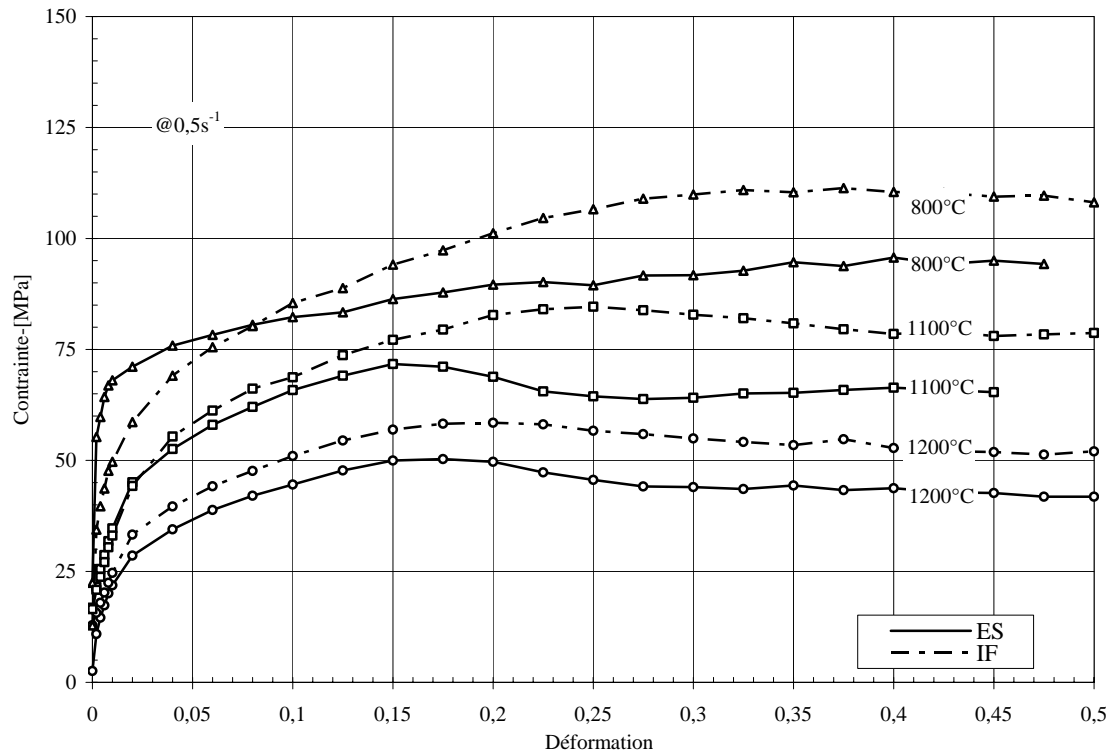


Fig. 5.8: Relation entre la contrainte et la déformation en fonction à la vitesse de déformation de $0,5 s^{-1}$ entre 800-1200°C.

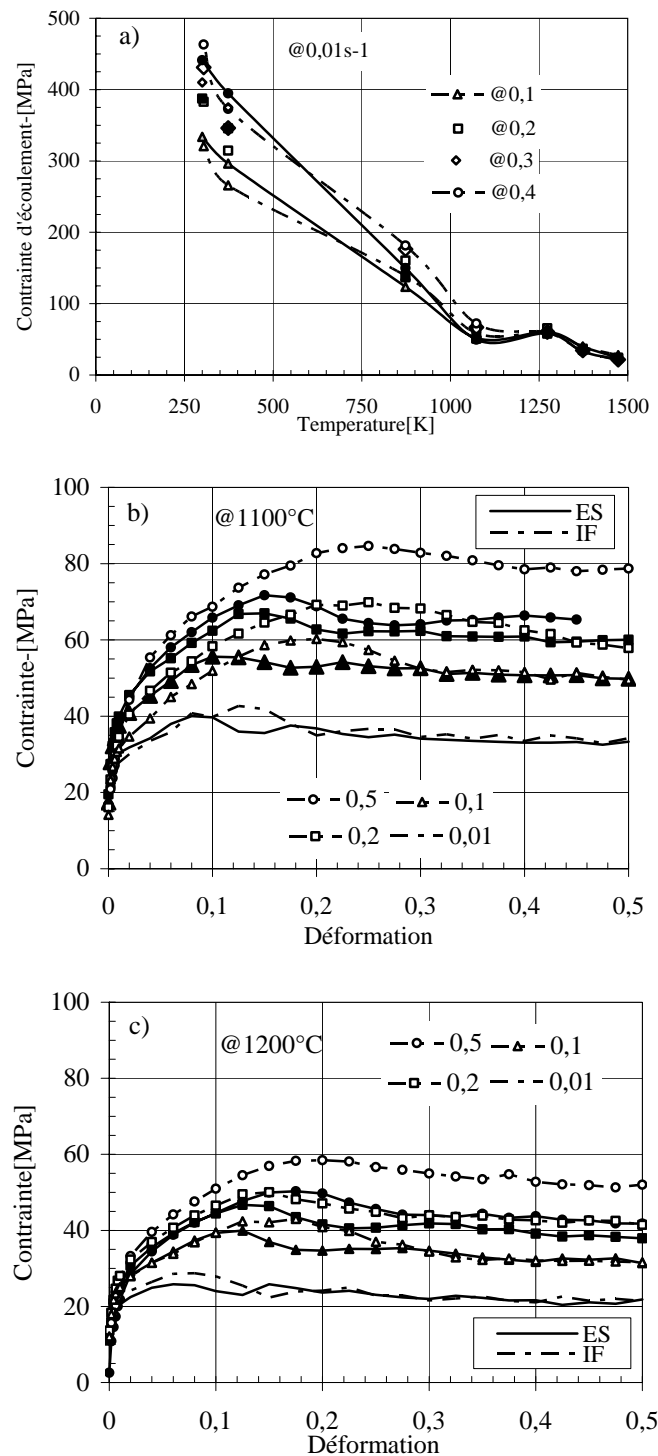


Fig. 5.9: Influence de la température sur le comportement des nuances IF et ES, a) Contrainte d'écoulement considérée à différentes déformations et en fonction de la température. Elle décroît avec la température-[Symbole en noir pour le cas de ES, sinon en symbole vide IF], b) Contrainte d'écoulement à différentes vitesses de déformation à 1100°C , et c) Plus faible influence de la vitesse de déformation sur la contrainte à 1200°C par rapport à 1100°C .

Pour les mécanismes de déformation à chaud, lorsque la déformation se produit, une restauration de la structure ou une recristallisation s'oppose à l'écrouissage. On parle donc des mécanismes de l'adoucissement.

La recristallisation dynamique, qui est un des mécanismes de l'adoucissement à haute température, peut être clairement observée, en particulier à $1100\text{-}1200^\circ\text{C}$. Celle-ci apparaît après le pic de la contrainte

d'écoulement ' σ_p ', où la déformation critique ' ε_p ' s'observe. Du point de vue métallographique pour la caractérisation à haute température, trois étapes successives observées pour la variation de la contrainte d'écoulement, qui sont en général :

❖ l'écrouissage et la restauration. Celles-ci peuvent être observées lorsqu'on est en régime de faible déformation. Cette étape est caractérisée par l'augmentation de la densité des dislocations, la croissance des grains primaires, et puis la formation des grains secondaires dans les grains primaires déformés. Au cours de ce stade, il n'y a pas création de nouveaux grains, mais seulement réduction du nombre de défauts atomiques, lacunes, et essentiellement dislocations, et le réarrangement de ceux-ci en nouvelles configurations. Notons qu'à forte vitesse, et entre 800-1000°C, on ne peut observer que cette étape.

❖ l'étape de la transition attribuée à la recristallisation dynamique apparaît entre le pic et la contrainte stationnaire. La recristallisation est caractérisée par le développement de nouveaux grains aux dépens d'une matrice, qui est dans un état structural moins parfait. Lorsqu'on est dans ce régime, la diminution de la contrainte se caractérise dans deux manières différentes. Soit il y a un seul pic à basse température avec la vitesse importante, ou soit l'apparition des plusieurs pics à haute température. Cet amortissement de la contrainte à haute température peut être observée à faible, ainsi qu'à grande vitesse. Dans cette étude, il s'observe principalement à faible vitesse, et à température très élevée.

❖ l'étape stationnaire. Lorsque l'étape stationnaire atteint, les microstructures équiaxes sont finalement observées.

Pour le comportement à chaud du matériau, plusieurs facteurs peuvent jouer un rôle dominant sur le mécanisme d'adoucissement. Ce sont le carbone, et les éléments présents dans l'acier (i.e. Silicium), la recristallisation dynamique, et la taille initiale de la phase austénitique-[SER02]. Dans ce travail, l'auteur a également rapporté qu'à haute température, où le taux d'écrouissage plus bas-(e.g. cas à 1200°C@0,01s⁻¹), la contrainte d'écoulement est plus faible pour l'acier bas carbone. Dans ce cas, la recristallisation est dominante pour le mécanisme d'adoucissement, car on peut observer la diminution de la contrainte pendant la phase de transition. Lorsque le taux d'écrouissage est plus élevé, et la température plus basse-(e.g. le cas à 800°C@0,5s⁻¹), la restauration dynamique est responsable pour l'adoucissement en présentant l'augmentation de la contrainte jusqu'à l'état stationnaire.

Dans cette étude à température élevée, on trouve que l'apparition de la recristallisation sur la contrainte est plus remarquable pour l'acier ES, et par conséquent la contrainte d'écoulement plus faible comme celle montrée sur la Fig.5.9b-c. De plus, on trouve que la déformation critique ' ε_p ' est un peu moins importante pour l'acier ES que celle de l'acier IF.

D'autre part, nous avons aussi mis en évidence l'influence de la température sur l'évolution de la contrainte d'écoulement. On trouve que l'enveloppe de la contrainte d'écoulement se réduit avec la température, (§Fig5,9a). Ceci est aussi rapporté de façon similaire au cas d'une étude sur le comportement à chaud de l'acier HLSA65-[NEM05]. On trouve que la température joue un rôle important en abaissant non seulement la contrainte, mais également la limite élastique. La contrainte se caractérise différemment entre celle à basse et à haute température. Le phénomène plastique parfait est plus marqué à haute température.

Influence de la Vitesse de Déformation :

Pour ce modèle, l'influence de la vitesse se traduit par l'exposant de vitesse de déformation ' m ', (§Fig 5,6a), qui montre que lorsque la température augmente, la vitesse de déformation joue un rôle dominant sur la contrainte d'écoulement.

D'ailleurs, la limite haute idéale de ' m ' vaut 1,0 lorsque le comportement approche celui d'un fluide au delà de la fusion. Une autre façon permet également d'interpréter l'effet de la vitesse sur la contrainte stationnaire est présentée sur la Fig. 5.10. Nous ne présentons que le cas, où la contrainte stationnaire apparaît clairement, i.e. à haute température. On trouve qu'à une température donnée la contrainte augmente avec la vitesse. Cabera *et al.*-[CAB03] a aussi rapporté une tendance similaire de la sensibilité de la contrainte due à la vitesse dans le cas d'acier d'innox.

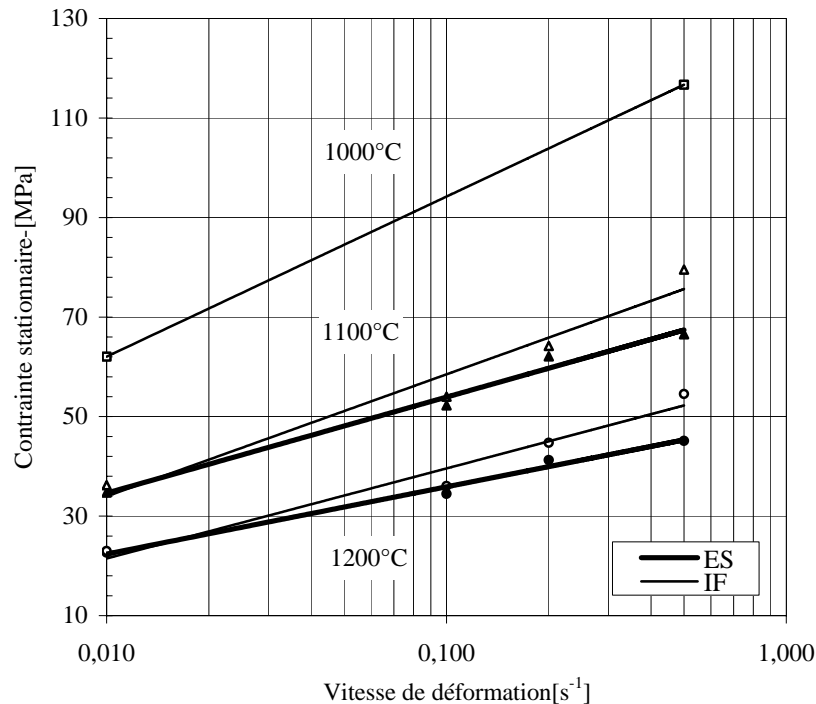


Fig. 5.10: Influence de la vitesse de déformation sur la contrainte stationnaire. Afin de mettre en évidence ce phénomène, nous ne présentons que les cas à température élevée. D'ailleurs, on trouve que l'acier IF est un peu plus sensible à la vitesse que ES.

Pour ces deux aciers, l'augmentation de la vitesse de déformation conduit non seulement à un pic de la contrainte plus élevée, mais aussi à une déformation critique.

Validation du Modèle :

La comparaison entre le comportement prédit par le modèle élastoviscoplastique, et les résultats expérimentaux est présentée sur la Fig. 5.11a-d. A haute température, ce modèle de type puissance ne permet que de caractériser la contrainte à l'état stationnaire, ou dans le domaine de grande déformation. La restauration ainsi que la recristallisation ne peuvent pas être bien modélisés avec ce modèle puissance. D'ailleurs, plusieurs études consacrées au comportement à chaud, {i.e. [RAO96], [SER03],} montrent également la dispersion entre l'expérience et la modélisation pour les phases de restauration et de recristallisation dynamique. Cependant, les modèles les plus récents pour le fluage ou la viscoplasticité à chaud proposés par Bergstorm-[BER70], ou par Estrin-[EST84] permettent alors la prise en compte de ces mécanismes. Ces modèles sont basés sur le principe de la variation de la densité des dislocations-[SEL66].

En ce qui concerne la caractérisation à basse température et à mi-chaud, le modèle multiplicatif représente mieux le comportement de l'acier par rapport à chaud. De plus, la bonne validation peut être obtenue pour le comportement de ces aciers, (§Fig 5.11b, et d.)

Un cas de modélisation du comportement de l'acier IF en fonction de la température est présenté sur la Fig. 5.12a. Comme mentionné précédemment, nous proposons également d'intégrer la partie élastique à ce modèle. Pour ce faire, Eqn. 5.13 permet donc de trouver d'abord la limite élastique vraie, et puis ' $R_{P0,2}$ '. En générale lorsqu'on parle de ' $R_{P0,2}$ ', il s'agit donc de « la limite élastique conventionnelle ». Mais pour le code aux éléments finis, il faut que nous introduisons la limite élastique vraie pour le seuil de plasticité.

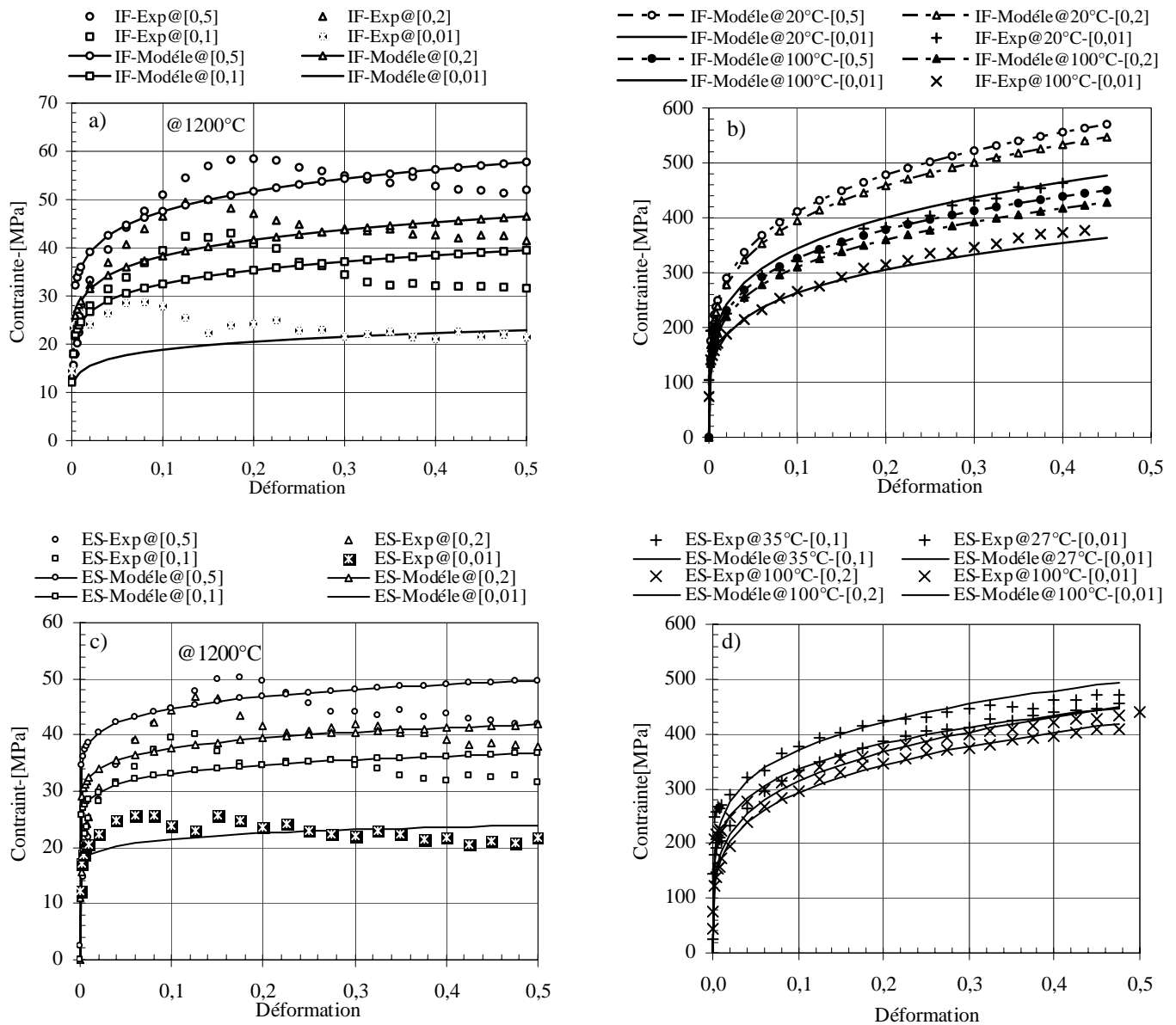


Fig. 5.11: Confrontation entre expérience et modèle pour les nuances IF et ES, a) Validation à 1200°C-[Cas de l'acier IF], b) Validation à froid et à tiède-[Cas de l'acier IF], c) Validation à 1200°C-[Cas de l'acier ES], et d) Validation à froid et à tiède-[Cas de l'acier ES]

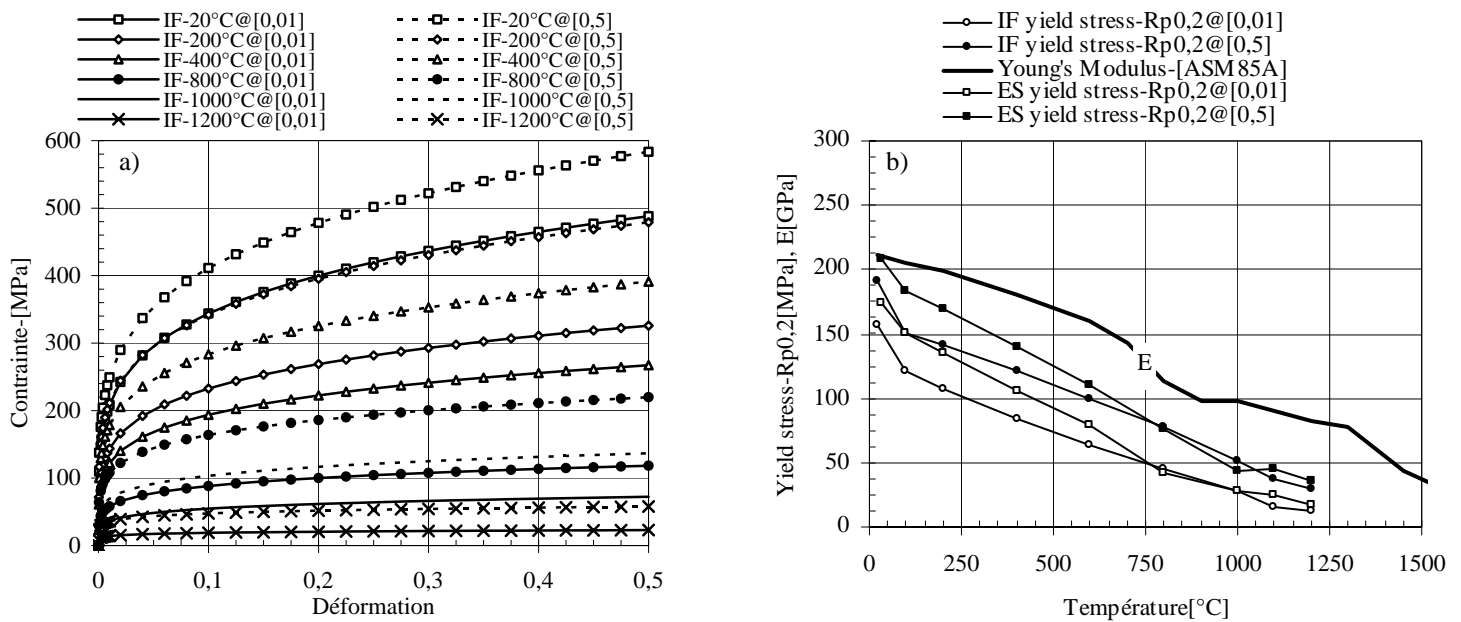


Fig.5.12: Illustration de la relation contrainte/déformation, et le module de Young en fonction de la température, a) Relation contrainte/déformation modélisée par la loi élastoviscoplastique-[Cas de l'acier IF], et b) Limite élastique en fonction de la température pour les aciers ES et IF. Celle-ci est évaluée par la relation présentée dans Eqn-5.13.

La limite élastique et le module de Young des aciers en fonction de la température sont présentés sur la Fig. 5.12b. Ils décroissent linéairement avec la température. L'influence de la vitesse de déformation sur la limite élastique est présentée également, (§Fig. 5.12b). A une température donnée, ' $R_{p0,2}$ ' augmente avec la vitesse de déformation.

5.6 Conclusions :

Dans ce chapitre, la loi de comportement viscoplastique multiplicative avec seuil élastique est présentée pour la modélisation du comportement des aciers IF et ES à toutes les températures. Des essais de compression à chaud ont été réalisés utilisant le simulateur thermomécanique Gleeble[®]. Les conclusions de ce chapitre sont les suivantes :

i) Le comportement des aciers prédit par la loi viscoplastique montre un bon accord avec les résultats expérimentaux à tiède et à mi-chaud. Il comprend la partie élastique, et celle plastique. Avec le module de Young et les coefficients du modèle à une température donnée, une formulation empirique permet d'évaluer la déformation élastique, et puis la contrainte élastique initiale. Ce modèle élastoviscoplastique permet donc de modéliser dans toute la gamme de déformation envisagée, soit dans la simulation de soudage par point, où soit dans la mise en forme.

Cependant, cette loi de type puissance classique ne permet pas de bien modéliser les mécanismes d'écrouissage et d'adoucissement dynamique à haute température. Les autres modèles de viscoplasticité isotrope sans écrouissage basés sur le principe de densité des dislocations, comme celui proposé par Sellars-[SEL66], ou par Bergstorm-[BER70], permettrait de mieux caractériser la contrainte d'écoulement à température élevée.

Selon les résultats, on peut constater que la température est le premier facteur, qui joue un rôle important sur la contrainte. La contrainte est abaissée avec la température, et elle montre le comportement plastique parfait.

D'autre part, deux mécanismes d'adoucissement, qui sont la « *restauration* » et la « *recristallisation* » dynamique, peuvent être observés sur le comportement à haute température. Il s'agit respectivement de la multiplication et de l'annihilation pour la variation de la densité des dislocations. La recristallisation montre un rôle dominant sur la contrainte d'écoulement de l'acier ES avec plus faible valeur de contrainte comparant avec celle de IF. L'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement est aussi observée ; la contrainte augmente avec la vitesse de déformation.

ii) Les raisons pour lesquelles la loi de comportement multiplicative est choisie dans cette étude sont la rapidité et sans l'optimisation numérique pour l'identification des coefficients, d'une part, et autre part, le nombre des types d'essais réduits par rapport à la loi viscoplastique additive. En ajoutant le seuil élastique à ce modèle, il est possible donc de prendre en compte l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation totale.

L'évolution des coefficients du modèle avec la température est similaire à celle rapportée précédemment dans [LEM98]. Le coefficient d'écroûissage- n , et k décroissent avec la température. Par contre, la sensibilité de la contrainte due à la vitesse de déformation- m augmente avec la température.

iii) Comparant $R_{p0,2}$ de l'acier ES et de l'acier IF, on trouve que $R_{p0,2}$ de ES est un peu plus grand que celle de IF. Ceci est conforme à la relation proposée entre module de Young, et les coefficients du modèle. Enfin, la limite élastique, et le module de Young diminuent avec la température.
