



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

VB 105800

ISGMP

INSTITUT SUPÉRIEUR DE GÉNIE MÉCANIQUE
ET PRODUCTIQUE

THÈSE

Sabah BAKIR

présentée par

Pour l'obtention du grade de :
DOCTEUR de L'UNIVERSITÉ de METZ

spécialité : Sciences de l'ingénieur
option : Génie Mécanique

INSTABILITÉ PLASTIQUE PROPAGATIVE
LIÉE AU PHÉNOMÈNE PORTEVIN-LE CHATELIER
DANS LES ALLIAGES ALUMINIUM-MAGNÉSIUM

Soutenue le 30 Novembre 1995

Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux U. R. A. CNRS. 1215

BIBLIOTHÈQUE UNIVERSITAIRE -METZ	
N° inv	19950495
Cote	S/M3 95/26
Loc	Magasin

REMERCIEMENTS

*Ce travail a été réalisé à l'Institut Supérieur de Génie Mécanique et Productique/ Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux de l'Université de Metz (URA CNRS, 1215). Je remercie vivement Monsieur **FERRON** de m'y avoir accueilli et d'être le président du jury.*

*Ma gratitude s'adresse tout d'abord à Monsieur **ZEGHLOUL**, auprès de qui j'ai trouvé des conditions exceptionnelles de travail, pour l'aide apportée dans la rédaction et la correction de cette thèse.*

*Je suis honoré de la participation de Monsieur **KUBLIN** dans le jury et d'avoir bien voulu juger ce travail avec tout son savoir scientifique. Je le remercie tout particulièrement.*

*Je remercie Monsieur **ESTRIN** d'avoir bien voulu s'intéresser à mon travail et de l'examiner en profondeur et d'en être le rapporteur.*

*Je tiens à exprimer mon amicale reconnaissance à Monsieur **MLIHA- TOUATI** qui a accepté d'être membre du jury, et qui m'a fait profiter de son dynamisme et enthousiasme fort stimulants, ainsi que de sa gentillesse.*

*Mes sincères remerciements vont également à Messieurs **FRESSENGEAS** et **VICHERY** pour avoir bien voulu participer au jury.*

Enfin, je tiens à remercier tous mes collègues, chercheurs et techniciens, en particulier mes amis du bureau qui n'ont pas hésité à sacrifier une partie de leurs temps pour faire aboutir ce travail.

A ma femme,

Zyad, Russul

et Raouanne

INTRODUCTION GÉNÉRALE

CHAPITRE I : ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

1 INTRODUCTION	1
2 CLASSIFICATION DES INSTABILITÉS PLASTIQUES	2
2-1 Loi de comportement	2
2-2 Critères d'instabilités plastiques	3
2-3 Instabilités du type h	6
2-3-1 Bandes de Lüders	6
2-3-2 Striction	7
2-3-3 Autres instabilités de type h	8
2-4 Instabilités de type M	9
2-5 Instabilités de type T	10
2-6 Instabilités de type S	11
3 INSTABILITÉS LIÉES À L'EFFET PLC	13
3-1 Aspects microscopiques du PLC.....	13
3-1-1 Origines du phénomène	13
3-1-2 Modèles diffusionnels	14
3-1-3 Modèles de vieillissement dynamique	15
3-1-4 Modèles du comportement collectif des dislocations	16
3-2 Aspects mécaniques du PLC	17
3-2-1 Sensibilité à la vitesse de déformation	17
3-2-2 Modèle de Penning.....	18
3-2-3 Modèle de Kubin et Estrin	20
3-2-4 Modèles non locaux	21
3-3 Résultats expérimentaux sur le PLC	22
3-3-1 Caractérisation du PLC sur les courbes de traction	22

a- Machine dure	22
b- Critique des essais sur machine dure.....	25
c- Machine molle	25
3-3-2 Déformations critiques de l'effet PLC.....	26
3-3-3 Bandes de déformation PLC	32
a- Aspects des bandes PLC.....	33
b- Déformation contenue dans la bande	34
c- Vitesse de déformation dans la bande	35
d- Vitesse de propagation des bandes.....	36
e- Largeur de bande	39
4 CONCLUSION.....	40

CHAPITRE II: CONDITIONS ET TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

1 MATÉRIAUX ÉTUDIÉS	41
2 ÉPROUVETTE ET TRAITEMENT THERMIQUE	42
3 DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL ET CONDITIONS D'ESSAIS	44
4 MÉTHODOLOGIE DE MESURE.....	45

CHAPITRE III: RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX SUR MACHINES MOLLE

1 DOMAINE D'EXISTENCE DU PHÉNOMÈNE PLC.....	50
--	-----------

2 COURBES DE TRACTION	51
2-1 Essais à température ambiante (T=20°C).....	51
2-2 Essais à T=100°C et T=-60°C.....	60
2-3 Essais à T=60°C.....	63
2-4 Essais à T=-20°C.....	68
3 VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES	71
4 DÉFORMATION DANS LES BANDES	80
5 VITESSE DE DÉFORMATION DANS LA BANDE	85
6 LARGEUR DE BANDES	89
7 CHUTES DE CONTRAINTE ET TEMPS DE RECHARGEMENT	93
8 CONCLUSIONS	98

CHAPITRE IV: RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX SUR MACHINE DURE

1 LIMITES DU DOMAINE PLC	100
2 MORPHOLOGIE DES BANDES	102
3 COURBES DE TRACTION	104
3-1 Alliage AG3	104
a- Essais à température ambiante.....	104
b- Essais aux basse températures.....	108
c- Essais aux haute températures.....	111
3-2 Alliage AG5	115
a- Influence de la vitesse de déformation	115
b- Influence de la température	116

3-3 Comparaison des deux alliages AG3 et AG5.....	118
4 ESSAIS DE CHANGEMENT DE VITESSE	119
5 DÉFORMATION DANS LES BANDES	122
6 VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES	127
7 VITESSE DE DÉFORMATION DANS LA BANDE.....	130
8 CHUTES DE CONTRAINTE.....	134
9 CONCLUSIONS	137

CHAPITRE V: DISCUSSION DES RÉSULTATS

1 INTRODUCTION.....	138
2 DÉFORMATION CRITIQUE.....	139
2-1 Modèles de vieillissement dynamique	145
2-2 Influence de la précipitation.....	150
3 VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES	153
CONCLUSION GÉNÉRALE	158
RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	161

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Le terme "instabilité plastique" se réfère à une situation dans laquelle le régime de déformation plastique devient instable. Les instabilités plastiques qui sont une expression du comportement des matériaux dans des conditions limites données, ont des effets néfastes sur la formabilité et la durée de vie. Pour éviter ces effets qui peuvent conduire à une rupture précoce, il est nécessaire de bien cerner les conditions dans lesquelles les instabilités plastiques se déclenchent.

La déformation plastique, hétérogène à l'échelle microscopique, est généralement homogène à l'échelle macroscopique. Cependant, il existe des matériaux dans lesquels la déformation plastique apparaît hétérogène à l'échelle macroscopique. Cet écoulement hétérogène, se manifeste le plus souvent sous forme de bandes de déformation plastique localisées.

On détecte parfois une chute brutale de la contrainte d'écoulement au delà de la limite d'élasticité, suivie d'un palier. Cette instabilité, observée en premier lieu sur des aciers à faible teneur en carbone, est connue sous le nom de bande de Piobert-Lüders. Elle laisse des traces sur la surface des échantillons qui correspondent à des lignes de glissement.

Un autre type de déformation plastique macroscopiquement hétérogène se manifeste sur les courbes de traction sous forme de décrochements ou de paliers successifs, selon les chemins de chargement. Cette instabilité plastique, appelée phénomène Portevin-Le Chatelier (PLC), est observée dans des alliages contenant soit des impuretés interstitielles, soit des éléments à plus forte teneur en position substitutionnelle tels que les alliages légers et notamment les Aluminium-Magnésium. La surface des échantillons présente alors un aspect rugueux, irréductible et insensible au polissage.

L'origine de l'effet PLC est liée essentiellement au vieillissement dynamique et aux mécanismes d'interactions entre les atomes de solutés et les dislocations qui en résultent. Malgré les nombreuses approches théoriques qui tentent d'en donner une interprétation physique, ce phénomène reste encore mal connu, et les résultats expérimentaux relatifs au PLC sont parfois contradictoires. Depuis quelques années, ce phénomène a suscité un intérêt nouveau tant sur le plan théorique qu'expérimental. De récentes études expérimentales, concernant les caractéristiques des bandes de déformation associées au PLC et notamment leur cinétique, tentent

d'approfondir la connaissance de ce type d'instabilité. Le travail réalisé dans le cadre de cette thèse est une contribution à l'effort de compréhension de ce phénomène.

Dans cette étude, on présentera les divers aspects expérimentaux caractérisant les instabilités plastiques de type PLC dans l'alliage d'aluminium-magnésium (AG3 et AG5). Une large plage de vitesses de chargement (vitesse de contrainte ou de déformation constantes) et de température d'essai a été examinée. Des mesures de vitesses de bandes, de déformations et de vitesses de déformation dans les bandes, de largeur de bandes et de chutes de contrainte accompagnant le déclenchement des instabilités, ont été effectuées pour chaque essai. Pour une meilleure comparaison des résultats expérimentaux avec les modèles théoriques qui tentent de rendre compte du phénomène PLC, les essais à vitesse de contrainte imposée ($\dot{\sigma}=\text{constante}$) sur une machine de traction souple, semblent plus appropriés. Aussi des essais de ce type effectués à différentes valeurs de $\dot{\sigma}$ et à différentes températures, constituent l'essentiel du travail expérimental réalisé dans le cadre de cette thèse.

Le mémoire comporte cinq chapitres. L'étude bibliographique du chapitre I présente brièvement les différentes instabilités plastiques. Les résultats expérimentaux concernant le PLC et les modèles théoriques de la littérature sont décrits plus en détail. Le chapitre II renferme la description des alliages d'Al-Mg étudiés et les méthodes expérimentales employées. Les résultats des essais réalisés sur machine molle (vitesse de contrainte constante) sont présentés dans le chapitre III et ceux relatifs aux essais sur machine dure (vitesse de déformation constante) dans le chapitre IV. Le chapitre V est consacré à la discussion des résultats.

CHAPITRE I
ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

1 INTRODUCTION

La déformation plastique des matériaux métalliques, bien qu'elle soit hétérogène à l'échelle microscopique, est considérée généralement comme homogène à l'échelle macroscopique dans un large intervalle de déformation. Cependant, à certains stades de la déformation plastique, des instabilités peuvent apparaître conduisant à un régime de déformation localisée. L'exemple le plus classique d'instabilité est la striction en traction uniaxiale, qui se développe généralement lorsqu'on s'approche de la rupture; elle consiste en un étranglement dans une zone de l'éprouvette conduisant à la rupture. D'autres instabilités peuvent également se développer en tout début de déformation telles que les bandes de Lüders. L'une des instabilités assez couramment rencontrée est le phénomène Portevin-Le Chatelier (PLC) qui se manifeste dans des alliages contenant des impuretés interstitielles ou des solutés en position substitutionnelle, sollicités à certaines vitesses de déformation et températures d'essai. Cet effet PLC se caractérise par des courbes de traction présentant des décrochements répétés ou encore des paliers selon que les essais sont effectués à vitesse imposée de déformation ou de contrainte.

Pour éviter les conséquences néfastes des instabilités plastiques sur la formabilité et la durée de vie des matériaux, il est indispensable de connaître les mécanismes microscopiques responsables du déclenchement et du développement de ces instabilités, et de dégager des critères analytiques de leur apparition.

Avant d'aborder de manière détaillée l'étude des instabilités liées à l'effet Portevin-Le Chatelier, qui constitue l'essentiel de ce mémoire, nous présentons une classification des instabilités, telle qu'elle a été proposée par Estrin et Kubin [1], et qui s'appuie sur les aspects microscopiques et phénoménologiques.

2 CLASSIFICATION DES INSTABILITÉS PLASTIQUES

2-1 Loi de comportement

Considérons l'équation d'état suivante :

$$\sigma = \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, S_i, M) \quad (1)$$

Où σ = Contrainte
 ε = Déformation
 $\dot{\varepsilon}$ = Vitesse de déformation
 T = Température d'essai
 S_i = Variables caractérisant l'état structural du matériau
 (densité de dislocations, diamètre des grains, diamètre de cellules de dislocations.....)
 M = Facteur moyen de Taylor.

Dans les polycristaux, il existe en général de multiples façons de combiner les systèmes de glissement pour réaliser une déformation donnée. Taylor en a fait l'étude systématique. Le travail de déformation plastique $\sigma d\varepsilon$ doit être égal à la somme du travail de déformation de tous les systèmes de glissement:

$$\sigma d\varepsilon = \tau_i \sum_j d\gamma_j$$

$\tau_i = \tau$ étant la contrainte de glissement (supposée la même pour tous les systèmes de glissement d'après le modèle de Taylor) et γ_j les glissements sur les divers systèmes, la valeur moyenne du facteur de Taylor est définie par :

$$M = \frac{\sigma}{\tau}$$

($M \approx 3.067$ pour les C.F.C. en l'absence de texture).

Pour décrire une histoire de déformation donnée, on peut supposer que les paramètres S_i caractérisant l'état structural sont constants

entre ϵ et $\epsilon + d\epsilon$ et écrire la loi de comportement (1) sous les formes différentielles suivantes :

$$d\sigma = h d\epsilon + S d\text{Ln}\dot{\epsilon} + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial T}\right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}, M} dT + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial M}\right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}, T} dM \quad (2a)$$

$$d\text{Ln}\sigma = \frac{h}{\sigma} d\epsilon + \frac{S}{\sigma} d\text{Ln}\dot{\epsilon} + \left(\frac{\partial\text{Ln}\sigma}{\partial T}\right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}, M} dT + \left(\frac{\partial\text{Ln}\sigma}{\partial \text{Ln}M}\right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}, T} d\text{Ln}M \quad (2b)$$

Où $h = \left(\frac{\partial\sigma}{\partial\epsilon}\right)_{\dot{\epsilon}, T, M}$ est le taux d'écroutissement intrinsèque

$S = \left(\frac{\partial\sigma}{\partial\text{Ln}\dot{\epsilon}}\right)_{\epsilon, T, M}$ la sensibilité à la vitesse de déformation

$\left(\frac{\partial\sigma}{\partial T}\right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}, M}$ représente les fluctuations de la contrainte quand

T varie au cours de la déformation (production de chaleur au sein du matériau)

$\left(\frac{\partial\sigma}{\partial M}\right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}, T}$ correspond aux variations de la contrainte lorsque

le facteur moyen de Taylor varie au cours de la déformation. Cette variation de σ est due uniquement à la géométrie du glissement et n'est donc pas liée à des caractéristiques intrinsèques du matériau.

2-2 Critères d'instabilités plastiques

Dans l'étude des instabilités, il existe deux types de modèles:

- Les modèles de localisation de la déformation qui supposent que le matériau est initialement hétérogène, c'est-à-dire qu'il présente un défaut initial de nature géométrique, mécanique ou métallurgique. Ces modèles sont par exemple utilisés pour l'étude de la striction localisée.

- Les modèles d'instabilité de la déformation qui supposent que le matériau est initialement homogène . On définit une instabilité

plastique comme une situation dans laquelle un écoulement plastique stable devient brusquement instable.

On suppose donc que le matériau se déforme de manière uniforme et qu'à un moment donné de son histoire de déformation, il subit une perturbation locale dont l'évolution peut être décrite sous forme exponentielle :

$$\delta\varepsilon(t) = \varepsilon_i(t) - \varepsilon_h(t) = (\delta\varepsilon)_0 \exp(\lambda t) \quad (3)$$

avec $\varepsilon_i(t)$ et $\varepsilon_h(t)$ les déformations respectivement dans la zone perturbée et la zone homogène. $(\delta\varepsilon)_0$ correspond à $t=0$ où apparaît la perturbation et λ est un indicateur qui permet de tester l'apparition d'une instabilité plastique. Si λ est positif, la perturbation va s'amplifier et entraîner un écoulement non uniforme, par contre si λ est négatif, la perturbation s'atténue rapidement et l'écoulement reste stable.

L'équation (2a) peut être utilisée pour exprimer les différences δ entre la partie perturbée et la partie homogène:

$$\delta\sigma = h\delta\varepsilon + S\delta L n \dot{\varepsilon} + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial T}\right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, M} \delta T + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial M}\right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} \delta M \quad (4)$$

En considérant uniquement les variations de T et M en fonction de la déformation ε , l'équation (4) peut être réécrite sous la forme suivante:

$$\delta\sigma = \left[h + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial T}\right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, M} \left(\frac{dT}{d\varepsilon}\right) + \sigma \left(\frac{\partial L n M}{\partial \varepsilon}\right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} \right] \delta\varepsilon + S\delta L n \dot{\varepsilon} \quad (5)$$

En posant:

$$h^* = h + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial T}\right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, M} \left(\frac{dT}{d\varepsilon}\right) + \sigma \left(\frac{\partial L n M}{\partial \varepsilon}\right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} \quad (6)$$

La relation (5) devient :

$$\delta\sigma = h^*\delta\varepsilon + S\delta L n \dot{\varepsilon} \quad (7)$$

Dans le cas d'une traction uniaxiale, en exprimant la constance de la force le long de l'axe de traction et l'incompressibilité du matériau, on obtient la relation suivante:

$$\delta\sigma = \sigma\delta\varepsilon \quad (8)$$

La combinaison des équations (3), (7) et (8) donne:

$$\lambda = \left[(\sigma - h^*) / S \right] \dot{\varepsilon} \quad (9)$$

La relation (9) constitue une base de classification des instabilités plastiques [1]. En effet, λ est positif si $[h^* < \sigma \text{ et } S > 0]$ ou $[h^* > \sigma \text{ et } S < 0]$ Le premier cas correspond à une extension du critère bien connu de Considère:

$$\left[\frac{h}{\sigma} + \left(\frac{\partial \text{Ln}\sigma}{\partial T} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, M} \left(\frac{dT}{d\varepsilon} \right) + \left(\frac{\partial \text{Ln}M}{\partial \varepsilon} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T} \right] < 1 \quad (10)$$

Dans des conditions isothermes et en absence d'adoucissement lié à la texture, le critère d'instabilité (10) devient:

$$\frac{h}{\sigma} < 1 \quad (11)$$

Les instabilités associées au critère (11) sont appelées instabilités du type h [1]; elles correspondent essentiellement à la striction et aux bandes de Lüders. Quand la température subit des fluctuations au cours de la déformation plastique, il apparaît des instabilités du type T qui ont été observées dans un Al-2%Mg testé sous une température de 4.2°K [2]. De même, lorsque le facteur moyen de Taylor M diminue au cours de la déformation, l'effet de l'adoucissement qui en résulte est associé à des instabilités appelées de type M [1].

Le deuxième cas où λ devient positif est celui où S est négatif. Les instabilités associées à ce cas-ci sont appelées du type S. L'effet Portevin-Le Chatelier et le maillage mécanique [3] font partie de cette catégorie d'instabilités.

Dans ce qui suit, nous allons présenter plus en détail les différents types d'instabilités et les mécanismes microscopiques qui leur sont associés.

2-3 Instabilités du type h

2-3-1 Bandes de Lüders

Ce type d'instabilité apparaît dans les premiers stades de la déformation plastique et se manifeste par l'apparition et la propagation d'une bande de déformation. Cette bande correspond à un palier sur la courbe de traction précédé par une chute de la limite d'élasticité (figure 1).

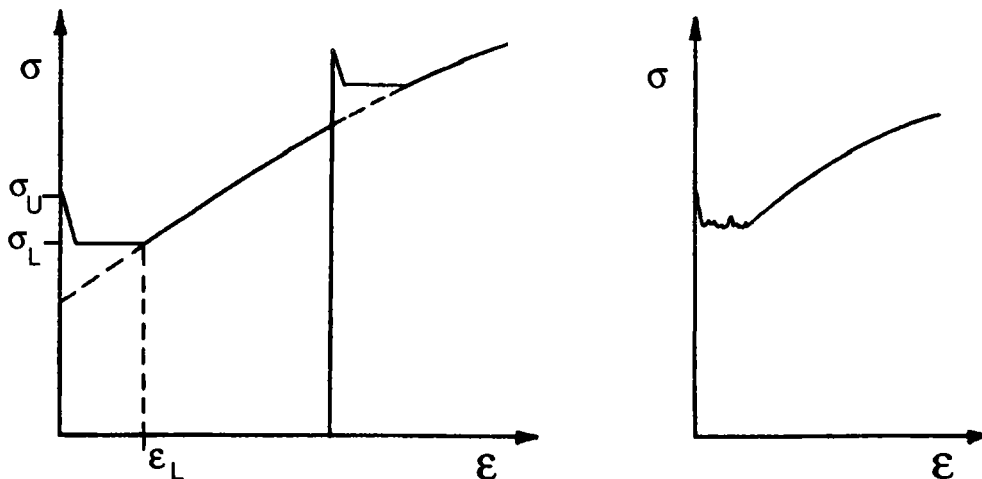


Figure 1 Courbe de traction présentant un plateau lié à une bande de Lüders.

La figure 2 montre l'évolution du taux d'érouissage h en fonction de ϵ , pour un matériau ayant une courbe de traction comme celle de la figure 1; h prend des valeurs négatives à très faible déformation à

cause de la chute de la limite d'élasticité, puis h devient positif tout en restant inférieur à σ sur toute l'étendue du plateau ($\epsilon \leq \epsilon_1$).

Lorsque les bandes de Lüders disparaissent, la déformation plastique devient pratiquement uniforme et il reste très peu de traces sur la surface du matériau après passage des bandes.

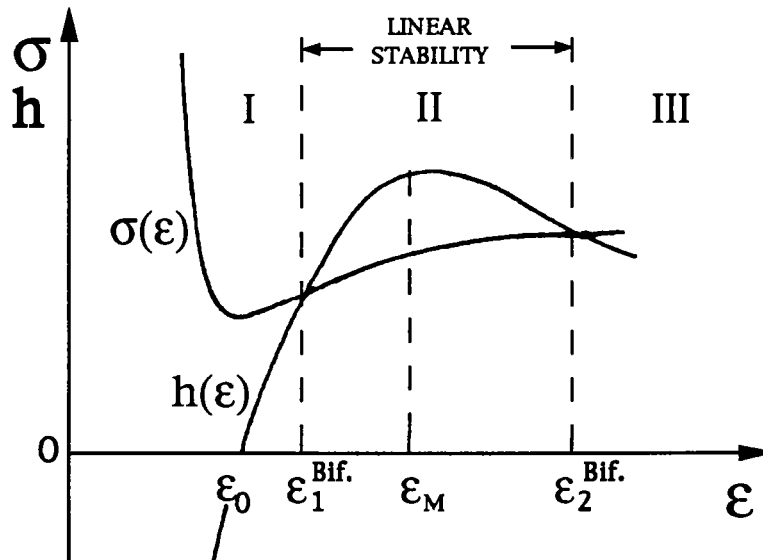


Figure 2 Évolution de h et σ en fonction de ϵ pour un matériau où apparaissent les bandes de Lüders (domaine I). Les domaines II et III correspondent respectivement à une déformation uniforme et à la striction [1].

C'est Cottrell [4] qui, le premier, donna une interprétation de la chute brutale de contrainte sur la courbe de traction qui précède le palier des aciers doux. Cette chute est due à un brusque accroissement du nombre de dislocations mobiles au début de l'écoulement plastique. La création et la multiplication de ces dislocations mobiles démarrent en général aux points de concentration de contrainte et se propagent à partir de ces points sous forme d'une bande de Lüders.

2-3-2 Striction

L'instabilité survenant au cours des derniers stades d'un essai de traction uniaxiale correspond au phénomène de striction. Cette instabilité se manifeste par l'observation, le long de l'éprouvette,

d'un amincissement localisé dont le développement conduit finalement à la rupture du matériau.

Ce type d'instabilité est essentiellement lié à l'évolution de la structure des dislocations et à la variation de l'écroutissage qui en résulte. Il se manifeste par une tendance de la contrainte à la saturation, ce qui entraîne une diminution continue du taux d'écroutissage h au cours de la déformation jusqu'à ce que la condition de Considère ($h < \sigma$) soit satisfaite.

La figure 2 montre qu'à $\epsilon = \epsilon_2$, h devient égal à σ . A partir de cette déformation, c'est le domaine de la striction.

Certains auteurs ont pris d'autres variables comme la vitesse de diminution de la section \dot{A} [5], ou $\dot{\ell}$, la vitesse d'allongement [6] à la place de $\dot{\epsilon}$ pour exprimer les différences entre la partie perturbée et la partie homogène du matériau. Ils aboutissent à des critères d'instabilité faisant intervenir la sensibilité à la vitesse de déformation:

$$\frac{h}{\sigma} + \frac{S}{\sigma} = 1 \quad (12a)$$

Ou

$$\frac{h}{\sigma} - \frac{S}{\sigma} = 1 \quad (12b)$$

Mis à part les matériaux superplastiques, le rapport S/σ est très faible et peut donc être négligé. Par conséquent, il n'y a pratiquement pas de différence entre les critères (12a) et (12b), et le critère de Considère; Cependant il y a une très grande différence dans la ductilité effective du matériaux [99].

2-3-3 Autres instabilités de type h

Des instabilités du type h peuvent avoir pour origine un adoucissement structural qui se produit quand la microstructure devient plus pénétrable aux dislocations au cours de la déformation. Un cas particulier est celui où la microstructure est détruite par les dislocations mobiles, ce qui conduit à la formation de canaux de

Des instabilités du type h peuvent également se produire en fatigue sous forme de bandes de glissement persistantes [8] et d'instabilités de Neumann [9].

Le phénomène de restauration statique peut donner lieu aussi à des instabilités du type h à cause du grossissement des grains et de la globulisation des structures lamellaires. Ces processus deviennent importants à haute température, par exemple en fluage. Enfin, la recristallisation dynamique, intervenant au-delà de la restauration dynamique dans les matériaux métalliques à faible énergie de faute d'empilement, peut entraîner des instabilités liées à un comportement oscillatoire de la contrainte [10].

2-4 Instabilités de type M

Ce sont des instabilités liées uniquement à la géométrie du glissement [1]. Dans les monocristaux où se produit un glissement simple, la rotation du plan de glissement au cours de la déformation peut accroître le facteur de Schmidt, ce qui se traduit par une diminution de la contrainte et du coefficient d'écrouissage et conduit à une instabilité plastique. Dans les matériaux polycristallins, on peut observer un adoucissement lié à la texture si le facteur de Taylor moyen M diminue au cours de la déformation ($M = \frac{\sigma}{\tau} = \frac{\gamma}{\epsilon}$, où τ et γ sont respectivement la cission et le cisaillement résolus). Cet adoucissement supplémentaire modifie le critère d'instabilité de type h qui devient :

$$\left[\frac{h}{\sigma} + \left(\frac{\partial \ln M}{\partial \epsilon} \right)_{\dot{\epsilon}} \right] < 1 \quad (13)$$

La condition (13) montre que la diminution de M en fonction de ϵ conduit à une instabilité plus précoce que dans le cas d'une instabilité du type h seule.

Bien que l'effet de l'adoucissement lié à la texture ne soit pas encore suffisamment étudié, certains auteurs [1] pensent que ce type d'instabilité ne devient important que dans le cas de changements

de chemins de déformation comme par exemple la mise en forme des tôles après laminage.

2-5 Instabilités de type T

Lorsque les conditions de déformation ne sont pas isothermes, on doit tenir compte des effets de génération de chaleur au cours de la déformation plastique [1]. De tels effets provoquent un adoucissement et modifient le critère d'instabilité du type h qui devient :

$$\left[\frac{h}{\sigma} + \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \epsilon} \right)_{\dot{\epsilon}} \left(\frac{dT}{d\epsilon} \right) \right] < 1 \quad (14)$$

Le deuxième terme de la condition (14) exprime les variations de température au cours de la déformation et celles de la contrainte d'écoulement qui en résultent. Ce terme étant négatif, il joue un rôle déstabilisant et donne lieu à des instabilités du type T. Sa valeur dépend du taux d'augmentation de température \dot{T} qui est relié, dans des conditions adiabatiques, à la puissance dissipée sous forme de chaleur par unité de volume q par la relation :

$$\dot{T} = \frac{q}{C} \quad (15)$$

où C est la capacité calorifique par unité de volume du matériau.

La puissance q qui provient de la transformation de la majeure partie de la puissance plastique en chaleur, s'exprime comme suit:

$$q = \alpha_T \sigma \dot{\epsilon} \quad (16)$$

où α_T est le coefficient de Taylor-Quinney, supposé en général constant et égal à 0,9.

Les effets de l'échauffement adiabatique sont importants à grandes vitesses de déformation ou à très basses températures. La figure 3 montre une courbe de traction d'un alliage Al-2%Mg déformé à 4,2 K (température de l'hélium liquide) et à une vitesse de déformation de

$6,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ [2]. Cette courbe présente des décrochements (semblables à ceux observés dans le phénomène Portevin-Le Chatelier) qui sont dûs à des variations périodiques de la température au cours de la déformation plastique, causées par l'augmentation importante de la capacité calorifique en fonction de la température dans le domaine des très basses températures.

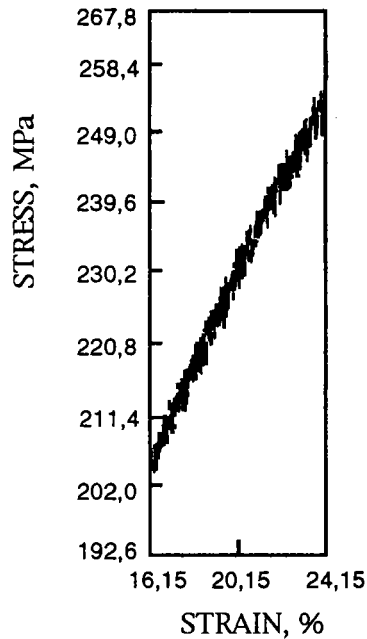


Figure 3 Courbe de traction présentant une instabilité du type T. L'essai est effectué sur l'alliage Al-2%Mg à $\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $T = 4,2 \text{ K}$ [2].

Dans le cas général, les conditions de déformation ne sont pas adiabatiques et on doit alors prendre en compte les échanges de chaleur entre le matériau et le milieu environnant, ainsi que la variation de la vitesse de déformation en fonction de la température.

2-6 Instabilités de type S

Les instabilités du type S sont essentiellement l'effet Portevin-Le Chatelier et le maillage mécanique. Le deuxième type d'instabilité est beaucoup moins étudié que le premier. Cependant, il est bien connu que la propagation rapide du maillage est accompagnée par des

chutes de force répétées [3], alors que la nucléation du maillage est un phénomène contrôlé par la vitesse. Des essais de changement de vitesse de déformation montrent que la sensibilité à la vitesse est négative; en effet, une augmentation de la vitesse de traction, pour un alliage Cu-7%Al [11], conduit à une diminution de la contrainte d'écoulement moyenne (figure 4).

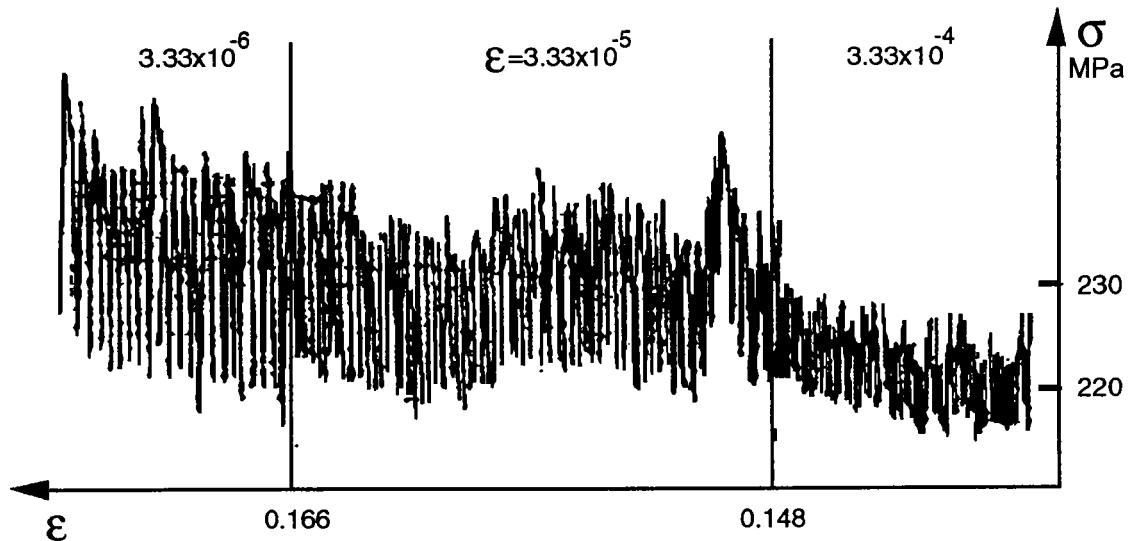


Figure 4 Décrochements associés au maillage Cu-7%Al. Les changements de vitesse montrent que la sensibilité à la vitesse est négative.

L'écoulement discontinu (décrochements sur la courbe de traction), observé dans certains alliages d'Aluminium-Lithium [57] a été expliqué par un cisaillement de précipités suivi de leur dissolution. Dans certaines conditions, ce phénomène peut donner lieu à une sensibilité négative à la vitesse et entraîner des décrochements semblables à ce qu'on observe dans l'effet PLC. Cet effet a été appelé par Bréchet et Estrin "Pseudo PLC". Le formalisme développé pour décrire l'effet PLC peut être adapté à des alliages présentant le "Pseudo PLC" [57].

Puisque l'objet du présent travail concerne l'instabilité liée à l'effet Portevin-Le Chatelier (PLC), nous allons présenter dans la suite une étude bibliographique détaillée traitant les différents aspects de ce phénomène.

3 INSTABILITÉS LIÉES À L'EFFET PLC

3-1 Aspects microscopiques du PLC

3-1-1 Origines du phénomène

Ce sont les atomes de soluté en position interstitielle ou substitutionnelle qui sont responsables de l'effet PLC. Plusieurs modèles microscopiques ont tenté d'expliquer l'origine de cet effet. La formation d'atmosphères de Cottrell [12] est l'explication la plus couramment avancée pour la plupart des matériaux présentant l'effet PLC. Ces atmosphères se forment grâce à la diffusion des atomes du soluté au voisinage des dislocations; elles peuvent être concentrées ou diffuses (figure 5).

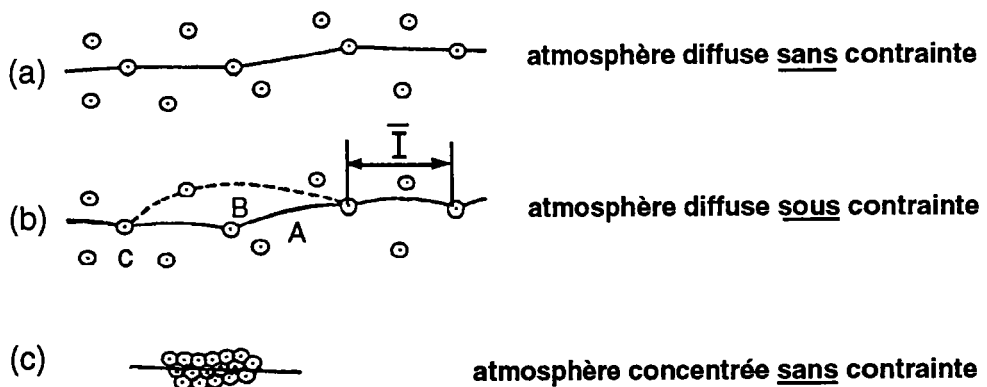


Figure 5 Interaction dislocation-atomes de solutés [13].

Certains auteurs [14,15] attribuent l'origine du phénomène PLC à la présence de microprécipités sur les lignes de dislocations. Ces précipités pourraient provenir d'une évolution des atmosphères d'atomes de solutés. Jusqu'à présent, il n'y a pas d'observations expérimentales qui confirment l'existence de tels microprécipités. Pour d'autres auteurs [16-19], le phénomène PLC provient d'un mouvement collectif des dislocations suite à une multiplication très rapide de leur nombre. Des blocages de ces dislocations par des ségrégations de solutés ou de précipités sont possibles.

3-1-2 Modèles diffusionnels

Cottrell [4] fut le premier à proposer une interprétation microscopique du phénomène PLC, en l'attribuant à l'interaction dynamique entre les nuages d'impuretés ou de solutés d'un alliage et le champ de déformation associé aux dislocations. L'instabilité est alors décrite en termes d'ancrage et de désancrage des dislocations sur le nuage d'impuretés ou de solutés. Cottrell [4] a défini une vitesse maximale des dislocations prisonnières de ces nuages au delà de laquelle celles-ci peuvent s'échapper. Quant à Friedel [20], il a déterminé une vitesse minimale nécessaire au désancrage des dislocations, sur la base de la vitesse maximale de diffusion des atomes de solutés traînés par les dislocations. Ces deux vitesses extrêmes ont été considérées pendant longtemps comme les limites d'apparition du phénomène PLC, jusqu'à ce que l'on ait démontré expérimentalement que ce n'était pas toujours vrai [21].

D'autres modèles [22,23] supposent que le mouvement des dislocations est discontinu, c'est-à-dire qu'une dislocation mobile peut être temporairement arrêtée devant un obstacle, par exemple une forêt de dislocations. Dans ce cas, le phénomène PLC apparaît lorsque le temps d'attente des dislocations devant les obstacles t_w (temps nécessaire aux dislocations pour franchir l'obstacle à l'aide de l'activation thermique) devient du même ordre que le temps nécessaire à la diffusion du soluté t_a .

La principale objection faite à ces modèles repose sur la nécessité d'une sursaturation considérable en lacunes d'écroissage [24]. En effet, pour que les vitesses de dislocations soient compatibles avec les vitesses de déformation observées, il faut que le coefficient de diffusion soit de l'ordre de 10^{-9} cm²/s en supposant que toutes les dislocations sont mobiles. Or, dans le domaine de température du phénomène PLC, les coefficients de diffusion pour les atomes substitutionnels sont généralement de l'ordre de 10^{-13} cm²/s, donc de plusieurs ordres de grandeur plus faibles. Par ailleurs, certains auteurs [25] ont montré que le phénomène PLC se produit en l'absence de toute sursaturation en lacunes.

3-1-3 Modèles de vieillissement dynamique

Le processus de vieillissement dynamique est le résultat d'une interaction entre les atomes de soluté et les dislocations mobiles temporairement bloquées sur des obstacles. Van den Beukel [26] considère que c'est le temps d'attente des dislocations qui détermine la vitesse des dislocations.

Ce modèle repose sur une forme de dépendance, présentant une anomalie, entre la force F appliquée à une dislocation dans le champ des atomes de solutés et sa vitesse de propagation V [26,27].

Aux faibles vitesses de déformation, les atomes de solutés disposent de suffisamment de temps pour diffuser vers les dislocations, freinant ainsi leur mouvement. Ce domaine, où F augmente fortement en fonction de V , correspond au traînage des atmosphères de solutés par les dislocations (figure 6). Au contraire, aux vitesses de déformation élevées, la diffusion des atomes de solutés est négligeable, ainsi le freinage des dislocations est supprimé. Dans ce domaine de vitesses, l'augmentation de F en fonction de V est moins forte qu'aux basses vitesses, et les dislocations sont soumises uniquement à la friction de réseau.

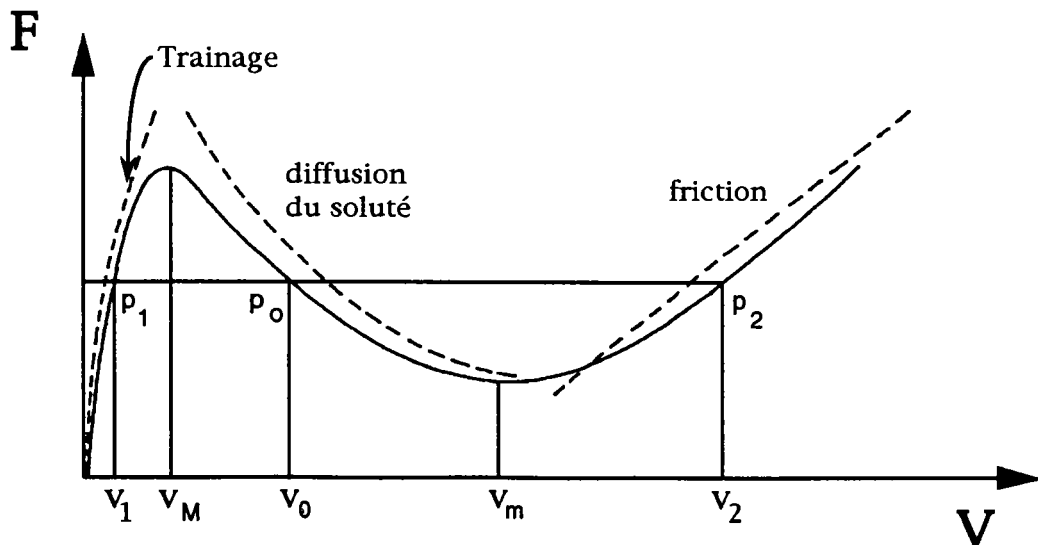


Figure 6 Diagramme force-vitesse ressenti par une dislocation dans un réseau contenant des atomes de soluté [27].

Aux vitesses intermédiaires (entre V_1 et V_H), où apparaît l'instabilité plastique liée au phénomène PLC, la pente de la courbe $F(V)$ est négative. Dans ce domaine, la vitesse globale de propagation des dislocations V_0 , est composée de deux vitesses, l'une lente V_1 , l'autre rapide V_2 , auxquelles correspondent respectivement deux vitesses de déformation $\dot{\epsilon}_1$ et $\dot{\epsilon}_2$. La loi de composition des vitesses s'écrit (figure 6):

$$V_0 \overline{P_1 P_2} = V_1 \overline{P_0 P_2} + V_2 \overline{P_1 P_0} \quad (17)$$

Les proportions de matière dont les dislocations ont les vitesses V_1 et V_2 , sont proportionnelles respectivement à $\overline{P_0 P_2}$ et $\overline{P_1 P_0}$. La propagation de la bande (faible proportion de matière $\overline{P_1 P_0}$ se déformant à grande vitesse $\dot{\epsilon}_2$) résulte de l'effet de multiplication locale et catastrophique des dislocations [24]. Le gradient de déformation existant entre la bande et la zone restaurée, fait propager les groupes de dislocations rapides en avant de la bande, tandis qu'en arrière de la bande, les dislocations sont lentes et le processus de restauration se poursuit.

3-1-4 Modèles du comportement collectif des dislocations

McReynolds [16] a relié l'instabilité PLC à l'apparition d'une onde de déformation plastique provoquée par un comportement collectif d'un grand nombre de dislocations se déplaçant simultanément.

Gilman et Johnston [17] n'ont pas observé le désancrage proposé par Cottrell dans leur étude de l'alliage LiF. Ils ont donc considéré que la déformation hétérogène se produit suite à la création et la multiplication très rapide des dislocations, et aussi à cause de la dépendance de la vitesse de dislocations vis-à-vis de la contrainte.

Hahn [19] a repris le même concept de multiplication soudaine et locale des dislocations en admettant toutefois un blocage de celles-ci par des ségrégations de solutés ou de précipités.

Korbel et al. [28] n'envisagent pas de désancrage, comme l'a proposé Hahn [19], et considèrent que la déformation hétérogène dépend du comportement collectif des groupes de dislocations, qui est dû à la différence entre la vitesse des dislocations individuelles, qui est

élevée, et la vitesse moyenne des groupes de dislocations, qui est faible.

Labusch et Hansen [29] ont repris l'hypothèse de Korbel [28] (multiplication brutale des dislocations) en tenant compte en plus de l'effet de traînage des atomes de solutés.

3-2 Aspects mécaniques du PLC

3-2-1 Sensibilité à la vitesse de déformation

Penning [30] fut le premier à proposer une approche macroscopique associant le phénomène PLC à une sensibilité à la vitesse S négative. S est définie par :

$$S = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon, T} \quad (18)$$

S peut être déterminée, soit en comparant les courbes de traction à différentes vitesses, soit par un essai de changement de vitesse.

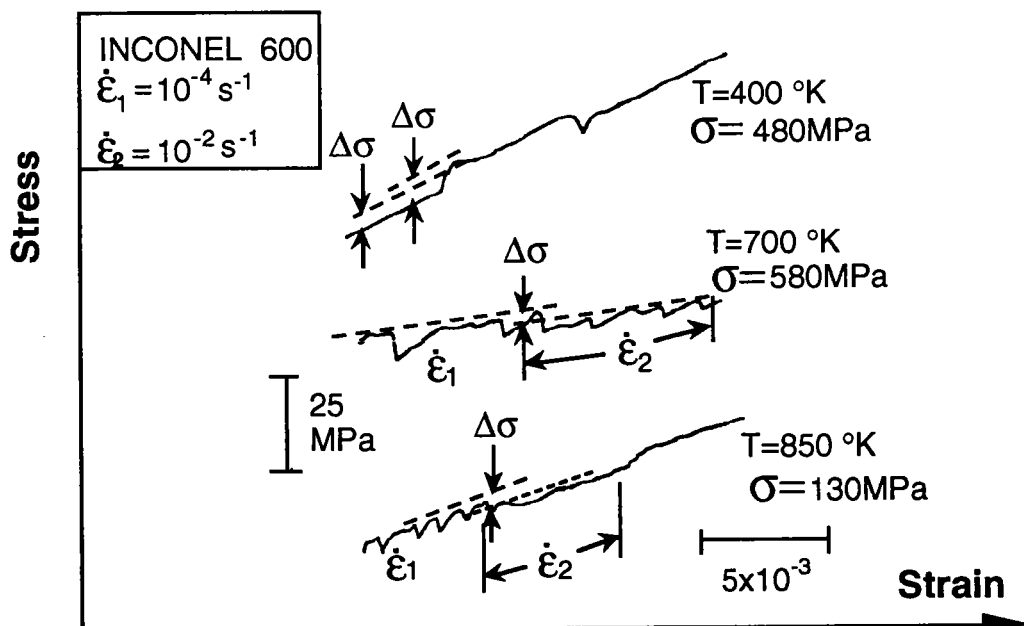


Figure 7 Essais de changement de vitesse à différentes températures [31].

La figure 7 montre, pour l'Inconel 600, qu'une augmentation de la vitesse de déformation entraîne une diminution du niveau de contrainte dans le cas où l'effet PLC existe ($T=700K$ et $T=850K$); la sensibilité à la vitesse est donc négative. Par contre, dans le cas d'absence de l'effet PLC ($T=400K$), on observe une sensibilité à la vitesse positive [31].

Clough et Demer [32], Korbel et al. [28,33], et Blanc [34] ont cependant observé des valeurs de S faiblement positives ou pratiquement nulles dans le domaine d'existence du phénomène PLC.

Ces résultats contradictoires sont probablement liés à la fois à la difficulté expérimentale et à la méthode choisie pour la détermination de S . Néanmoins, la plupart des résultats confirment que l'apparition du PLC est associée à une anomalie sur S , en général associée à des valeurs négatives.

3-2-2 Modèle de Penning

Le modèle phénoménologique de Penning [30] montre clairement que l'instabilité liée à l'effet PLC résulte nécessairement d'une sensibilité à la vitesse négative. Ce modèle s'applique à un essai de traction uniaxiale sur machine dure, donc à vitesse de déformation imposée $\dot{\epsilon}_a$. En écrivant que la vitesse de déformation appliquée est égale à la somme de la vitesse de déformation élastique et de la vitesse de déformation plastique moyenne, on obtient la relation suivante :

$$\dot{\epsilon}_a = \frac{\dot{\sigma}}{M} + \frac{1}{L} \int_0^L \dot{\epsilon} dx \quad (19)$$

où L est la longueur de l'éprouvette, M le module de la machine de traction et de l'éprouvette, $\dot{\epsilon}$ la vitesse de déformation locale correspondant à l'abscisse x .

Penning [30] suppose que le matériau obéit à une loi de comportement du type :

$$\sigma = h\epsilon + F(\dot{\epsilon}) \quad (20)$$

où h est le taux d'écoulement supposé constant et positif. La fonction $F(\dot{\epsilon})$ représente la contribution de la vitesse de déformation à la contrainte d'écoulement plastique. La déformation sera hétérogène si la courbe $F(\dot{\epsilon})$ présente un maximum et un minimum quand $\dot{\epsilon}$ croît, par analogie avec le diagramme force-vitesse à l'échelle d'une dislocation de la figure 6. Les valeurs $\dot{\epsilon}_1$ et $\dot{\epsilon}_2$ aux extremums, valeurs limites de la région sur la courbe où la sensibilité à la vitesse est négative, sont les vitesses de déformation critiques correspondant respectivement à l'apparition et à la disparition de l'effet PLC (figure 8).

En combinant les expressions (19) et (20), on obtient :

$$M\dot{\epsilon}_a = h\dot{\epsilon} + \ddot{\epsilon} \left(\frac{dF}{d\dot{\epsilon}} \right) + \frac{M}{L} \int_0^L \dot{\epsilon} dx \quad (21)$$

L'équation (21) a une solution stationnaire ($\ddot{\epsilon} = 0$) et uniforme ($\frac{\partial \dot{\epsilon}}{\partial x} = 0$):

$$\dot{\epsilon}_s = \frac{M\dot{\epsilon}_a}{(h + M)} \quad \text{et} \quad \dot{\sigma}_s = h\dot{\epsilon}_s \quad (22)$$

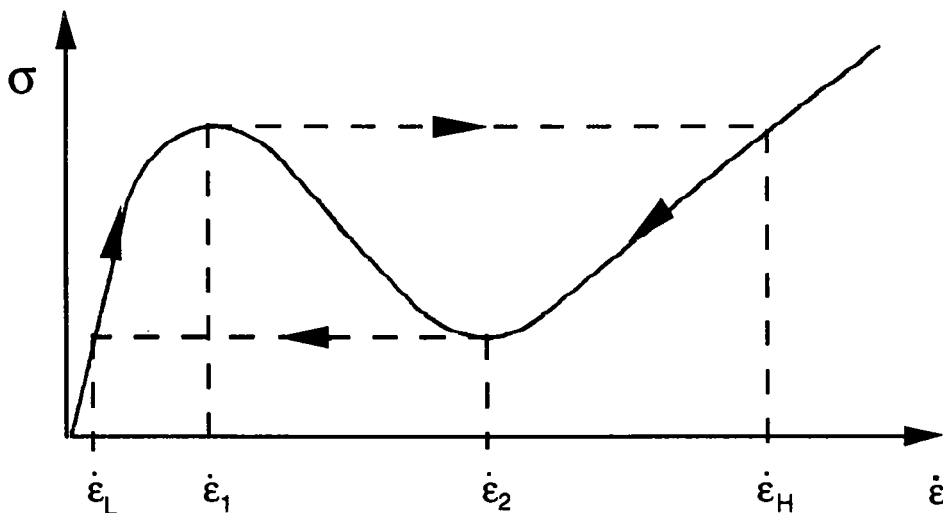


Figure 8 Graphe montrant l'évolution typique de $F(\dot{\epsilon})$ dans le cas d'apparition de l'effet PLC.

Quand la déformation est non uniforme (apparition du PLC), l'équation (21) ne peut être résolue que de façon approchée. Penning a donc introduit deux solutions simplifiées, la première correspond à des bandes de déformation se déplaçant par sauts discontinus où toute la déformation est concentrée, la deuxième s'applique à des bandes de déformation qui se propagent de façon continue à vitesse constante. Dans les deux cas, Penning [30] montre que chaque fois que la vitesse de déformation atteint la valeur $\dot{\epsilon}_1$ (ou $\dot{\epsilon}_2$), elle doit faire un saut instantané, à contrainte constante, à la valeur $\dot{\epsilon}_H$ (ou $\dot{\epsilon}_L$). Ce saut de vitesse correspond à l'impossibilité pour les dislocations d'entrer dans le domaine $[\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2]$ où la sensibilité à la vitesse est négative.

3-2-3 Modèle de Kubin et Estrin

Kubin et Estrin [35,36] ont utilisé la même loi de comportement que Penning (équation 20) en considérant le cas d'une machine molle, donc à vitesse de chargement constante $\dot{\sigma}_0$:

$$\sigma = \dot{\sigma}_0 t + \sigma_0 \quad (23)$$

En combinant les relations (20) et (23), on aboutit à l'équation suivante:

$$\dot{\sigma}_0 = h\dot{\epsilon} + \frac{dF}{d\dot{\epsilon}}\ddot{\epsilon} \quad (24)$$

Cette équation peut être résolue analytiquement sans qu'il soit nécessaire de faire des approximations ou des hypothèses supplémentaires, contrairement au modèle de Penning. Sa résolution montre que chaque fois que la vitesse de déformation locale $\dot{\epsilon}$ atteint la zone d'instabilité $[\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2]$, la déformation plastique passe d'un régime homogène à un régime hétérogène et une bande de déformation est initiée et se propage le long de l'éprouvette à vitesse constante.

3-2-4 Modèles non locaux

Les modèles de Penning [30], de Kubin et Estrin [35,36] ne permettent pas de déterminer la vitesse de propagation des bandes car ils sont basés sur des équations locales où n'apparaissent pas d'interactions spatiales. D'autres auteurs [37-40] ont développé des modèles non locaux faisant intervenir des variables d'espace dans la loi de comportement. Dans le modèle du second gradient de Zbib et Aifantis [37], la loi de comportement s'écrit :

$$\sigma = h\varepsilon + F(\dot{\varepsilon}) + K\varepsilon_{,xx} \quad (25)$$

où le terme de second gradient $K\varepsilon_{,xx}$ traduit un écrouissage non local [41]. En considérant des essais à vitesse de contrainte constante, les solutions propageantes sont déterminées en utilisant une analyse linéarisée reposant sur l'hypothèse de stabilité marginale [42] ou une analyse non linéaire exacte [38]. Ce modèle prévoit une augmentation de la vitesse de propagation des bandes associées à l'effet PLC lorsque la vitesse de contrainte croît.

Le modèle de Jeanclaude et Fressengeas [39] introduit une interaction spatiale par double glissement dévié des dislocations vis, traduite par une pseudo-diffusion de la déformation plastique. La loi de plasticité associée est :

$$\sigma = h\varepsilon + F(\dot{\varepsilon} - D\varepsilon_{,xx}) \quad (26)$$

où D est un coefficient de pseudo-diffusion proportionnel à la vitesse moyenne des dislocations. La vitesse de propagation des bandes PLC calculée par ce modèle décroît lorsque la vitesse de contrainte augmente.

Tout récemment Hähner [40] a également développé un modèle donnant une description spatio-temporelle du phénomène PLC. Il considère que le glissement dévié et l'écrouissage non local ont peu d'influence sur la propagation des bandes PLC et propose un mécanisme reposant sur l'incompatibilité des contraintes pour rendre compte des interactions spatiales. Dans le cas d'essais à

vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ imposée, l'expression de la vitesse V de propagation des bandes est :

$$V = \frac{[G\dot{\epsilon}_2(h\dot{\epsilon}_2 - \dot{\sigma})]^{1/2}}{F(\dot{\epsilon}_2)} d \quad (27)$$

où G est le module de cisaillement et $\dot{\epsilon}_2$ est la limite supérieure de l'intervalle de vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ où le phénomène PLC se manifeste. V décroît donc quand $\dot{\sigma}$ augmente.

Lorsque les essais sont effectués à vitesse de traverse \dot{L} imposée, la vitesse des bandes V déduite du modèle de Hähner [40] augmente avec \dot{L} .

3-3 Résultats expérimentaux sur l'effet PLC

3-3-1 Caractérisation du PLC sur les courbes de traction

Lors d'un essai de traction sur un matériau métallique, dans lequel on impose une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ constante, la contrainte varie généralement de façon monotone et l'on obtient une courbe de traction régulière. Mais pour les matériaux où l'effet PLC apparaît, la courbe de traction présente des irrégularités dont les aspects dépendent des caractéristiques, dure ou molle, de la machine de traction utilisée.

a- Machine dure

Pour ce type de machine, la rigidité est élevée et la force est appliquée à l'éprouvette par l'intermédiaire d'un dynamomètre supportant un pont de jauges. La traverse de la machine, en se déplaçant à vitesse constante, impose une vitesse de déformation pratiquement constante à l'éprouvette de traction.

Si l'éprouvette ne se déforme pas plastiquement, le déplacement de la traverse impose une déformation élastique du bâti de la machine, du dynamomètre et de l'éprouvette, de sorte que l'énergie élastique est ainsi stockée. Dans ces conditions, la contrainte appliquée

augmente progressivement jusqu'à l'initiation d'une bande de déformation plastique localisée qui se propage très rapidement et provoque un allongement beaucoup plus rapide que ne l'impose le déplacement de la traverse. Au cours de cet allongement, la machine se décharge élastiquement (car l'énergie élastique stockée se trouve libérée) et la contrainte appliquée décroît jusqu'au seuil inférieur de propagation de la bande. Après ce seuil, la déformation de l'éprouvette cesse pratiquement et la machine se recharge par déplacement de la traverse jusqu'à ce que la contrainte atteinte soit suffisante pour mettre en mouvement une nouvelle bande. La répétition de ces cycles de contrainte fait apparaître des décrochements sur la courbe de traction, dont la forme dépend de la rigidité propre de la machine et du dynamomètre, ainsi que des caractéristiques mécaniques de l'éprouvette.

La figure 9 [21] montre les trois types de décrochements observés expérimentalement sur les courbes de traction d'un matériau présentant l'effet PLC.

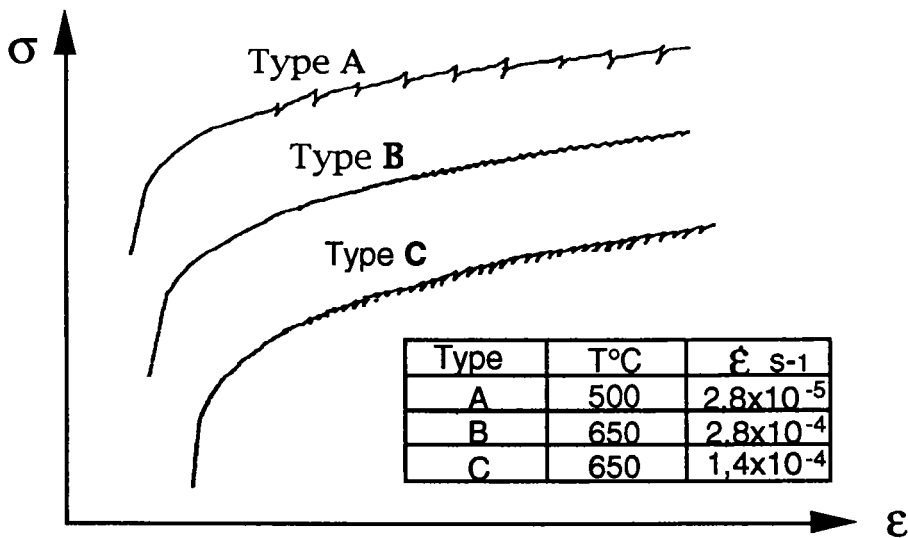


Figure 9 Types de décrochements de l'acier 316L observés sur une machine dure [21].

Type A: La contrainte augmente brusquement puis chute et remonte ensuite à une valeur moyenne, légèrement croissante au cours de la déformation. Les décrochements se répètent

périodiquement et de manière peu fréquente. Ils apparaissent aux basses températures ou aux vitesses de déformation élevées. La figure 10 montre le domaine d'existence des différents types de décrochements dans un plan ($\dot{\epsilon}$ -T) [34]. Le type A correspond au déplacement d'une bande de déformation qui s'initie près d'un congé de l'éprouvette et parcourt toute l'éprouvette à vitesse constante.

Type B : La contrainte augmente au-dessus du niveau moyen puis décroît brutalement en dessous du seuil de propagation de la bande. La machine charge à nouveau l'éprouvette et ainsi de suite, on obtient donc des décrochements successifs (figure 9). Pour le type B, la bande se propage le long de l'éprouvette de manière saccadée de telle manière que l'on peut observer la présence de plusieurs bandes parcourant l'éprouvette simultanément. Le domaine où apparaît le type B se situe entre ceux des types A et C.

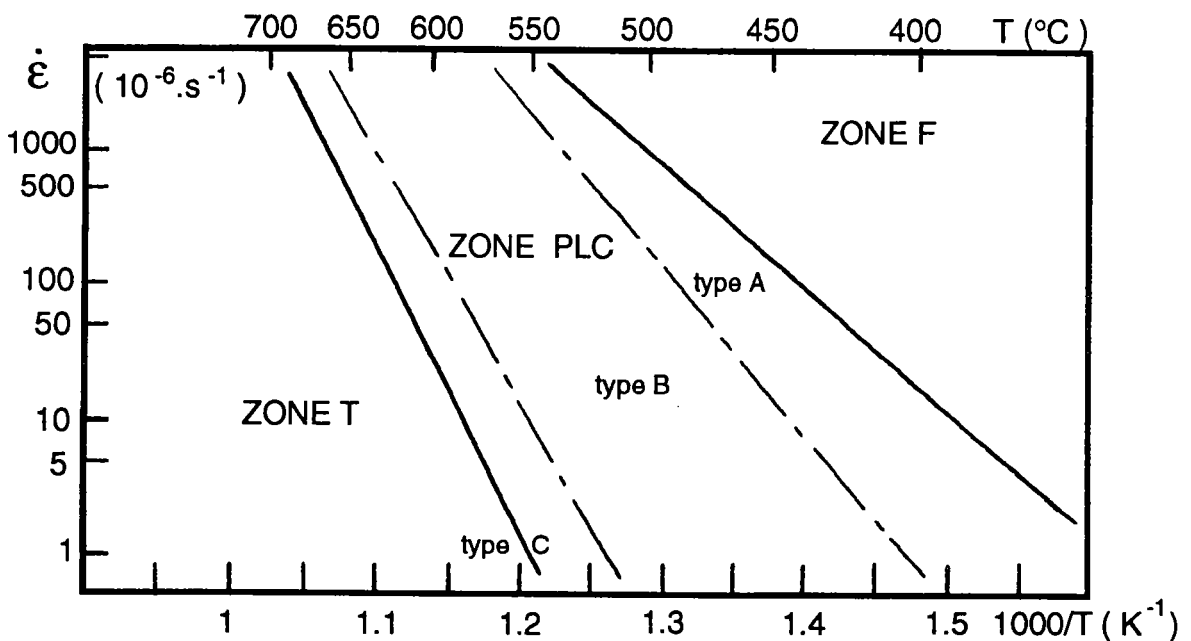


Figure 10 Domaine d'existence des différents types de bande PLC observées sur machine dure [34].

Type C : Les décrochements sont situés en dessous de la valeur moyenne de la contrainte. La chute de contrainte est brutale alors que son augmentation est progressive (voir figure 9). Les décrochements sont généralement périodiques et peuvent

apparaître de manière aléatoire sur la courbe de traction. Les bandes de déformation peuvent s'initier et disparaître en tout point de l'éprouvette, leur propagation se fait par bonds successifs. Le type C est observé à haute température ou aux faibles vitesses de déformation.

b- Critique des essais sur machine dure

L'effet PLC est très influencé par les caractéristiques de la machine dure parce que l'énergie élastique accumulée dans le bâti et le dynamomètre se libère quand la déformation plastique apparaît. Par conséquent, la courbe de traction enregistrée ne représente pas le comportement propre de l'éprouvette. De plus, la vitesse de déformation imposée à l'éprouvette par la machine n'est pas tout à fait constante à cause des sauts brusques de la vitesse de déformation et des effets d'inertie du montage. Malgré ces inconvénients, la plupart des études expérimentales de l'effet PLC ont été faites en utilisant une machine dure.

c- Machine molle

Pour ce type de machine, la rigidité est pratiquement nulle et la force de traction est asservie de façon à augmenter linéairement au cours du temps. Autrement dit on impose une vitesse de chargement $\dot{\sigma}$ constante. Dans ce cas, on constate qu'il existe un seul type de courbe de déformation caractéristique du comportement des matériaux présentant l'effet PLC. Cette courbe comporte une série de paliers horizontaux dont la longueur augmente avec la déformation de l'éprouvette de traction comme le montre la figure 11 [43]. Chaque palier correspond à la formation d'une bande de déformation se propageant de manière continue et traversant toute l'éprouvette parce que la charge est constamment maintenue.

Il existe plusieurs manières pour réaliser une machine molle. Une technique utilisée consiste à mettre en charge l'éprouvette à l'aide d'un fluide ou de billes de faible diamètre versés à débit constant [16,21,25,43]. Chihab [44] a utilisé une technique plus simple qui

consiste à intercaler un élément de très faible rigidité, comme un soufflet, dans un montage rigide.

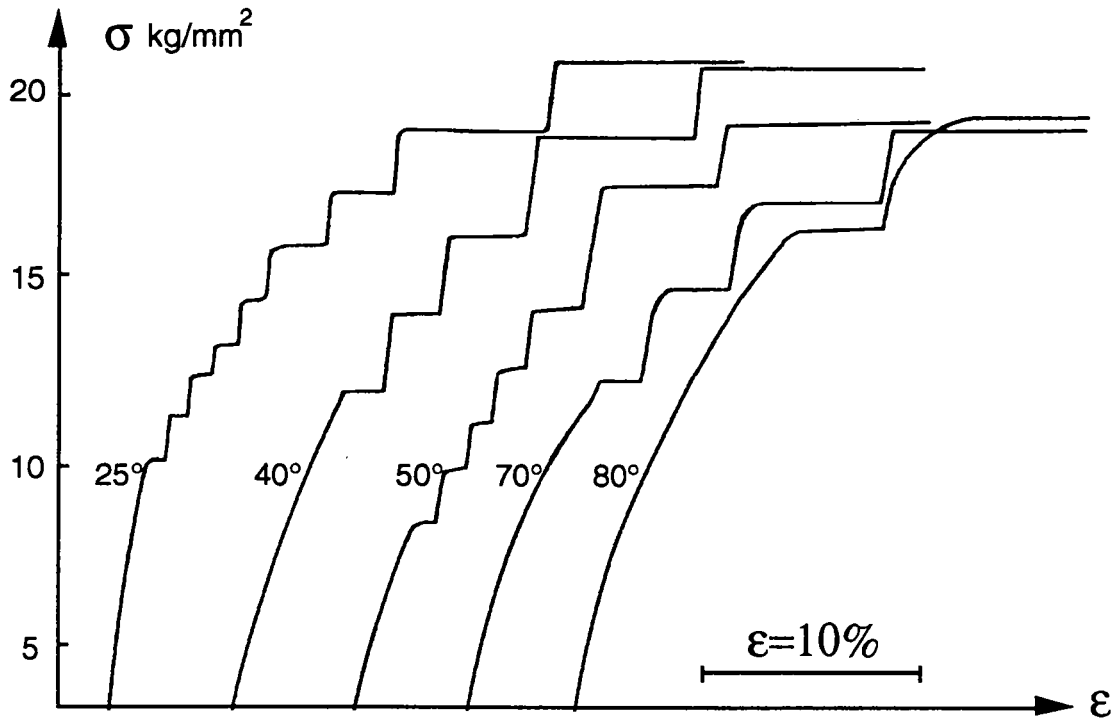


Figure 11 Courbe de traction sur machine molle pour un Al-3% Mg à différentes températures et à vitesse de chargement égale à $9,33 \text{ g/mm}^2/\text{s}$ [43].

3-3-2 Déformations critiques de l'effet PLC

Plusieurs études du phénomène PLC montrent que l'apparition des marches en machine molle ou des décrochements sur machine dure est généralement précédée d'une certaine déformation critique ϵ_c .

Dans certains cas on observe que ces marches ou décrochements disparaissent à une déformation critique plus élevée ϵ'_c .

Plusieurs modèles ont tenté de donner une interprétation à la déformation critique ϵ_c . Le plus ancien est celui de Cottrell [45] dans lequel les atomes mobiles de solutés interagissent avec les dislocations mobiles; ϵ_c correspond à la déformation pour laquelle la vitesse moyenne des dislocations est égale à la vitesse de glissement

du soluté dans le champ de contrainte des dislocations. Ce modèle a été modifié par Sleswyk [46] et McCormick [14] qui ont suggéré que le vieillissement dynamique se produit pendant le temps d'attente des dislocations aux obstacles plutôt que pendant leur mouvement.

Dans ce cas, ϵ_c représente la déformation pour laquelle la diffusion est suffisamment élevée pour saturer la dislocation avec une atmosphère de solutés pendant le temps d'attente. Quand au modèle de Van Den Beukel [26], bien qu'il soit basé sur le même type d'interaction solutés-dislocations, il définit ϵ_c comme la déformation à laquelle la sensibilité à la vitesse $S = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \text{Ln} \dot{\epsilon}} \right)_\epsilon$ devient négative.

Kubin et Estrin [47] ont pris la même définition de ϵ_c que Van Den Beukel [26] et ont développé un modèle basé sur la dépendance des densités de dislocations mobiles ρ_m et de dislocations de forêts ρ_f vis-à-vis de la déformation. Dans ce modèle, la sensibilité à la vitesse S dépend de ρ_m et ρ_f , et donc de ϵ , par l'intermédiaire d'un paramètre Ω ($\Omega = b \frac{\rho_m}{\rho_f^{1/2}}$, où b est le vecteur de Burgers), qui représente l'incrément de déformation élémentaire obtenu quand toutes les dislocations mobiles accomplissent un pas d'activation jusqu'à l'obstacle suivant. Dans ce but, S a été considérée comme la somme de deux contributions:

$$S = S_0 + S_{VD} \quad (28)$$

S_0 étant la sensibilité à la vitesse en l'absence de vieillissement dynamique (supposée constante) et S_{VD} étant la contribution du vieillissement dynamique. Celui-ci est représenté par une composante f de la contrainte dû à l'interaction soluté-dislocation:

$$S_{VD} = (\partial f / \partial \text{Ln} \dot{\epsilon})_\epsilon = -df / d \text{Ln} t_w \quad (29)$$

où t_w est le temps d'attente moyen des dislocations aux obstacles (t_w est d'autant plus élevé que $\dot{\epsilon}$ est plus faible). Louat [48] a proposé l'expression suivante de f :

$$f = f_0 \left[1 - \exp \left\{ - (t_w / \tau_0)^{2/3} \right\} \right] \quad (30)$$

où f_0 représente l'augmentation maximale de la contrainte associée au vieillissement dynamique, et τ_0 est le temps caractéristique de diffusion. En utilisant les relations (28), (29) et (30) et la loi d'Orwan, Kubin et Estrin [47] ont déduit l'expression de S:

$$S = S_0 - df/d\text{Ln}\{\Omega(\epsilon)/\dot{\epsilon}\} \quad (31)$$

D'après (31), S est fonction de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température. A $\dot{\epsilon}$ et T données, la condition $S=0$ permet de connaître les déformations critiques pour lesquelles l'effet PLC apparaît ou disparaît. Le nombre de solutions de $S=0$ est compris entre 0 et 4. La figure 12 illustre le cas particulier où on obtient deux déformations critiques: ϵ_c pour l'initiation des décrochements et ϵ'_c pour leur disparition.

Sur la figure 12, Ω_1 et Ω_2 correspondent aux valeurs de Ω pour lesquelles S devient nulle. L'effet PLC existe donc dans les domaines où la courbe $\Omega(\epsilon)$ rencontre la bande limitée par les horizontales $\Omega = \Omega_1$ et $\Omega = \Omega_2$.

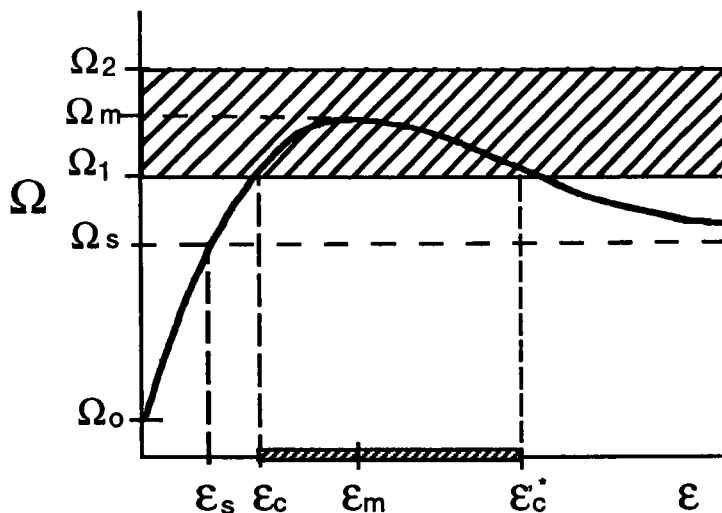


Figure 12 Détermination des déformations critiques à partir de la courbe $\Omega = \Omega(\epsilon)$. [47].

Quand T et $\dot{\epsilon}$ varient, le profil de la courbe $\Omega(\epsilon)$ et les valeurs critiques Ω_1 et Ω_2 changent. Par conséquent, plusieurs "scénarios" sont possibles. La figure 13 illustre ces "scénarios" quand $\dot{\epsilon}$ augmente ou T diminue [47].

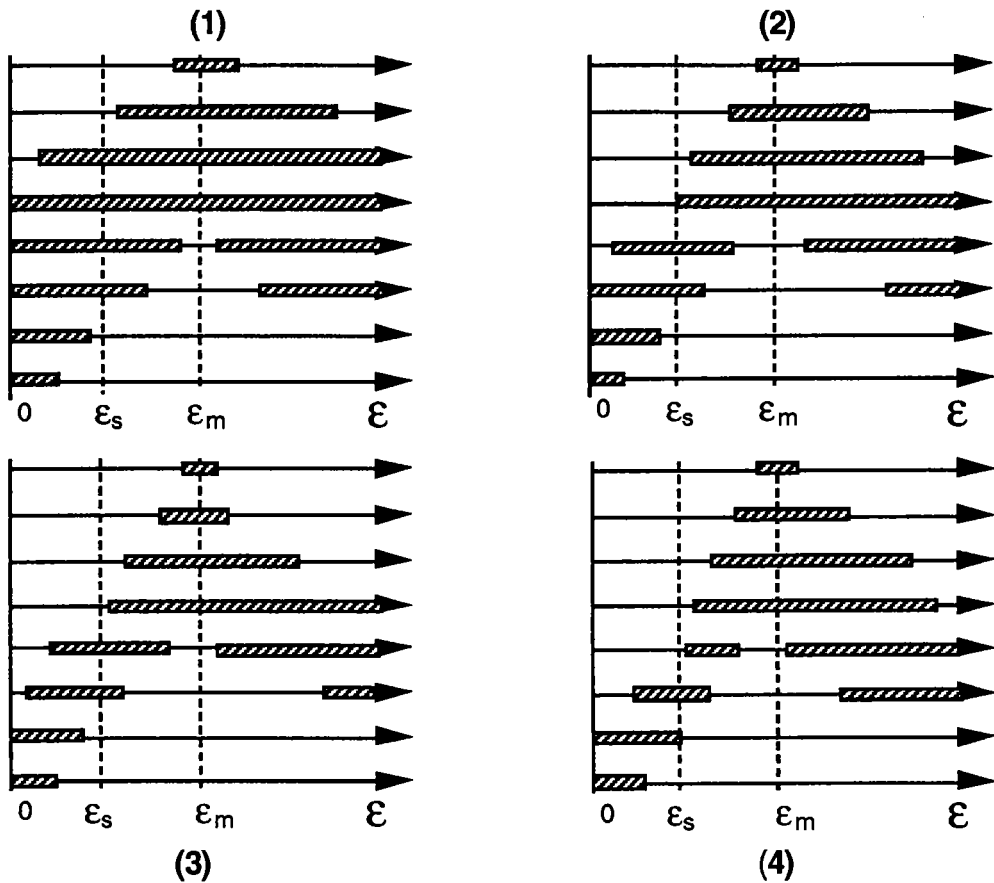


Figure 13 Les quatre "scénarios" possibles montrant la dépendance des déformations critiques vis-à-vis de la vitesse de déformation (ou de la température). $\dot{\epsilon}$ croît (ou T décroît) de bas en haut. Les parties hachurées correspondent aux domaines d'existence du PLC ($S < 0$) [47].

Le modèle de Kubin et Estrin [47] a permis de définir jusqu'à quatre déformations critiques. Cependant, il est très difficile de les observer toutes expérimentalement parce que les intersections de la branche descendante de la courbe $\Omega(\epsilon)$ avec le domaine (Ω_1, Ω_2) sont

généralement rejetées à de très grandes déformations, largement supérieures aux déformations de rupture en traction.

La figure 14 montre les résultats d'essais de traction effectués sur l'alliage Cu-3.3% Sn [49], à 255 °C pour différentes vitesses de déformation.

Les courbes de traction présentent deux domaines différents d'existence du PLC qui s'élargissent et tendent l'un vers l'autre quand $\dot{\epsilon}$ augmente. Le même comportement est observé pour des essais de traction à $\dot{\epsilon} = 6,5 \cdot 10^{-5} \text{s}^{-1}$ pour des températures allant de 250 °C à 270 °C [49].

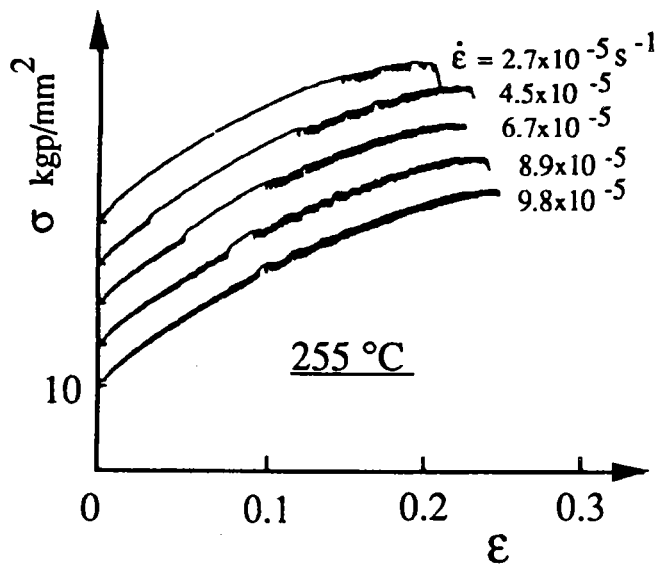


Figure 14 Courbes de traction présentant deux domaines distincts d'existence du PLC pour l'alliage Cu-3.3%at.Sn à 255°C et pour différentes vitesses de déformation[49].

La plupart des études expérimentales [21,34,50,51] montrent que la variation des déformations critiques en fonction de $\dot{\epsilon}$ (ou T) présente en général un minimum (figure 15), c'est-à-dire qu'aux vitesses élevées (ou basses températures) ϵ_c croît en fonction de $\dot{\epsilon}$, alors qu'aux faibles vitesses (ou températures élevées) ϵ_c décroît. La branche à pente positive est interprétée par le processus

diffusionnel agissant pendant le vieillissement dynamique. En effet, quand $\dot{\epsilon}$ croît t_w décroît, ce qui nécessite une déformation critique plus élevée pour que la diffusion du soluté au niveau des dislocations soit efficace. Quant à la branche à pente négative (ou effet PLC inverse), elle est associée à une précipitation au cours de la déformation; en particulier, la formation de zones GP peut être efficace pour retarder l'apparition de l'effet PLC [50,51].

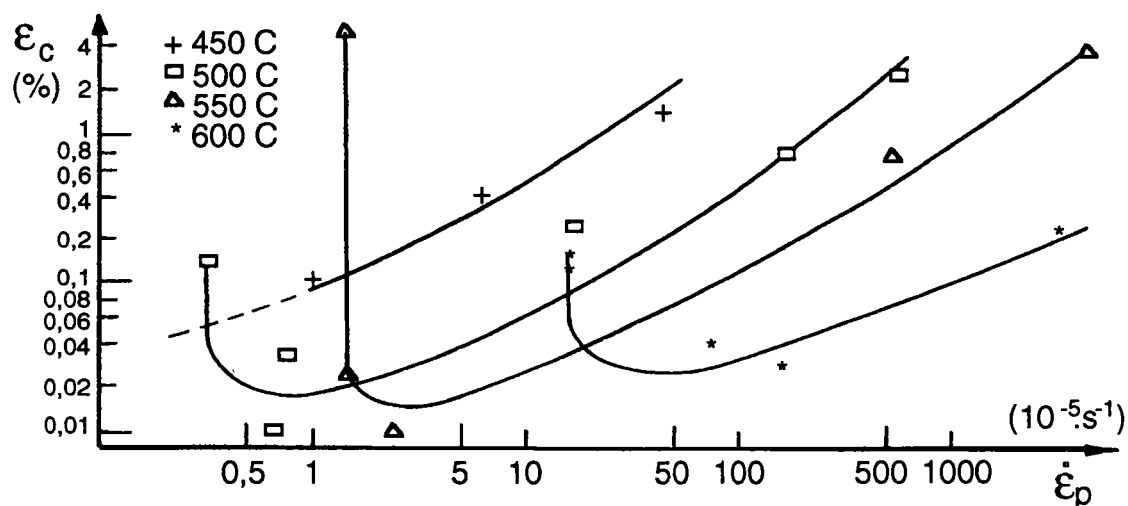


Figure 15 Variation de ϵ_c en fonction de $\dot{\epsilon}$ à température constante.

Dans un travail récent, Bréchet et Estrin [58] ont proposé un modèle pour expliquer le comportement inverse des déformations critiques pour l'apparition de l'effet PLC. Ce modèle est basé sur la prise en compte du phénomène de précipitation se produisant dans des alliages sursaturés.

La figure [16] illustre les différents comportements des déformations critiques vis à vis de la vitesse de déformation et de la température, en fonction de la position du point représentatif de l'alliage par rapport à la courbe de solubilité limite du diagramme d'équilibre.

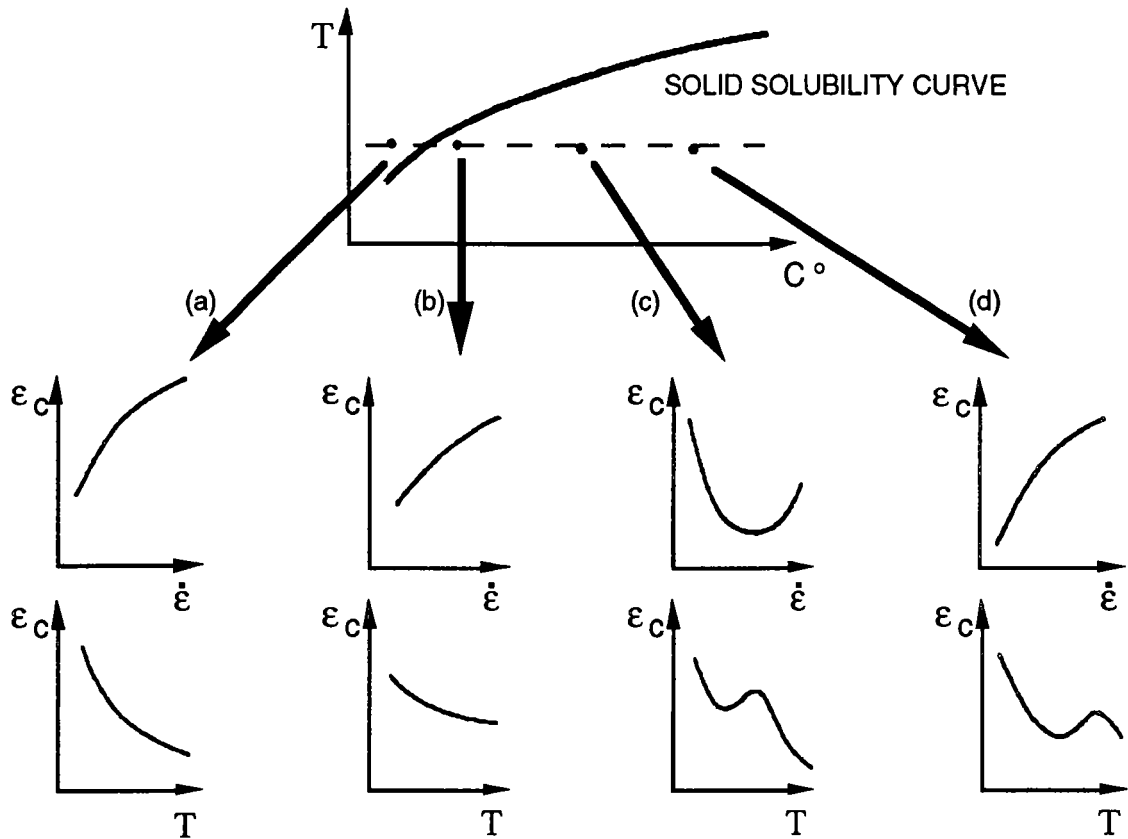


Figure 16 Illustration des différents comportements de la déformation critique ϵ_c selon la position du point représentatif de l'alliage par rapport à la courbe de solubilité limite du diagramme d'équilibre: (a) matériau sans précipitation; (b) précipitation hétérogène au niveau des dislocations; (c) précipitation homogène dans le matériau; (d) précipitation homogène dans un alliage très sursaturé [58].

3-3-3 Bandes de déformation PLC

Les expériences effectuées sur le phénomène PLC montrent que le processus de déformation est hétérogène et consiste en l'initiation locale et la propagation de bandes de déformation le long de l'éprouvette. L'aspect et les caractéristiques de ces bandes dépendent à la fois du type de machine de traction utilisée et de paramètres expérimentaux, tels que la température, la vitesse de déformation ou de chargement et le taux de déformation.

a- Aspects des bandes PLC

Les bandes PLC peuvent s'initier partout le long de l'éprouvette chaque fois qu'il y a une zone de concentration de contrainte (congés de l'éprouvette...) ou une zone de fort gradient de déformation (zone d'arrêt d'une autre bande...) [21].

Une bande PLC présente deux fronts bien prononcés, un en avant et un autre en arrière. Ces fronts correspondent à des sauts de vitesse de déformation et traversent l'éprouvette à une vitesse constante [1,36]. Les valeurs données dans la littérature pour l'inclinaison des bandes PLC, dans des éprouvettes plates, varient entre 55° et 60° par rapport à l'axe de traction [24].

La propagation des bandes PLC peut être continue ou discontinue selon le type de machine utilisée. Dans une machine molle, la bande se propage de manière continue le long de l'éprouvette. Dans une machine dure, la discontinuité de déformation associée à la bande entraîne une diminution de la charge, ce qui provoque un arrêt de la propagation de la bande quand la contrainte appliquée devient inférieure à une valeur critique; la propagation ne reprend que lors de la remise en charge [25].

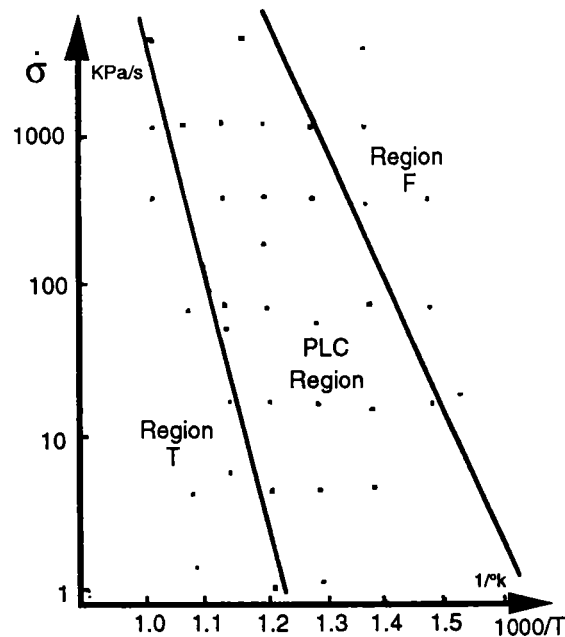


Figure 17 Limites du domaine PLC en fonction de la température et de la vitesse de chargement $\dot{\sigma}$ [52].

Aux hautes températures et/ou faibles vitesses de chargement (zone T, figure 17), et dans le domaine des basses températures et/ou grandes vitesses de chargement (zone F, figure 17), la déformation plastique apparaît uniforme macroscopiquement et la courbe de traction est lisse.

Dans le domaine du PLC, la déformation plastique est hétérogène à l'échelle macroscopique avec des bandes de déformation se propageant le long de l'éprouvette. Au voisinage de la limite F, l'effet PLC se manifeste par une seule bande qui traverse l'éprouvette. Par contre, près de la frontière T, plusieurs bandes peuvent s'initier dans différents endroits de l'échantillon; ces bandes se propagent rapidement et disparaissent pour réapparaître de nouveau dans une autre section de l'éprouvette [52].

b- Déformation contenue dans la bande ϵ_B

La déformation liée au phénomène PLC est hétérogène et se concentre dans une ou plusieurs bandes. En dehors de ces bandes, il se produit très peu de déformation.

La déformation ϵ_B contenue dans une bande peut être mesurée à l'aide d'un extensomètre ou d'une jauge de déformation (figure 18).

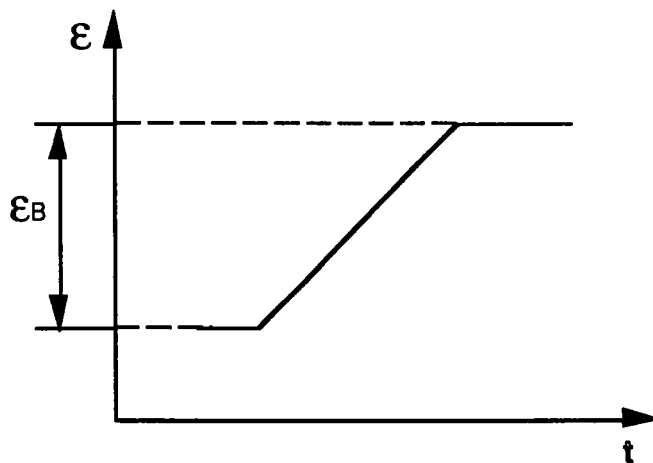


Figure 18 Évolution de la déformation ϵ lors du passage d'une bande PLC.

Plusieurs auteurs [21,28,34,53,54] ont trouvé que ϵ_B croît en fonction de la déformation ϵ (figure 19). Karimi [21] a expliqué cette augmentation de ϵ_B par le fait que le nombre de dislocations désancrées lors du passage d'une bande croît. Il a montré que l'influence de la température sur ϵ_B est assez complexe et dépend du taux de déformation considéré. Par contre, l'effet de $\dot{\sigma}$ est plus net, ϵ_B croît lorsque $\dot{\sigma}$ diminue.

D'autres paramètres influent sur ϵ_B . McCormick et al. [53] ont montré que ϵ_B croît lorsque le diamètre de grain ou la rigidité de la machine de traction diminuent. Wijler et al. [55] ont trouvé que ϵ_B croît lorsque la vitesse de traverse d'une machine dure augmente.

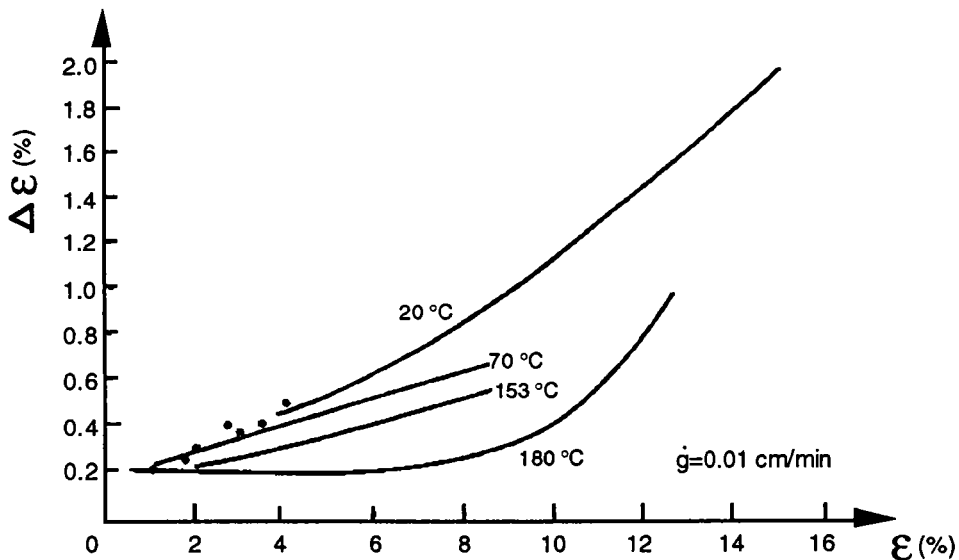


Figure 19 Variation de ϵ_B en fonction ϵ [56].

c- Vitesse de déformation dans la bande $\dot{\epsilon}_B$

Une bande PLC peut être assimilée à un profil de vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_B$ se propageant le long de l'éprouvette (figure 20).

Les expériences effectuées sur plusieurs matériaux présentant le phénomène PLC [21,34,53,56] montrent que $\dot{\epsilon}_B$ croît en fonction de la déformation et de la température, mais décroît avec la vitesse de chargement (figures 21 a,b).

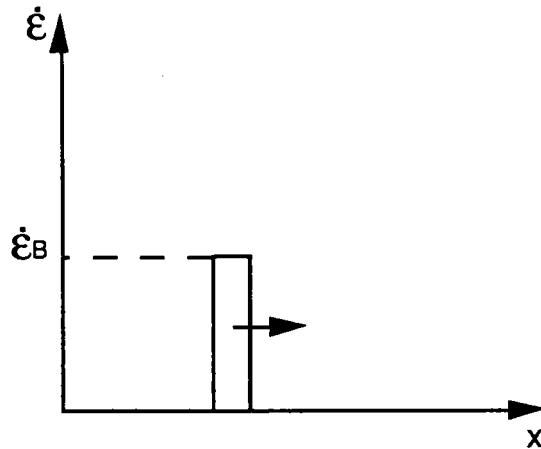


Figure 20 Schéma montrant la propagation d'une bande PLC assimilée à un profil de vitesse [34].

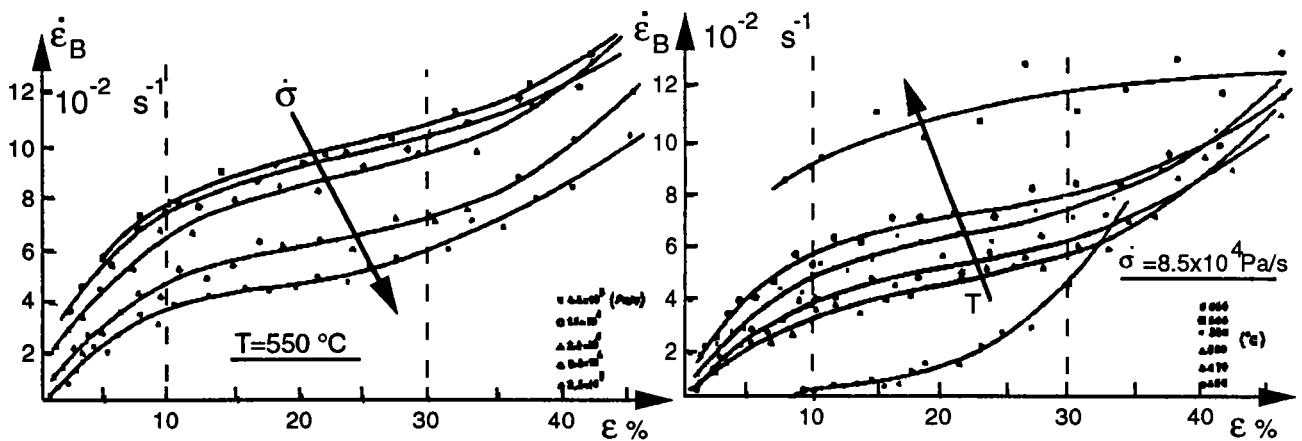


Figure 21a Variation de $\dot{\epsilon}_B$ en fonction de ϵ à T et $\dot{\sigma}$ fixées[21].

d- Vitesse de propagation des bandes: V_B

Les expériences montrent que V_B reste pratiquement constante pendant la propagation le long de l'éprouvette, sauf pour les basses températures où la consolidation du matériau tend à les freiner, et

pour les vitesses de chargement élevées où la recharge en cours de propagation tend à les accélérer[21].

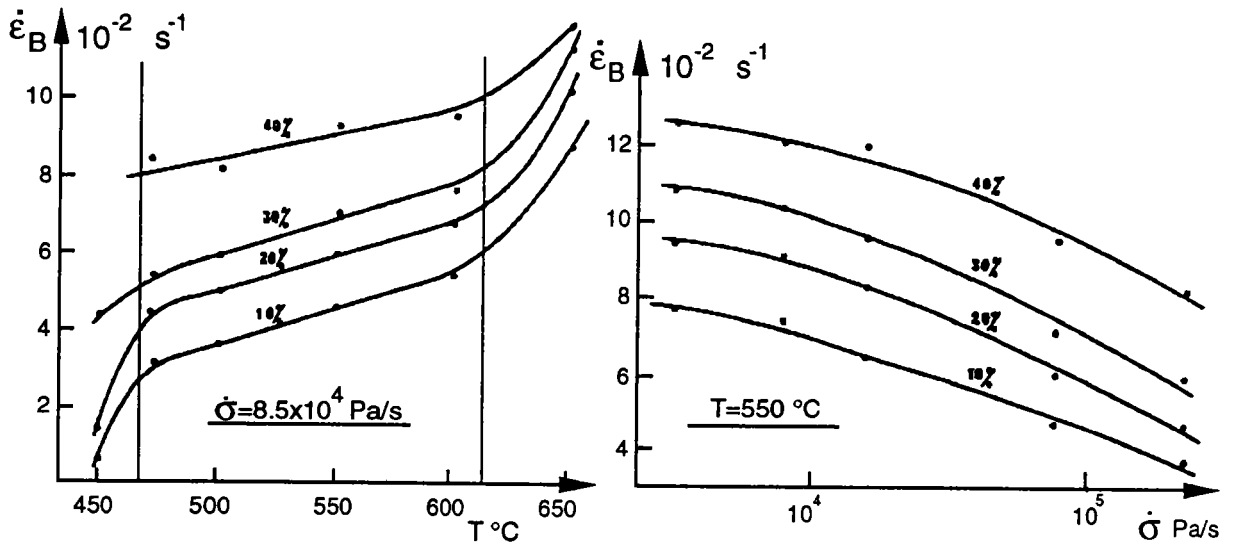


Figure 21b Variation de $\dot{\epsilon}_B$ en fonction de la température et de la vitesse de contraintes[21].

Karimi et Blanc [21,34] ont montré que la variation de V_B en fonction de la déformation passe par deux stades. L'évolution de V_B dans le premier stade est beaucoup plus rapide que dans le deuxième (figure 22).

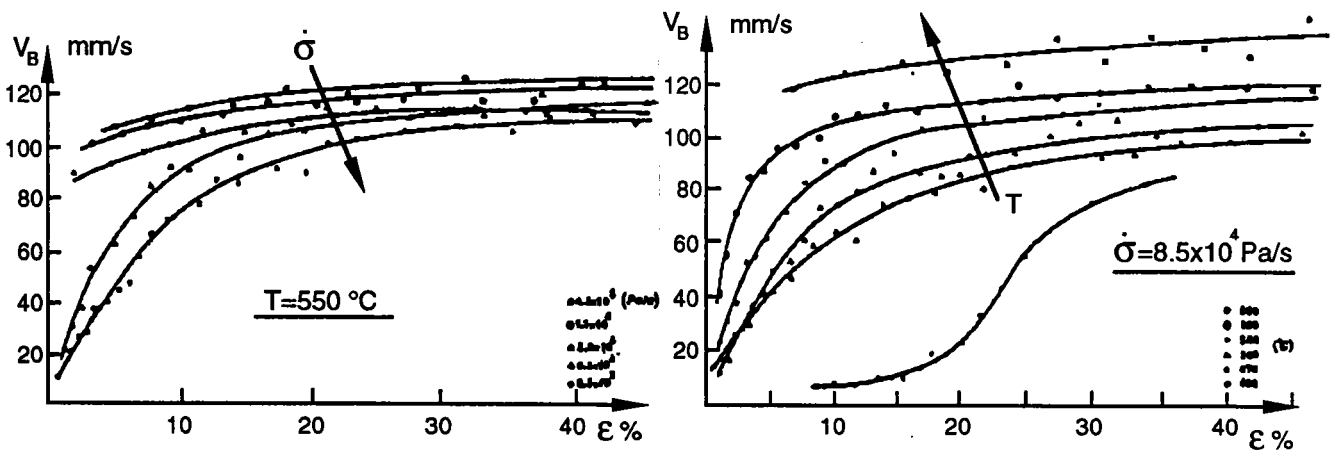


Figure 22 Évolution de la vitesse de propagation des bandes sur machine molle en fonction de la déformation [21].

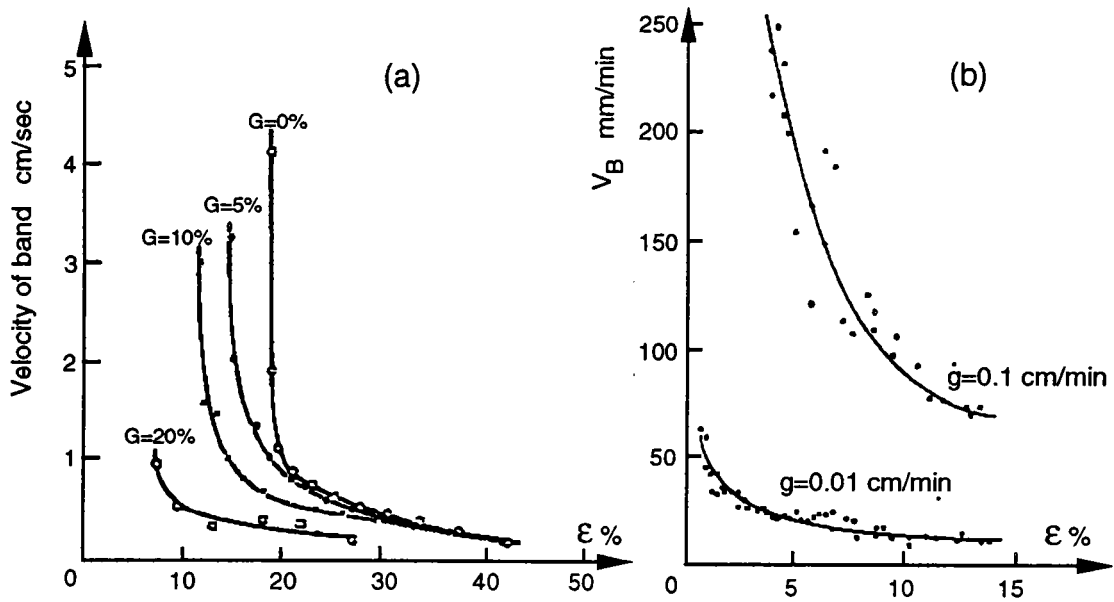


Figure 23 Variation de V_B en fonction de ϵ pour deux alliages
 a) Cu-Zn [28]. b) Au-Cu [56].

D'autres auteurs [25,28,56] ont trouvé une évolution de V_B en fonction de ϵ contraire à celle de Karimi [21] (figures 23 a,b). L'influence de la vitesse de chargement $\dot{\sigma}$ et de la température T sur V_B a été étudiée expérimentalement par plusieurs chercheurs. Karimi et Blanc [21,34] ont trouvé que V_B diminue en fonction de $\dot{\sigma}$ et croît avec T (figure 24).

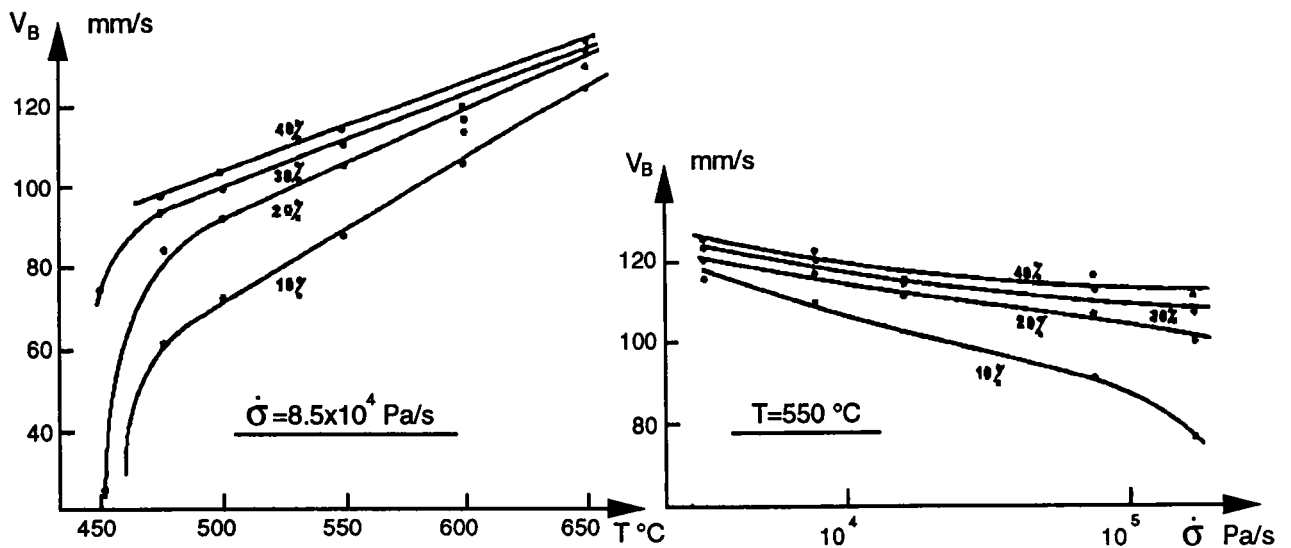


Figure 24 Variation de V_B en fonction de T et de $\dot{\sigma}$ pour l'inconel 316L.

Les variations de V_B en fonction de $\dot{\sigma}$ de la figure 24 sont en contradiction avec les résultats expérimentaux de McCormick et al. [53].

e- Largeur de bande: L_B

McCormick [53] a utilisé une machine dure pour la détermination des largeurs de bandes L_B . Il a trouvé que L_B diminue légèrement en cours de déformation puis se stabilise à une valeur L_{B0} (figure 25). Les valeurs de L_{B0} augmentent avec la vitesse de déformation [55,56] et le diamètre de l'éprouvette [53].

Les études des bandes effectuées sur l'inox 316 par Blanc [34], montrent que L_B reste pratiquement constante en cours de déformation. Blanc explique ce résultat par le fait que la largeur de bande représente une zone de compatibilité des déformations et constitue donc une caractéristique du matériau.

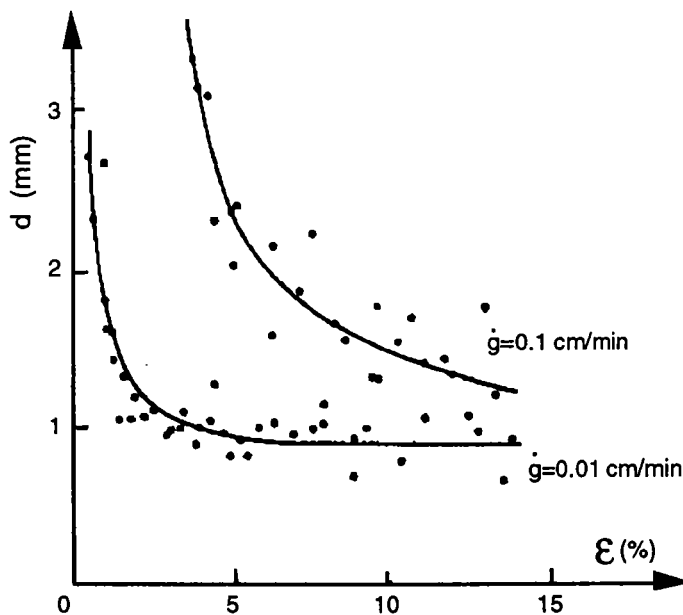


Figure 25 Variation de L_B en fonction de ϵ pour différentes vitesses de traverse [56].

4 CONCLUSION

Nous avons rappelé dans cette étude, les différentes instabilités plastiques observées lors de la déformation des matériaux métalliques. L'instabilité Portevin-Le Chatelier (PLC), associée à une anomalie de la sensibilité à la vitesse de la déformation, a été ensuite étudiée plus en détail. Les aspects à la fois microscopiques et macroscopiques du PLC sont soulignés, et les modèles théoriques proposés dans la littérature sont rappelés.

L'examen des résultats expérimentaux relatifs aux caractéristiques des bandes PLC (déformation et vitesse de déformation dans les bandes, largeur et cinétique des bandes...) fait apparaître des contradictions notamment en ce qui concerne les variations des vitesses de propagation des bandes, qui peuvent augmenter ou diminuer avec la vitesse de chargement. L'existence de ces résultats contradictoires et relativement peu nombreux, ont suscité un intérêt nouveau et justifie une étude expérimentale des bandes de déformation associées au phénomène PLC.

Pour une meilleure comparaison des résultats expérimentaux avec les modèles théoriques qui tentent de rendre compte du phénomène PLC, les essais à vitesse de contrainte imposée ($\dot{\sigma}=\text{constante}$) sur une machine de traction souple, semblent plus appropriés. Aussi des essais de ce type effectués à différentes valeurs de $\dot{\sigma}$ et à différentes températures, constituent l'essentiel du travail expérimental réalisé dans le cadre de cette thèse.

CHAPITRE II
CONDITIONS ET
TECHNIQUES
EXPÉRIMENTALES

CONDITIONS ET TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

1 MATÉRIAUX ÉTUDIÉS

L'étude a porté sur deux alliages d'Aluminium-Magnésium l'AG3 et l'AG5 dont les compositions chimiques sont :

AG3 : Al-2.03%Mg-1.13%Cu-0.95%Zn

AG5 : Al-4.36%Mg-1.37%Cu-0.93%Zn

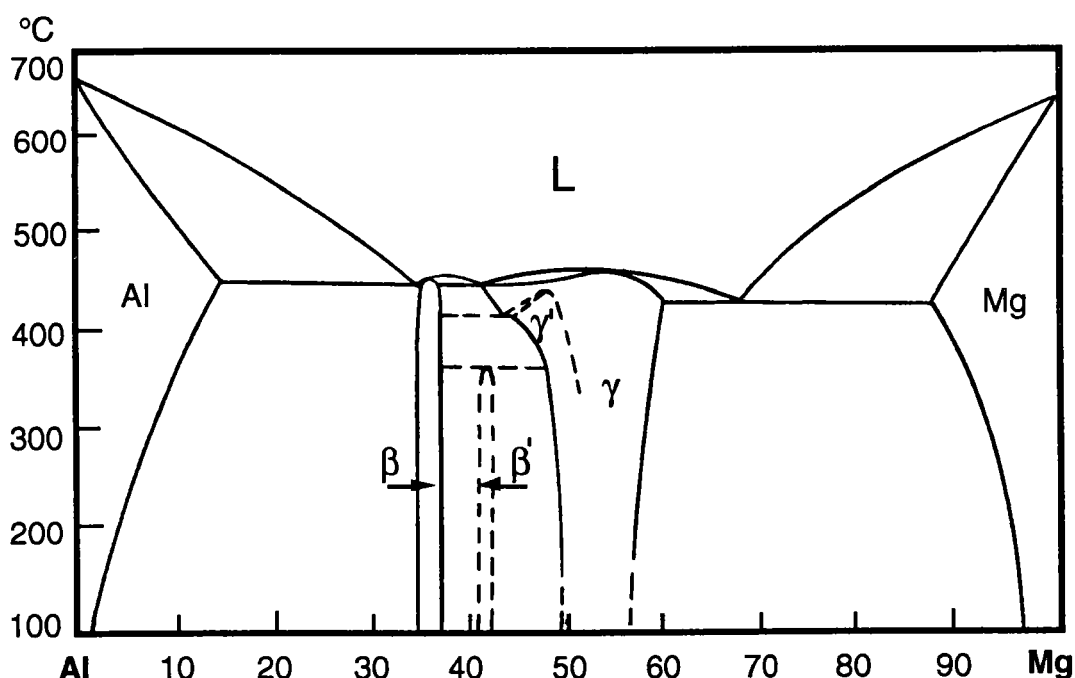


Figure 1 Diagramme d'équilibre Aluminium-Magnésium [59].

Le diagramme d'équilibre des alliages Aluminium-Magnésium (Al-Mg) est reproduit sur la figure 1 [59]. On observe que la solubilité du magnésium dans la phase α est de 2% à la température ambiante mais de près de 15% à 450°C. Cependant, au dessus de 5% de magnésium, la solution solide obtenue après traitement d'homogénéisation et trempe, est généralement instable avec précipitation de la phase β . C'est pour cette raison que la teneur en magnésium est limitée à 5% dans les alliages Al-Mg.

Une bonne aptitude de la déformation à chaud ajoutée à une facilité de soudage et à une grande résistance à la corrosion, confèrent à ces alliages des propriétés intéressantes et un large éventail d'utilisation.

2 ÉPROUVETTE ET TRAITEMENT THERMIQUE

Le matériau se présente sous forme de tôles d'épaisseur 3 mm, qui sont laminées à froid jusqu'à une épaisseur d'environ 0.6mm. Les éprouvettes de forme géométrique indiquée sur la figure 2, sont prélevées dans le sens long.

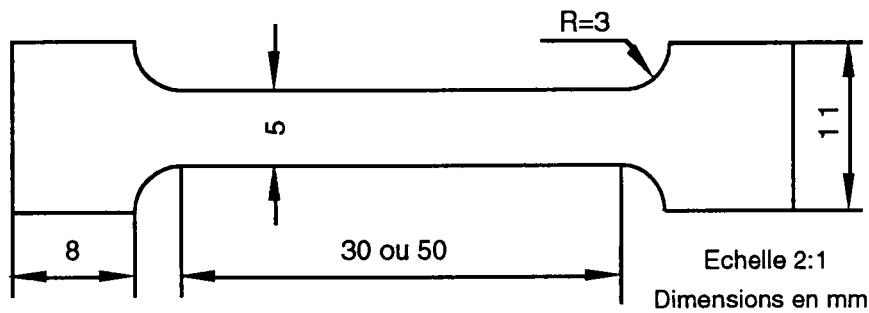


Figure 2 Géométrie des éprouvettes utilisées.

Les éprouvettes subissent après usinage, un traitement thermique de recuit d'homogénéisation à 460°C pendant 3 heures, suivi d'un refroidissement à l'air. Pour éviter l'appauvrissement en magnésium, le traitement thermique est effectué sous atmosphère d'argon après vide primaire dans le four.

Les figures 3 (a-b-c-d) montrent les dimensions des grains avant et après traitement thermique. Le traitement thermique augmente la taille des grains et rend leur forme plus isotrope en particulier dans l'alliage AG5; la taille moyenne des grains, après traitement thermique, est d'environ 125 μ m et 250 μ m pour respectivement les alliages AG5 et AG3 (figures 3b et 3d). La taille des grains a une grande influence sur le développement du phénomène PLC. Les observations de Fujita [60], montrent qu'il existe une relation de type PETCH ($\Delta\sigma \propto 1/\sqrt{d_g}$) entre les amplitudes $\Delta\sigma$ de contraintes associées aux instabilités PLC et d_g la taille des grains (figure 4).

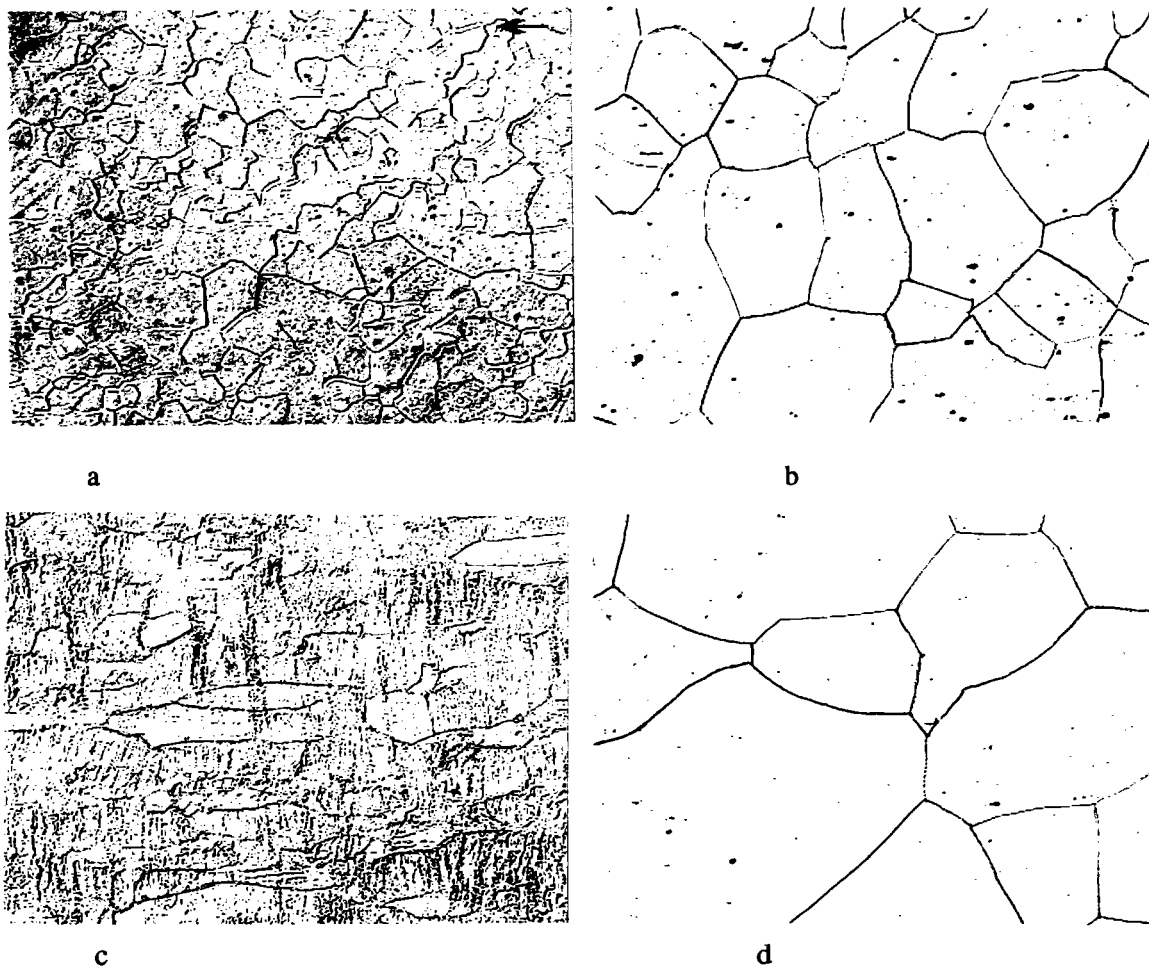


Figure 3 a- AG3 initial b- AG3 après recuit
c- AG5 initial d- AG5 après recuit.

100 μm

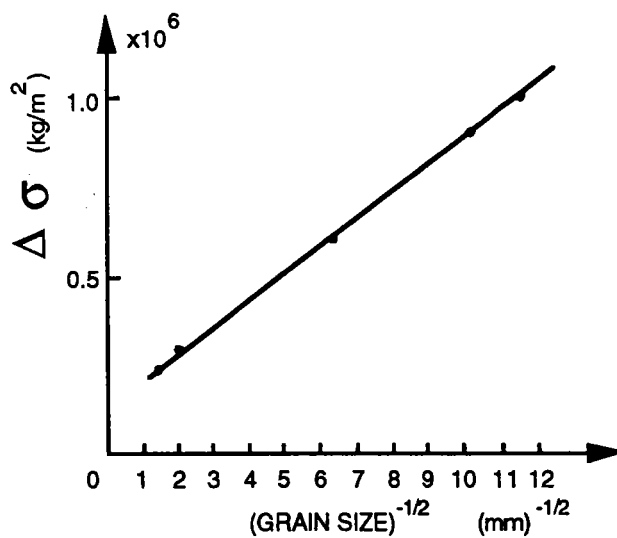


Figure 4 Amplitude des instabilités($\Delta\sigma$)
en fonction de la taille des grains [60].

3 DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL ET CONDITIONS D'ESSAIS

Les essais de traction ont été effectués sur machine dure et sur machine souple. Dans le premier cas, il s'agit de machine de traction classique où l'on impose une vitesse de traverse constante V_t à l'éprouvette de longueur utile L . La vitesse de déformation totale imposée $\dot{\epsilon}_a$ est :

$$\dot{\epsilon}_a = \frac{V_t}{L} = \dot{\epsilon} + \frac{\dot{\sigma}}{M}$$

où $\dot{\epsilon}$ est la déformation plastique de l'éprouvette et M le module d'élasticité de l'ensemble du dispositif expérimental (machine et éprouvette). La machine étant nettement plus rigide que l'éprouvette d'aluminium, M est proche du module d'Young de l'aluminium.

En régime permanent : $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_s$ et $\dot{\sigma} = h\dot{\epsilon}_s$, où h est le taux d'écrouissage, et $\dot{\epsilon}_a$ s'écrit alors :

$$\dot{\epsilon}_a = \frac{h + M}{M} \dot{\epsilon}_s$$

Dans le cas d'une machine dure $M \gg h$ et par conséquent $\dot{\epsilon}_s \approx \dot{\epsilon}_a$.

Les vitesses de déformation étudiées varient de $6.7 \cdot 10^{-6} \text{s}^{-1}$ à $1.7 \cdot 10^{-2} \text{s}^{-1}$.

L'ensemble du dispositif expérimental peut être assoupli en plaçant un ressort monté en série avec l'éprouvette; dans ce cas la machine de traction est dite douce ou souple (figure 5a).

Deux ressorts de rigidités respectives 6.25 N/mm et 35.5 N/mm ont été utilisés pour effectuer des essais de traction en machine douce. Lorsqu'on opère à vitesse de traverse constante, l'éprouvette est sollicitée à $\dot{\sigma}$ constant. L'intervalle de vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ étudié est compris entre $7.6 \cdot 10^{-4} \text{MPa/s}$ et 54MPa/s .

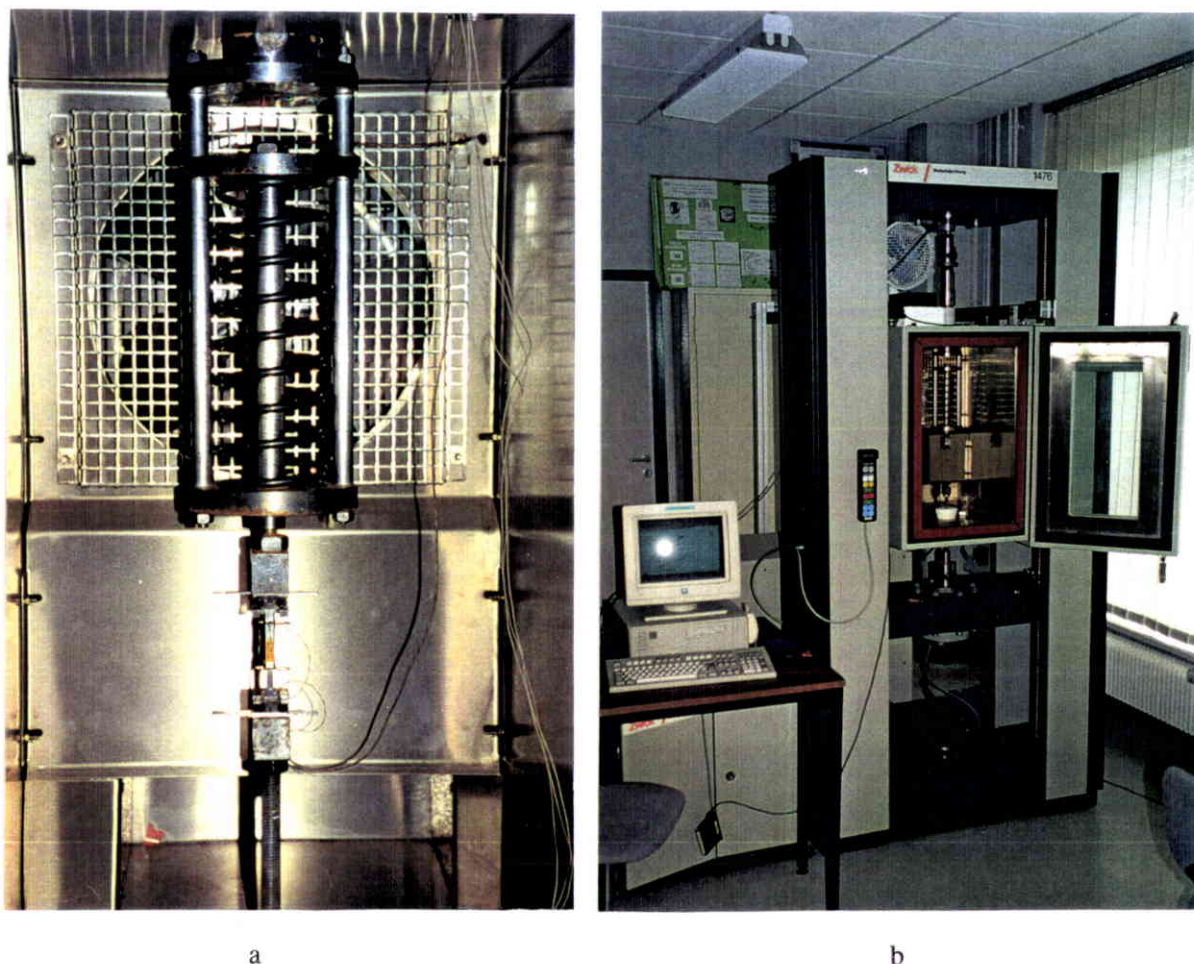


Figure 5 Montage en machine douce.

Les températures d'essais varient de -60°C à $+100^{\circ}\text{C}$. Une enceinte thermique montée sur la machine (figure 5b), permet d'effectuer des essais dans cet intervalle de température. Compte tenu des gradients de température dans cette enceinte, un thermocouple a été placé tout près de l'éprouvette pour permettre la régulation de sa température.

Afin de minimiser les effets d'échauffement dans le cas des vitesses de déformation importantes, des essais ont également été effectués dans un bain thermostaté aux huiles de silicone. Un montage inversé a été utilisé pour ce type d'essai.

4 MÉTHODOLOGIE DE MESURE

Le phénomène Portevin-Le Chatelier se manifeste par des bandes de déformation qui prennent naissance près d'une zone de

concentration de contrainte et se propagent à travers l'éprouvette. Nous avons cherché à caractériser ces bandes de déformation en mesurant leurs vitesses de propagation, les déformations qu'elles contiennent, leurs vitesses de déformations et leurs largeurs. Pour mesurer toutes ces grandeurs, un montage en série de deux jauges a d'abord été utilisé. Les signaux fournis par les jauges sont visualisés sur un oscilloscope et mémorisés; un enregistrement-type est représenté sur la figure 6.

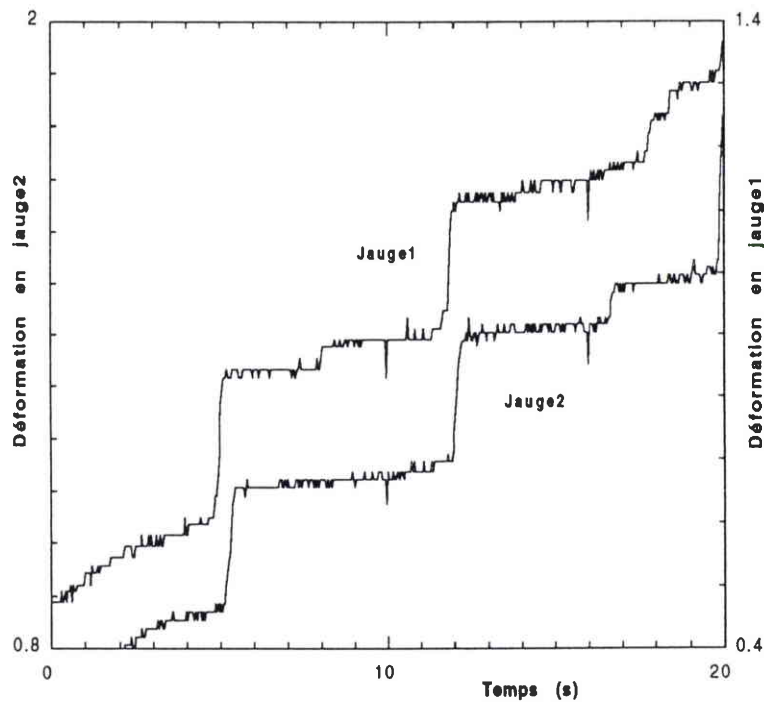


Figure 6 Visualisation sur oscilloscope des signaux délivrés par les jauges.

La vitesse de bande V_b est ensuite calculée comme suit:

$$V_b = \frac{d}{\Delta t_1}$$

où d est la distance séparant les deux jauges collées sur l'éprouvette et Δt_1 est le temps mis par la bande pour parcourir la distance séparant les deux jauges. La mesure du temps Δt_2 de traversée de la

jauge par la bande permet de mesurer également la largeur de bande L_b .

Cette méthode s'est cependant révélée très vite coûteuse et nous a posé des problèmes liés au collage des jauges. En effet, bien que les jauges soient de grandes déformations, elles ont tendance à se décoller au-delà de 10 à 12% de déformation, en particulier pour les essais sous température élevée. De plus, les résultats obtenus, notamment en ce qui concerne les largeurs de bandes, sont peu reproductibles.

Par la suite nous avons utilisé un extensomètre à lames, fixé à l'éprouvette par des couteaux. La mesure des vitesses V_b et des largeurs L_b des bandes sont obtenues à partir de :

$$V_b = \frac{L_j}{\Delta t} \quad \text{et} \quad L_b = \frac{V_b}{2} [(t_2 - t_1) + (t_4 - t_3)]$$

où L_j est la distance séparant les couteaux de l'extensomètre et Δt le temps mis par la bande pour parcourir cette distance. Le repérage des temps t_1, t_2, t_3 et t_4 lors du passage d'une bande est indiqué schématiquement sur la figure 7.

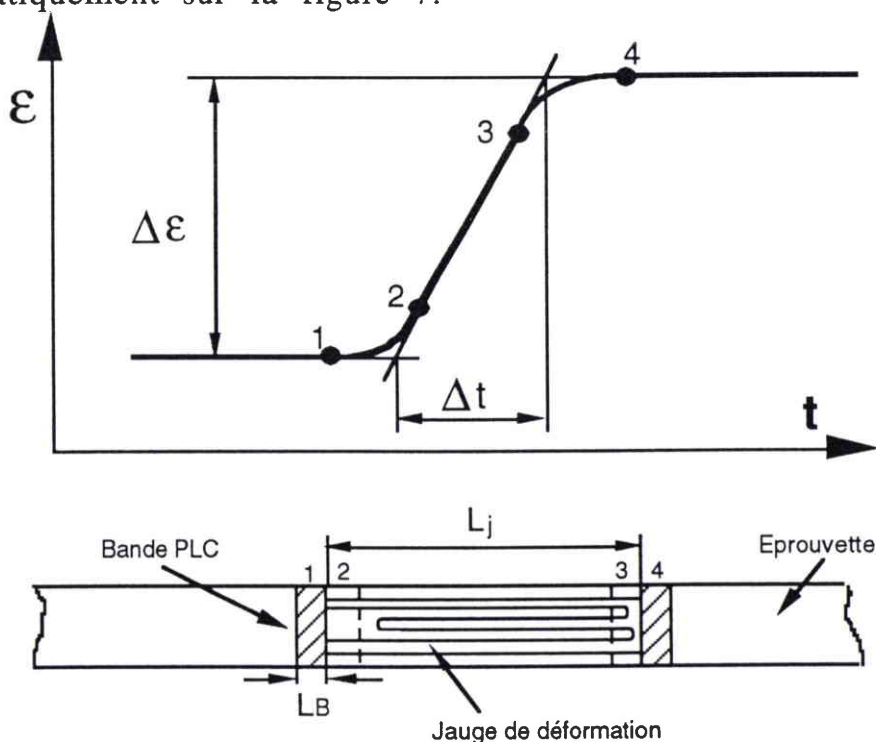


Figure 7 Variation de la déformation lors du passage d'une bande.

Les résultats déterminés en utilisant l'extensomètre se sont avérés tout à fait comparables à ceux obtenus par l'utilisation des jauges et bien mieux reproductibles.

Au début, les éprouvettes testées avaient une longueur utile de 50mm, supérieure à la distance entre les couteaux de l'extensomètre. De ce fait, l'amorçage des bandes pouvait se produire, soit près des congés de l'éprouvette, soit près des couteaux de l'extensomètre; ces couteaux qui jouent le rôle de site privilégié pour l'initiation des bandes, peuvent également les arrêter momentanément. Pour pallier ces problèmes et faire en sorte que les bandes s'amorcent près des congés de l'éprouvette, nous avons utilisé par la suite des éprouvettes de longueur utile 30mm égale à l'écartement des couteaux de l'extensomètre(figure 8).

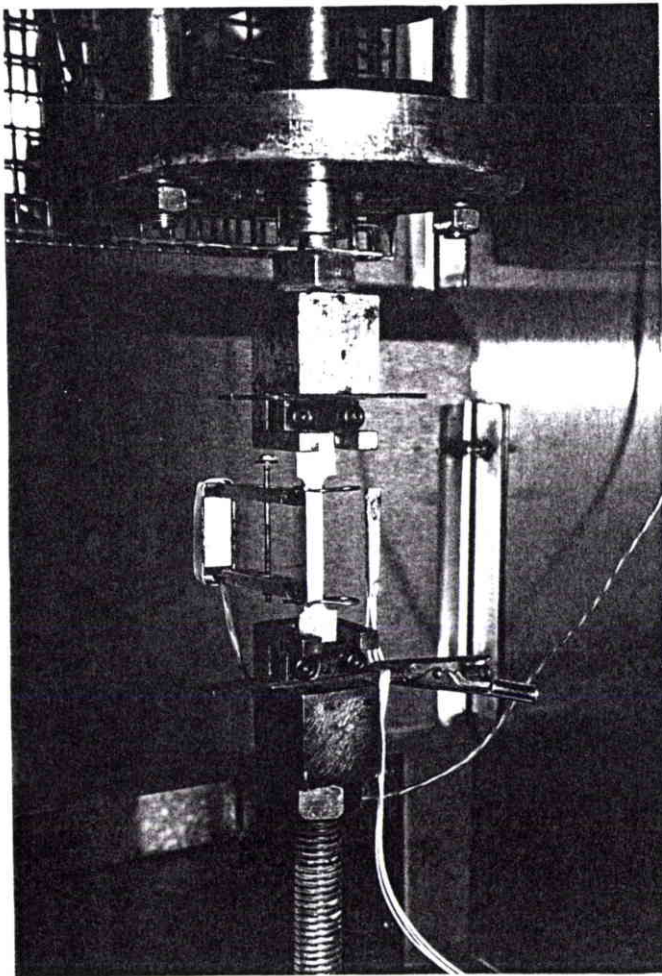


Figure 8 Extensomètre à couteaux monté sur l'éprouvette.

Outre l'enregistrement du signal de l'extensomètre, le système d'acquisition des données utilisant une carte IEEE, permet également de mémoriser le signal de force délivré par la cellule de charge, la température et les déplacements de la traverse de la machine de traction. La rapidité d'acquisition est de 50 mesures par seconde de toutes ces grandeurs. Cependant l'acquisition n'a pas été faite à intervalle de temps constant car cela conduirait à des fichiers de taille déraisonnable pour des essais qui durent plus de $2 \cdot 10^5$ secondes. Les paramètres de contrôle choisis pour l'acquisition sont les variations de contraintes ($\Delta\sigma=0.3$ MPa) et les variations de déformations ($\Delta\varepsilon=0.01\%$). L'ensemble machine de traction et enregistrement des données est piloté par un processeur 486 DX2-66 d'Intel.

CHAPITRE III
RÉSULTATS
EXPÉRIMENTAUX SUR
MACHINE MOLLE

RÉSULTATS SUR MACHINE MOLLE

1 DOMAINE D'EXISTENCE DU PHÉNOMÈNE PLC

Les essais sur machine molle ont été effectués à 5 températures différentes : -60°C , -20°C , 20°C , 60°C et 100°C . Pour chaque température, les vitesses de contrainte $\dot{\sigma}$ varient dans l'intervalle $7.6 \cdot 10^{-4}$ MPa/s à 54 MPa/s. Cet intervalle est imposé à la fois par les vitesses minimum et maximum de la traverse de la machine de traction, et par le choix de la raideur du ressort du dispositif d'essai. On a ainsi pu déterminer les limites en termes de $\dot{\sigma}$, lorsque celles-ci se situaient dans l'intervalle de vitesses de contrainte étudié, du domaine d'existence du phénomène PLC. La figure 1 reproduit dans un diagramme $\text{Log } \dot{\sigma} - 1/T$, les résultats obtenus pour des essais de traction poursuivis jusqu'à la rupture des éprouvettes; les flèches indiquent les cas où les limites se situent en dehors de l'intervalle de $\dot{\sigma}$ étudié.

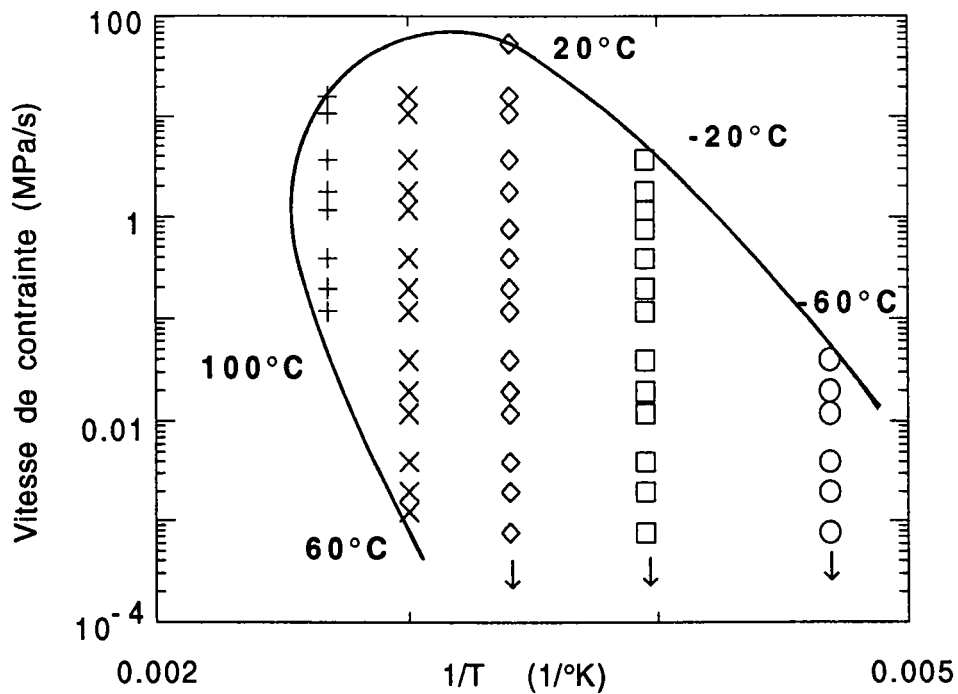


Figure 1 Domaine d'existence de l'effet PLC pour des essais à $\dot{\sigma}$ constant.

Chaque point de la figure 1 représente un essai où la déformation est hétérogène sous forme de bande PLC; les points correspondant à un écoulement plastique homogène, n'ont pas été représentés.

Les bornes du domaine d'existence du phénomène PLC ne paraissent pas rectilignes sur la figure 1 et on observe une fermeture de ce domaine lorsque la température d'essai augmente. Il est donc difficile dans ces conditions, d'associer une énergie d'activation unique pour l'apparition et pour la disparition du PLC comme le suggèrent certains auteurs [14,61,62]. On peut cependant admettre l'existence de plusieurs mécanismes de déformation associés à l'apparition d'un écoulement hétérogène de type PLC.

La frontière inférieure du domaine d'existence du PLC (faibles vitesses et températures élevées) est généralement associée à la transition traînage des dislocations-effet PLC notée frontière T, et la borne supérieure à la transition effet PLC-friction appelée frontière F [34]. Au voisinage de la frontière T, la population des dislocations en traînage est la plus importante, alors que près de la frontière F, c'est la population de dislocations en régime de friction qui devient majoritaire.

2 COURBES DE TRACTION

2-1 Essais à température ambiante ($T=20^{\circ}\text{C}$)

Les résultats des figures 2a et 2b montrent qu'à température ambiante ($T=20^{\circ}\text{C}$), l'effet PLC se manifeste encore pour des vitesses de contrainte atteignant 54 MPa/s et reste très marqué pour la vitesse la plus basse $7.6 \cdot 10^{-4}$ MPa/s; pour représenter plusieurs essais sur la même figure, chaque courbe de traction est décalée de 20 MPa par rapport à la précédente. Les paliers que l'on observe sur les courbes de traction, caractéristiques de ce type d'essai, sont bien définis pour les vitesses de contrainte élevées ($\dot{\sigma} > 1.7$ MPa/s) dans tout l'intervalle de déformation, et pour les vitesses de contrainte faibles ($\dot{\sigma} < 0.039$ MPa/s) à des niveaux de déformation faibles. Ces paliers comportent des stries aux valeurs intermédiaires de la vitesse de contrainte quelque soit le niveau de déformation, et pour les déformations élevées aux faibles vitesses de contrainte.

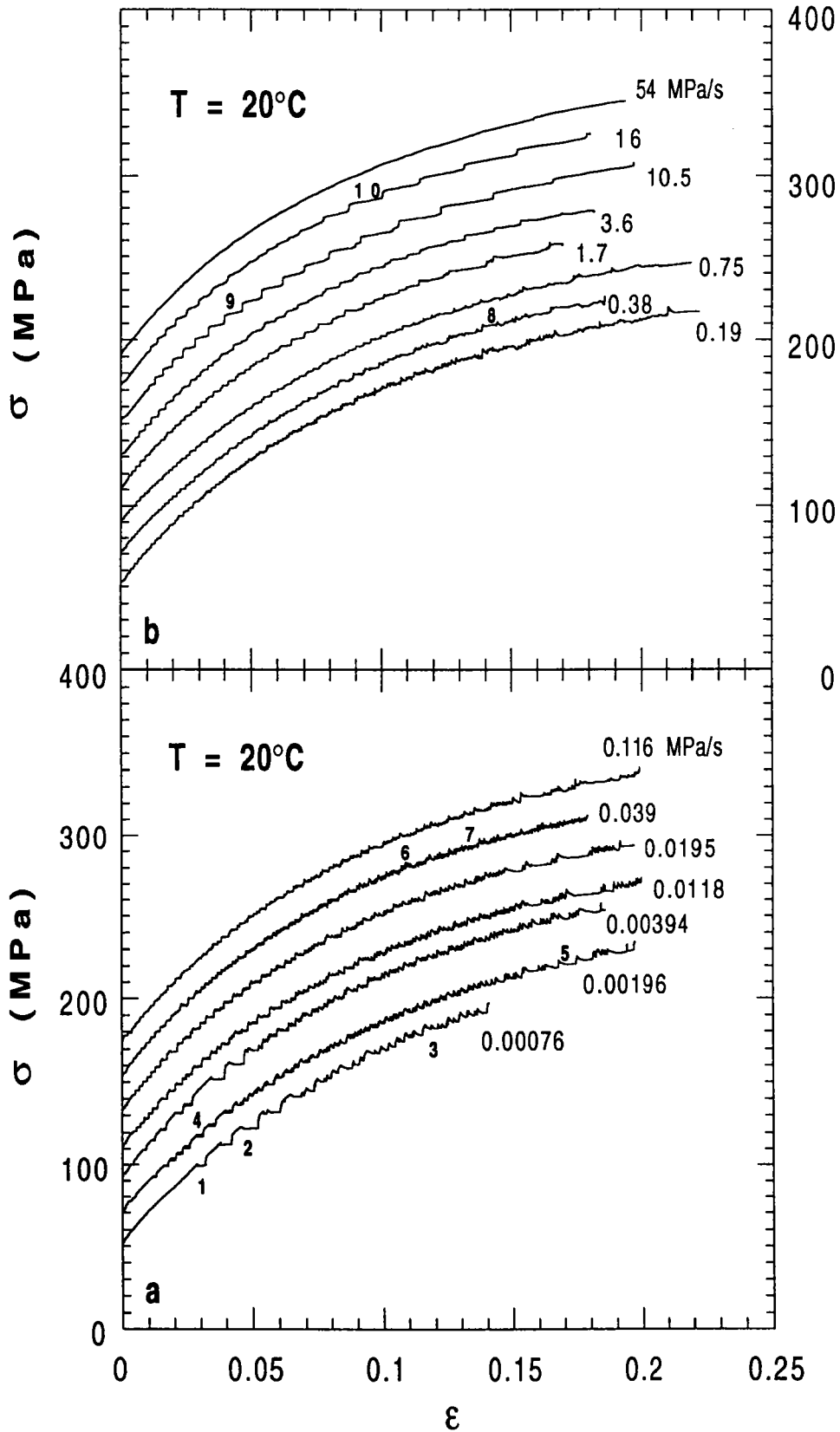


Figure 2 Courbes de traction à $T=20^\circ\text{C}$

Les paliers bien définis sont associés à une propagation continue des bandes PLC alors que l'apparition des stries correspond à une propagation intermittente avec des arrêts fréquents de la bande de déformation. La fréquence de ces arrêts peut être fortement accentuée si on augmente le nombre de zones de concentration de contrainte dans l'éprouvette (congés de l'éprouvette, couteaux de l'extensomètre, mauvais état de surface de l'échantillon...).

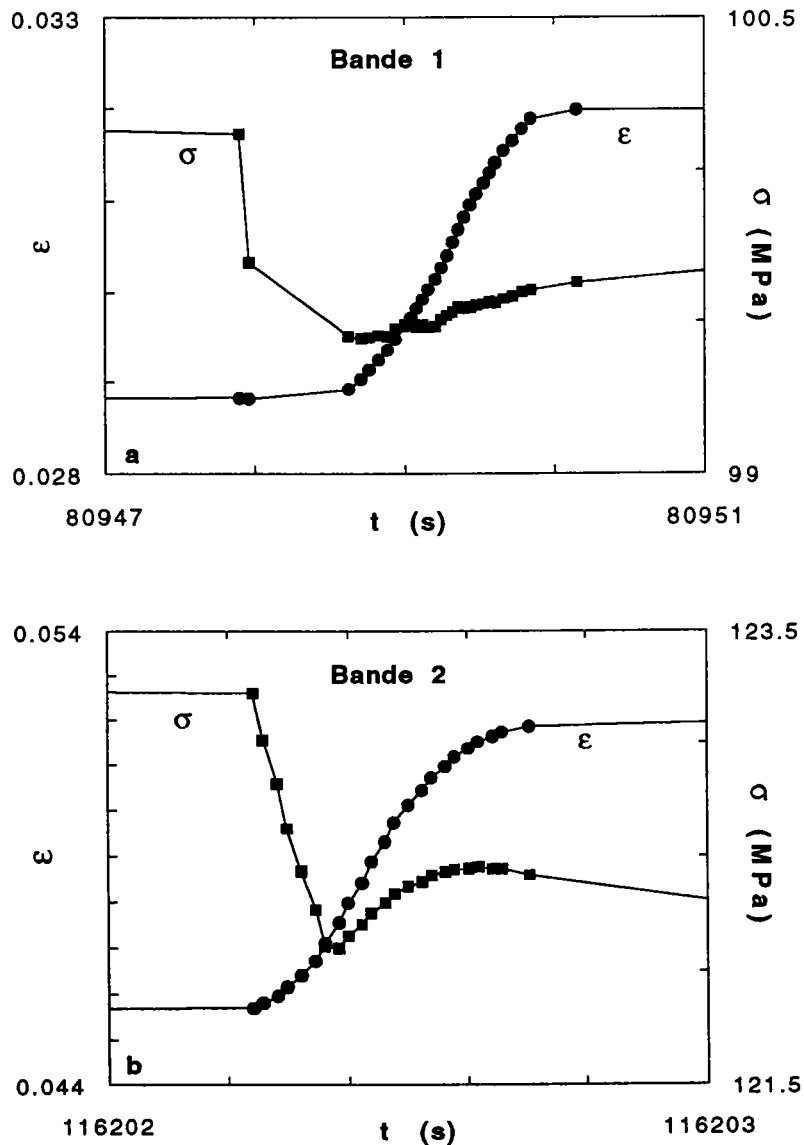


Figure 3 Bande initiée a- près du congé
b- près du couteau ($\dot{\sigma} = 0.00076$ MPa/s)

Cependant, il semblerait, comme nous le verrons par la suite, que si cette multiplication des sites d'amorçage diminue les déformations contenues dans les bandes PLC, elle a peu d'influence sur leur vitesse de propagation.

L'enregistrement simultané du signal de la cellule de force, et de celui fourni par l'extensomètre à jauges, permet d'identifier les sites d'initiation des bandes PLC. Ainsi, les figures 3a et 3b, montrant les variations de la déformation et de la contrainte lors du passage des bandes (repérées par 1 et 2 sur la courbe de traction de la figure 2a), correspondent respectivement à une bande initiée près du congé de l'éprouvette et à une bande amorcée sur le couteau de l'extensomètre. La mesure du temps mis par la bande 1 (figure 3a) pour parcourir la distance connue séparant le congé de l'éprouvette du couteau de l'extensomètre, permet de vérifier le calcul de la vitesse de propagation de la bande.

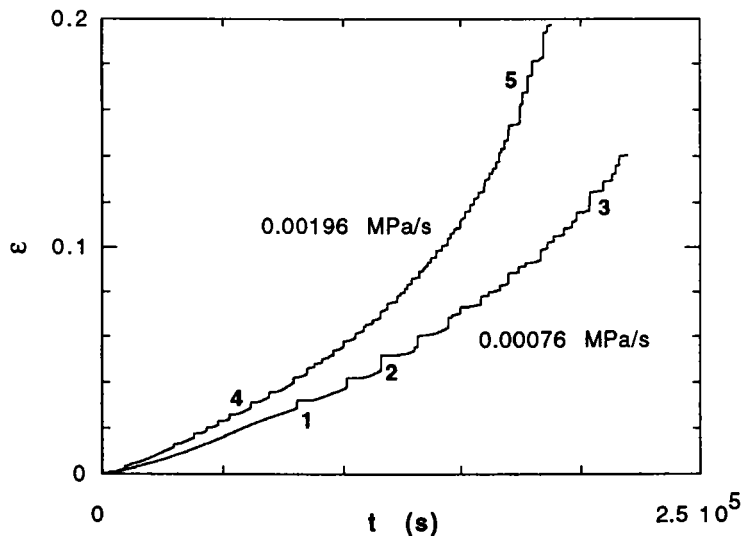


Figure 4 Variation de la déformation avec le temps

(L'échelle du temps est multipliée par 2 pour $\dot{\sigma}=0.00196$ MPa/s)

L'effet de multiplication des bandes est illustré sur la figure 5 qui représente un agrandissement d'une marche de déformation (repérée par 3 sur les figures 2a et 4). Ainsi les dents de scie que l'on observe sur les paliers des courbes de traction correspondent à

un effet de multiplication des bandes, initiées près des zones de concentration des contraintes, et qui se manifeste en particulier aux basses vitesses de contrainte.

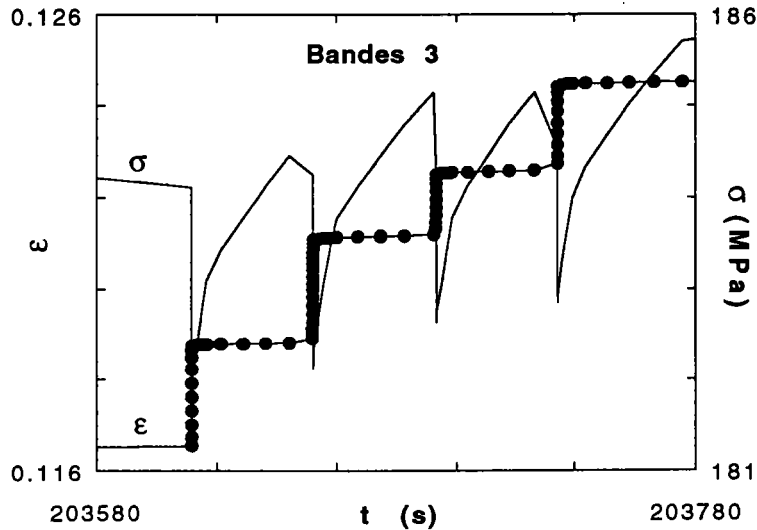


Figure 5 Effet de multiplication des bandes ($\dot{\sigma}=0.00076$ MPa/s)

Pour trancher cette question, un autre essai a été réalisé à la vitesse de contraintes de $7.6 \cdot 10^{-4}$ MPa/s, sur une éprouvette dont la longueur et la section ont été réduites de sorte que les couteaux de l'extensomètre soient en dehors de la partie utile de l'éprouvette. La comparaison des deux essais, présentée sur la figure 6 (l'essai à section réduite (s. r.) est augmenté de 20 MPa), montre que le nombre de dents de scie sur les paliers est réduit de façon très significative lorsqu'on élimine des zones de concentration de contraintes tels que les couteaux de l'extensomètre; la déformation à rupture est aussi plus élevée. Ce résultat soulève une question importante liée à la mesure des déformations dans les bandes qui sont fortement dépendantes du nombre de sites d'initiation .

Dans le dépouillement de nos résultats, nous avons tenu compte du phénomène de multiplication des bandes pour les essais effectués avec les couteaux de l'extensomètre dans la partie utile de l'éprouvette. Pour s'affranchir de cet effet, tous les essais ont été

réalisés par la suite, avec une géométrie d'éprouvette telle que les couteaux se trouvaient à la limite de la partie utile.

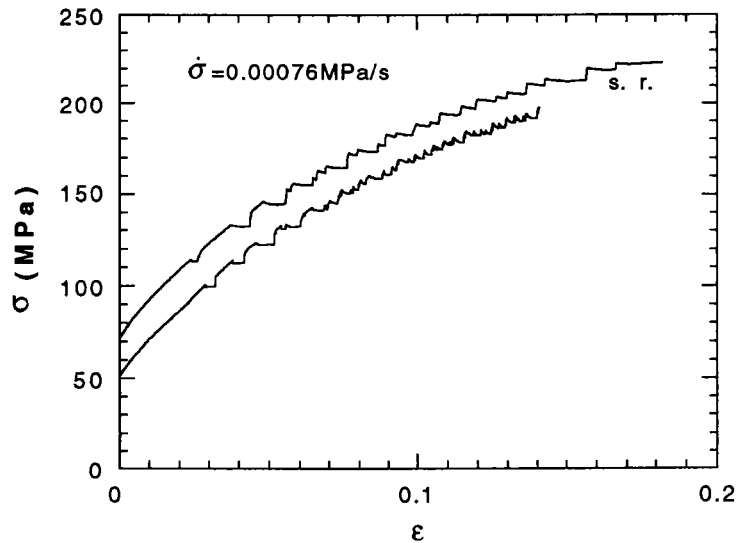


Figure 6 Comparaison des deux essais à même $\dot{\sigma}$, avec des géométries d'éprouvettes différentes.

Néanmoins, la présence de dents de scie sur les paliers n'est pas toujours liée uniquement au nombre de zones de concentration de contraintes dans l'éprouvette. La figure 7 reproduit les variations de σ , ϵ et $\dot{\epsilon}$ lors du passage de la bande PLC 4 (voir repérage sur les courbes 2a et 4). Il s'agit d'une bande qui s'est initiée près du congé de l'éprouvette et a traversé toute l'éprouvette. Lorsque la bande se propage en dehors de l'extensomètre, elle tend à réduire l'écartement des couteaux, ce qui explique les valeurs négatives de $\dot{\epsilon}$ mesurées à partir des enregistrements de l'extensomètre. L'exemple de la bande représentée sur la figure 7, montre qu'il s'agit clairement d'une propagation intermittente que l'on observe aux faibles taux de déformations lorsque la vitesse d'essai est faible; la conséquence de ce type de cinétique est une réduction très importante de la vitesse de propagation de la bande. Aux déformations plus élevées, la propagation devient continue comme le montre la figure 8 relative à la bande 5 qui s'est propagée entre les couteaux de l'extensomètre.

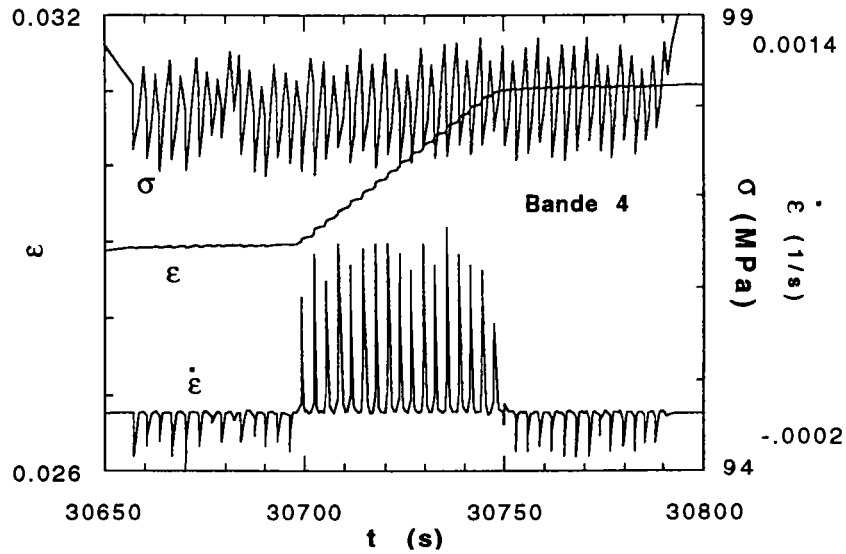


Figure 7 Propagation intermittente d'une bande PLC à faible déformation ($\dot{\sigma}=0.00394$ MPa/s).

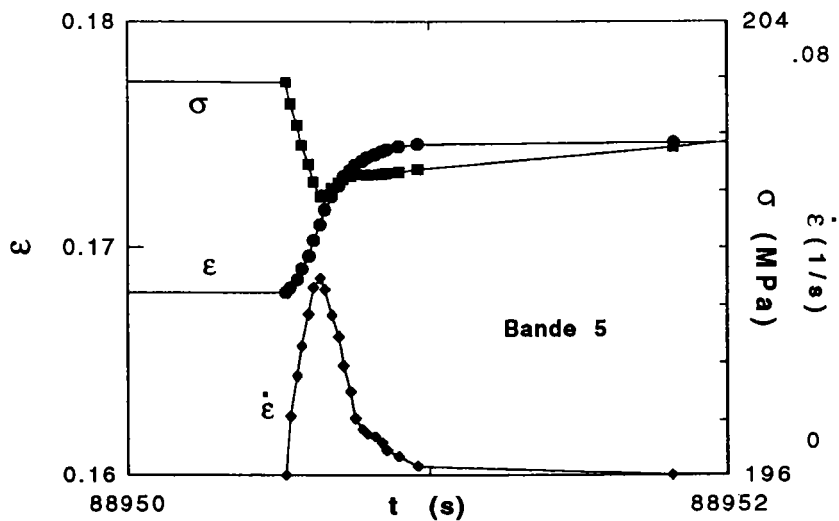


Figure 8 Propagation continue d'une bande PLC ($\dot{\sigma}=0.00394$ MPa/s).

La propagation intermittente est observée quelque soit la déformation, pendant tout l'essai de traction effectué à la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}=0.039$ MPa/s; on verra que les vitesses de bandes ont les valeurs les plus faibles à température ambiante pour cet essai.

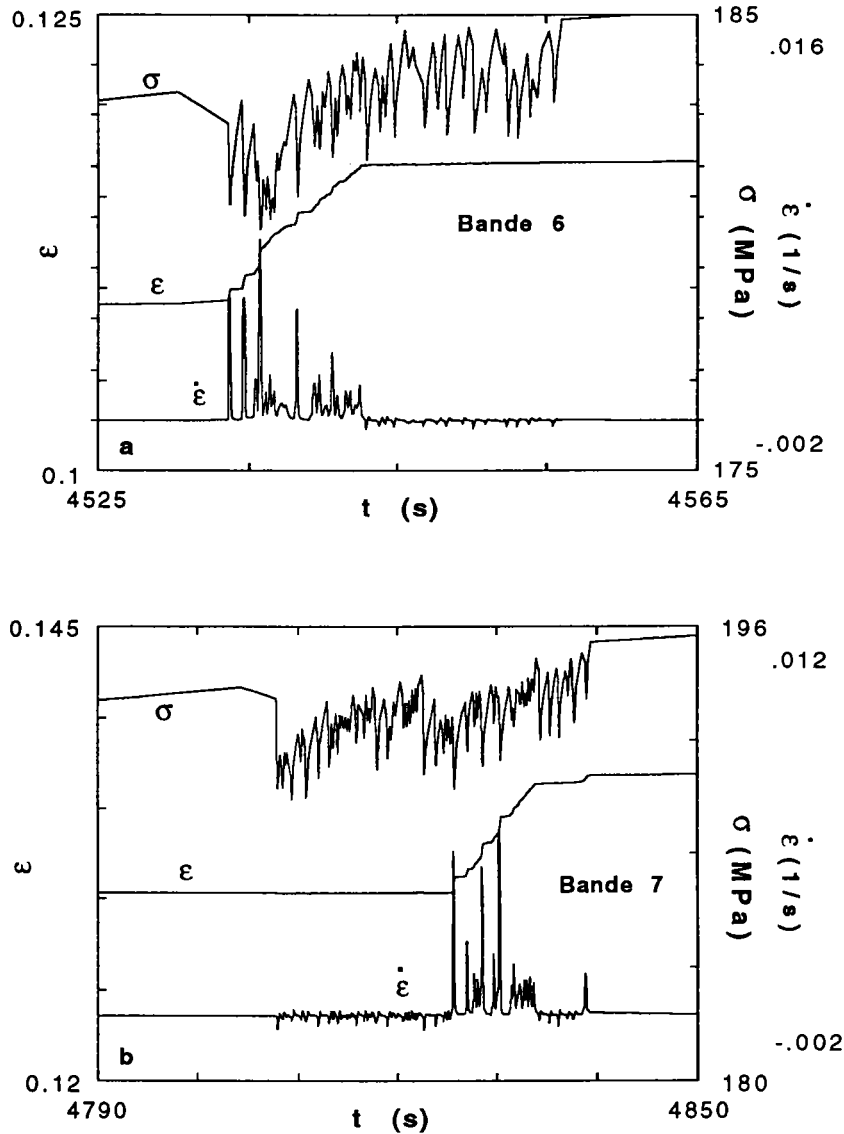


Figure 9 Propagation intermittente durant tout l'essai à $\dot{\sigma} = 0.039$ MPa/s.

Les figures 9a et 9b reproduisent les variations de σ , ϵ et $\dot{\epsilon}$ lors des passages des bandes repérées 6 et 7 sur la figure 2a; il s'agit de deux bandes dont l'une s'est initiée près du congé de l'éprouvette et l'autre sur le couteau de l'extensomètre. L'ensemble des bandes pour cet essai présente les mêmes caractéristiques.

Lorsque la vitesse de contrainte augmente, la propagation intermittente disparaît progressivement comme le montrent les variations de σ , ϵ et $\dot{\epsilon}$ lors des passages des bandes 8, 9 et 10

représentées respectivement sur les figures 10a, 10b et 10c. Dans le cas de la bande 8, on observe un seul arrêt avec une chute de contrainte encore marquée. Les bandes 9 et 10 se sont quant à elles propagées de manière continue, sans aucune chute de contrainte; au delà de $\dot{\sigma}=3.6$ MPa/s, on n'observe plus de chute de contrainte lors du développement des instabilités PLC.

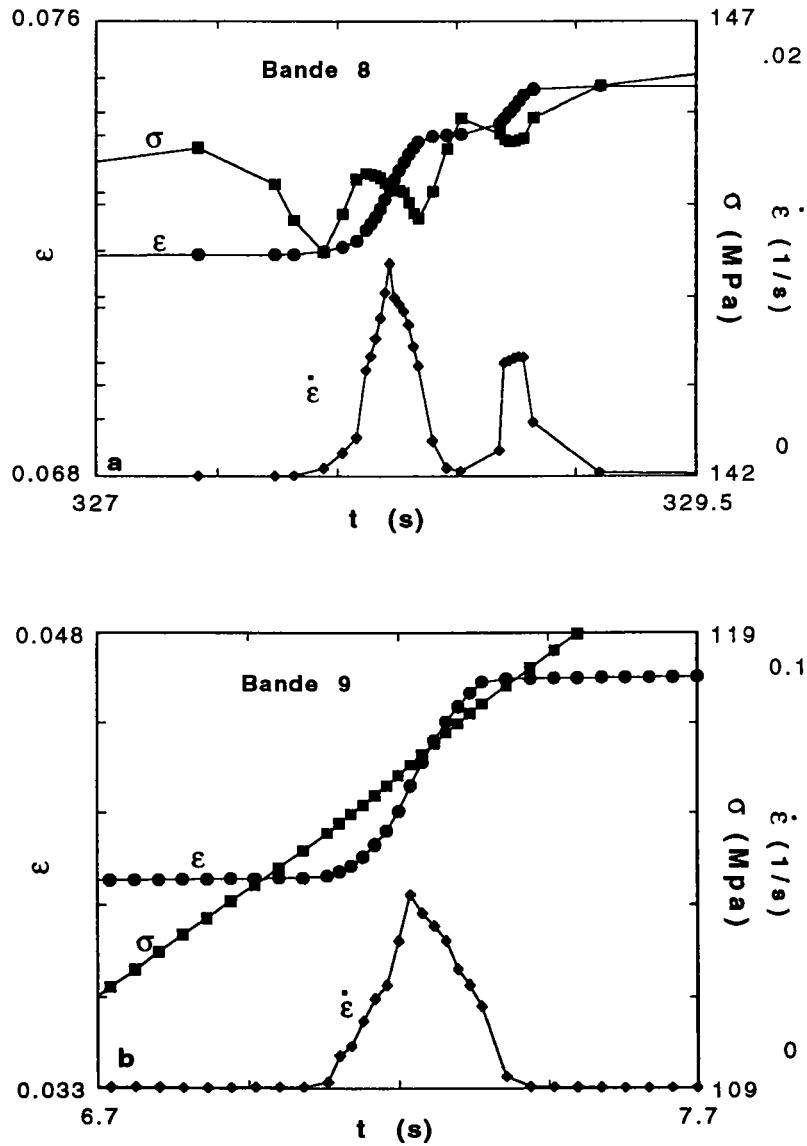


Figure 10 Variation de σ , ϵ et $\dot{\epsilon}$

a- bande 8, $\dot{\sigma}= 0.38$ MPa/s

b- bande 9, $\dot{\sigma}= 10.5$ MPa/s

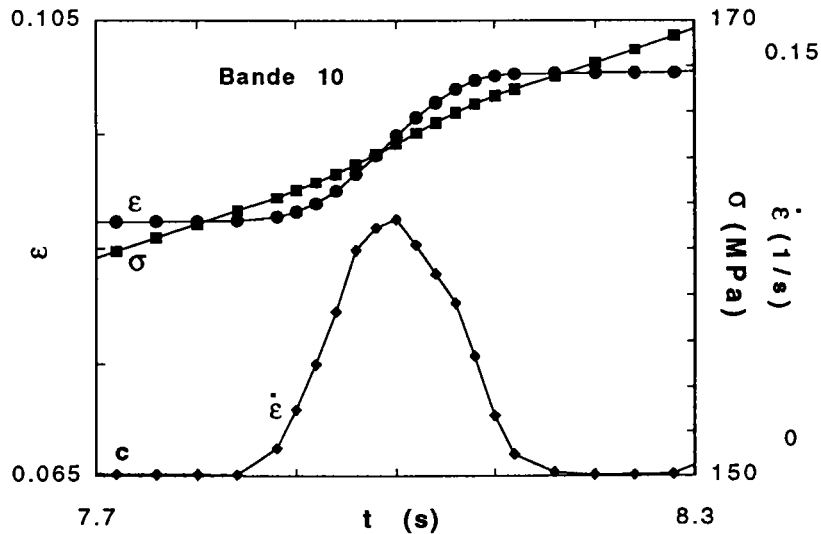


Figure 10c Variation de σ , ε et $\dot{\varepsilon}$ (bande 10, $\dot{\sigma}=16$ MPa/s)

2-2 Essais à $T=100^{\circ}\text{C}$ et $T=-60^{\circ}\text{C}$

Pour les essais effectués à $T=100^{\circ}\text{C}$ et $T=-60^{\circ}\text{C}$, les domaines de vitesses de contrainte dans lesquels les instabilités plastiques PLC se développent, ne se chevauchent pas. A $T=100^{\circ}\text{C}$ le phénomène PLC apparaît aux grandes vitesses ($\dot{\sigma}>0.1$ MPa/s) alors qu'à $T=-60^{\circ}\text{C}$, il ne se manifeste qu'aux faibles vitesses ($\dot{\sigma}<0.033$ MPa/s). Les courbes de traction obtenues à ces deux températures sont reproduites sur les figures 11a et 11b. Les paliers sont bien définis aux vitesses intermédiaires pour chaque température. On observe pour ces essais des caractéristiques équivalentes à celles déterminées pour les essais à température ambiante.

A $T=100^{\circ}\text{C}$, la propagation des bandes PLC est intermittente aux basses vitesses ($\dot{\sigma}=0.165$ et 0.1 MPa/s), alors qu'aux vitesses plus élevées elle devient continue. Les figures 12a et 12b illustrent ces différences de comportement. Contrairement aux essais effectués à l'air ambiant, les couteaux de l'extensomètre sont placés au niveau des congés de l'éprouvette et on n'observe plus de déphasage entre les variations de la contrainte et celles de la déformation.

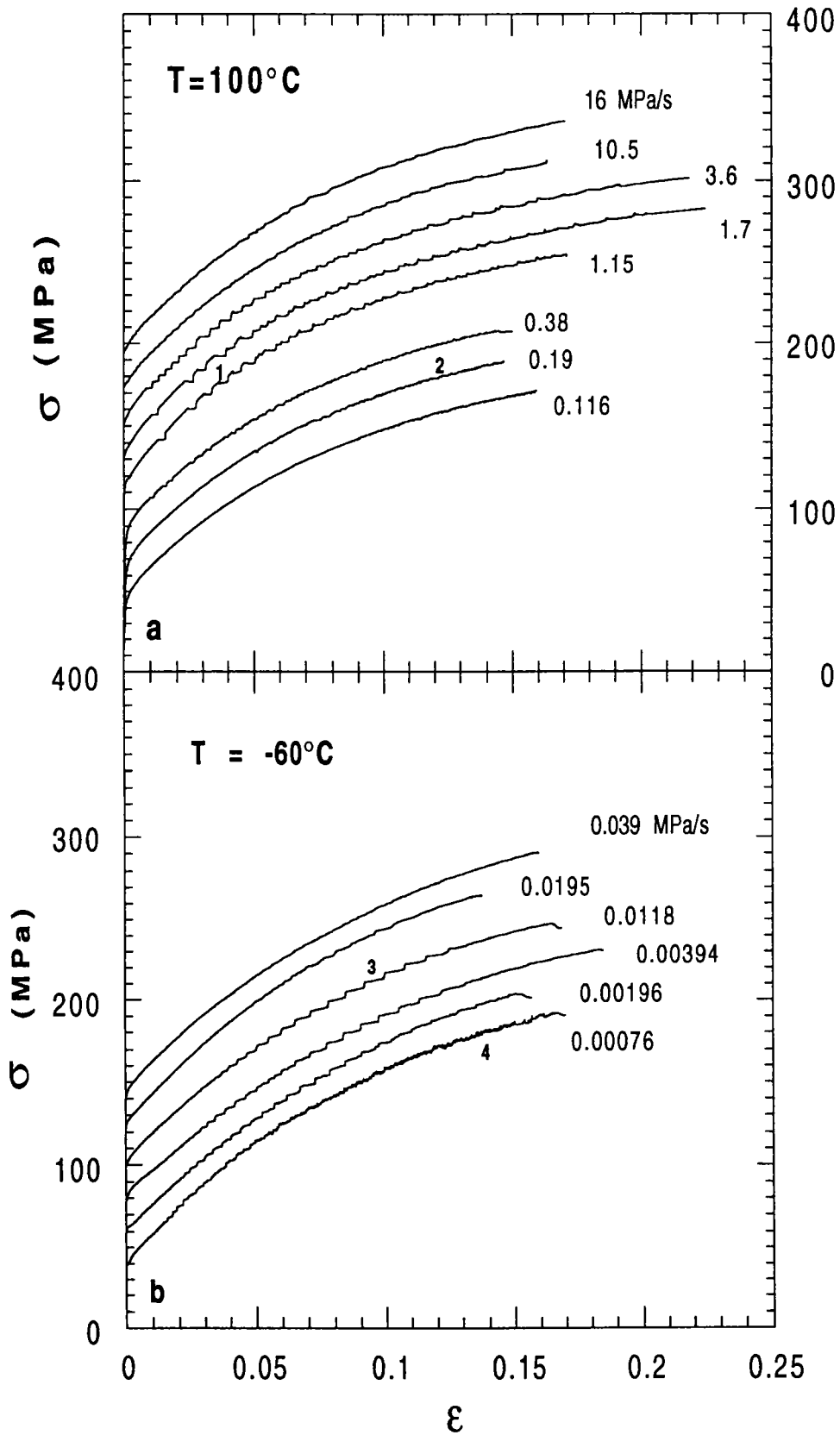


Figure 11 Courbes de traction a- $T=100^\circ\text{C}$ b- $T=-60^\circ\text{C}$

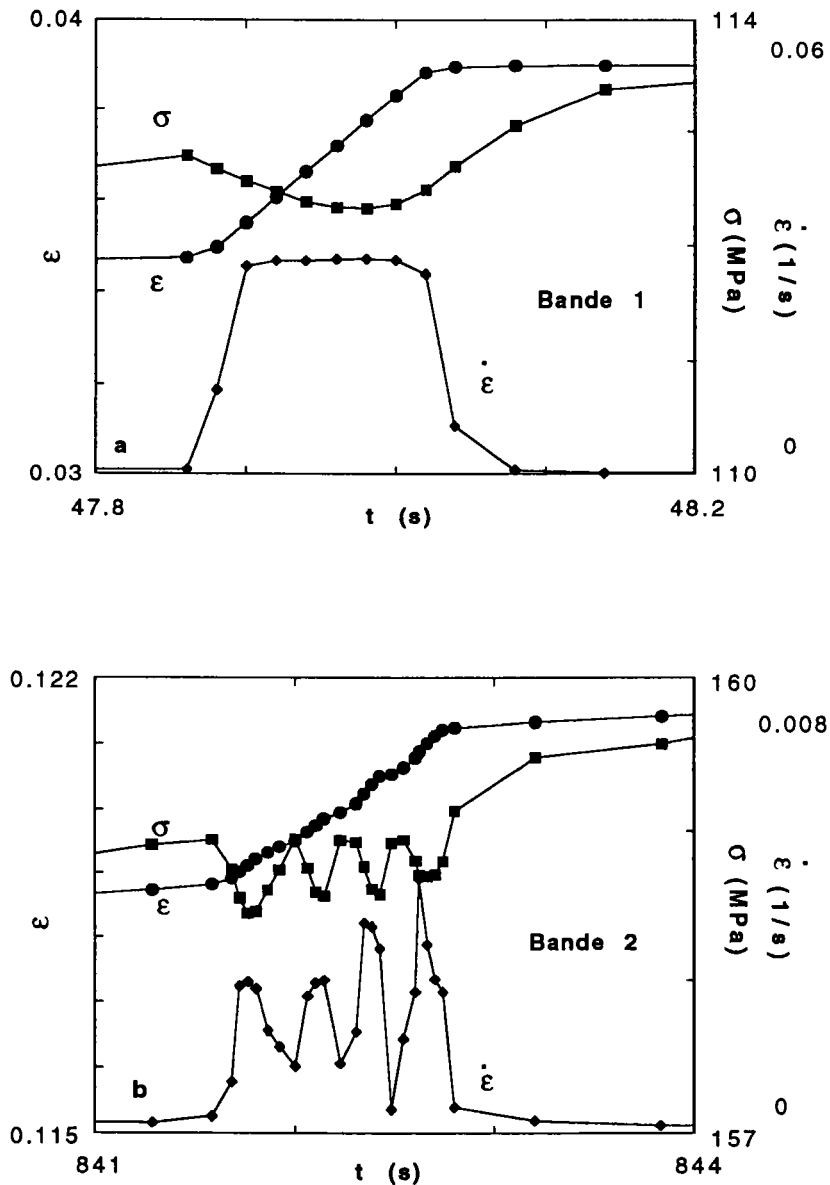


Figure 12 Variation de σ , ϵ et $\dot{\epsilon}$ à $T=100^\circ\text{C}$

a- bande 1, $\dot{\sigma}=1.15$ MPa/s b- bande 2, $\dot{\sigma}=0.19$ MPa/s.

A $T=-60^\circ\text{C}$, la propagation est intermittente à toutes les vitesses d'essai testées comme le montre les figures 13a et 13b. La différence réside dans les chutes de contraintes qui augmentent à mesure que la vitesse d'essai diminue. Il faut aussi noter que le caractère intermittent de la propagation des bandes est plus prononcé aux basses vitesses de contraintes.

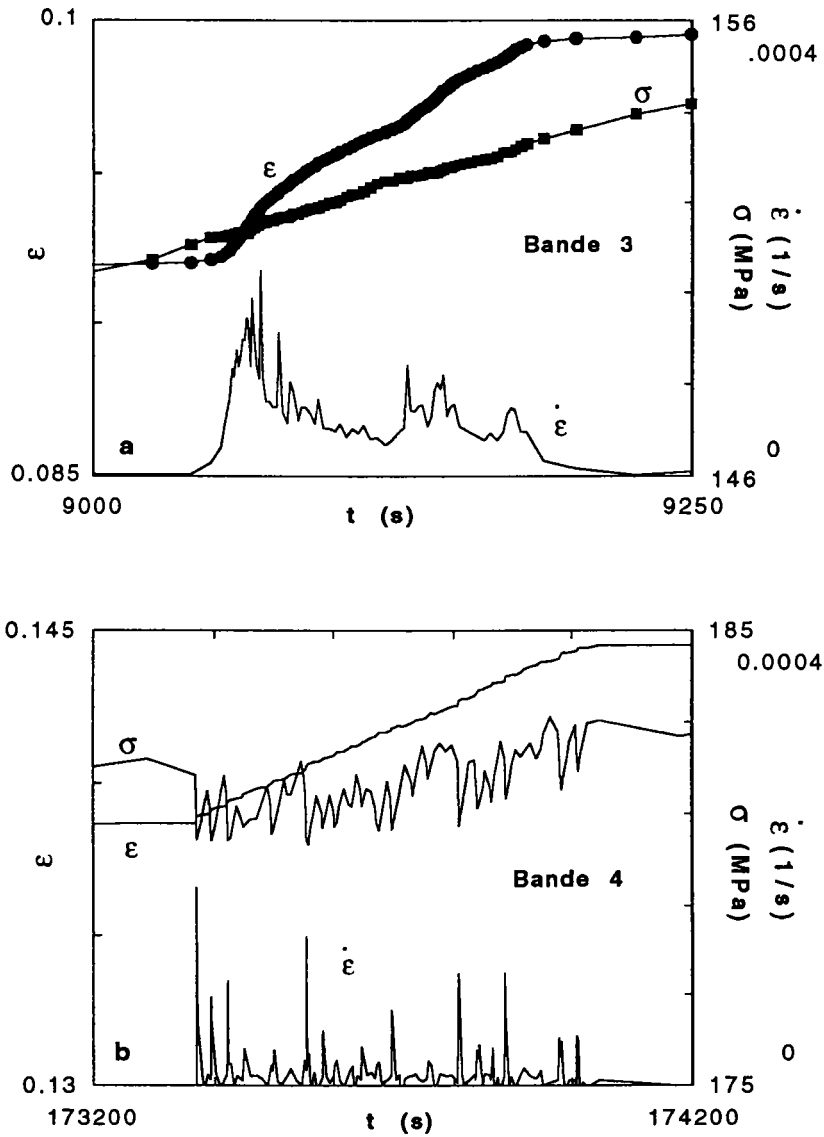


Figure 13 Variation de σ , ϵ et $\dot{\epsilon}$ à $T=-60^{\circ}\text{C}$
 a- bande 3, $\dot{\sigma}=0.0118 \text{ MPa/s}$ b- bande 4, $\dot{\sigma}=0.00076 \text{ MPa/s}$.

2-3 Essais à $T=60^{\circ}\text{C}$

L'effet PLC se manifeste pour ces essais comme pour ceux effectués à température ambiante, dans un domaine de vitesse de contraintes plus large qu'à $T=100^{\circ}\text{C}$ ou $T=-60^{\circ}\text{C}$. Les courbes de traction sont présentées sur les figures 14a et 14b.

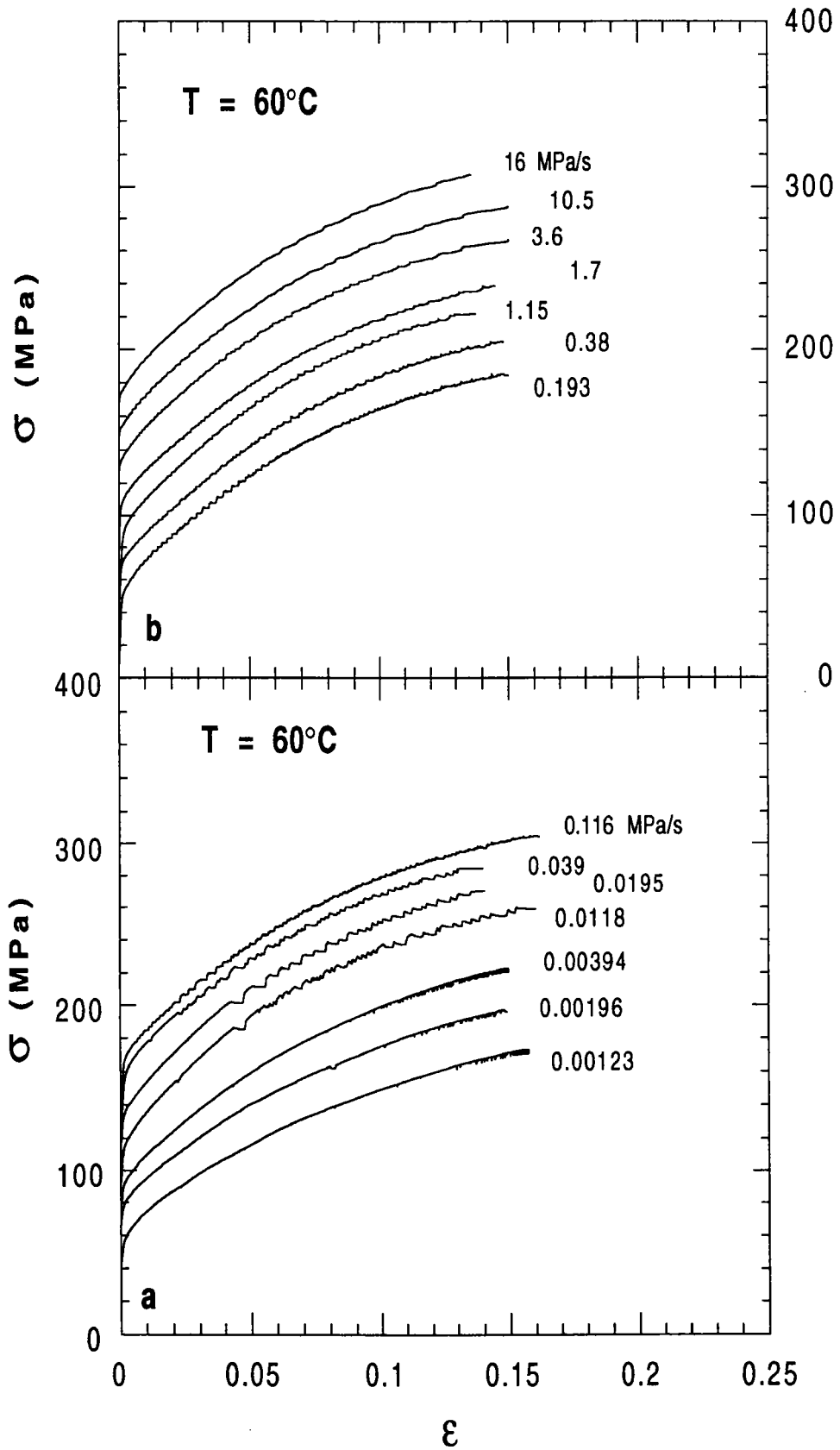


Figure 14 Courbes de traction à $T=60^\circ\text{C}$.

A $T=60^{\circ}\text{C}$, les paliers sont bien définis pour les intervalles de vitesses de contraintes suivants :

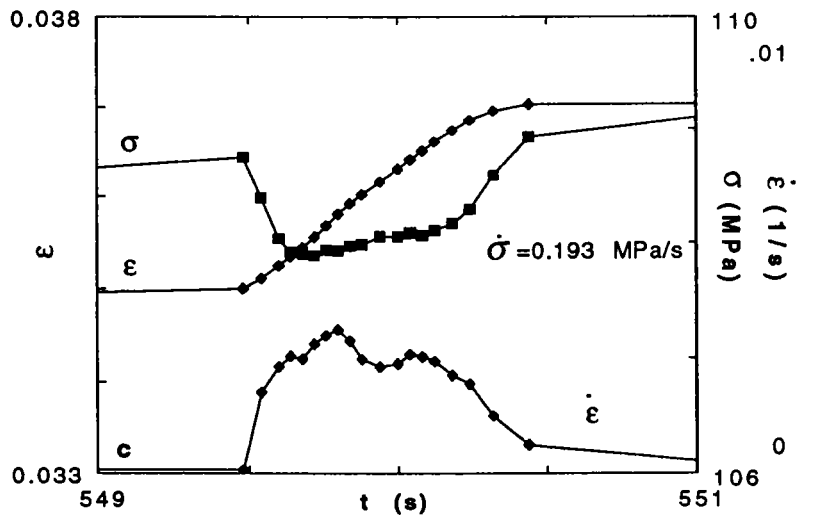
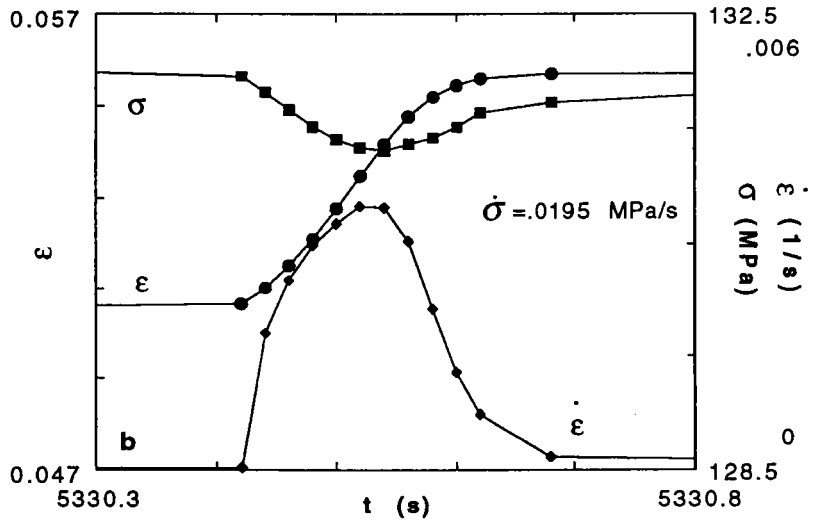
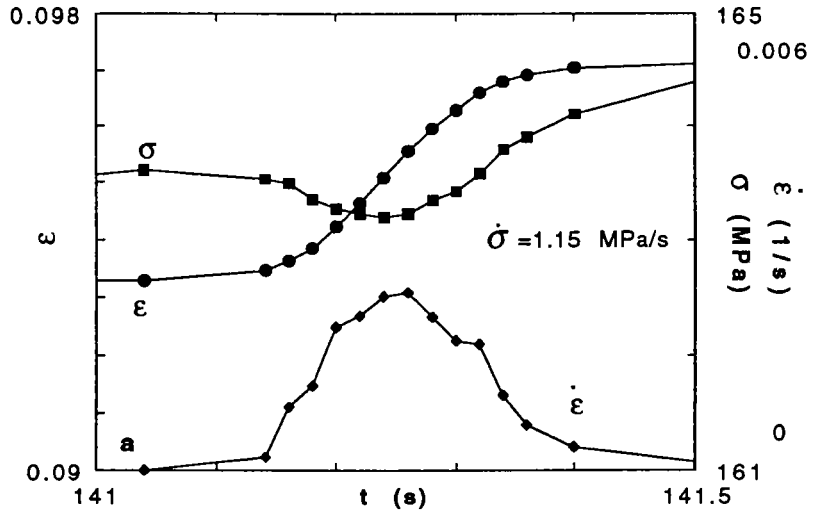
$$0.38 \text{ MPa/s} \leq \dot{\sigma} \leq 1.7 \text{ MPa/s}$$
$$0.0118 \text{ MPa/s} \leq \dot{\sigma} \leq 0.039 \text{ MPa/s.}$$

Les figures 15a et 15b, présentant les variations de σ , ε et $\dot{\varepsilon}$ lors du passage des bandes, correspondent au comportement type dans ces intervalles. La propagation est continue et très rapide, avec un temps moyen de traversée de l'éprouvette d'environ 0.2 s. Aux faibles vitesses de contraintes (figure 15b), les chutes de contraintes sont plus prononcées, et les vitesses maximales de déformation atteintes lors du déclenchement des instabilités PLC paraissent plus élevées.

Les paliers sont bien définis à des déformations $\varepsilon < 5\%$, et présentent au delà des stries pour l'essai effectué à $T=60^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\sigma}=0.193 \text{ MPa/s}$. Les figures 15c et 15d traduisent cette évolution de la cinétique des bandes PLC.

A $\varepsilon < 5\%$, la propagation est continue à une vitesse qui reste élevée et le temps mis pour traverser la longueur utile de l'éprouvette est d'environ 0.8 s (figure 15c). A $\varepsilon > 5\%$, les enregistrements de σ et $\dot{\varepsilon}$ au cours du temps montrent beaucoup de fluctuations. La propagation de la bande PLC, dont le temps de traversée est de 3.5 s, est alors ralentie (figure 15d).

Pour les essais effectués aux très faibles vitesses de contrainte ($T=60^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\sigma} < 0.033 \text{ MPa/s}$), les paliers ont quasiment disparu sur les courbes de traction. Les courbes obtenues sont semblables à celles déterminées pour des essais à $\dot{\varepsilon}$ constant. Les décrochements sur la courbe de traction s'apparentent au type C qui est généralement observé à haute température et/ou aux faibles vitesses de déformation pour les essais sur machine dure [21]. Les chutes de contrainte qui accompagnent le déclenchement de ce type de bandes, sont illustrées sur la figure 16a pour les 3 essais aux plus basses vitesses de contrainte. La figure 16b montre les variations en fonction du temps, de σ , ε et $\dot{\varepsilon}$ lors du passage d'une bande PLC; Ces variations sont représentatives du comportement d'une bande type dans le domaine des basses vitesses de contrainte à $T=60^{\circ}\text{C}$.



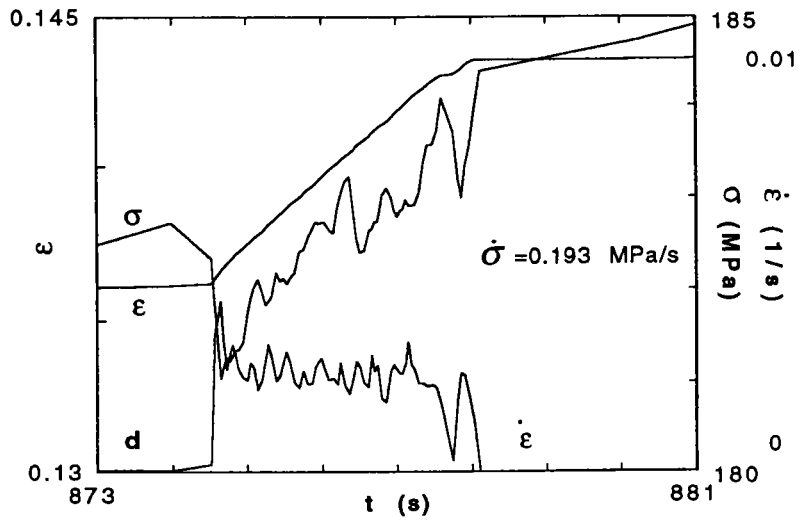


Figure 15 Variations caractéristiques de σ , ϵ et $\dot{\epsilon}$ lors du passage des bandes PLC à $T=60^{\circ}\text{C}$.

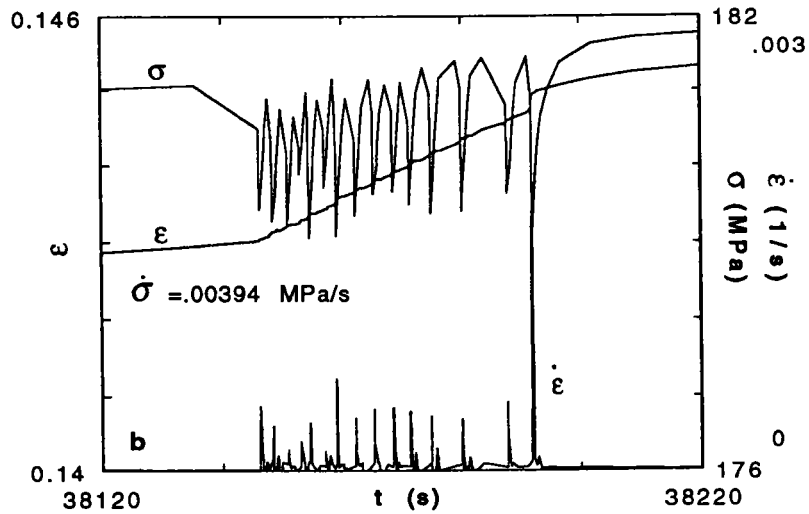
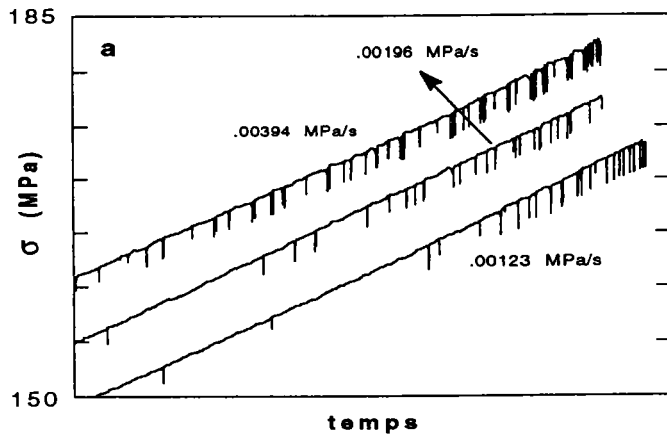


Figure 16 a- $\sigma = \sigma(t)$ b- Variations type de σ , ϵ et $\dot{\epsilon}$.

2-4 Essais à $T=-20^{\circ}\text{C}$

Les courbes de traction obtenues à $T=-20^{\circ}\text{C}$ sont reproduites sur les figures 17a et 17b. Le domaine des vitesses de contraintes où le phénomène PLC apparaît est aussi étendu qu'à $T=60^{\circ}\text{C}$; à la plus basse vitesse d'essai, la déformation garde un caractère très hétérogène.

Une des caractéristiques de ces essais, que l'on n'a pas observé auparavant, concerne les variations de contraintes qui accompagnent la propagation des bandes PLC.

Pour les essais effectués aux autres températures, on détectait des chutes de contraintes relativement importantes lors du déclenchement des instabilités plastiques aux basses valeurs de $\dot{\sigma}$ testées, et très peu de fluctuations dans la contrainte à grande vitesse d'essai ($\dot{\sigma} \approx$ constant pendant le passage de la bande).

A $T=-20^{\circ}\text{C}$, on enregistre parfois, et le phénomène est reproductible, des augmentations significatives de la contrainte au cours de la traversée de quelques bandes PLC. La figure 18 montre les variations de σ , ϵ et $\dot{\epsilon}$ lors du passage de deux bandes qui se sont propagées de façon continue avec un profil de vitesse identique mais dans le cas de la première bande, on observe une augmentation de la contrainte.

En dehors de cet aspect un peu particulier, les essais présentent les mêmes caractéristiques. Aux vitesses de contraintes élevées ($\dot{\sigma} > 1.15$ MPa/s), la propagation des bandes est continue et aux basses vitesses elle devient discontinue avec une accentuation du caractère intermittent à mesure que la vitesse d'essai diminue. Les figures 19a et 19b traduisent cette évolution. Le temps de traversée de l'instabilité PLC augmente fortement lorsque la vitesse d'essai diminue, ce qui entraîne une chute de la vitesse de propagation des bandes aux basses valeurs de $\dot{\sigma}$.

L'enregistrement simultané des variations de la contrainte, de la déformation et de la vitesse de déformation lors de la propagation des instabilités plastiques, apporte un certain nombre d'informations originales. Ces informations vont nous permettre de mieux comprendre les résultats relatifs aux vitesses de bandes.

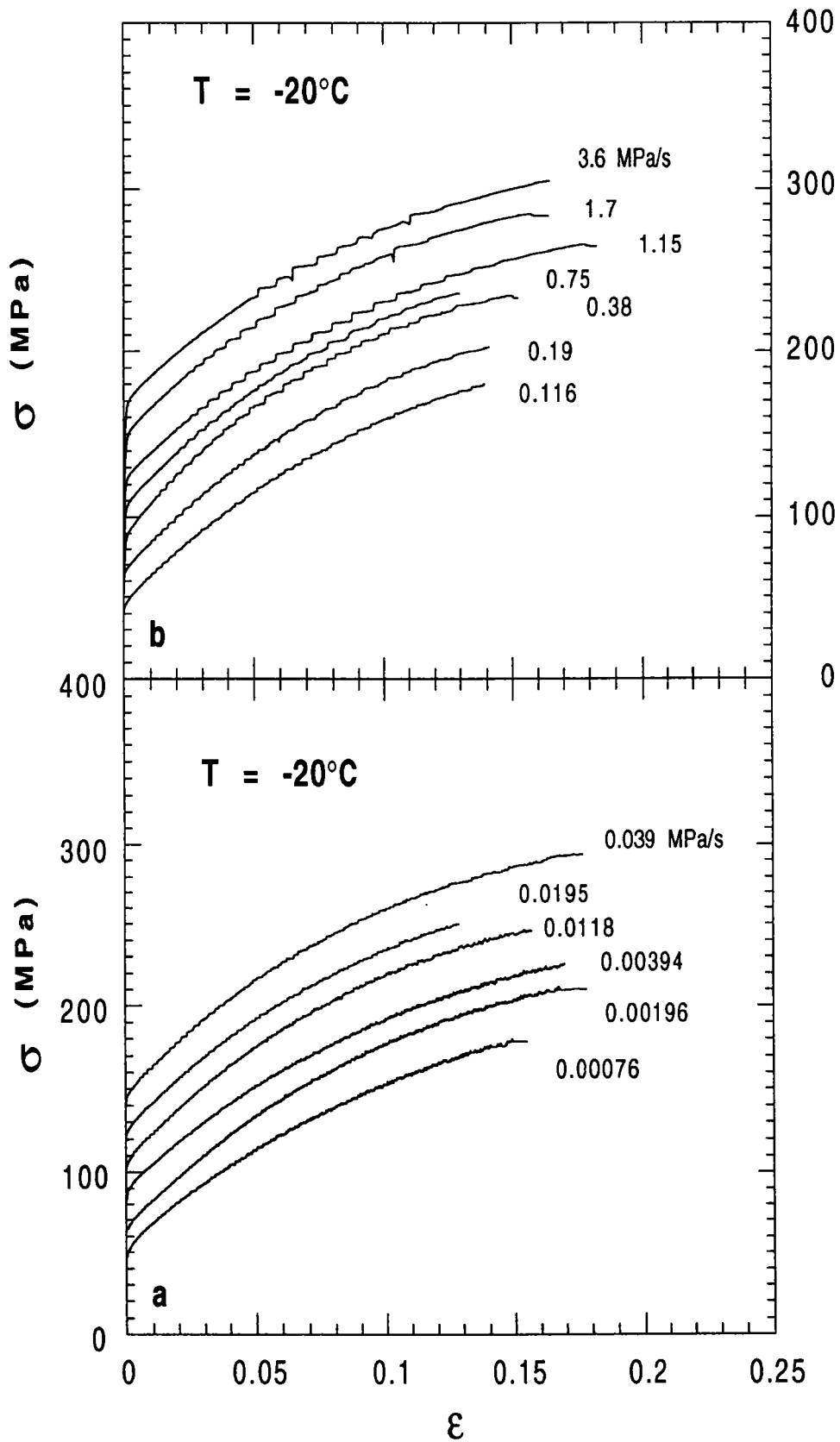


Figure 17 Courbes de traction à $T=-20^\circ\text{C}$.

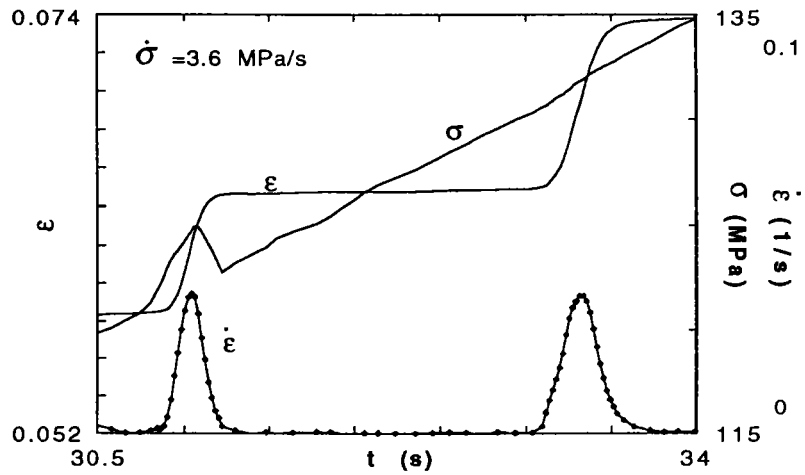


Figure 18 Augmentation de la contrainte lors du passage d'une bande PLC.

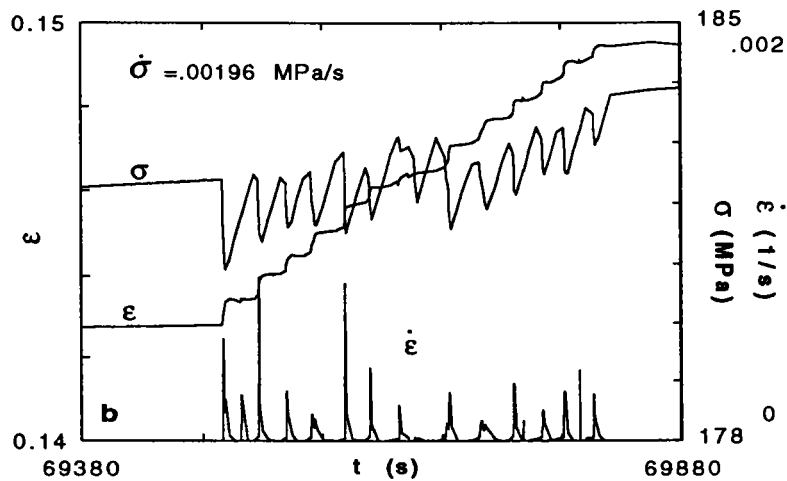
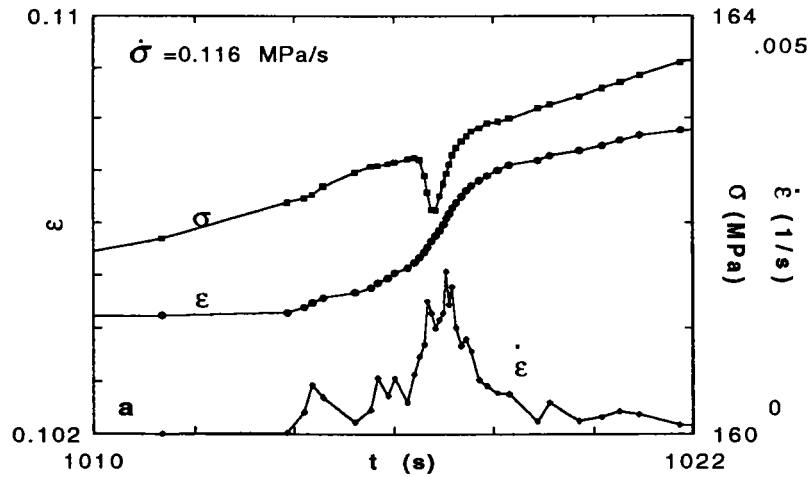


Figure 19 Variations de σ , ϵ et $\dot{\epsilon}$ pour les essais à $T=-20^{\circ}\text{C}$.

3 VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES

Après la présentation des courbes de traction dans le paragraphe précédent, où l'accent a été mis sur les évolutions des cinétiques des bandes, nous décrivons dans ce paragraphe les variations des vitesses de propagation des instabilités plastiques en suggérant des corrélations avec les observations expérimentales.

Les résultats expérimentaux précédents montrent clairement l'existence de deux régimes de propagation des bandes PLC : une propagation continue notamment aux vitesses de contraintes élevées et une propagation intermittente dans d'autres intervalles de $\dot{\sigma}$. Pour les mesures de vitesses de propagation des bandes dans le régime intermittent, nous avons déduit les temps d'arrêt car l'intégration de ces temps dans le calcul des vitesses conduirait à des valeurs extrêmement faibles qui n'ont pas beaucoup de signification. Par ailleurs, notre système informatique de traitement des fichiers de données considère toutes les bandes dès lors que la vitesse de déformation dans la bande est supérieure à un seuil fixé ($\dot{\epsilon}_B > 5 \cdot \dot{\epsilon}_s$ où $\dot{\epsilon}_s = \dot{\sigma} / h_{moyen}$). On obtient ainsi un grand nombre de mesures avec une dispersion naturelle, inhérente à l'étude d'un phénomène à caractère instable tel que l'effet PLC.

L'évolution de la vitesse de bande V_b avec la déformation est présentée sur les figures 20 à 24 pour quelques essais effectués respectivement à $T=20^\circ\text{C}$, 100°C , -60°C , -20°C et 60°C . Le choix des résultats présentés correspond à des intervalles de vitesses de contraintes où V_b diminue puis augmente avec $\dot{\sigma}$. Malgré la forte dispersion des mesures de V_b , en particulier dans le domaine des vitesses de contraintes intermédiaires où les deux régimes de propagation sont opérants, les courbes moyennes définissent des valeurs moyennes des vitesses des bandes qui caractérisent raisonnablement le phénomène.

L'examen des résultats montre dans la plupart des cas une augmentation de la vitesse de bande V_b avec la déformation jusqu'à une valeur à peu près stabilisée. Cette évolution est proche de celle observée par Karimi dans un acier austénitique [21]. Les valeurs de V_b déterminées qui varient de 0.1mm/s (essais à $T=-60^\circ\text{C}$) à plus de

200 mm/s (essais à $T=60^{\circ}\text{C}$), sont du même ordre de grandeur que les résultats expérimentaux de la littérature [21,44,53,63].

Dans certains cas, notamment pour les vitesses de contraintes élevées, au voisinage de la frontière F (transition effet PLC-friction), la consolidation du matériau tend à freiner les bandes (figures : 20a $\dot{\sigma}=10.5$ MPa/s, 22a $\dot{\sigma}=0.0195$ MPa/s, 23a $\dot{\sigma}=3.6$ MPa/s, 24a $\dot{\sigma}=10.5$ MPa/s). Les mesures des vitesses de propagation V_b des bandes PLC effectuées par Cuddy et Leslie dans les alliages de fer [25], Korbel et col. dans un laiton α [28], Schade et Wijler dans des alliages Au-Cu[56], montrent une décroissance de V_b avec la déformation. Cependant, il s'agit dans le cas de ces auteurs, d'essais effectués sur machine dure et dans ces conditions la diminution de la vitesse de bande que l'on assimile à la vitesse moyenne des dislocations \bar{V}_d , s'explique à partir de la relation d'Orowan :

$$\dot{\epsilon} = \frac{\dot{L}}{L} = \rho b \bar{V}_d \quad \text{soit} \quad \bar{V}_d = \frac{\dot{L}}{b L \rho}$$

où \dot{L} est la vitesse d'allongement de l'éprouvette considérée comme approximativement égale à la vitesse de traverse, que l'on impose dans le cas d'essais sur machine dure. La longueur L de l'éprouvette et la densité de dislocations ρ augmentant en cours d'essai de traction, la relation précédente montre que \bar{V}_d doit logiquement diminuer avec la déformation. Pour les essais sur machine douce, \dot{L} augmente en cours d'essai, et cette augmentation peut être plus au moins compensée par l'augmentation du produit $L\rho$.

A l'inverse, dans d'autres cas et plus particulièrement aux basses vitesses de contrainte, lorsqu'on s'approche de la frontière T (transition traînage des dislocations-effet PLC), la propagation a tendance à s'accélérer avec la déformation comme on peut l'observer sur les figures : 20b $\dot{\sigma}=0.00076$ MPa/s, 22b $\dot{\sigma}=0.0076$ MPa/s, 23b, 24d $\dot{\sigma}=0.00123$ MPa/s.

Les résultats à $T=100^{\circ}\text{C}$ ne présentent pas les mêmes caractéristiques. La vitesse de bande V_b a toujours tendance à décroître légèrement avec la déformation sauf dans le cas de l'essai à $\dot{\sigma}=10.5$ MPa/s (figure 21). Les essais à $T=100^{\circ}\text{C}$ sont un peu particuliers dans la mesure où l'on se trouve constamment au

voisinage de la limite du domaine fermé de $\dot{\sigma}$ où l'effet PLC se manifeste et où les deux frontières T et F se rejoignent.

Si l'on se réfère aux figures 20a, 21a, 22a, 23a, 24b et 24d, la vitesse de bande V_b croît avec la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ de l'essai; par contre sur les figures 20b, 21b, 22b, 23b, 24a et 24c, V_b décroît avec $\dot{\sigma}$. Les résultats de la littérature sont controversés sur ce point. Ainsi ceux de Karimi [21], obtenus sur un acier austénitique sollicité à des faibles valeurs de $\dot{\sigma}$, montrent une décroissance de V_b avec la vitesse de contrainte. En revanche, ceux de McCormick montrent des variations inverses sur un alliage léger sollicité à des valeurs relativement élevées de $\dot{\sigma}$. Nous reviendrons sur ces évolutions dans le chapitre discussion des résultats, en les comparant aux variations d'autres grandeurs.

Les vitesses des bandes mesurées, varient fortement avec la température. Elles passent par des valeurs minimales pour chaque groupe d'essais à température fixée ($\dot{\sigma}=0.039$ MPa/s à $T=20^\circ\text{C}$, $\dot{\sigma}=0.00196$ MPa/s à $T=-60^\circ\text{C}$, $\dot{\sigma}=0.00196$ MPa/s à $T=-20^\circ\text{C}$ et $\dot{\sigma}=0.116$ MPa/s à $T=60^\circ\text{C}$). Ces minimums correspondent à des valeurs de $\dot{\sigma}$ où le mode de propagation intermittent est largement dominant (figures 9, 12b et 19b,). Ainsi il apparaît que lorsqu'on s'approche de certaines valeurs de $\dot{\sigma}$, les bandes ont de plus en plus de mal à se propager. Les valeurs des vitesses de contrainte pour lesquelles on observe ce comportement, sont situées en milieu d'intervalle de $\dot{\sigma}$ où le PLC se manifeste, et correspondent à une transition.

Les essais sur machine dure montrent aussi des transitions, en milieu d'intervalle de $\dot{\epsilon}$ où le PLC existe; on observe alors un changement progressif des bandes de type A vers des bandes de type C, avec apparition des bandes de type B [51].

Cependant, le mode de propagation intermittent est observé également lorsqu'on s'approche de la frontière T pour les essais à $T=100^\circ\text{C}$, et de façon nettement plus prononcée au voisinage de cette même frontière à $T=60^\circ\text{C}$ où les variations de la contrainte sont similaires à celles qui accompagnent les bandes de type C (voir figure 16); on détecte alors une chute importante de la vitesse de bande (figure 21a : $\dot{\sigma}=0.19$ MPa/s à $T=100^\circ\text{C}$ et figure 24d: $\dot{\sigma}=0.00123$ MPa/s à $T=60^\circ\text{C}$).

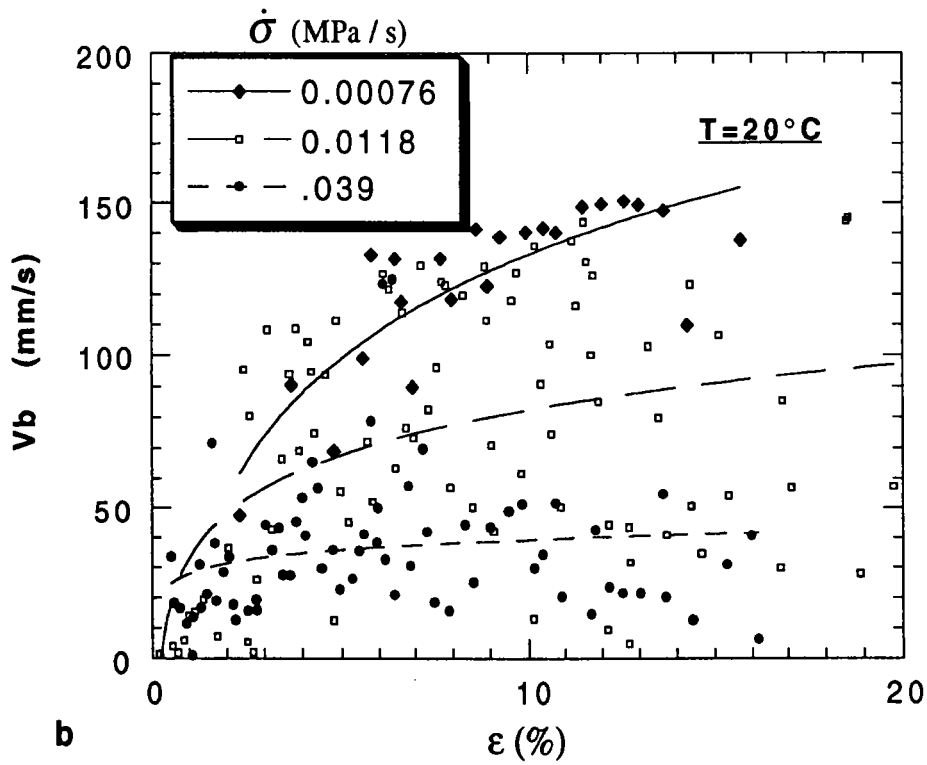
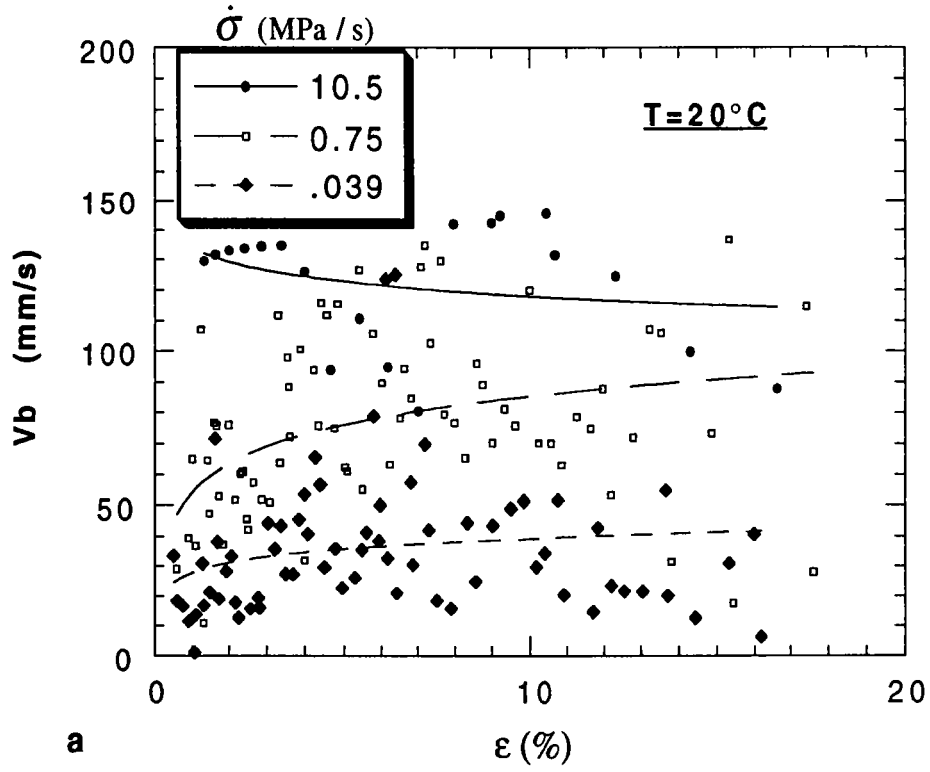


Figure 20 Variations de la vitesse des bandes V_b avec la déformation à $T=20^\circ\text{C}$
 a- V_b croît avec $\dot{\sigma}$ b- V_b décroît avec $\dot{\sigma}$.

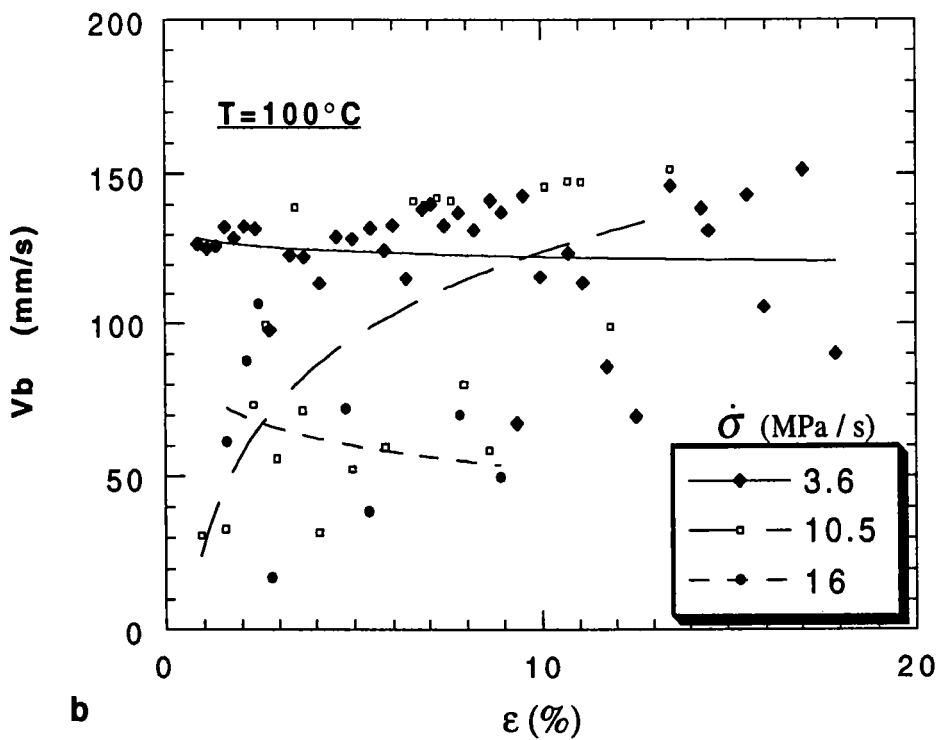
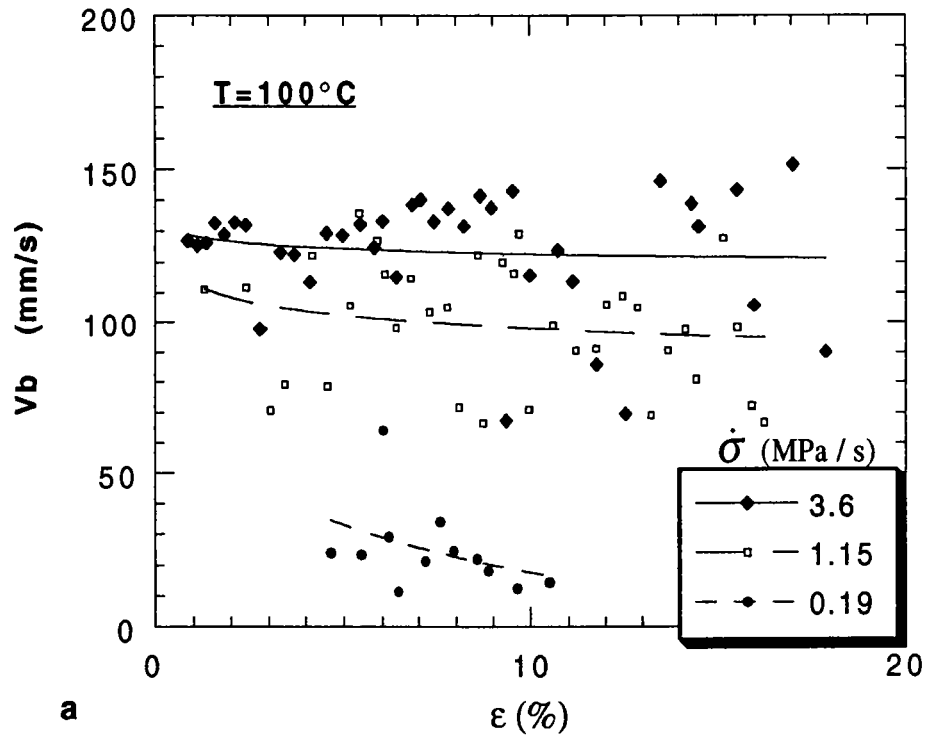


Figure 21 Variations de la vitesse des bandes V_b avec la déformation à $T=100^\circ\text{C}$
 a- V_b croît avec $\dot{\sigma}$ b- V_b décroît avec $\dot{\sigma}$.

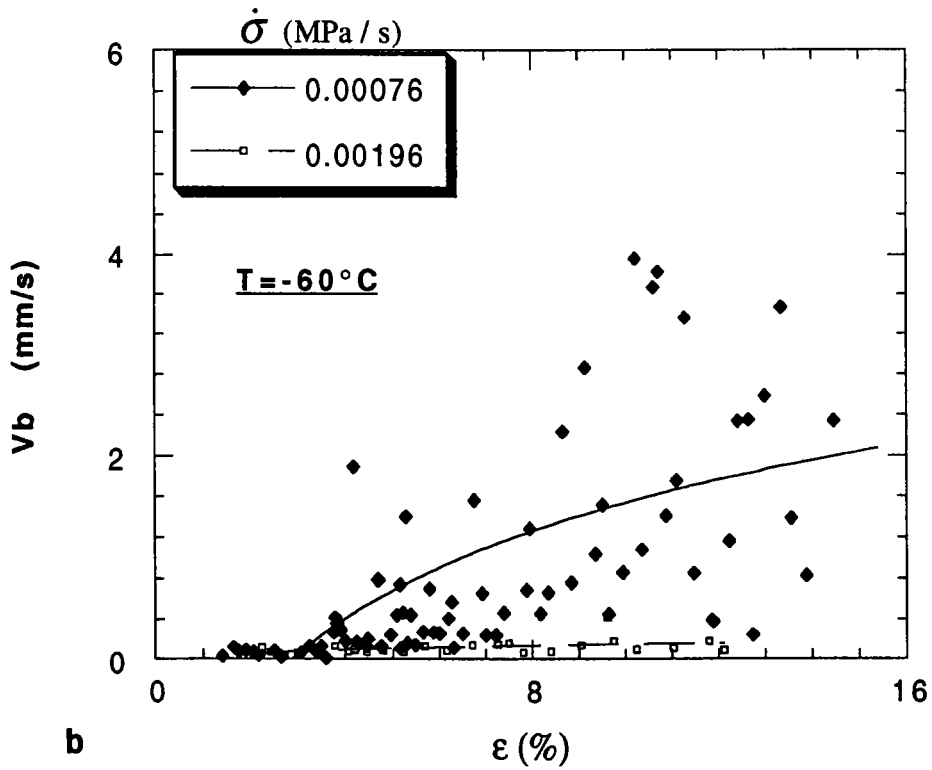
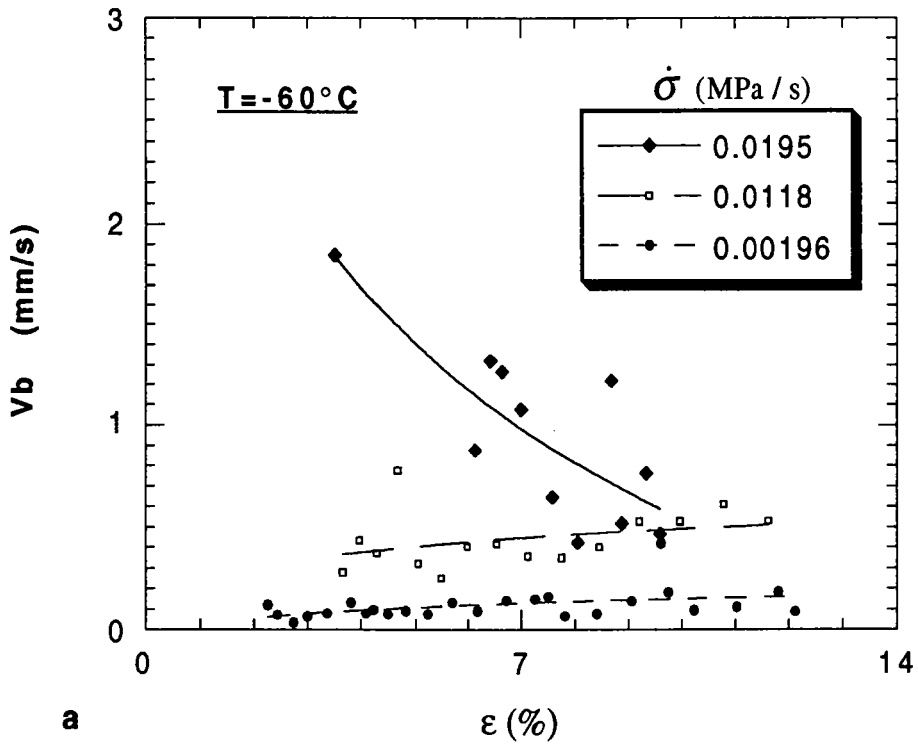


Figure 22 Variations de la vitesse des bandes V_b avec la déformation à $T = -60^{\circ}\text{C}$
 a- V_b croît avec $\dot{\sigma}$ b- V_b décroît avec $\dot{\sigma}$.

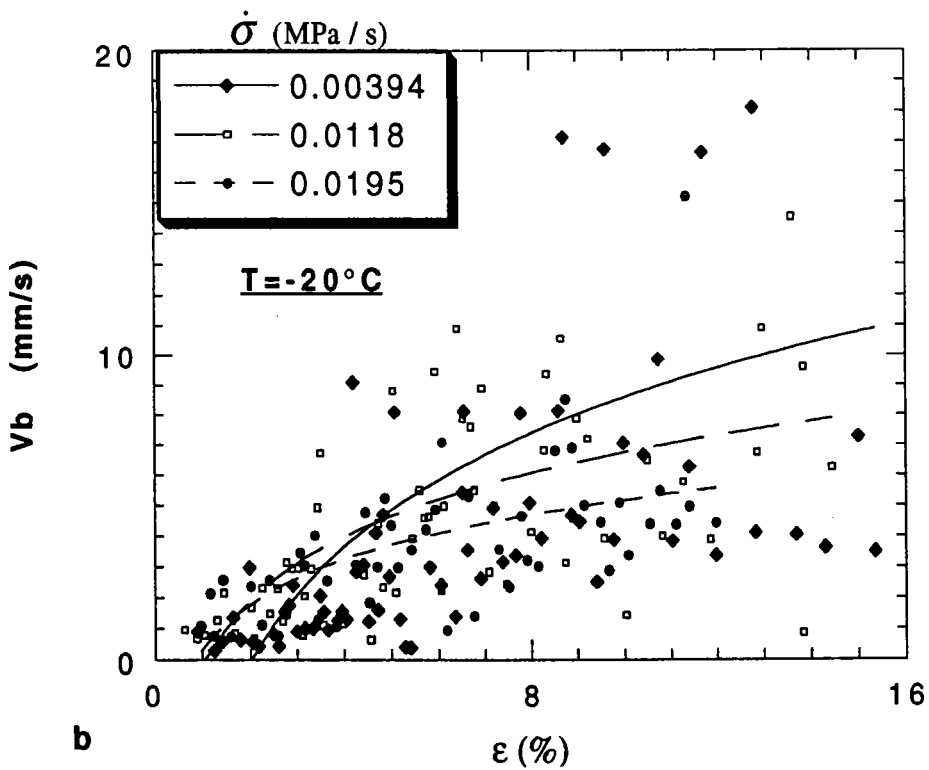
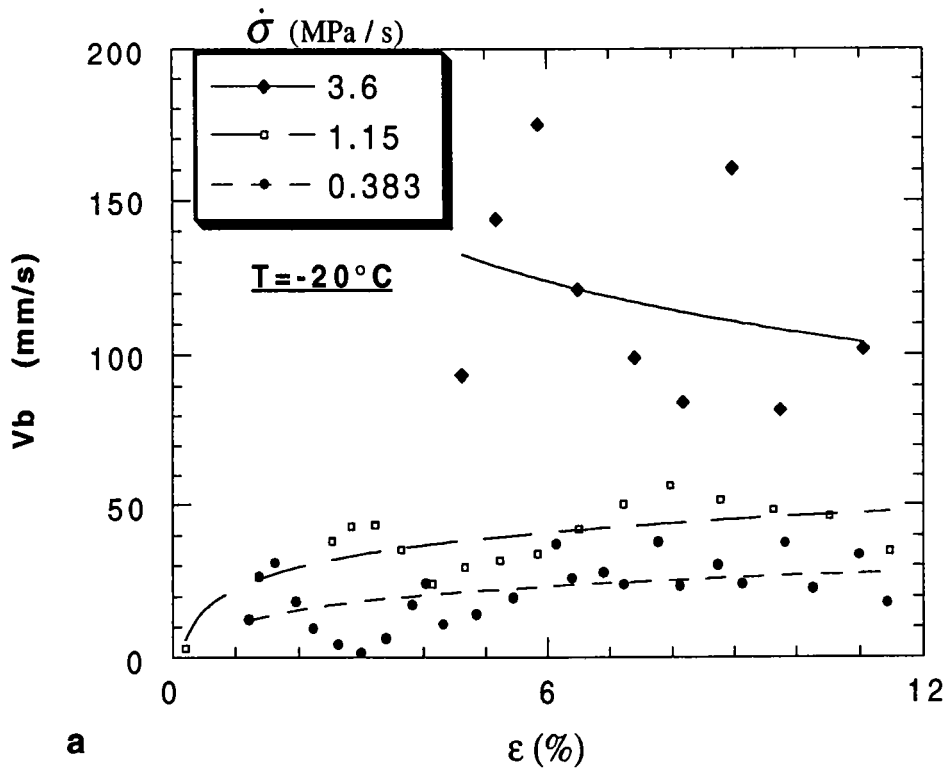


Figure 23 Variations de la vitesse des bandes V_b avec la déformation à $T = -20^\circ\text{C}$
 a- V_b croît avec $\dot{\sigma}$ b- V_b décroît avec $\dot{\sigma}$.

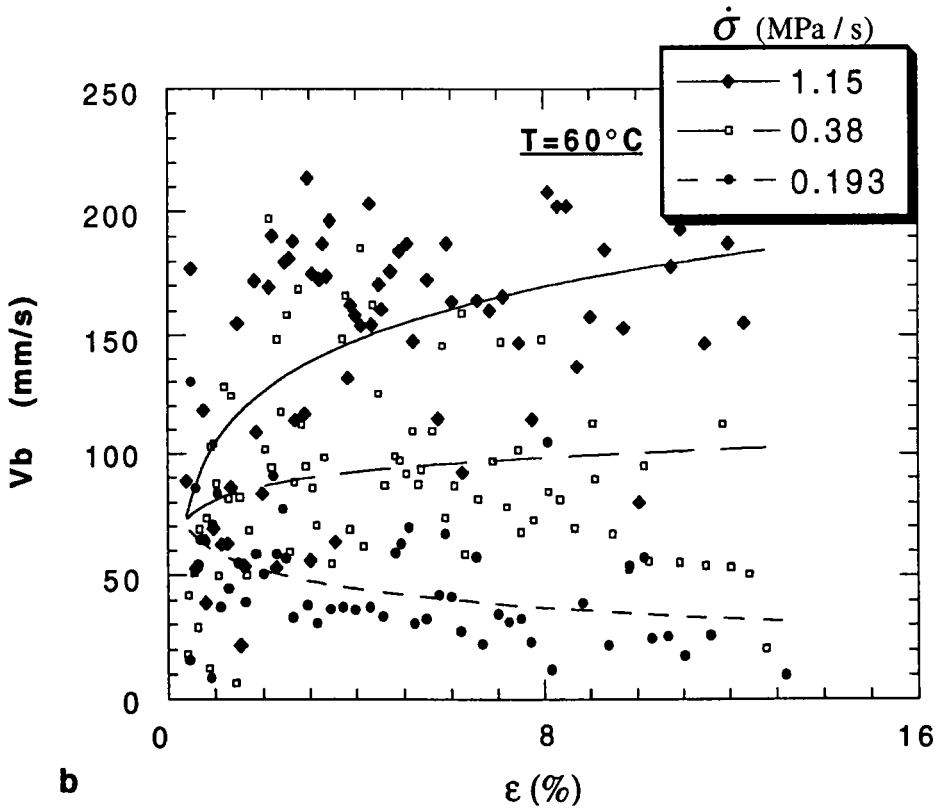
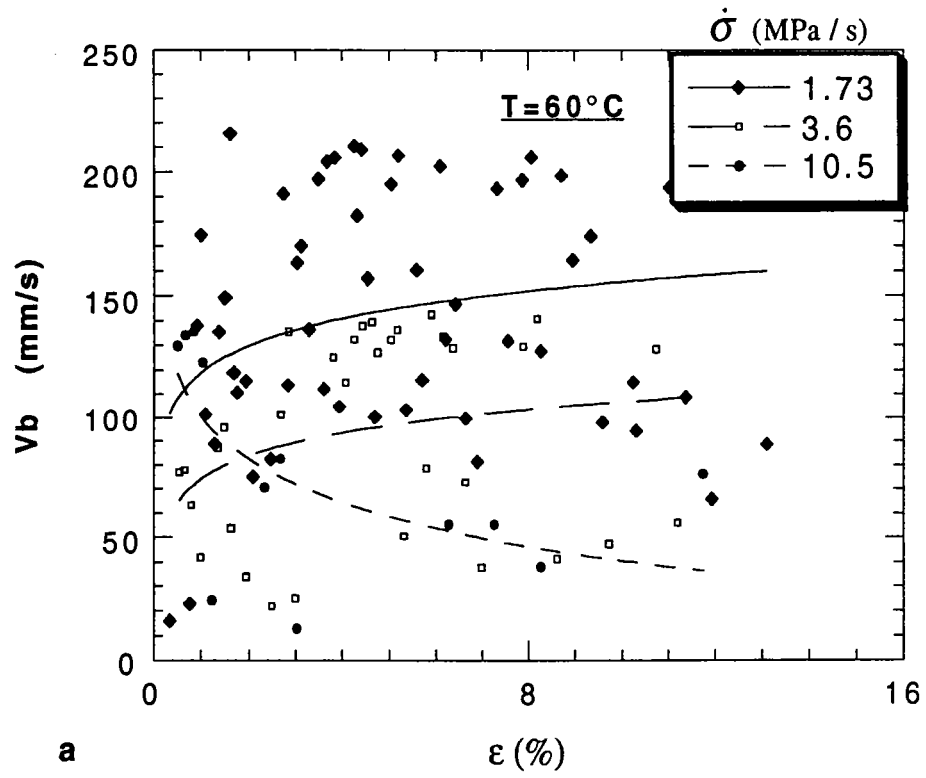


Figure 24 Variations de la vitesse des bandes V_b avec la déformation à $T=60^\circ\text{C}$
 a- V_b décroît avec $\dot{\sigma}$ b- V_b croît avec $\dot{\sigma}$.

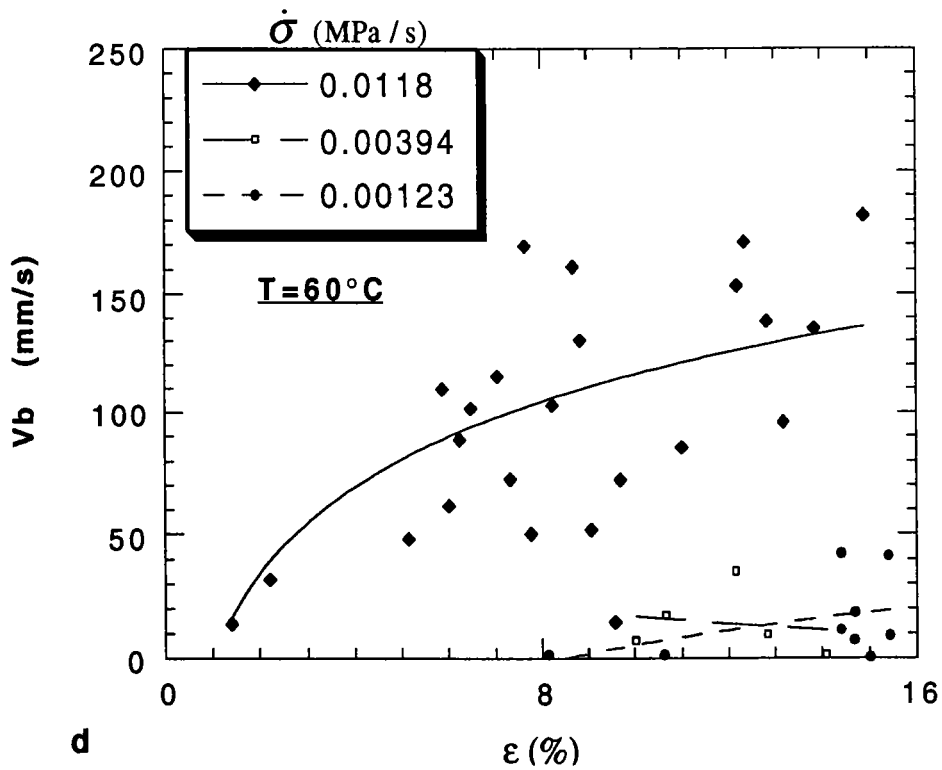
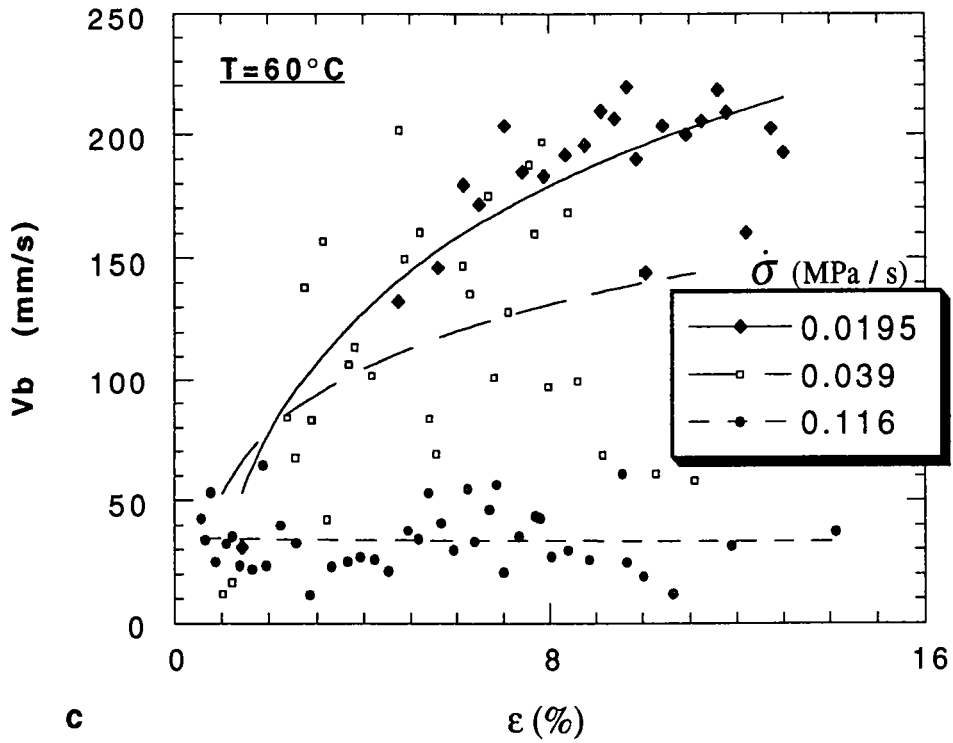


Figure 24 Variations de la vitesse des bandes V_b avec la déformation à $T=60^\circ\text{C}$
 c- V_b décroît avec $\dot{\sigma}$ d- V_b croît avec $\dot{\sigma}$.

4 DÉFORMATION DANS LES BANDES

Comme nous l'avons vu au paragraphe 2, chaque bande est accompagnée d'une déformation plastique ε_B . La mesure de ε_B , contrairement à celle de la vitesse de bande, est très sensible au nombre de zones de concentration de contrainte dans l'éprouvette. La figure 25 montre les variations de V_b et de ε_B dans le cas des deux essais effectués à la plus basse vitesse ($\dot{\sigma}=0.00076$ MPa/s et $T=20^\circ\text{C}$), dont l'un sur une éprouvette aux dimensions réduites (noté S.R. sur la figure 25) avec les couteaux de l'extensomètre placés en dehors de la partie utile.

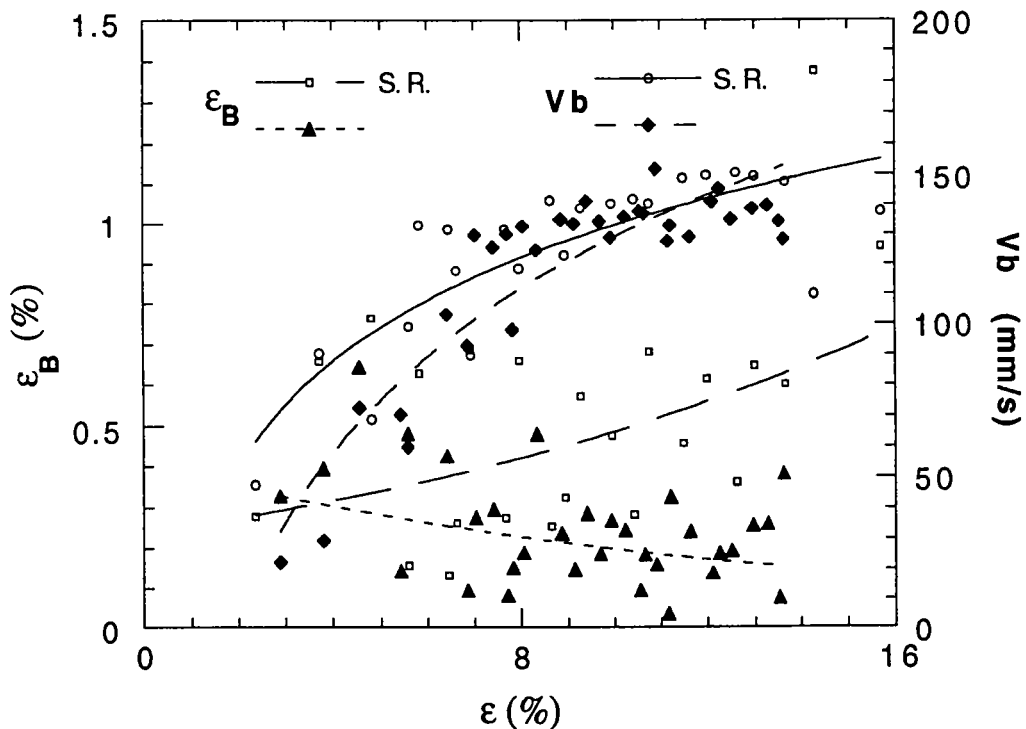


Figure 25 Comparaison des mesures de V_b et ε_B pour les deux essais avec changement de géométrie d'éprouvettes ($\dot{\sigma}=0.00076$ MPa/s, $T=20^\circ\text{C}$).

La comparaison des résultats de la figure 25 montre que les vitesses des bandes restent sensiblement équivalentes, compte tenu de la dispersion sur ces mesures. Par contre, l'effet de multiplication des bandes qui augmente le nombre de stries sur les paliers de déformation (voir figure 6), réduit de façon importante la

déformation contenue dans une bande. Cette réduction atteint un rapport 4 en fin d'essai, si on compare les courbes moyennes de la figure 25. Ce résultat est cohérent avec les enregistrements de la figure 5 où le rapport de réduction de la déformation, dû à l'effet de multiplication des bandes, est aussi de l'ordre de 4.

Ainsi, si on tient compte de l'effet de multiplication des bandes qui tend à diminuer, aux faibles vitesses de contraintes, la déformation dans la bande ϵ_B en cours d'essai, on observe que ϵ_B augmente avec la déformation ϵ dans tous les essais effectués. Cette augmentation est en général plus importante aux fortes valeurs de $\dot{\sigma}$ comme on peut l'observer sur les figures 26 à 28. Ces résultats sont compatibles avec ceux de la littérature [21,25,54-56] en ce qui concerne l'influence de la déformation. On ne distingue pas cependant différents stades dans l'évolution de ϵ_B avec ϵ , observées dans les résultats de Karimi [21].

Les figures 26 à 28 montrent aussi que ϵ_B augmente avec $\dot{\sigma}$ pour toutes les températures d'essai. Cette évolution est conforme à celle observée par Schade et Wijler pour des bandes PLC de type A dans des éprouvettes cylindriques en Au-14%Cu testées sur machine dure [56] ou encore par Korbelt sur l'alliage Cu-37%Zn [67]. Elle est en revanche en contradiction avec les résultats obtenus par Karimi [21], qui montrent que ϵ_B décroît avec $\dot{\sigma}$ aux faibles valeurs de $\dot{\sigma}$, puis croît légèrement.

L'explication avancée par Karimi [21], qui considère que la déformation contenue dans la bande est proportionnelle au temps de vieillissement, lui-même inversement proportionnel à la vitesse de contrainte, ne s'applique pas à nos résultats.

La croissance de ϵ_B dans nos essais, semble donc liée à l'augmentation relativement importante de la densité de dislocations mobiles généralement observée à haute vitesse de déformation. L'augmentation de ϵ_B avec $\dot{\sigma}$ n'est vraiment significative qu'au delà de certaines valeurs de $\dot{\sigma}$ ($\dot{\sigma} > 0.75$ MPa/s à $T=20^\circ\text{C}$, $\dot{\sigma} > 0.38$ MPa/s à $T=100^\circ\text{C}$). Pour les essais effectués aux basses températures, où le PLC ne se manifeste qu'aux faibles vitesses de contraintes, l'augmentation est sensible dès les plus faibles vitesses de traction.

Pour les essais à $T=60^{\circ}\text{C}$, après l'augmentation aux fortes valeurs de $\dot{\sigma}$ (figure 28a), ε_B varie peu avec la vitesse de contrainte aux vitesses intermédiaires ($0.019 < \dot{\sigma} < 0.38 \text{ MPa/s}$).

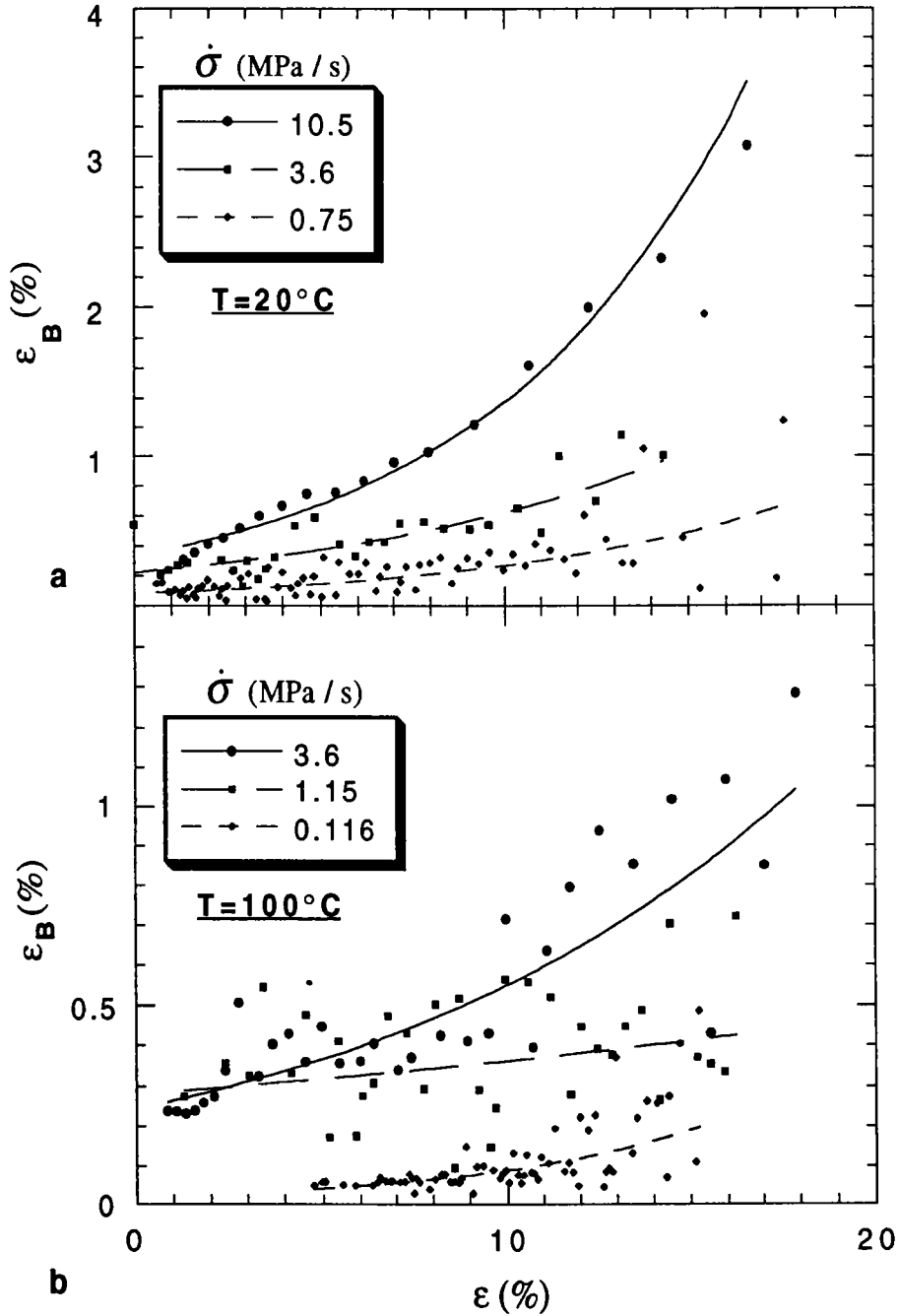


Figure 26 Variations de la déformation dans la bande avec ε pour différentes valeurs de $\dot{\sigma}$ a- $T=20^{\circ}\text{C}$ b- $T=100^{\circ}\text{C}$.

Aux très faibles valeurs de $\dot{\sigma}$ à $T=60^{\circ}\text{C}$, où la propagation est très intermittente à tel point que les courbes de traction s'apparentent à celles obtenues pour des essais sur machine dure (voir figure 14a), on observe de nouveau une diminution de ε_B lorsque $\dot{\sigma}$ décroît (figure 28b).

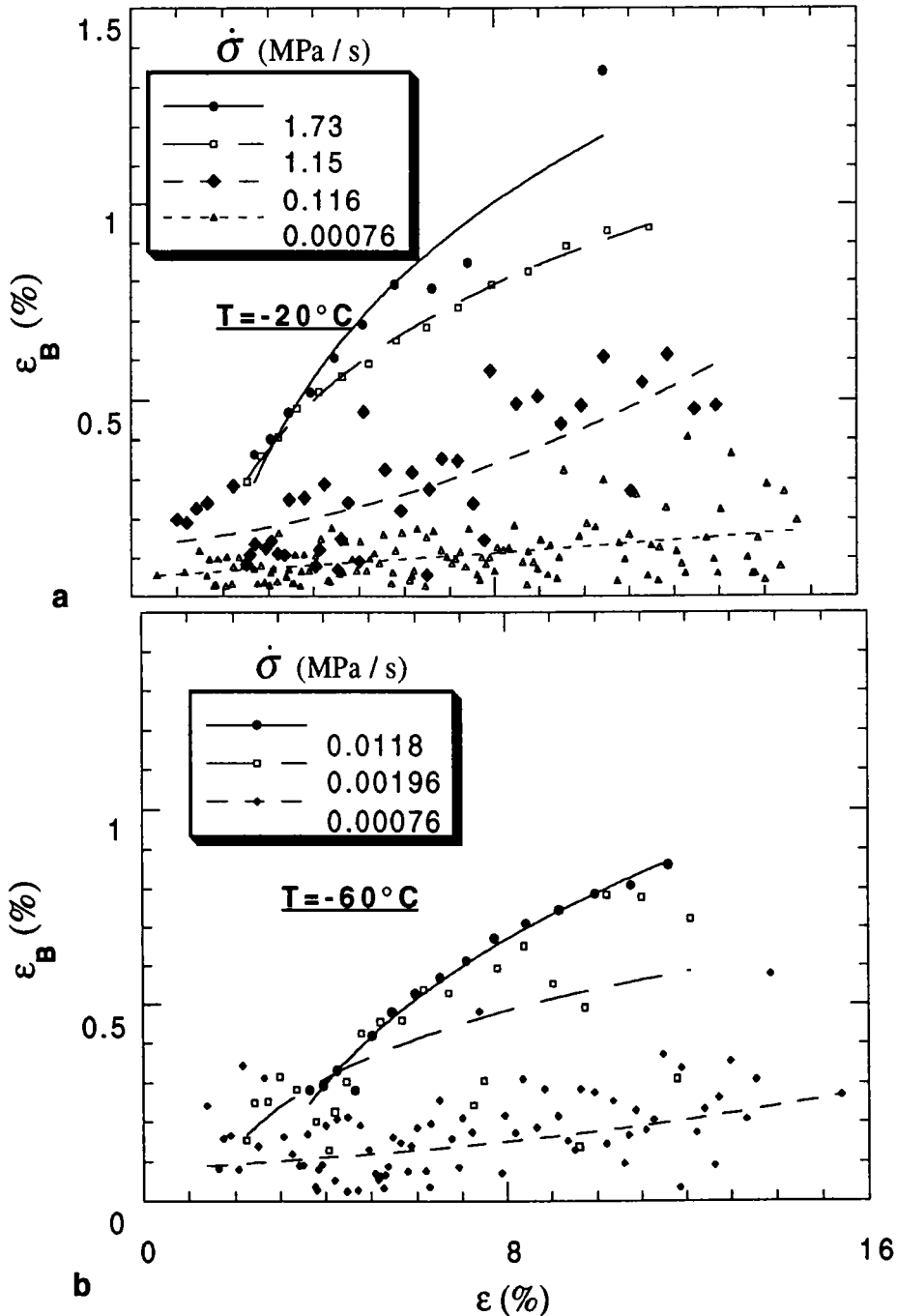


Figure 27 Variations de la déformation dans la bande avec ε

a- $T=-20^{\circ}\text{C}$ b- $T=-60^{\circ}\text{C}$.

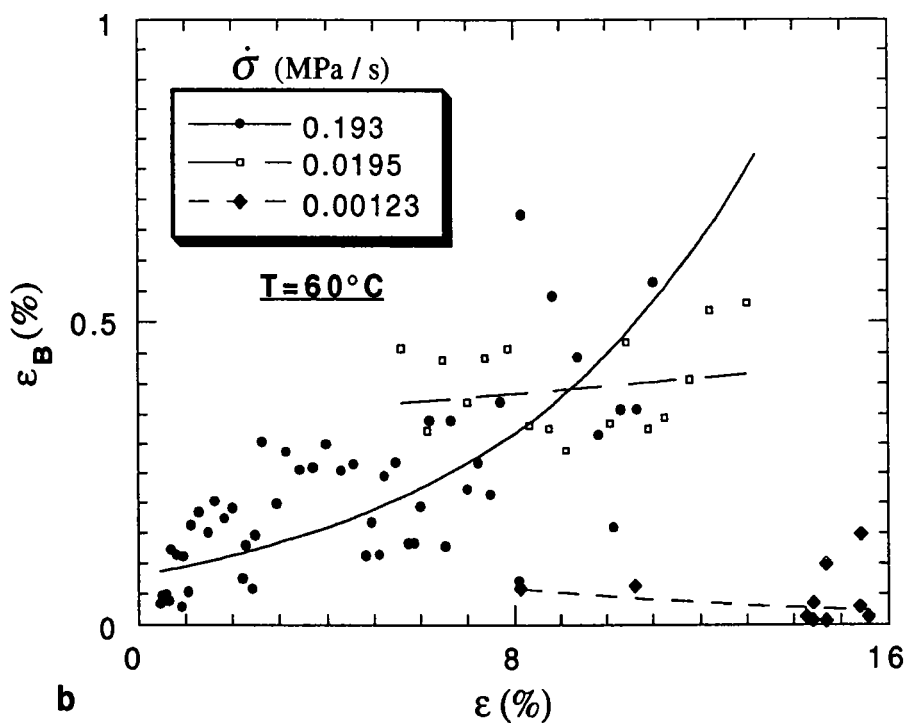
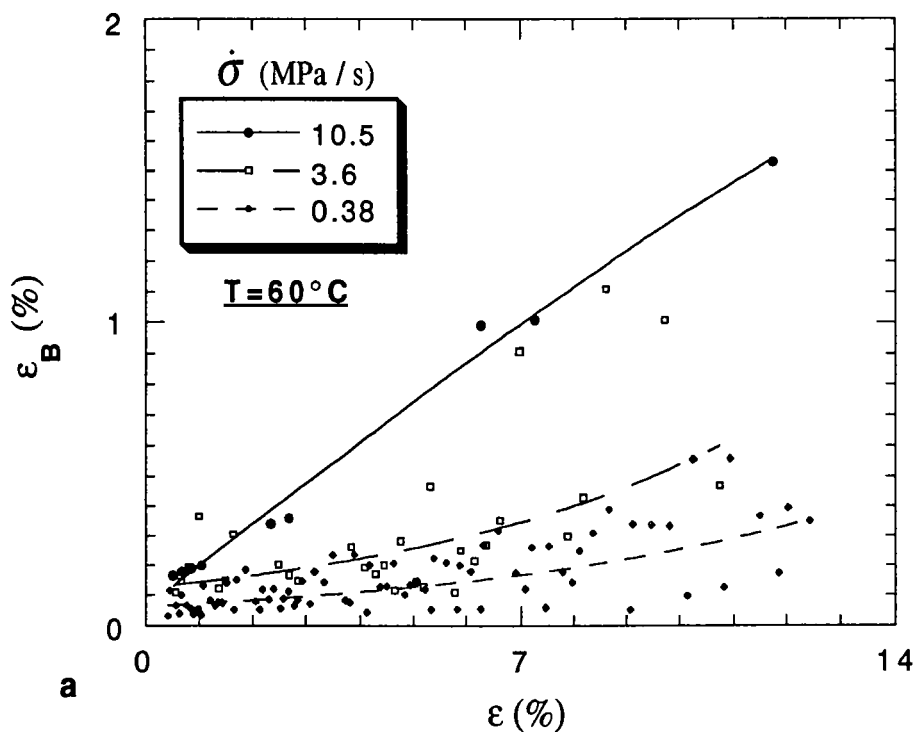


Figure 28 Variations de la déformation dans la bande avec ϵ à $T=60^\circ\text{C}$

a- $\dot{\sigma} > 0.38$ MPa/s b- $\dot{\sigma} < 0.193$ MPa/s.

5 VITESSE DE DÉFORMATION DANS LA BANDE

Lors du passage d'une bande PLC entre les deux couteaux de l'extensomètre, le système d'acquisition utilisé, dont la fréquence d'enregistrement est de 50 points/seconde, permet d'effectuer un grand nombre de mesures (voir le nombre de points sur les figures 3, 8, 10...).

A partir de ces mesures, la vitesse de déformation est définie par :

$$\dot{\epsilon} = \frac{\Delta\epsilon}{\Delta t}$$

où

$\Delta\epsilon$ = variation de la déformation entre deux points de mesure

Δt = temps séparant deux points de mesure ($\Delta t \geq 0.02s$).

La vitesse $\dot{\epsilon}$ varie lorsqu'une bande se propage; elle passe par un maximum que l'on notera $\dot{\epsilon}_B$, vitesse de déformation maximum dans la bande; $\dot{\epsilon}_B$ correspond à la vitesse $\dot{\epsilon}_H$ du modèle de Penning (définie sur la figure 8 du chapitre 1).

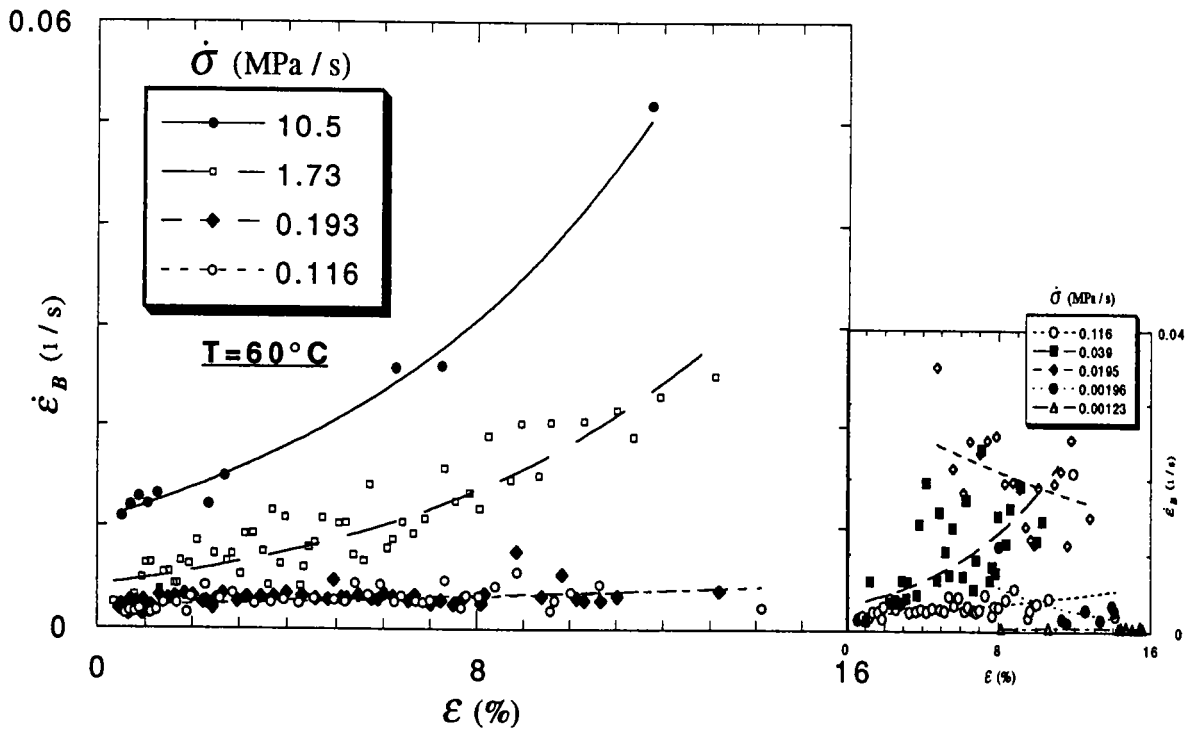
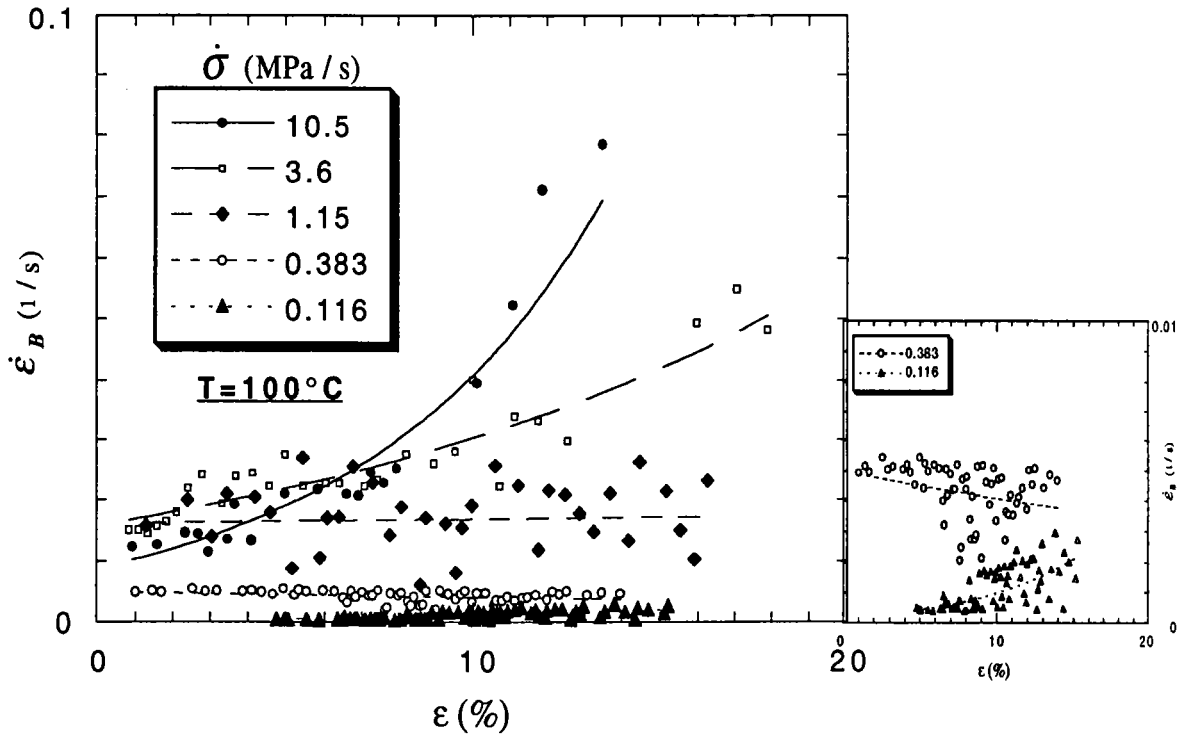
Les variations de $\dot{\epsilon}_B$ en fonction de la déformation sont reproduites sur les figures 29 à 33 pour les différentes températures d'essai et quelques vitesses de contrainte $\dot{\sigma}$.

Nous n'avons pas rapporté l'ensemble des résultats, mais uniquement ceux correspondant aux valeurs de $\dot{\sigma}$ pour lesquelles les évolutions sont les plus caractéristiques.

A $T=100^\circ\text{C}$ (figure 29), $\dot{\epsilon}_B$ augmente avec la déformation aux fortes valeurs de $\dot{\sigma}$; cette augmentation est d'autant plus élevée que $\dot{\sigma}$ est élevée. Pour des valeurs intermédiaires de $\dot{\sigma}$, autour de 1.15 MPa/s, $\dot{\epsilon}_B$ varie peu en cours d'essai. Aux faibles valeurs de $\dot{\sigma}$ (figure 29 en médaillon), $\dot{\epsilon}_B$ semble légèrement diminuer ($\dot{\sigma}=0.383$ MPa/s), pour ensuite augmenter avec la déformation ($\dot{\sigma}=0.116$ MPa/s).

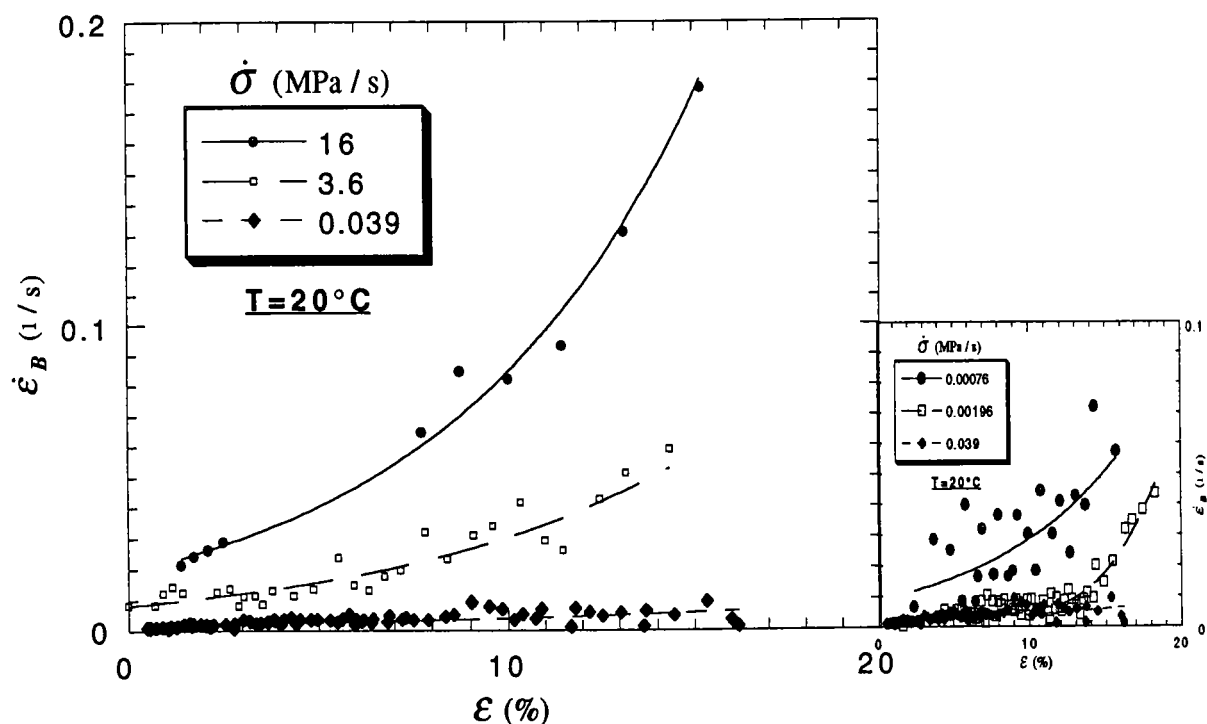
Aux valeurs élevées et intermédiaires ($\dot{\sigma} \geq 0.116$ MPa/s) de $\dot{\sigma}$ à $T=60^\circ\text{C}$ (figure 30), les variations de $\dot{\epsilon}_B$ avec $\dot{\sigma}$ et ϵ sont similaires à celles observées à $T=100^\circ\text{C}$. Lorsque $\dot{\sigma}$ décroît de 0.116 MPa/s à 0.00123 MPa/s, $\dot{\epsilon}_B$ augmente puis diminue avec $\dot{\sigma}$ (figure 30 en médaillon) dans le domaine des vitesses de contrainte où la propagation devient très intermittente i.e. pour $\dot{\sigma} \leq 0.00394$ MPa/s;

les variations en fonction de la déformation étant croissantes puis décroissantes.



Figures 29 et 30 Variations de $\dot{\epsilon}_B$ avec $\dot{\sigma}$ et ϵ à $T=100^\circ\text{C}$ et $T=60^\circ\text{C}$.

Les valeurs de $\dot{\epsilon}_B$ à $T=20^\circ\text{C}$ sont croissantes avec la déformation dans tous les essais (figure 31). Pour $\dot{\sigma}>0.039$ MPa/s, $\dot{\epsilon}_B$ croît avec la vitesse de contrainte; en dessous de 0.039 MPa/s, $\dot{\epsilon}_B$ croît lorsque $\dot{\sigma}$ décroît (figure 31 en médaillon). Comme pour les essais à $T=60^\circ\text{C}$, dans certains intervalles de vitesse de contrainte, la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_B$ augmente avec $\dot{\sigma}$ et dans d'autres, elle diminue avec $\dot{\sigma}$.

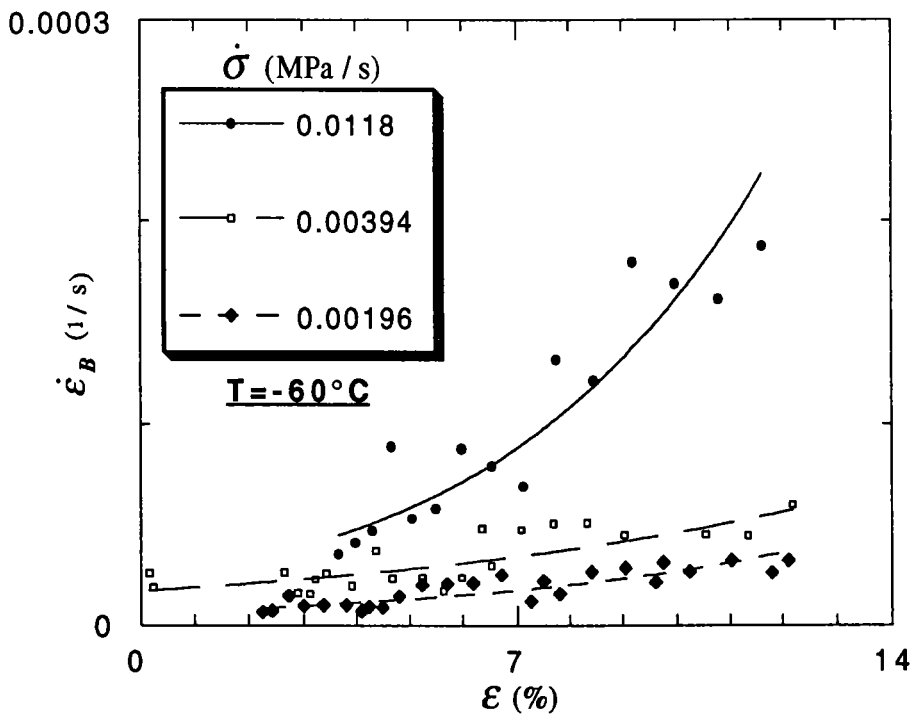
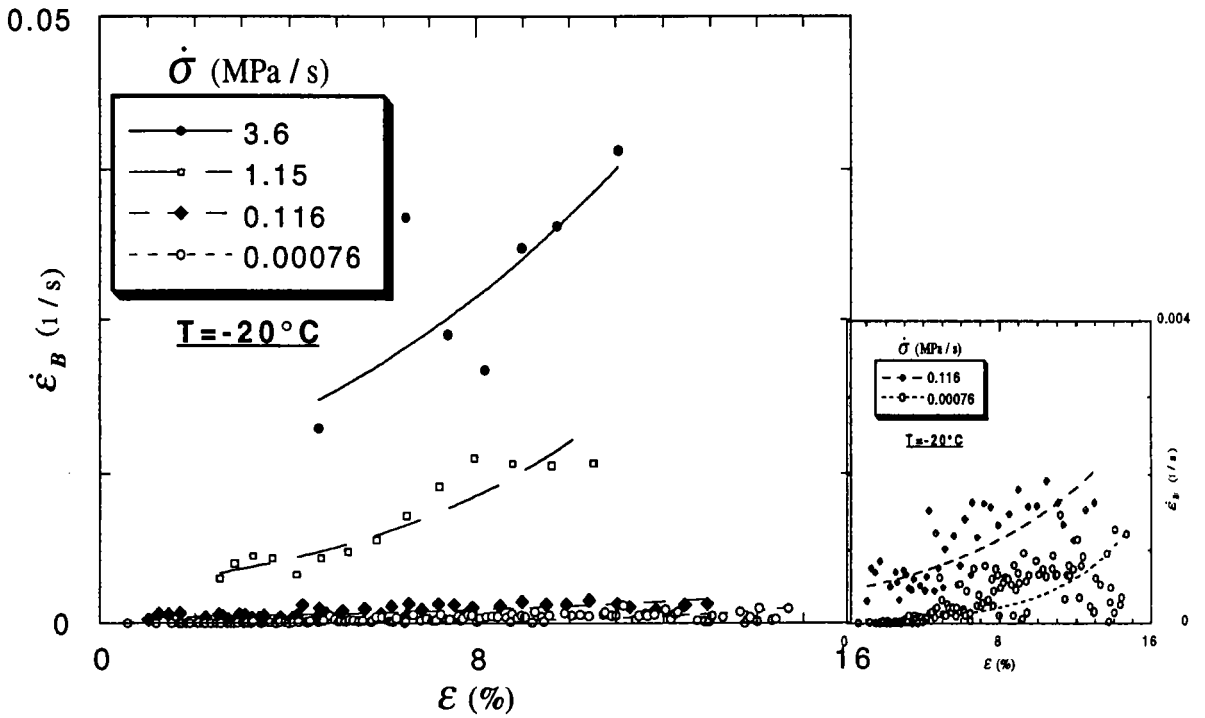


Figures 31 Variations de $\dot{\epsilon}_B$ avec $\dot{\sigma}$ et ϵ à $T=20^\circ\text{C}$.

Les résultats pour les essais aux basses températures ($T=-20^\circ\text{C}$ et $T=-60^\circ\text{C}$) sont représentés sur les figures 32 et 33. La vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_B$ augmente avec la vitesse de contrainte et la déformation. Il faut noter les très faibles valeurs de $\dot{\epsilon}_B$ à $T=-60^\circ\text{C}$.

Dans la littérature, on dispose de peu de résultats concernant les variations des vitesses de déformation $\dot{\epsilon}_B$. Ceux de Karimi [21], obtenus pour $0.23\text{MPa/s} < \dot{\sigma} < 0.0045\text{MPa/s}$, montrent que $\dot{\epsilon}_B$ augmente avec la déformation et la vitesse de contrainte. L'influence de la vitesse de contrainte est plus complexe dans nos essais. Si à $T=100^\circ\text{C}$, $T=-20^\circ\text{C}$ et $T=-60^\circ\text{C}$, les résultats sont qualitativement

similaires à ceux de Karimi, pour les essais à $T=20^{\circ}\text{C}$ et surtout à $T=60^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}_B$ peut croître ou décroître selon l'intervalle de σ étudié.



Figures 32 et 33 Variations de $\dot{\epsilon}_B$ avec $\dot{\sigma}$ et ϵ à $T=-20^{\circ}\text{C}$ et $T=-60^{\circ}\text{C}$.

6 LARGEUR DE BANDES

Les mesures de largeur de bandes W_b sont effectuées selon la procédure indiquée au chapitre 2. On suppose que les bandes ont une inclinaison moyenne de 65° par rapport à l'axe de traction (cette hypothèse sera justifiée ultérieurement par les observations des photos de bandes PLC). Compte tenu de la méthode de mesure utilisée, on peut admettre raisonnablement une erreur de l'ordre de 25% sur les valeurs de W_b .

Les figures 34 à 38 représentent les résultats obtenus pour les différentes températures d'essai. Comme précédemment, par souci de clarté, nous ne reproduisons que les vitesses d'essai $\dot{\sigma}$ pour lesquelles les variations de W_b sont les plus caractéristiques.

A $T=100^\circ\text{C}$ et $T=60^\circ\text{C}$, les largeurs de bandes mesurées augmentent lorsque la vitesse de chargement $\dot{\sigma}$ diminue (figures 34 et 35). Aux basses températures ($T=-20^\circ\text{C}$ et $T=-60^\circ\text{C}$), on observe un comportement inverse, i.e. W_b croît avec $\dot{\sigma}$ (figures 37 et 38). Les essais à température ambiante (figure 36) semble correspondre à un cas intermédiaire où W_b croît avec $\dot{\sigma}$ aux basses vitesses de chargement ($\dot{\sigma} < 3.59 \text{ MPa/s}$) et décroît avec $\dot{\sigma}$ aux vitesses d'essais plus élevées ($\dot{\sigma} > 3.59 \text{ MPa/s}$).

Les variations de la largeur de bande W_b en cours d'essai, montrent que W_b augmente légèrement avec la déformation pour les grandes vitesses de chargement et les températures élevées ($T=20^\circ\text{C}$, 60°C et 100°C), jusqu'à des valeurs stabilisées comprises entre 4 et 8mm qui sont proches de la largeur d'éprouvette (5mm). Aux basses vitesses de chargement à $T=100^\circ\text{C}$, 60°C et 20°C et aux basses températures, W_b diminue avec la déformation. Cette diminution, très prononcée aux basses vitesses et températures élevées, est suivie d'une stabilisation de W_b atteignant des valeurs comprises entre 2 et 10mm.

Il y a peu de mesures de largeur de bandes W_b dans la littérature. Celles de Wijler et al. [55,56,68], de Correia et Fortes [54] et de McCormick et al. [53], effectués à partir d'essais sur machine dure ($\dot{\epsilon}=\text{constante}$), montrent que W_b diminue avec $\dot{\epsilon}$ et la déformation; nos résultats présentent les mêmes tendances aux basses vitesses et/ou aux basses températures d'essai. Les résultats des auteurs

cités, obtenus sur des éprouvettes cylindriques à partir d'enregistrements d'extensométrie diamétrale, moins sensible que l'extensométrie axiale, indiquent que W_b tend vers une valeur stabilisée qui correspond au diamètre des éprouvettes utilisées [53,56]. Par ailleurs l'hypothèse faite par Wijler et al. [53], ne nous paraît pas justifiée; ces auteurs supposent que les bandes traversent une par une l'éprouvette et sans temps d'arrêt aux extrémités de celle-ci. Dans ces conditions, ils sous-estiment la vitesse et la largeur des bandes aux basses vitesses d'essai où les temps d'arrêt deviennent importants.

L'influence de la température, telle qu'elle est décrite dans les résultats de Wijler et al [68], est qualitativement semblable à celle mise en évidence par nos essais. On observe en effet, à vitesse de contrainte fixée et pour une déformation de 6%, une augmentation de la largeur des bandes lorsque la température diminue. L'essai à $\dot{\sigma}=0.0118$ MPa/s indique toutefois une valeur minimum de W_b pour la température $T=20^\circ\text{C}$.

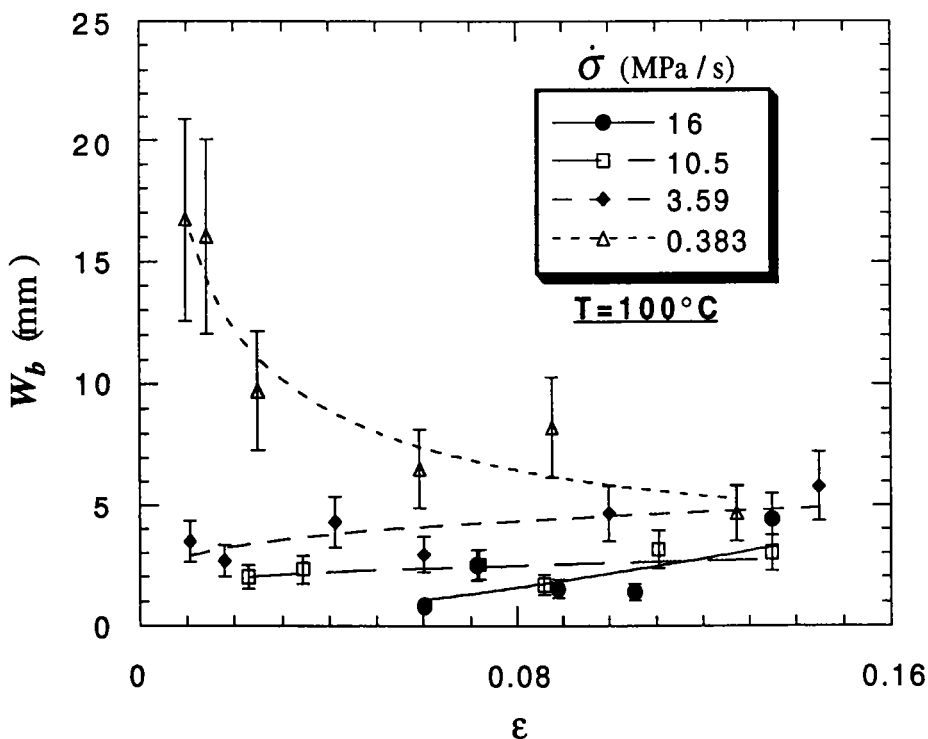


Figure 34 Variations de la largeur des bandes à $T=100^\circ\text{C}$.

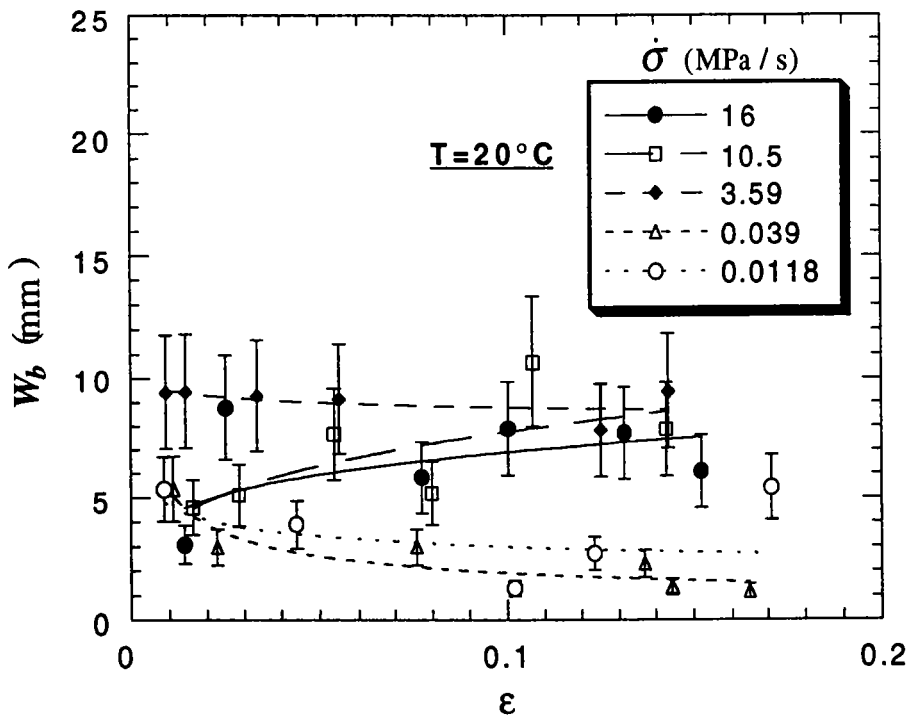
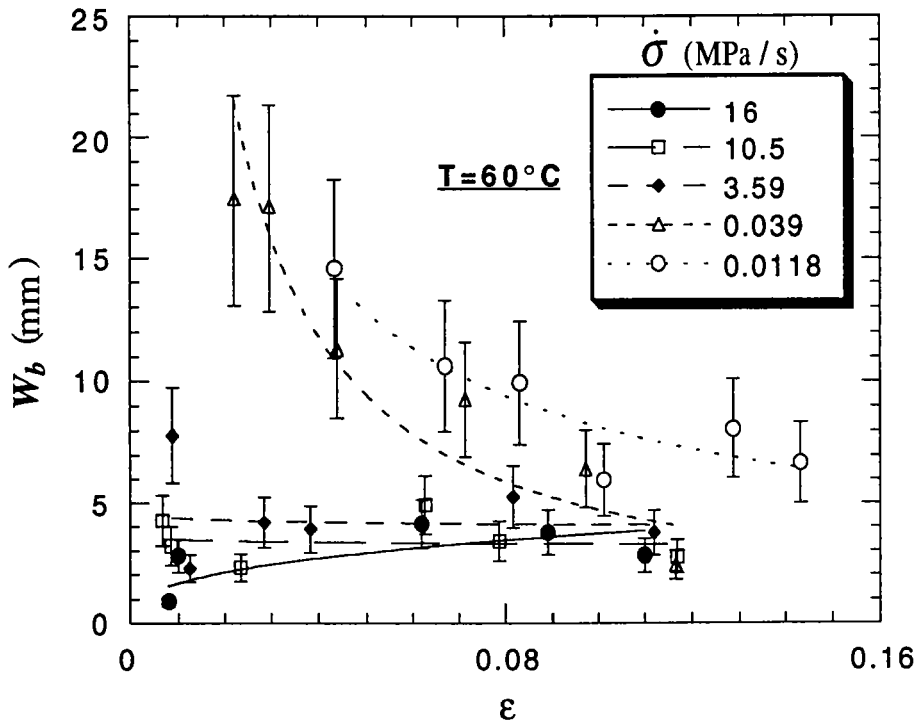


Figure 35 et 36 Variations de la largeur des bandes à T=60°C et T=20°C.

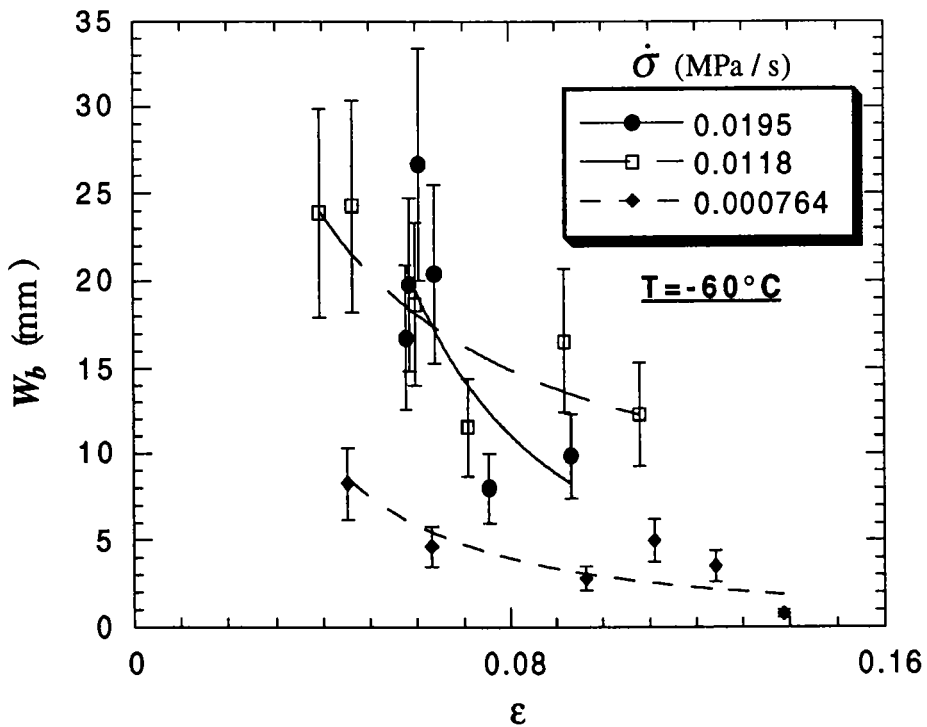
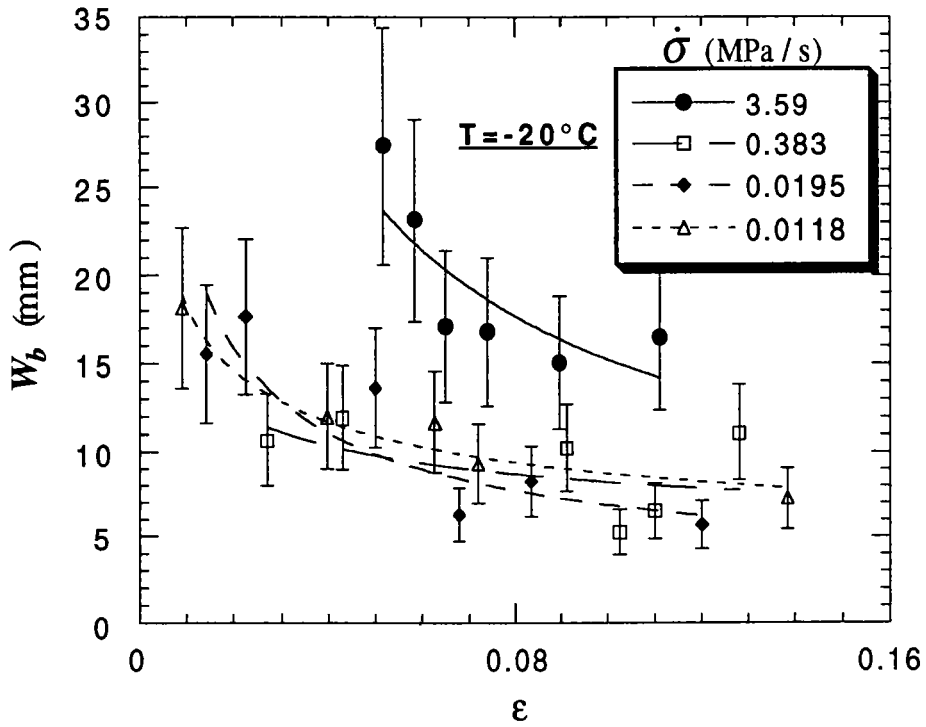


Figure 37 et 38 Variations de la largeur des bandes à $T = -20^\circ\text{C}$ et $T = -60^\circ\text{C}$.

7 CHUTES DE CONTRAINTE ET TEMPS DE RECHARGEMENT

Comme nous l'avons constaté lors de la présentation des courbes de traction et des bandes associées aux paliers que l'on observe sur ces courbes, la propagation des bandes PLC s'accompagnent dans certains cas d'une chute de la contrainte (voir figures 3, 5, ...). Cependant, aux vitesses de contraintes élevées, la contrainte continue de croître linéairement avec le temps sans aucune influence mesurable du déclenchement de l'instabilité plastique.

Les chutes de contrainte $\Delta\sigma$, sont une conséquence du processus de vieillissement qui dure pendant un certain temps que l'on notera T_r ; T_r correspond au temps de rechargement, défini comme la durée séparant 2 bandes de déformation plastique. Pendant ce temps de vieillissement T_r , les atomes de soluté diffusent sur les dislocations [4,12] et les arrêtent momentanément [22,23,26]. Lorsque les dislocations s'échappent de leur atmosphère de soluté, elles provoquent, dès lors que le temps de vieillissement est suffisant (i.e. aux faibles vitesses de chargement), une relaxation de la contrainte $\Delta\sigma$.

Les grandeurs $\Delta\sigma$ et T_r étant physiquement liées, nous avons présenté sur les figures 39 à 42 les variations de $\Delta\sigma$ avec T_r pour différents essais.

L'examen de ces courbes, tracées en échelle Log-Log, montrent une évolution en loi puissance $\Delta\sigma = T_r^n$, avec une dispersion plus ou moins importante selon les cas. On observe en général que l'exposant n tend vers 0 lorsque les temps T_r deviennent grand c.à.d. vers les faibles vitesses de chargement. Ce résultat est cohérent avec ceux obtenus par Pink et al. [69-71] pour des bandes de type A dans un alliage d'aluminium 7020.

La concentration en soluté C_s sur les dislocations pendant le temps d'arrêt t_w , s'exprime en adoptant la relation proposée par Cottrell et Bilby [12] :

$$C_s = C_o(KDt_w)^{2/3}$$

où C_0 est la concentration en soluté dans l'alliage ($C_0 \ll C_s$), D la constante de diffusion du soluté dans le métal de base et K une constante qui dépend de l'énergie de liaison soluté-dislocation.

Si on admet que la chute de contrainte $\Delta\sigma$ est proportionnelle à la concentration C_s et en considérant que la durée de rechargement T_r correspond au temps d'attente t_w , on peut s'attendre d'après la relation précédente à une pente $n=2/3$ pour les courbes $\Delta\sigma=f(T_r)$ exprimées en échelle Log-Log. Les valeurs de n calculées à partir de nos résultats sont reportées ci-dessous :

<u>T=100°C</u>	$\dot{\sigma} = 1.73$ MPa/s	n=0.55
	$\dot{\sigma} = 1.15$ MPa/s	n=0.35
	$\dot{\sigma} = .383$ MPa/s	n=0.24

<u>T=60°C</u>	$\dot{\sigma} = .383$ MPa/s	n=0.70
	$\dot{\sigma} = .193$ MPa/s	n=0.47
	$\dot{\sigma} = .116$ MPa/s	n=0.48
	$\dot{\sigma} = .039$ MPa/s	n=0.14
	$\dot{\sigma} = .0118$ MPa/s	n≈ 0

<u>T=20°C</u>	$\dot{\sigma} = 0.75$ MPa/s	n=0.64
	$\dot{\sigma} = .193$ MPa/s	n=0.23
	$\dot{\sigma} = .0195$ MPa/s	n=0.12
	$\dot{\sigma} = .00394$ MPa/s	n=0.06
	$\dot{\sigma} = .00076$ MPa/s	n≈ 0

<u>T=-20°C</u>	$\dot{\sigma} = .039$ MPa/s	n=0.11
	$\dot{\sigma} = .0118$ MPa/s	n=0.23
	$\dot{\sigma} = .00394$ MPa/s	n=0.29
	$\dot{\sigma} = .00196$ MPa/s	n=0.16
	$\dot{\sigma} = .00076$ MPa/s	n=0.03

L'exposant n n'est proche de la valeur $2/3$ que pour les essais effectués aux vitesses élevées. De récentes études [72,73] ont montré que la valeur $n=1/3$ concordait mieux avec les mesures expérimentales.

La relation de Cottrell-Bilby donnant la concentration C_s n'étant valable que pour les faibles temps de vieillissement, Louat [48] généralisa cette relation et proposa, pour mieux rendre compte des effets de saturation, une loi de type Voce [74] pour la concentration de solutés sur les dislocations :

$$C_s = C_m \left[1 - \exp \left(- \frac{C_o}{C_m} (KDt_w)^{2/3} \right) \right]$$

où C_m est la concentration de saturation. On remarquera que lorsque le temps de vieillissement t_w est faible, l'équation de Louat tend vers la relation initiale de Cottrell-Bilby.

On peut admettre comme précédemment que les chutes de contrainte $\Delta\sigma$ et leur valeur maxi $\Delta\sigma_{\max}$ sont proportionnelles respectivement aux concentrations C_s et C_m .

Les courbes en médaillon (figures 39 à 42), représentent les variations de $\text{Log} \left[1 - \frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma_{\max}} \right]$ en fonction de $T_r^{2/3}$; nous n'avons pas

reproduit sur ces courbes les variations aux temps de rechargement élevés car les écarts à la linéarité sont trop importants. On se rend donc compte que l'utilisation de la relation de Louat améliore légèrement les résultats mais ne décrit pas non plus convenablement les variations de $\Delta\sigma$ en fonction de T_r conformément au modèle de vieillissement dynamique.

Ce modèle tel qu'il est formulé ne tient pas compte des effets éventuels de précipitation qui réduisent la concentration de solutés sur les lignes de dislocations comme le suggèrent de récentes études [58,75]. Pour rendre compte de l'influence de la précipitation pendant la déformation, Bréchet et Estrin [58] proposent de remplacer la concentration C_s par une concentration $(C_s)^*$ corrigée qui s'exprime :

$$C_s^* = C_s - \Phi C_p \quad \text{où } C_p \text{ est la concentration dans les précipités.}$$

Dans l'expression de C_s , C_o est aussi remplacé par $C_o^* = C_o - \Phi C_p$.

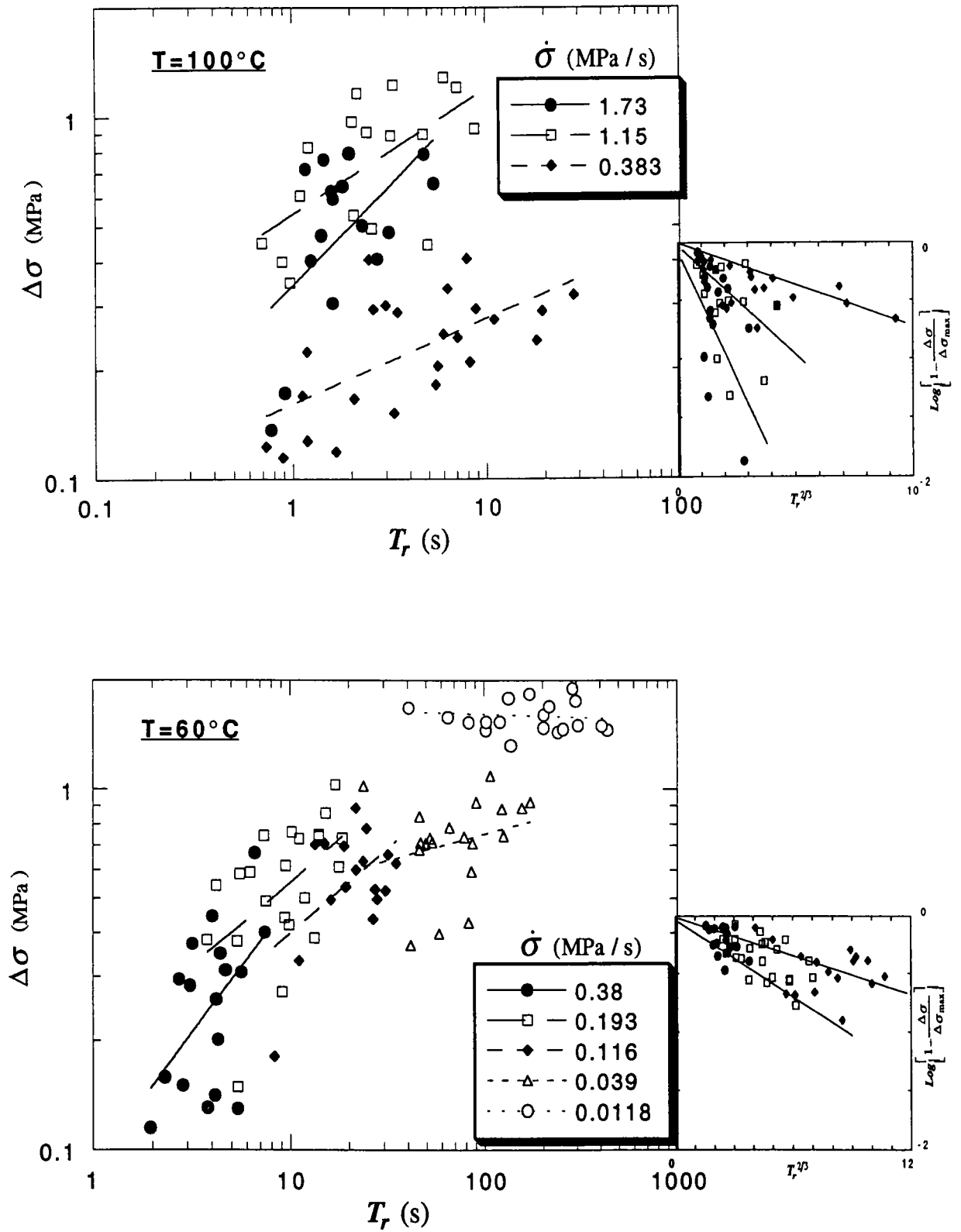


Figure 39 et 40 Variations des chutes de contraintes avec le temps T_r .

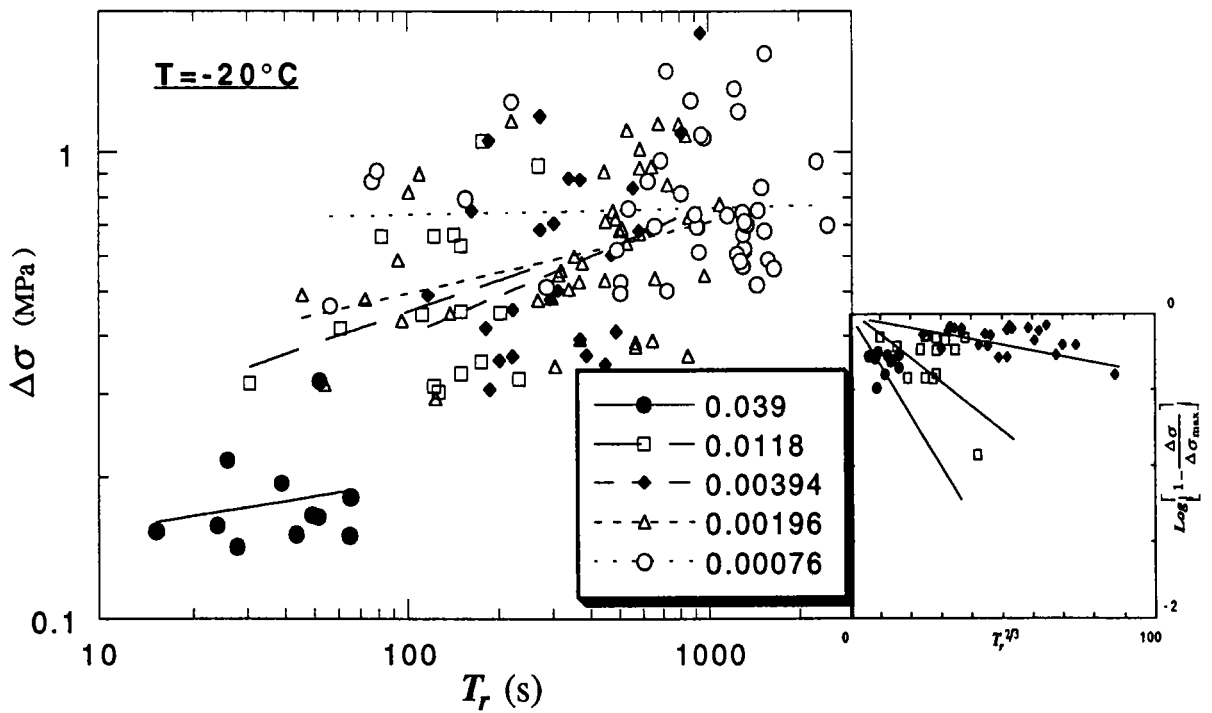
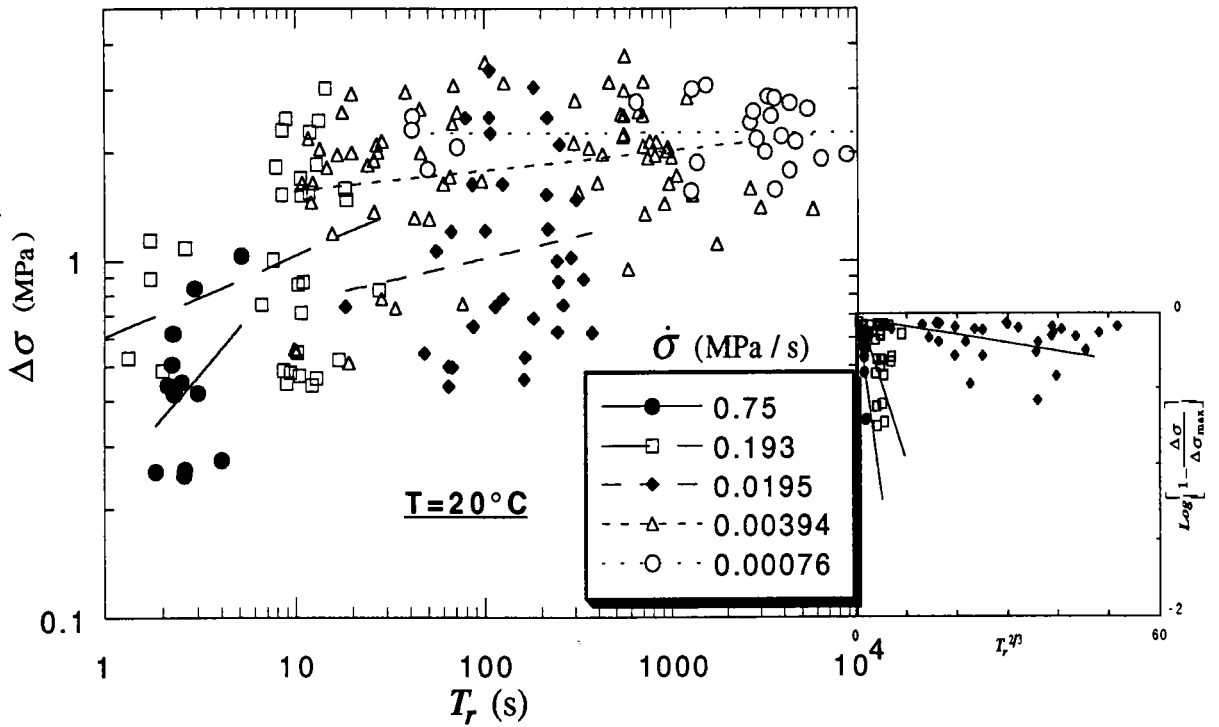


Figure 41 et 42 Variations des chutes de contraintes avec le temps T_r .

La fraction volumique Φ de précipités fins dans l'alliage, étant inversement proportionnelle à la vitesse de chargement, le modèle considéré [58] pourrait expliquer les variations de $\Delta\sigma$ en fonction de T_r aux faibles vitesses de chargement lorsque les valeurs de T_r sont élevées. Nous reviendrons dans la discussion des résultats sur les prévisions du modèle [58] en ce qui concerne les variations d'autres grandeurs.

8 CONCLUSIONS

Les résultats obtenus à partir d'essais sur machine molle permettent de dégager les conclusions suivantes :

- Le domaine d'existence du phénomène Portevin-Le Chatelier, représentant dans un diagramme $\text{Log}\dot{\sigma}-1/T$ les essais pour lesquels on observe un écoulement instable, est fermé aux températures et vitesses de chargement élevées.
- La propagation des bandes PLC aux températures élevées ($T=20^\circ\text{C}$, $T=60^\circ$ et $T=100^\circ\text{C}$) est continue aux fortes et faibles vitesses de contrainte; cette propagation se fait à $\dot{\sigma}$ constant lorsque la vitesse de chargement est élevée, alors qu'elle s'accompagne d'une chute de la contrainte aux faibles valeurs de $\dot{\sigma}$. Aux vitesses intermédiaires, les bandes se propagent de façon intermittente; ce type de propagation est observée toujours à $T=-60^\circ\text{C}$ et aux basses vitesses de contraintes à $T=-20^\circ\text{C}$. Aux vitesses élevées la propagation redevient continue à $T=-20^\circ\text{C}$.
- Les vitesses de propagation des bandes V_b , qui tendent en général vers une valeur stabilisée en cours d'essai, peuvent augmenter ou diminuer avec la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$, selon l'intervalle de $\dot{\sigma}$ considéré. Aux faibles températures ($T=-20^\circ\text{C}$ et $T=-60^\circ\text{C}$), les vitesses V_b diminuent avec T ; l'influence de la température T sur V_b paraît plus complexe aux températures élevées.
- Les déformations dans les bandes ϵ_B , augmentent avec la déformation et la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$. Cette augmentation est plus marquée aux fortes valeurs de $\dot{\sigma}$. La vitesse de déformation dans la bande $\dot{\epsilon}_B$ présente en général les mêmes évolutions que ϵ_B ; cependant, aux valeurs intermédiaires et faibles de $\dot{\sigma}$, on observe parfois une diminution de $\dot{\epsilon}_B$ avec la déformation et avec $\dot{\sigma}$.

- Les chutes de contraintes augmentent lorsque la vitesse de chargement diminue. Leur évolution en fonction des temps de rechargement présente en échelle log-log, des pentes comprises entre 0 et 0,7. Les valeurs de ces pentes proches de $2/3$ (valeur prévue par le modèle de Cottrell-Bilby), sont obtenues lorsque la vitesse de chargement est élevée.

CHAPITRE IV
RÉSULTATS
EXPÉRIMENTAUX SUR
MACHINE DURE

RÉSULTATS SUR MACHINE DURE

1 LIMITES DU DOMAINE PLC

Comme dans le cas des expérimentations sur machine molle, les essais sur machine dure pour l'alliage AG3 ont été effectués à 5 températures différentes comprises entre -60°C et 100°C . Les vitesses de déformation étudiées varient de $\dot{\epsilon}=7.92 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$ à $\dot{\epsilon}=1.92 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$. Les limites du domaine d'existence du PLC sont présentées dans un diagramme $\log \dot{\epsilon}-1/T$ sur la figure 1. A titre de comparaison, quelques valeurs relatives aux échantillons AG5 montrant l'influence de la composition initiale sur l'apparition de l'instabilité, sont également reproduites sur cette figure.

Aux hautes températures et faibles vitesses de déformation, en bas à gauche sur la figure 1, les courbes de traction sont lisses car la déformation est en régime de traînage des dislocations. Aux basses températures et grandes vitesses de déformation, en haut à droite sur la figure 1, les courbes de traction sont également lisses; les dislocations sont en régime de friction dans cette zone. Entre ces deux extrémités, l'effet PLC se manifeste. Les deux régimes de déformation, le traînage et la friction, s'alternent et donnent lieu à une instabilité plastique caractérisée par une déformation macroscopiquement hétérogène.

A $\dot{\epsilon}$ fixée, l'intervalle de température où se manifeste le phénomène PLC est d'autant plus large que la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ est faible. En revanche, à T fixée, l'intervalle de vitesse de déformation où le PLC existe, semble plus étendu aux températures intermédiaires.

Le domaine d'existence du PLC se referme aux hautes températures et grandes vitesses de déformation, comme on l'a observé au chapitre 3, pour les limites du PLC sur une machine souple.

Pour des raisons techniques liées à la vitesse minimum que l'on peut imposer à la traverse de la machine de traction, nous n'avons pas pu déterminer les limites du domaine d'existence du PLC aux très basses vitesses de déformation.

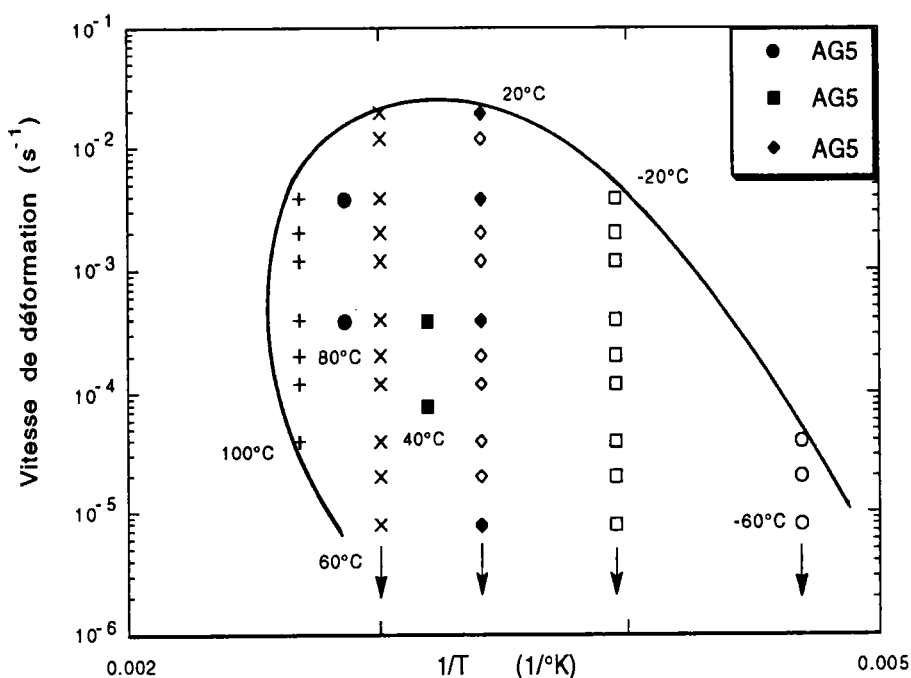


Figure 1 Domaine d'existence du PLC pour des essais à $\dot{\epsilon}$ constant.

Il n'existe à ce jour aucune étude expérimentale dans un alliage sujet au phénomène PLC, décrivant l'ensemble du domaine d'instabilité. Les observations expérimentales d'autres auteurs [21,43,44,62,69,76] concernant les limites d'apparition de l'instabilité PLC décrivent deux droites de pente différente dans un diagramme log $\dot{\epsilon}$ -1/T. Ces résultats prévoient une convergence des courbes limites dans le domaine des hautes températures et grandes vitesses de déformation.

Le domaine d'existence du PLC, pour le même alliage et le même traitement thermique, est fonction du type de machine utilisée pour l'expérience (machine dure ou machine molle). En comparant les résultats de la figure 1 du chapitre 3 (exprimés en termes de $\dot{\sigma}/h_{\text{moy}}$ où le taux d'écrouissage $h_{\text{moy}} \approx 1000$ MPa) à ceux obtenus sur machine dure, on constate que le domaine des instabilités PLC est plus étendu pour les essais sur machine molle.

2 MORPHOLOGIE DES BANDES

Il existe des matériaux dans lesquels la déformation plastique apparaît hétérogène à l'échelle macroscopique (phénomène PLC). Les courbes de traction présentent des décrochements répétés et toute la déformation semble confinée, à un instant donné, dans une onde de déformation plastique. Ce processus consiste en l'initiation soudaine et locale, suivie de la propagation rapide, d'une quantité de déformation très importante dans une région de l'échantillon appelée "bande de déformation plastique". Comme nous l'avons vu au chapitre précédent, une bande de déformation est caractérisée par la déformation qu'elle contient, sa largeur, sa vitesse de propagation et la vitesse de déformation. Ces éléments dépendent des conditions expérimentales telles que la température, la vitesse et le chemin de mise en charge, la contrainte appliquée et le taux de déformation. Pour pouvoir observer aisément les bandes de déformation, quelques essais ont été effectués à partir de l'état initial des éprouvettes après laminage. Dans ce cas, les bandes sont très régulières, et visibles à l'oeil nu (figure 2).

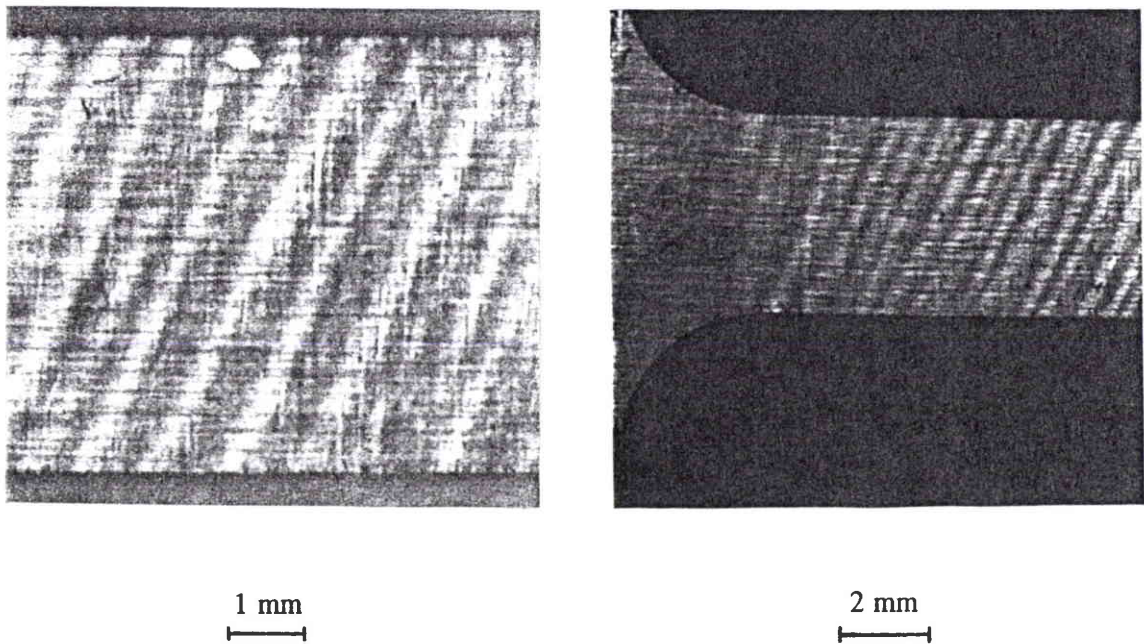


Figure 2 Bandes PLC dans l'AG3 sollicité à $\dot{\epsilon}=7.92 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$.

Nous avons mesuré l'angle d'inclinaison des bandes de déformation plastique par rapport à l'axe de traction de l'éprouvette; la valeur moyenne obtenue est de 65° . Elle est proche de celles données dans la littérature qui varient entre 55 et 60° [69]. Les largeurs des bandes ont été aussi mesurées. Elles varient pour ces essais entre 0.8 et 1 mm et correspondent aux valeurs minimales déterminées pour les essais sur machine souple.

Pour mesurer la déformation dans tous nos essais, un extensomètre à jauges a été utilisé (cf. chapitre 2). Les couteaux de fixation de l'extensomètre sur l'éprouvette, créent des zones de concentration de contrainte qui sont des sites privilégiés pour l'initiation des bandes. La figure 3a montre des bandes, initiées sur le couteau de l'extensomètre, et qui se sont propagées de part et d'autre avec des directions d'inclinaison différentes. Les bandes peuvent également changer d'angle d'inclinaison, sur des zones de concentration de contraintes autres que les couteaux de l'extensomètre, comme le montre la figure 3b.

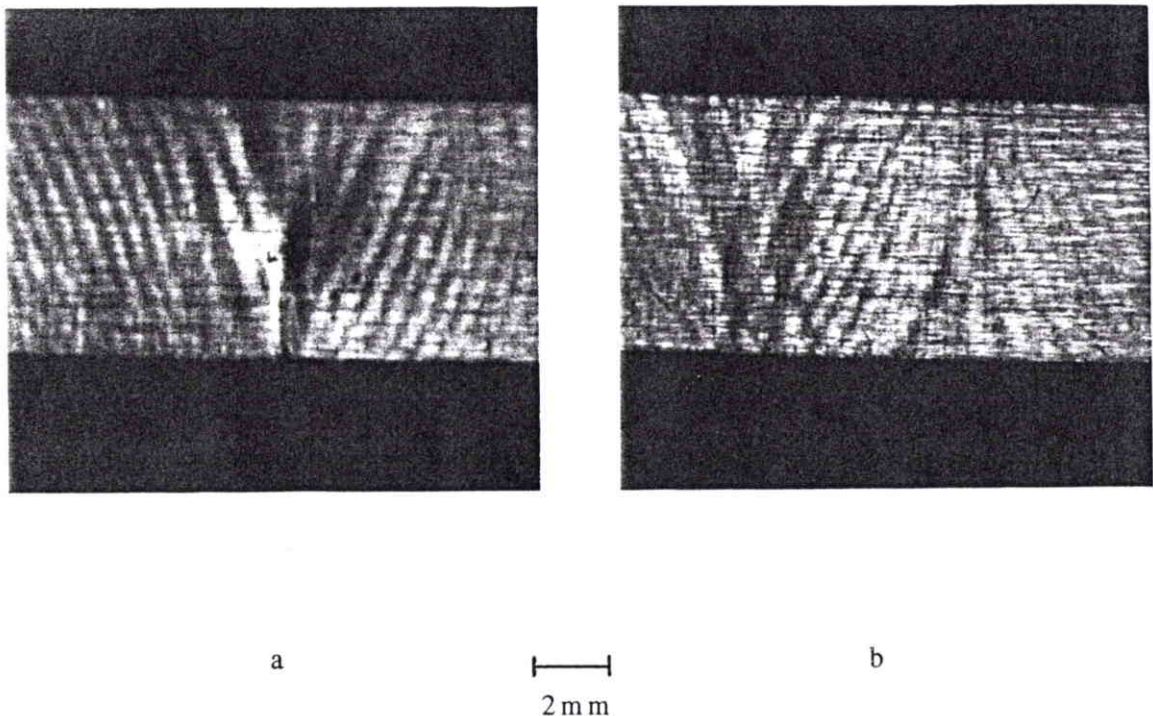


Figure 3 Bandes PLC près: a- Couteau de l'extensomètre
b-Zone de concentration des contraintes.

3 COURBES DE TRACTION

Sur une machine de traction dite "dure", la traverse mobile de la machine se déplace à vitesse imposée V_T . Si l'éprouvette ne se déforme pas plastiquement, ou si elle se déforme plus faiblement que la vitesse de traverse ne l'impose, la contrainte appliquée augmente progressivement jusqu'à l'initiation d'une bande de déformation plastique. Cette bande se propage très rapidement le long de l'éprouvette produisant un allongement brusque de celle-ci. Au cours de cette déformation plus rapide que le déplacement de la traverse, la machine se décharge élastiquement, la contrainte appliquée chute jusqu'au seuil inférieur de propagation de la bande qui correspond à son arrêt total. La déformation de l'éprouvette cesse et la machine se recharge par déplacement de la traverse, jusqu'à ce que le seuil de contrainte correspondant à l'initiation d'une autre bande soit de nouveau atteint. L'ensemble de ces cycles se traduit par des décrochements (ou serrations) sur la courbe de traction dont la forme dépend des caractéristiques du matériau et des conditions expérimentales (rigidité de la machine, montage, température, vitesse de déformation de l'essai, ...).

3-1 Alliage AG3

a- Essais à température ambiante

La figure 4 reproduit les courbes de traction à $T=20^\circ\text{C}$. L'effet PLC apparaît dans un intervalle de vitesses de déformation allant de $\dot{\epsilon}=7.92 \times 10^{-6}$ à $\dot{\epsilon}=1.92 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Comme dans le chapitre III, pour des questions de lisibilité, les courbes ont été décalées de 20 MPa les unes par rapport aux autres. Il en sera de même pour tous les autres résultats de ce chapitre.

A la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}=1.92 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, on atteint la limite supérieure du domaine d'existence du PLC; au-delà de cette vitesse, les courbes deviennent parfaitement lisses. A $\dot{\epsilon}=1.18 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, les serrations sont de type E d'après la classification de Rodriguez [77].

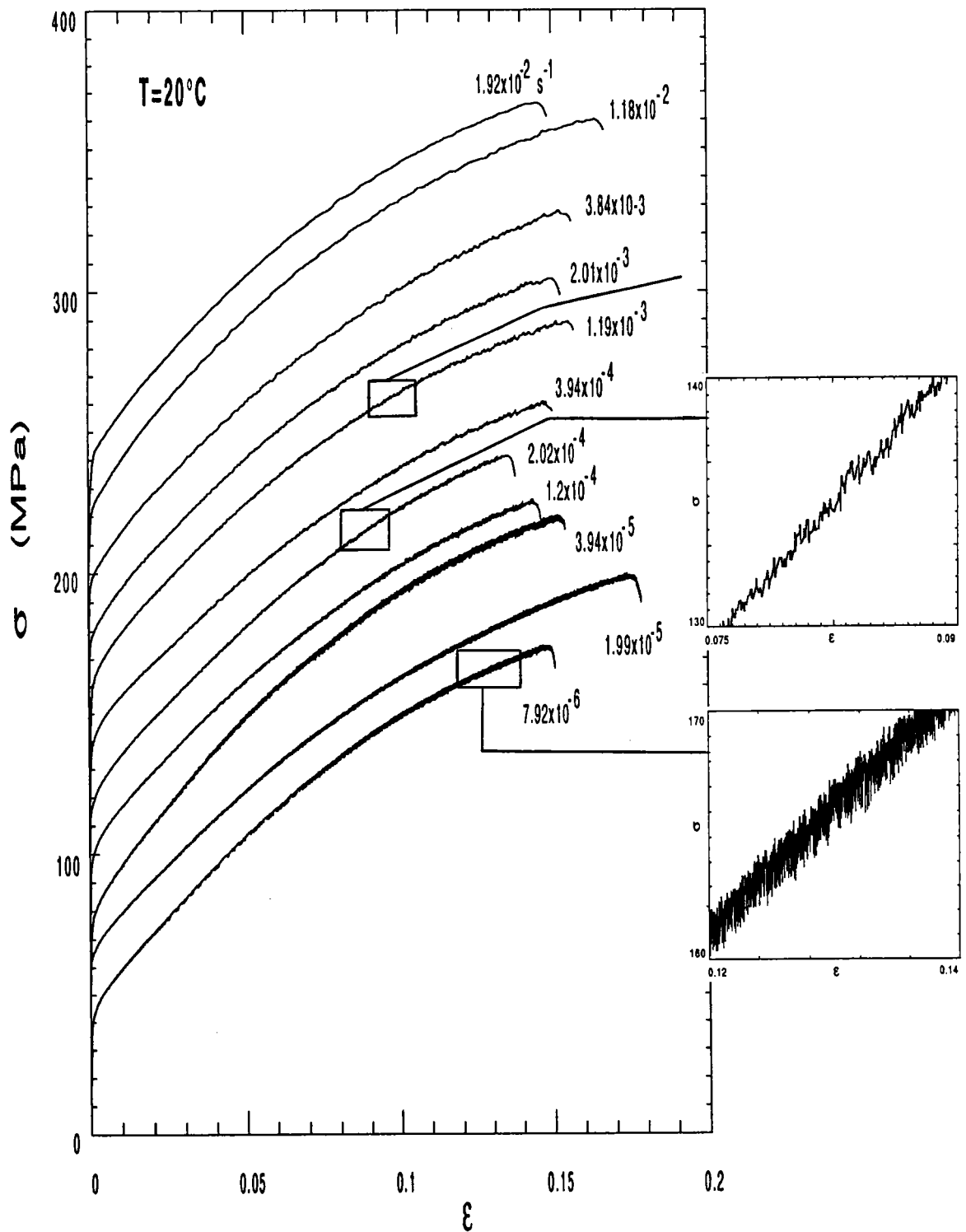


Figure 4 Courbes de traction à température ambiante.

Ce type de décrochement est similaire au type A [78], mais avec un écrouissage faible, voire nul, pendant la propagation des bandes. Les serrations de type A se manifestent de $\dot{\epsilon}=3.84 \times 10^{-3}$ à $1.19 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. A $\dot{\epsilon}=3.94 \times 10^{-4}$ et $2.02 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, les serrations de type B apparaissent. Aux faibles vitesses de déformation, de $\dot{\epsilon}=1.2 \times 10^{-4}$ à $\dot{\epsilon}=7.92 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ les serrations de type C sont observées.

La forme du décrochement varie avec la vitesse de déformation et/ou la température. Aux basses températures et hautes vitesses de déformation, les décrochements sont de type A (figure 5). Chaque bande formée près d'un congé de l'éprouvette, provoque une chute de contrainte lors de son déclenchement, puis se propage à travers la longueur de l'éprouvette, sous l'augmentation de la contrainte. La contrainte continue ensuite d'augmenter jusqu'à une valeur supérieure à la valeur moyenne de la contrainte (valeur de la contrainte pour un état de déformation uniforme), nécessaire à la formation d'une nouvelle bande.

Lorsque la vitesse de déformation diminue, des petits décrochements commencent à apparaître entre les grandes chutes de contrainte; on observe alors des serrations de type B qui s'intercalent entre les décrochements de type A. Aux faibles vitesses de déformation, l'amplitude des petits décrochements intermédiaires augmente et conduit à des serrations régulières de type C [78] (Figure 6).

Le changement de type de décrochements provient du vieillissement accru des dislocations momentanément arrêtées. Une compétition entre l'ancrage des dislocations mobiles et l'augmentation de la contrainte appliquée se développe à mesure que la vitesse de déformation de l'essai diminue. Lorsque la contrainte augmente vite à basse température, le vieillissement est peu actif et la bande se propage de manière continue sur toute la longueur de l'éprouvette produisant des serrations de type A. Aux faibles vitesses de déformation, les dislocations deviennent de plus en plus ancrées et nécessitent une contrainte plus importante pour leur désancrage. La périodicité de ce processus donne lieu à une serration de type C. La bande traverse le fût de l'éprouvette en avançant par sauts comme le montre clairement la figure 6.

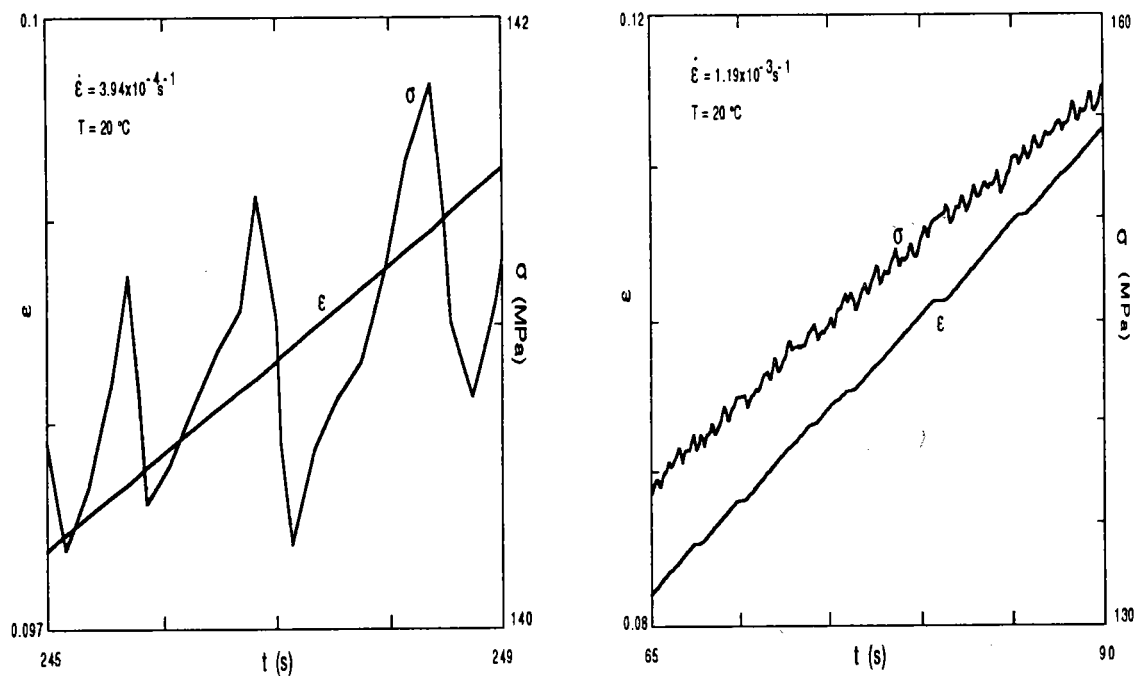


Figure 5 Contrainte et déformation en fonction du temps (Bandes A).

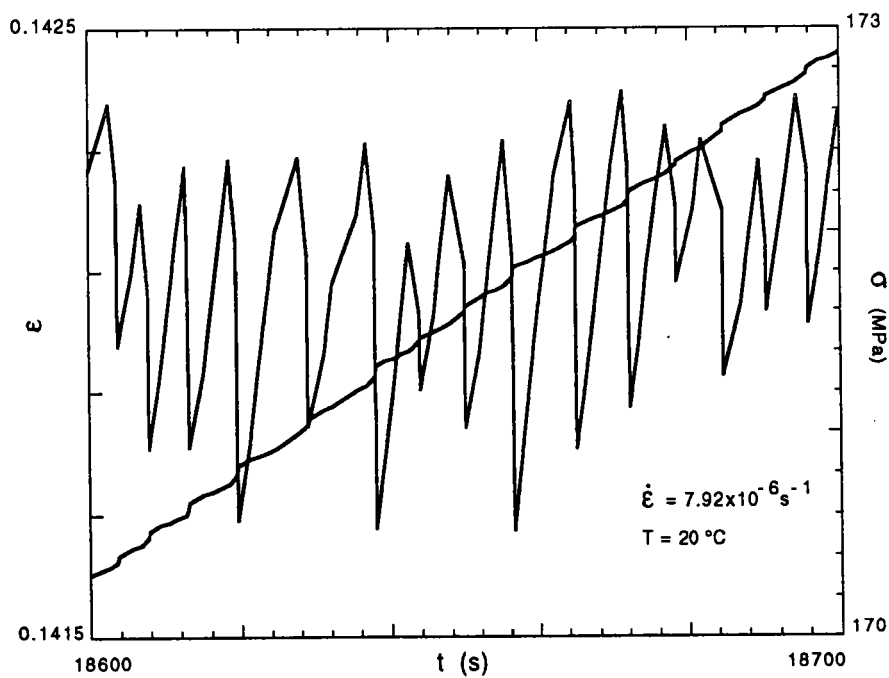


Figure 6 Décrochements de type C à $\dot{\epsilon}=7.92 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$.

b- Essais aux basses températures

Les figures 7 et 8 reproduisent les essais effectués respectivement à $T=-60^{\circ}\text{C}$ et $T=-20^{\circ}\text{C}$. A $T=-60^{\circ}\text{C}$, le phénomène PLC se manifeste aux très faibles vitesses de déformation, sous la forme de décrochements de faible amplitude. Ces décrochements, qui s'apparentent au type A+E diminuent rapidement en amplitude avec l'augmentation de la vitesse de déformation, pour disparaître complètement à $\dot{\epsilon}=1.2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; la courbe $\sigma-\epsilon$ redevient lisse.

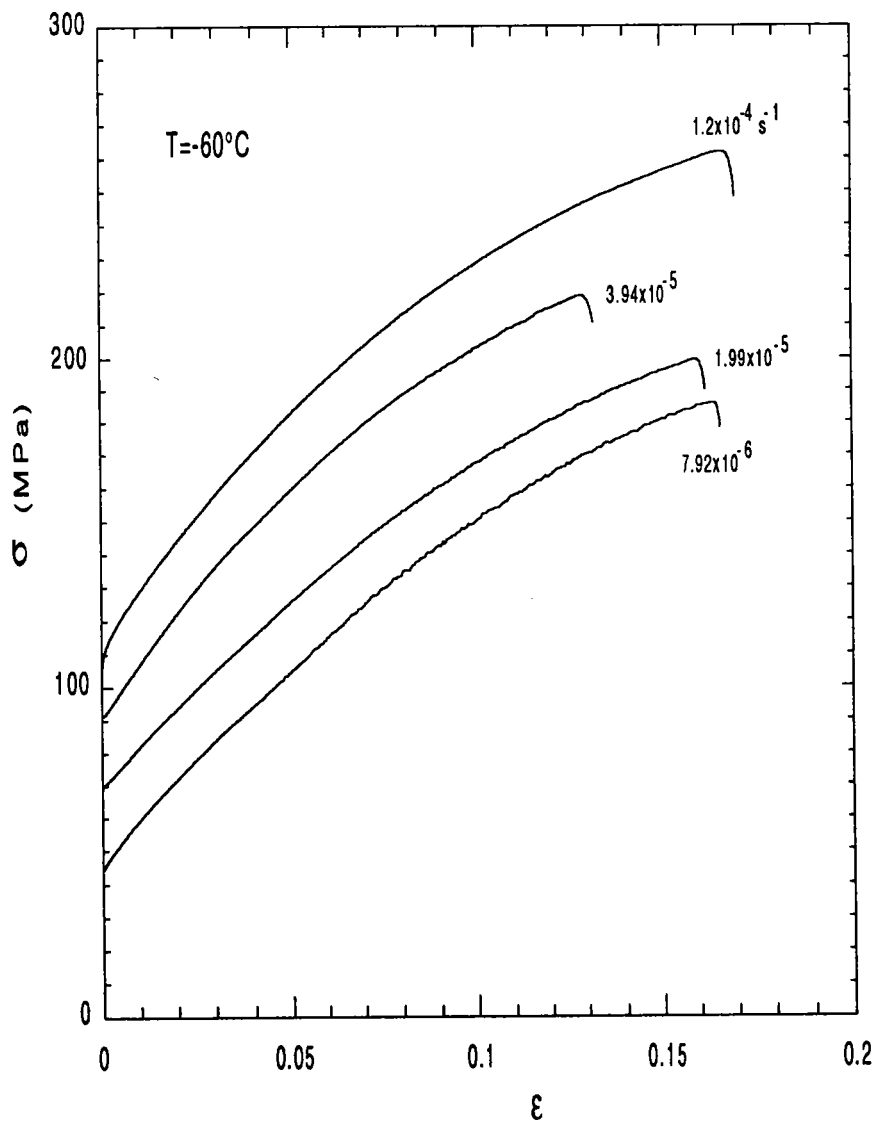


Figure 7 Courbes de traction à $T=-60^{\circ}\text{C}$.

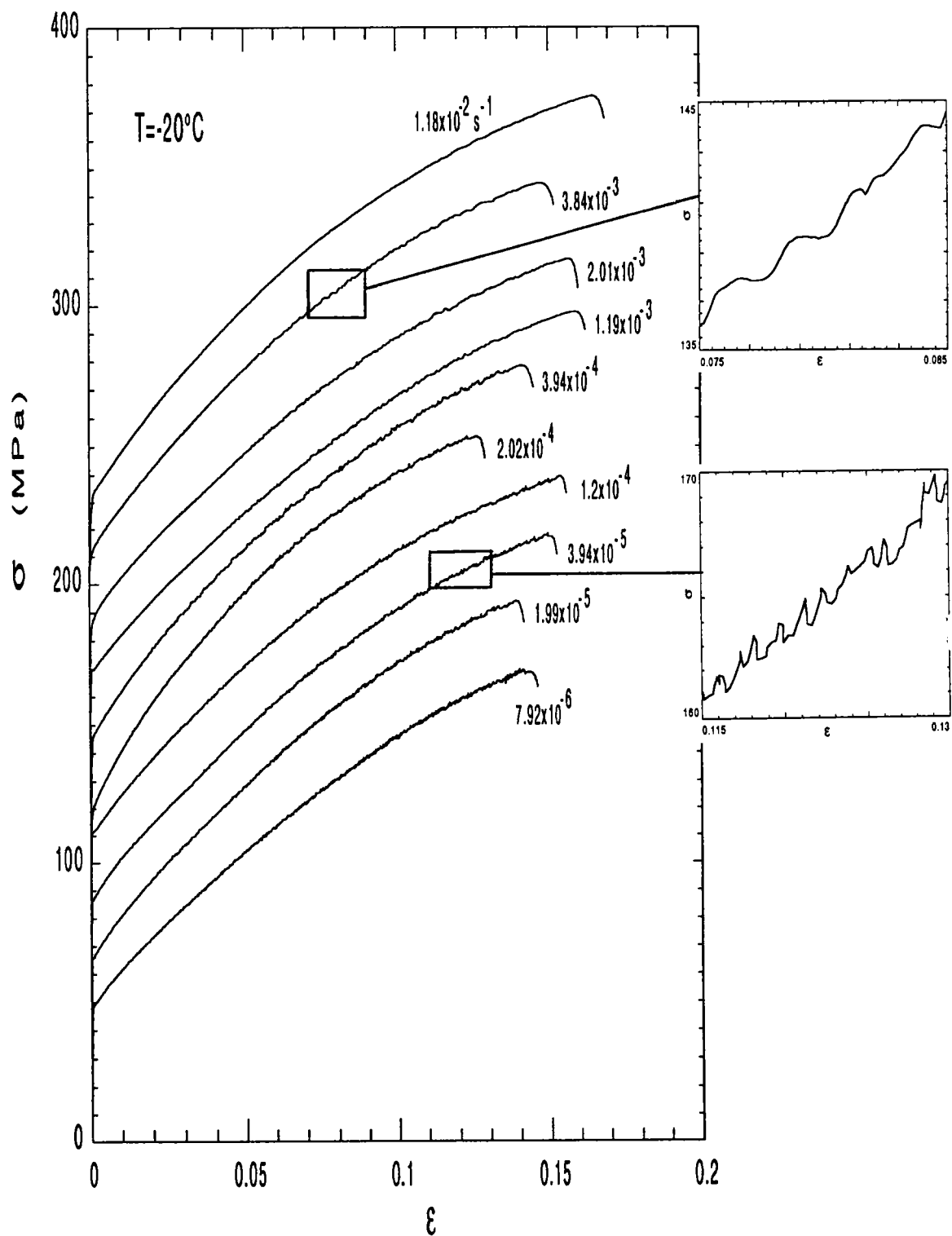


Figure 8 Courbes de traction à $T = -20^\circ\text{C}$.

A $T=-20^{\circ}\text{C}$, l'effet PLC se manifeste dans un intervalle de vitesses de déformation plus large. Il commence à $\dot{\epsilon}=7.92\times 10^{-6}\text{ s}^{-1}$ avec des décrochements bien prononcés. Quand la vitesse de déformation augmente, la densité et l'amplitude des serrations diminuent, pour disparaître complètement au-delà de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}=1.18\times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$; la courbe de traction redevient alors lisse.

Les décrochements changent complètement de forme aux vitesses de déformation élevées. La figure 9 montre ce type de décrochement appelé type D [77] ou type plateau [66]. Ce type de décrochement se manifeste sous certaines conditions de température et de vitesse de déformation [66]. Chaque plateau, plus au moins plat et séparé du suivant par une augmentation de la contrainte, correspond à une bande de déformation, qui se propage d'un congé de l'éprouvette à l'autre.

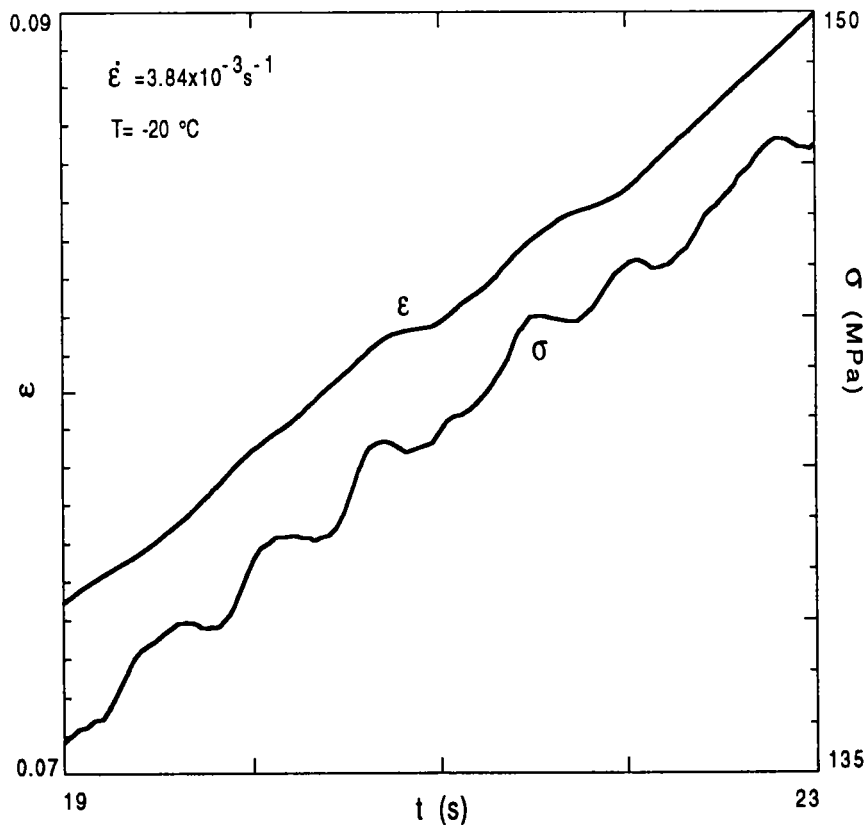


Figure 9 Décrochements de type D à $T=-20^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}=3.84\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$.

c- Essais aux hautes températures

Ces essais ont été effectués à $T=100^{\circ}\text{C}$ et $T=60^{\circ}\text{C}$. La figure 10 représente les courbes à $T=100^{\circ}\text{C}$. C'est la seule température d'essai sur machine dure, pour laquelle l'apparition et la disparition du phénomène PLC ont été observées. A $\dot{\epsilon}=1.99 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ la courbe de traction est lisse et la déformation plastique homogène. Pour les vitesses comprises entre $3.94 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ et $2.04 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, la déformation plastique, homogène en début d'essai, ne devient hétérogène que dans le dernier stade de déformation précédant la rupture de l'éprouvette. A ces vitesses de déformation, les décrochements sont de type C et la déformation critique ϵ_c , correspondant à la transition entre l'écoulement stable et l'écoulement instable de la déformation plastique, est grande (la déformation critique ϵ_c sera discutée plus loin). Pour les vitesses de déformation plus élevées, le nombre de décrochements augmente et la déformation critique ϵ_c diminue; A $\dot{\epsilon}=1.18 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ la courbe redevient lisse et la déformation est de nouveau stable.

A $T=60^{\circ}\text{C}$, nous n'avons pas pu atteindre la limite inférieure du phénomène, comme le montre la figure 11. A $\dot{\epsilon}=7.92 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, après un long stade de déformation homogène, la déformation hétérogène apparaît sous la forme de décrochements de type C d'amplitude relativement élevée. Le nombre de décrochements, pour ces essais aussi, passe par un maximum, puis diminue quand la vitesse de déformation augmente, pour disparaître complètement à $\dot{\epsilon}=1.18 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

Comme nous l'avons déjà vu, la forme des serrations varie avec la température et la vitesse de déformation. La figure 12 illustre l'effet de $\dot{\epsilon}$ sur la forme des serrations à $T=60^{\circ}\text{C}$. Lorsque la vitesse de déformation diminue, des petites serrations apparaissent entre les grandes chutes de contrainte (figure 12b). L'amplitude de ces petits décrochements augmente pour atteindre celles des serrations initiales, et on observe alors le type C de décrochement (figure 12c).

Dans les tout premiers stades de ces essais, la déformation uniforme laisse apparaître des bandes de déformation de très faible amplitude et de célérité importante, comme nous le verrons par la suite. Elles s'initient toujours dans le même congé et se propagent dans la même

direction [25,66]. Au cours de l'essai, la déformation dans les bandes augmente et leur vitesse diminue; la déformation uniforme diminue aussi et la déformation totale se concentre dans la bande, ce qui cause une chute de contrainte plus discernable.

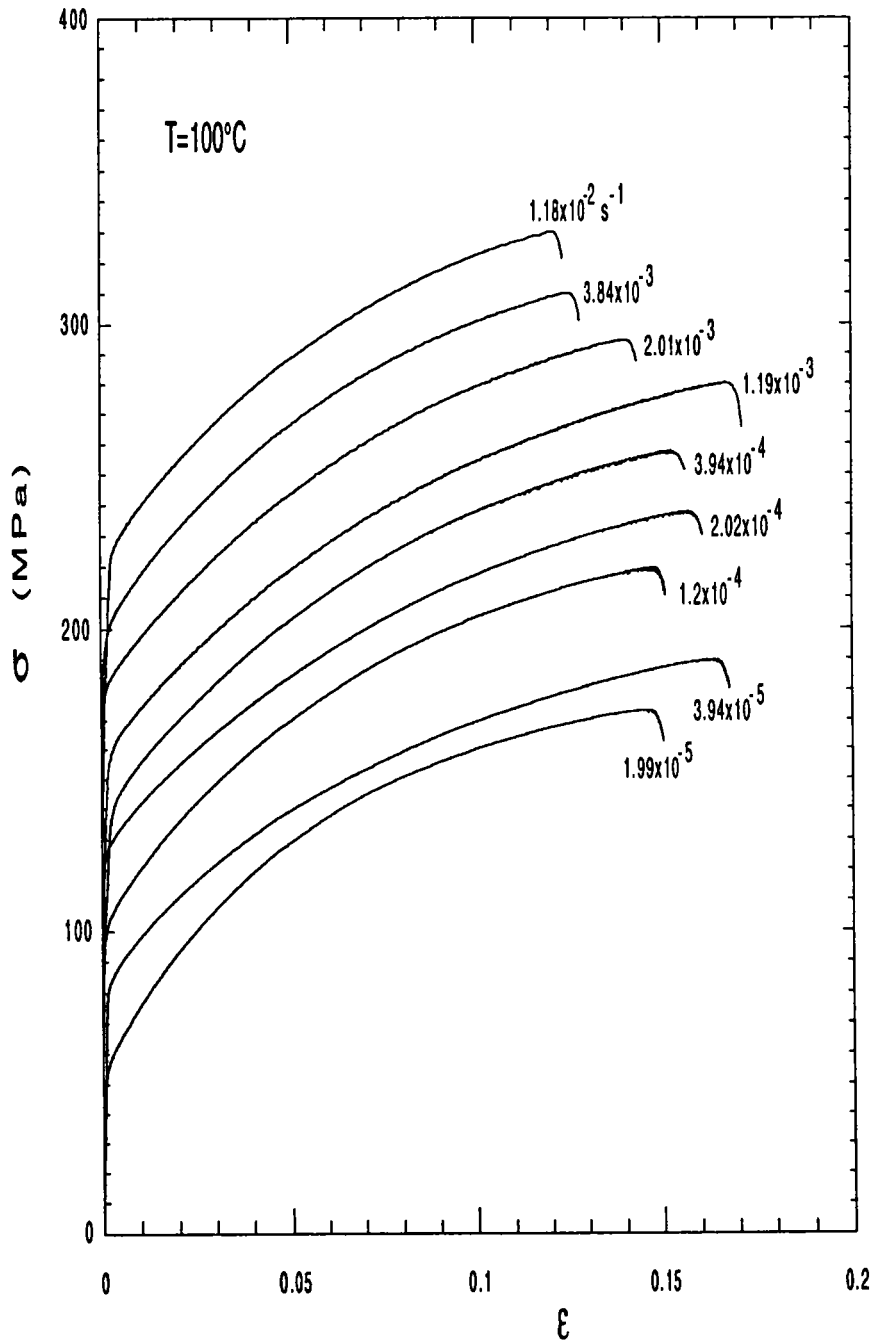


Figure 10 Courbes de traction à $T=100^\circ\text{C}$.

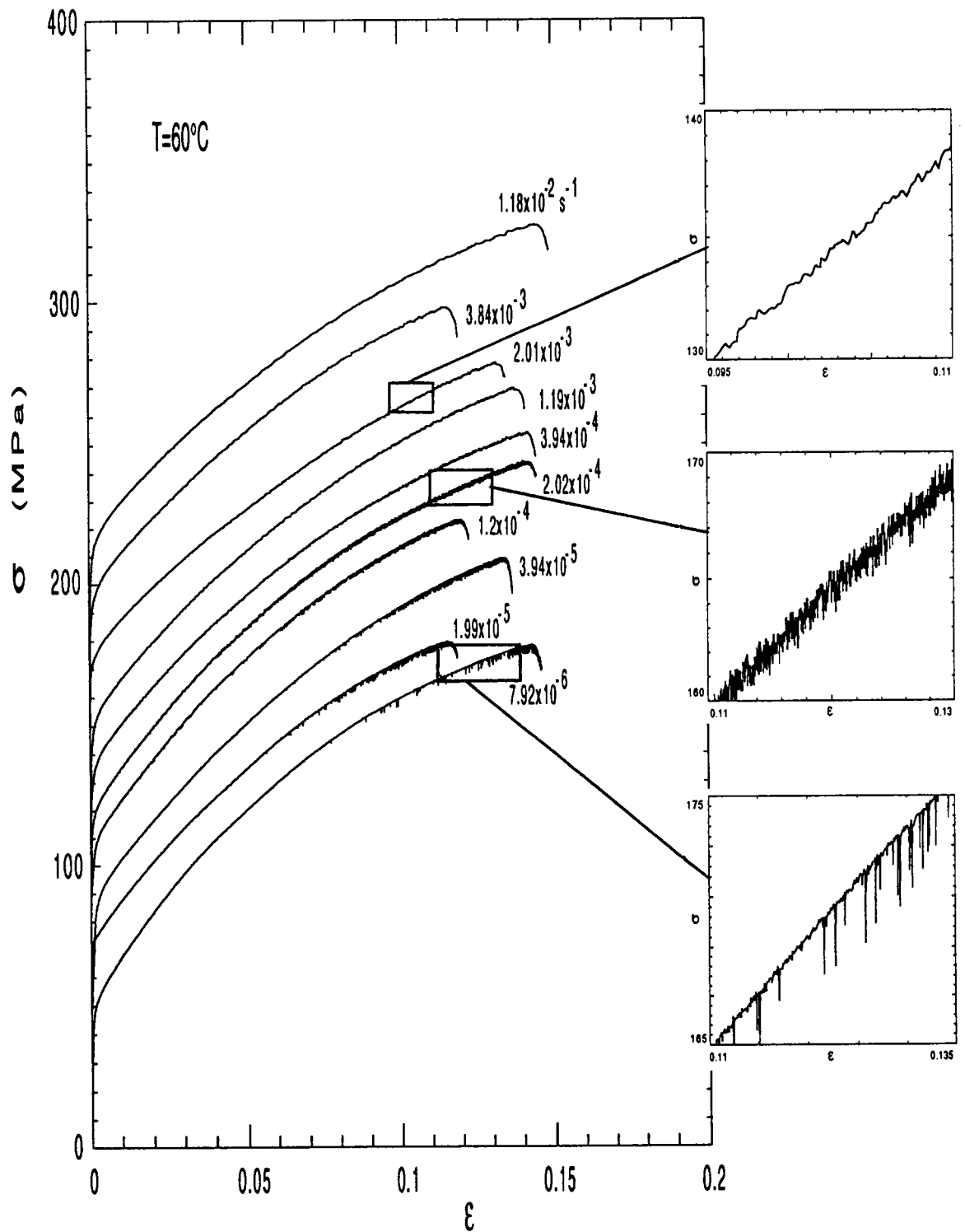


Figure 11 Courbes de traction à $T=60^\circ\text{C}$.

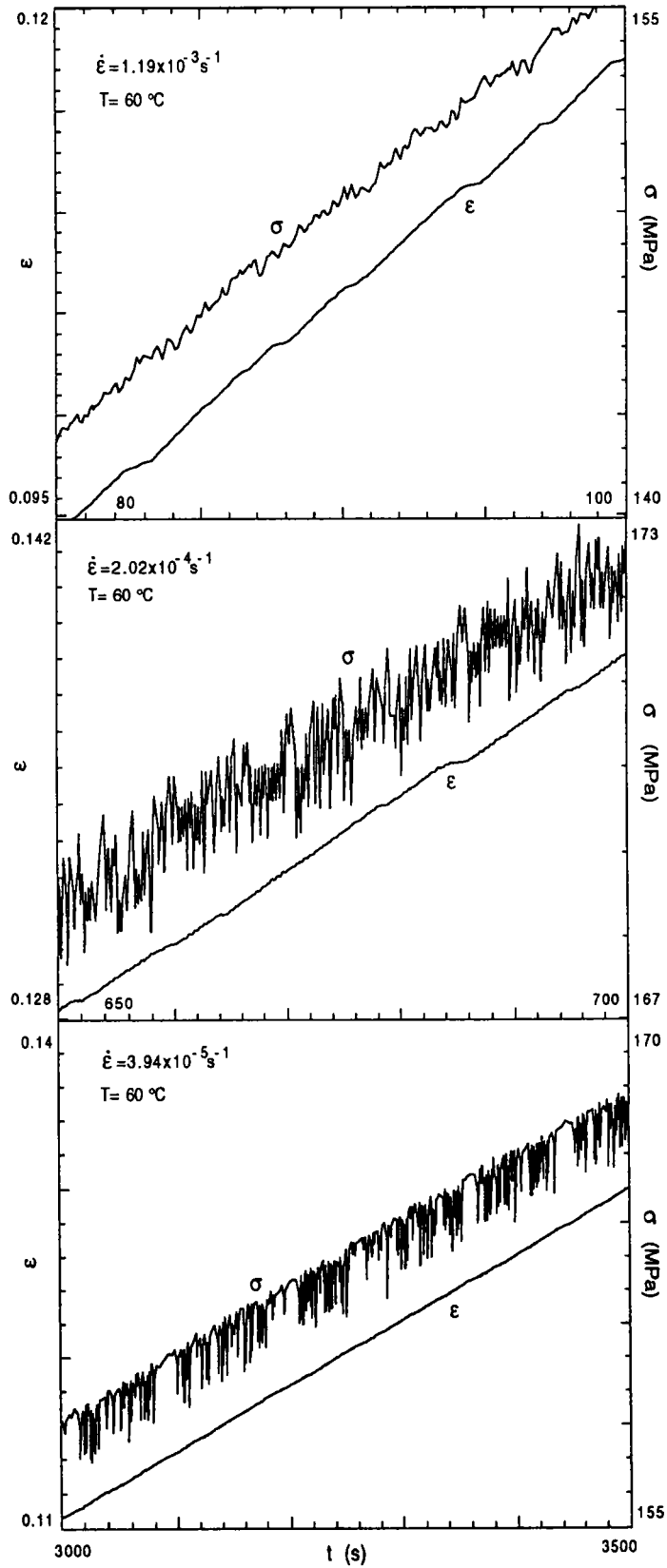


Figure 12 Évolution de la forme des décrochements avec $\dot{\epsilon}$ à $T=60^\circ\text{C}$.

3-2 Alliage AG5

a- Influence de la vitesse de déformation

Quelques essais ont été effectués sur des éprouvettes Al-5%Mg dans les mêmes conditions expérimentales que l'alliage AG3. La figure 13 présente les courbes de traction obtenues à température ambiante. Pour l'essai effectué à la plus basse vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}=7.92 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$), les premières bandes apparaissent dès 4% de déformation, séparées par de larges plages où la déformation est uniforme. A partir de 13% de déformation, l'effet PLC se manifeste de manière continue sous forme de bandes de type C qui deviennent très régulières lorsqu'on s'approche de la rupture de l'éprouvette; l'amplitude des décrochements augmente en cours d'essai pour se stabiliser lorsque la déformation atteint environ 20%.

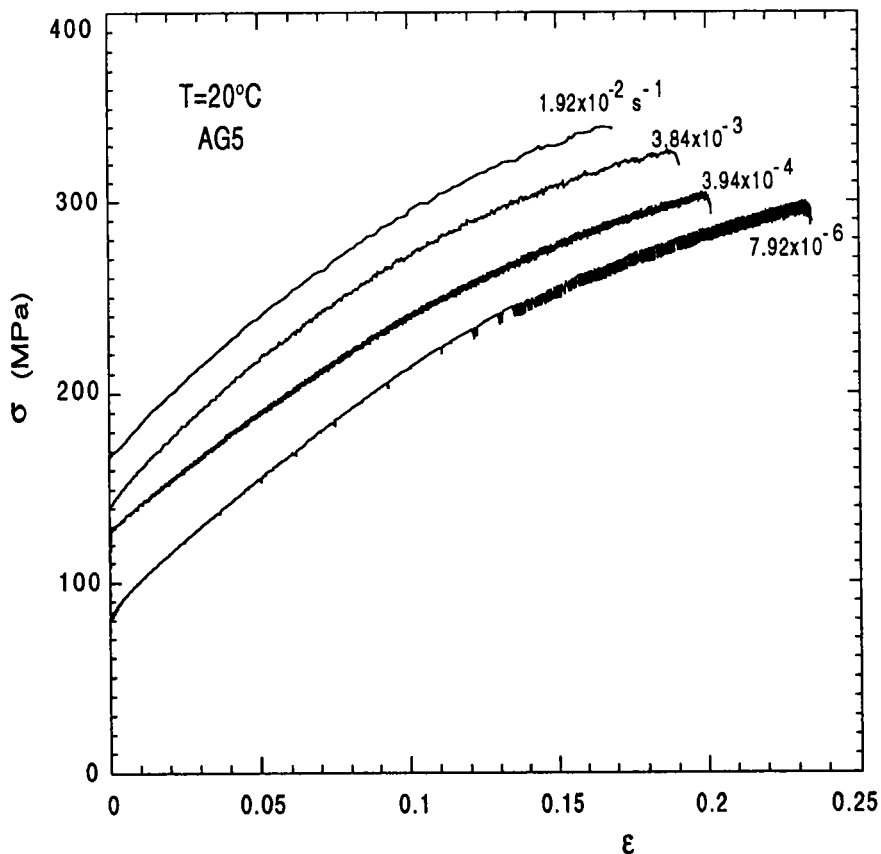


Figure 13 Courbes de traction de l'alliage AG5 à $T=20^{\circ}\text{C}$ et pour différentes vitesses de déformation.

La déformation est cependant hétérogène dès le début de l'essai effectué à la vitesse intermédiaire $\dot{\epsilon}=3.94 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, mais lorsque la vitesse de déformation augmente ($\dot{\epsilon}=3.84 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ puis $\dot{\epsilon}=1.92 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), les instabilités PLC ne se manifestent de nouveau, qu'après un stade de déformation homogène.

L'évolution dans la forme des décrochements est similaire à celle observée sur l'alliage AG3; lorsqu'on augmente la vitesse d'essai, on passe progressivement du type C au type A, avec du type B pour les essais effectués aux vitesses intermédiaires. Au-delà de la vitesse $\dot{\epsilon}=1.92 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, la déformation reste homogène durant tout l'essai.

b- Influence de la température

Pour examiner l'influence de la température sur l'allure des courbes contrainte-déformation, deux essais complémentaires à $T=40^\circ\text{C}$ et $T=80^\circ\text{C}$, ont été effectués à la vitesse de déformation intermédiaire $\dot{\epsilon}=3.94 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. La figure 14 reproduit les courbes de traction obtenues.

A $T=80^\circ\text{C}$, la première bande n'apparaît qu'à $\epsilon=6\%$, suivie par deux autres bandes, séparées par de larges plages de déformation homogène; ce n'est que dans le dernier stade de déformation précédant la rupture que quelques bandes PLC se développent de façon continue.

Pour l'essai intermédiaire à $T=40^\circ\text{C}$, les bandes PLC apparaissent à $\epsilon=3\%$, séparées par de petites plages de déformation homogène, pour devenir ensuite plus régulières au-delà de 7 à 8% de déformation; la courbe de traction obtenue à $T=20^\circ\text{C}$ présente quant à elle, un caractère hétérogène avec des bandes régulières tout le long de l'essai.

Dans le cas des courbes de traction obtenues à vitesse de déformation élevée, on s'est posé la question de savoir si les essais étaient réellement isothermes. Quelques essais ont donc été réalisés dans un bain thermostaté d'huile circulant dans un bac; un montage de traction inversée a été utilisé à cet effet. La figure 15 montre les courbes de traction obtenues à $T=20^\circ\text{C}$ aux deux vitesses les plus élevées $\dot{\epsilon}=1.92 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon}=3.84 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. L'examen de ces résultats, parfaitement reproductibles, ne montre pas de différence

significative entre les courbes déterminées à l'air et dans l'huile. On a donc considéré que les essais effectués à l'air étaient isothermes même aux vitesses testées les plus élevées.

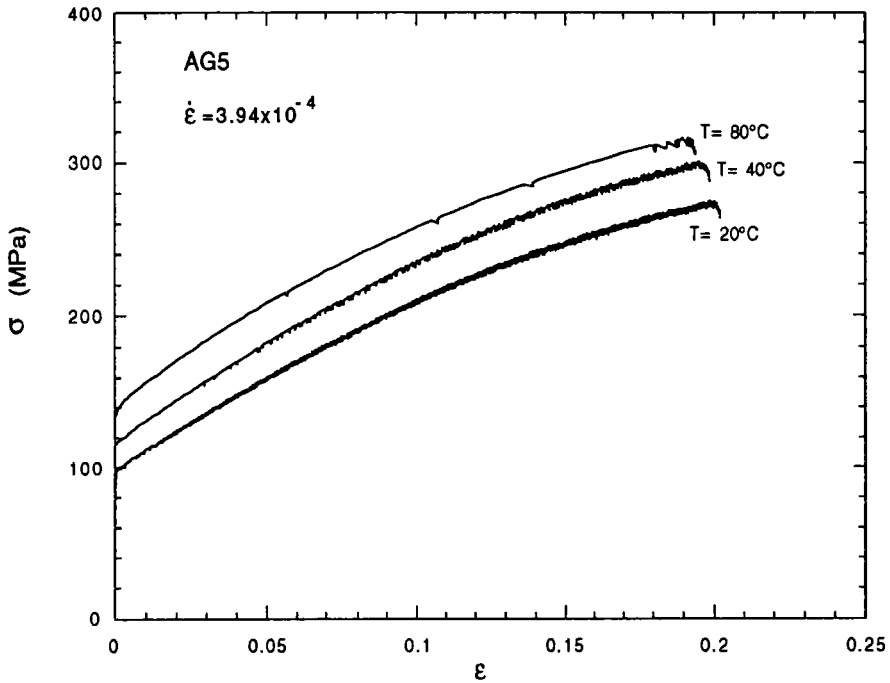


Figure 14 Influence de la température sur les courbes de traction de l'AG5 à $\dot{\epsilon} = 3.94 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

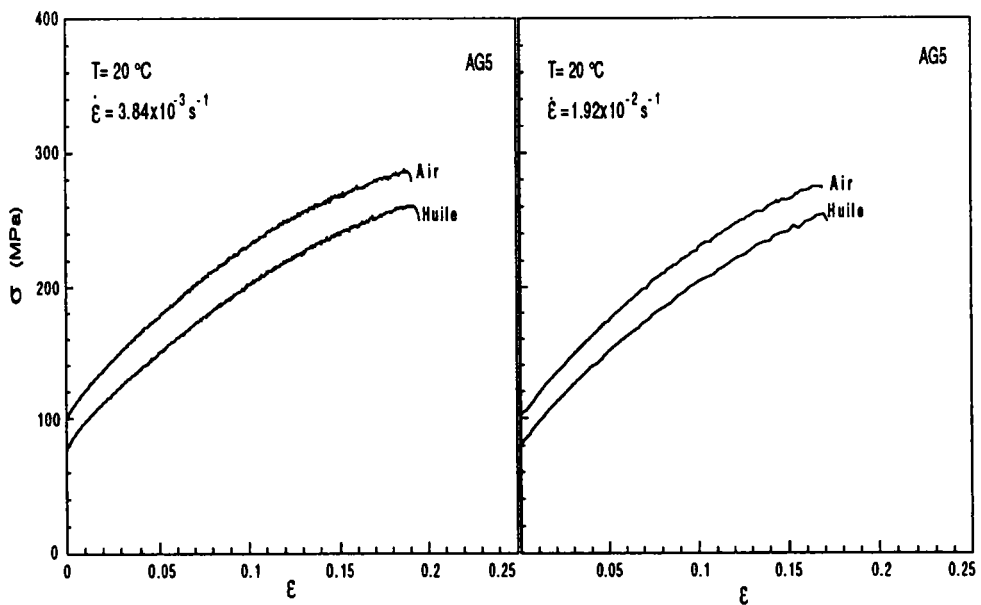


Figure 15 Comparaison des essais à l'air et dans un bain d'huile.

3-3 Comparaison des deux alliages AG3 et AG5

Comme nous l'avons remarqué avant, l'évolution des décrochements sur les courbes de traction lorsque la vitesse de déformation varie, est similaire pour les deux alliages AG3 et AG5. Néanmoins les amplitudes des décrochements ne sont pas les mêmes. La figure 16 présente une comparaison des décrochements obtenus sur les deux alliages à deux vitesses de déformation différentes. On constate qu'à vitesse de déformation fixée, les amplitudes des décrochements dans l'alliage AG5 sont nettement plus importantes que celle déterminées dans l'alliage AG3.

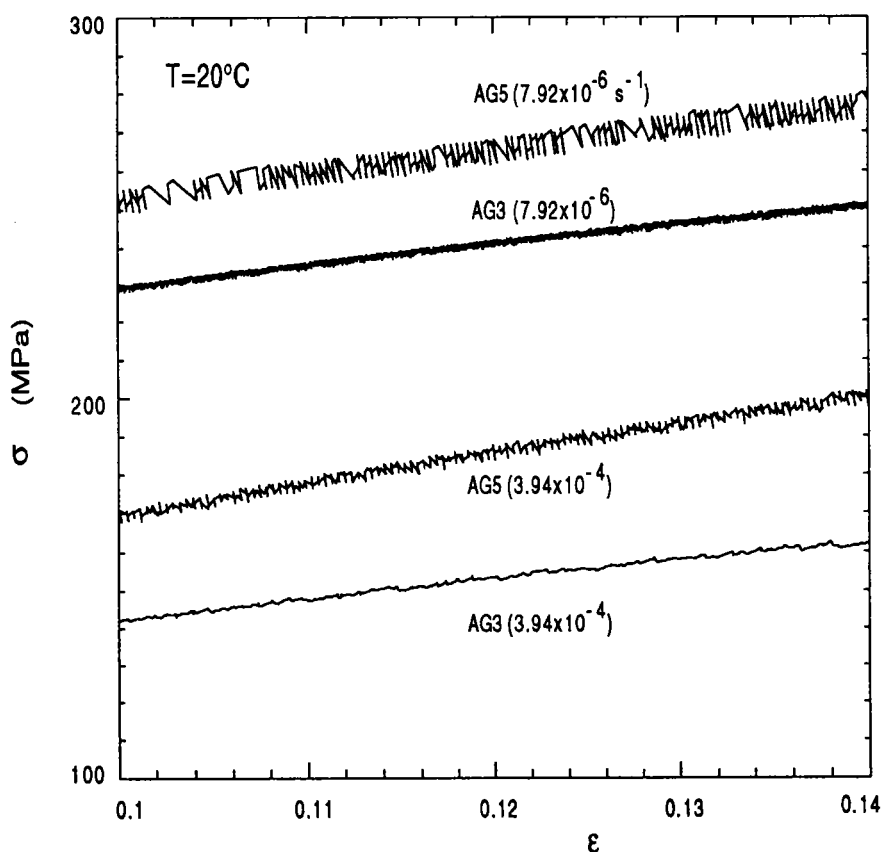


Figure 16 Comparaison des décrochements dans l'AG3 et l'AG5.

Les atomes de magnésium en solution dans ces alliages, qui diffusent vers les dislocations les arrêtant temporairement, sont considérés comme responsables de la déformation hétérogène qui se manifeste sous forme de décrochements sur les courbes de traction.

L'amplitude des décrochements plus importante pour l'AG5, paraît donc directement liée à l'augmentation de la teneur en magnésium. En effet, des atomes de soluté présents en plus grand nombre vont bloquer plus de dislocations et par conséquent les chutes de contraintes que l'on observe lorsque les dislocations s'échappent de leur atmosphère de soluté, seront plus importantes. Mitra et Dorn [80], en étudiant l'influence de la teneur en magnésium sur l'écoulement hétérogène dans les alliages Al-Mg, ont également montré que la densité des dislocations augmentait lorsque le pourcentage de magnésium s'élevait.

4 ESSAIS DE CHANGEMENT DE VITESSE

Il semble maintenant largement admis que le phénomène PLC est associé à une sensibilité négative à la vitesse de déformation (notée S). La figure 17 présente schématiquement le domaine $S < 0$ inséré entre deux domaines de sensibilité positive. Le domaine de traînage où S est positive s'étend jusqu'à la vitesse $\dot{\epsilon}_1$ les courbes de traction sont lisses. Dans le domaine du PLC (entre $\dot{\epsilon}_1$ et $\dot{\epsilon}_2$), $S < 0$ et les courbes de traction irrégulières correspondent à un écoulement plastique instable. Au-delà de $\dot{\epsilon}_2$ la sensibilité à la vitesse de déformation redevient positive et les courbes $\sigma - \epsilon$ sont de nouveau lisses.

Beaucoup de vérifications ont été faites dans la littérature concernant ce point. C'est ce qu'ont observé Mulford et al. [31] sur des alliages commerciaux à base de Nickel, Van den Brink et al [81] sur des alliages Cu-Au, Hedyia [82] sur des alliages Cu-Ge et Potez et al. [79] dans des alliages L12-Al3Ti. Contrairement à ces observations, Chihab [44] a constaté dans des alliages Al-Mg que l'instabilité plastique persiste dans un domaine de sensibilité légèrement positive. Aucune explication réellement satisfaisante n'a été proposée pour justifier ce comportement.

Des essais de changement de vitesse ont été effectués dans les deux alliages étudiés. Les figures 18 montrent les courbes de traction obtenues avec changement de vitesse au cours de l'essai.

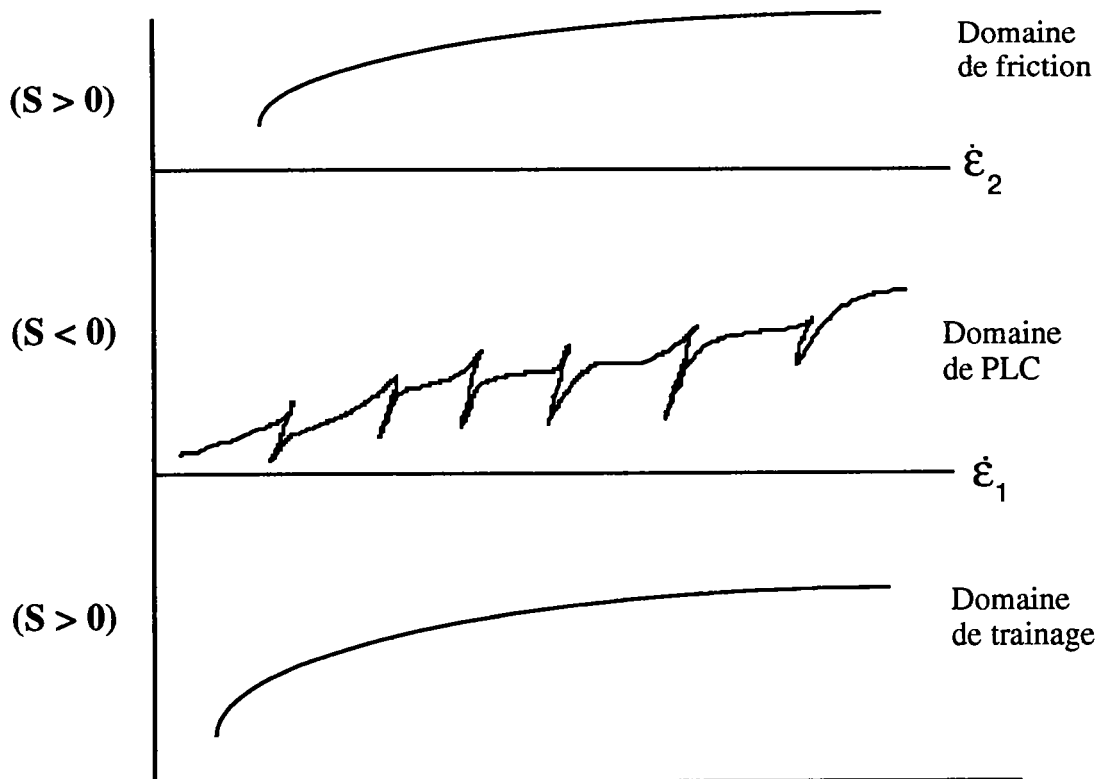


Figure 17 Présentation schématique du domaine PLC.

Ces résultats montrent clairement que la contrainte augmente lorsqu'on diminue la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ de l'essai, et diminue lorsque $\dot{\epsilon}$ augmente. La sensibilité macroscopique S à la vitesse de déformation est donc bien négative.

Les valeurs de S calculées à partir de ces essais sont:

Alliage AG5 (figure 18a)

$$\dot{\epsilon}_1 = 1.92 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1} \rightarrow \dot{\epsilon}_2 = 7.92 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1} \quad S = -1.4 \text{ MPa}$$

$$\dot{\epsilon}_1 = 3.84 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1} \rightarrow \dot{\epsilon}_2 = 7.92 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1} \quad S = -1 \text{ MPa}$$

$$\dot{\epsilon}_1 = 7.92 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1} \rightarrow \dot{\epsilon}_2 = 3.84 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1} \quad S = -1.6 \text{ MPa}$$

Alliage AG3 (figure 18b)

$$\dot{\epsilon}_1 = 5.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \rightarrow \dot{\epsilon}_2 = 5.4 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1} \quad S = -3 \text{ MPa}$$

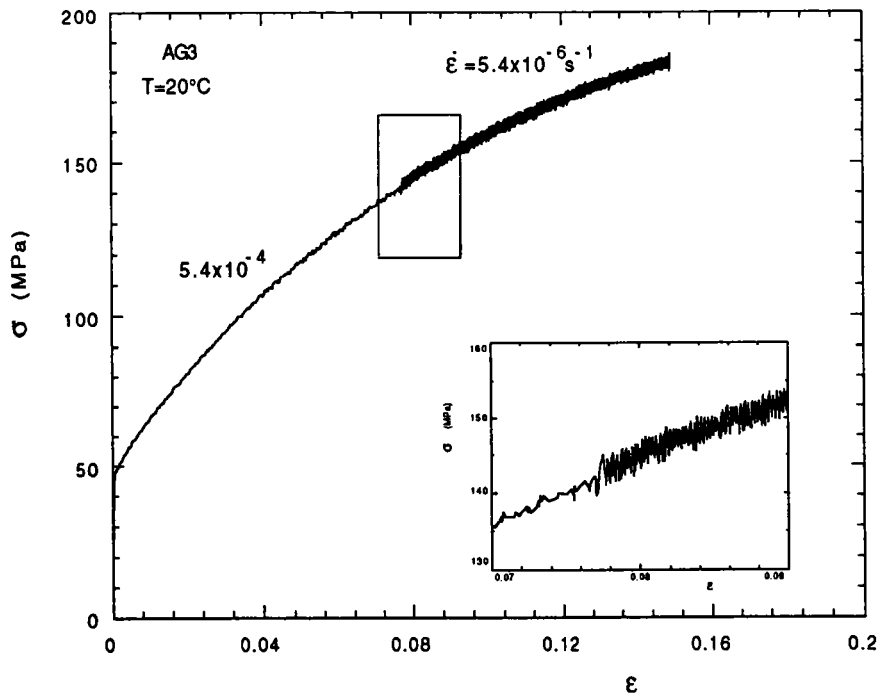
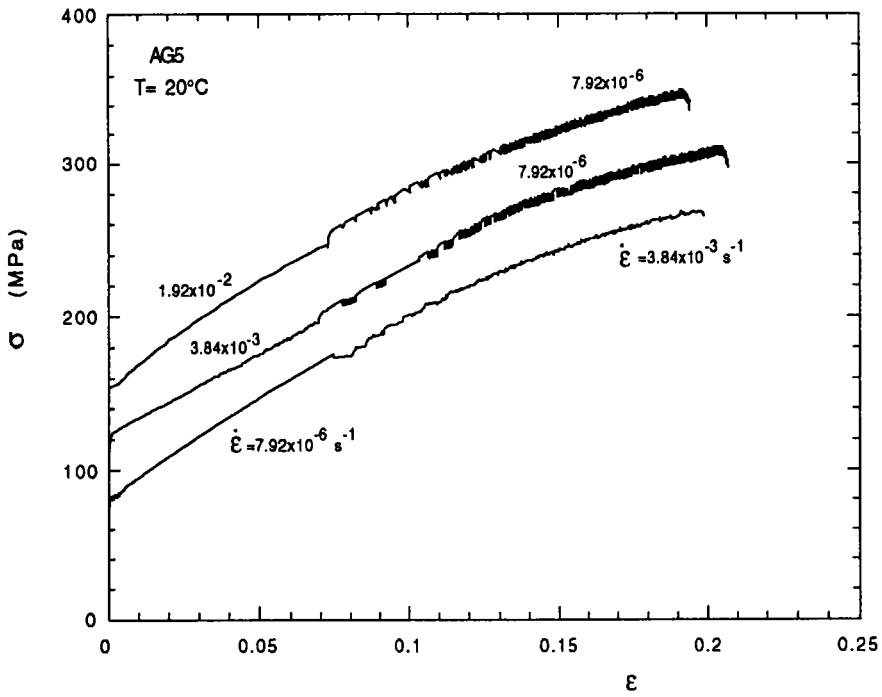


Figure 18 Essais de changement de vitesse sur l'AG5 et l'AG3.

On peut mettre en évidence autrement la sensibilité négative à la vitesse dans le domaine où les instabilités PLC se manifestent, en représentant la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation. La figure 19 reproduit les courbes $\sigma = f(\dot{\epsilon})$ à différents taux de déformation pour l'alliage AG3 testé à $T=100^\circ\text{C}$. On observe bien une pente négative dans le domaine de vitesse correspondant à une déformation plastique hétérogène.

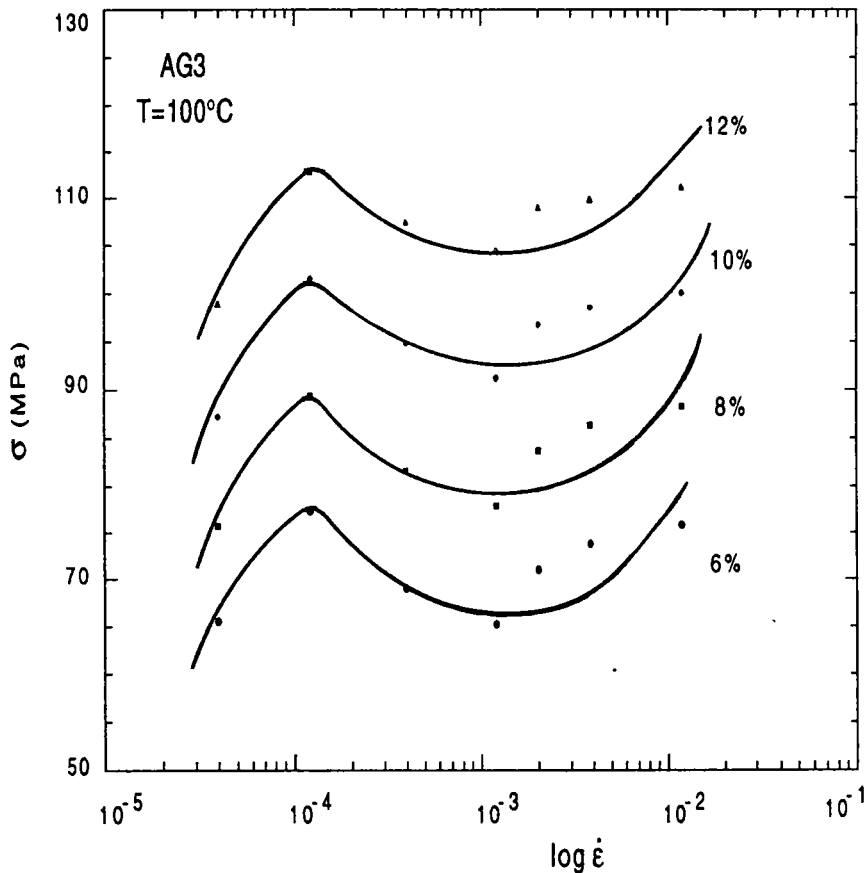


Figure 19 Courbes $\sigma = f(\dot{\epsilon})$ à $T=100^\circ\text{C}$ sur l'AG3.

5 DÉFORMATION DANS LES BANDES

Lors du passage d'une bande de déformation plastique, la déformation uniforme diminue et la déformation totale de l'éprouvette se concentre dans cette bande. La quantité de déformation contenue dans la bande, notée ϵ_B , varie avec la déformation, la vitesse de déformation appliquée à l'éprouvette et la température d'essai.

Dans un essai effectué à vitesse de traverse V_T constante, l'équation exprimant l'additivité des déformations élastique et plastique, s'écrit [30] :

$$M\dot{\sigma} + \frac{1}{L} \int_0^L \dot{\epsilon} dx = \frac{V_T}{L} \quad (1)$$

où M est la complaisance de la machine, $\dot{\sigma}$ la vitesse de chargement, $\dot{\epsilon}$ la vitesse de déformation locale et L la longueur de l'éprouvette.

Sur une machine dure, pour laquelle $\frac{V_T}{L} \gg M\dot{\sigma}$, l'équation précédente devient, en considérant une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_B$ constante dans la bande :

$$\dot{\epsilon}_B \cdot L_B = V_T \quad (2)$$

où L_B est la largeur de bande.

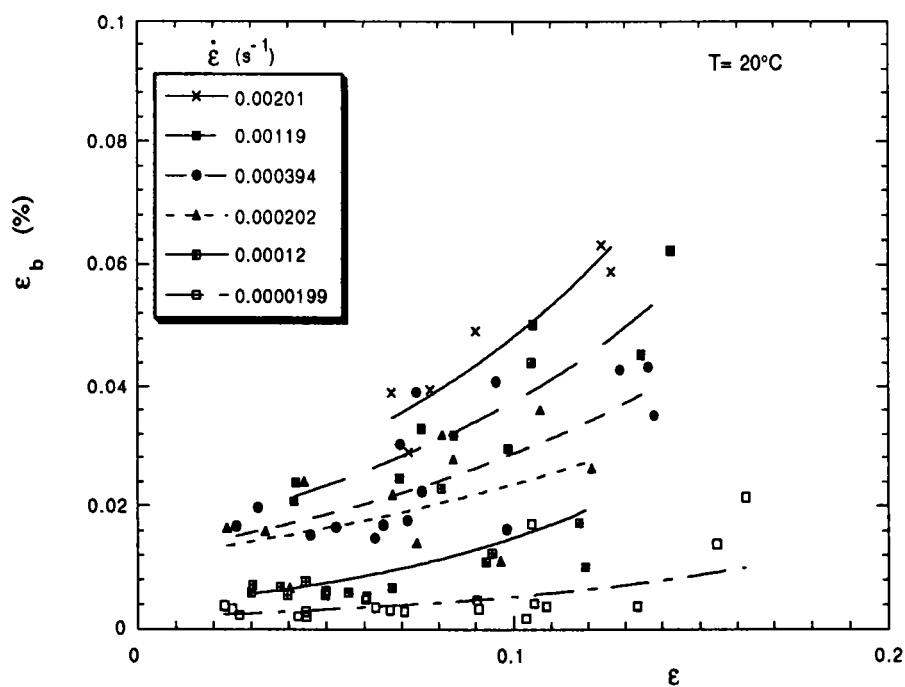
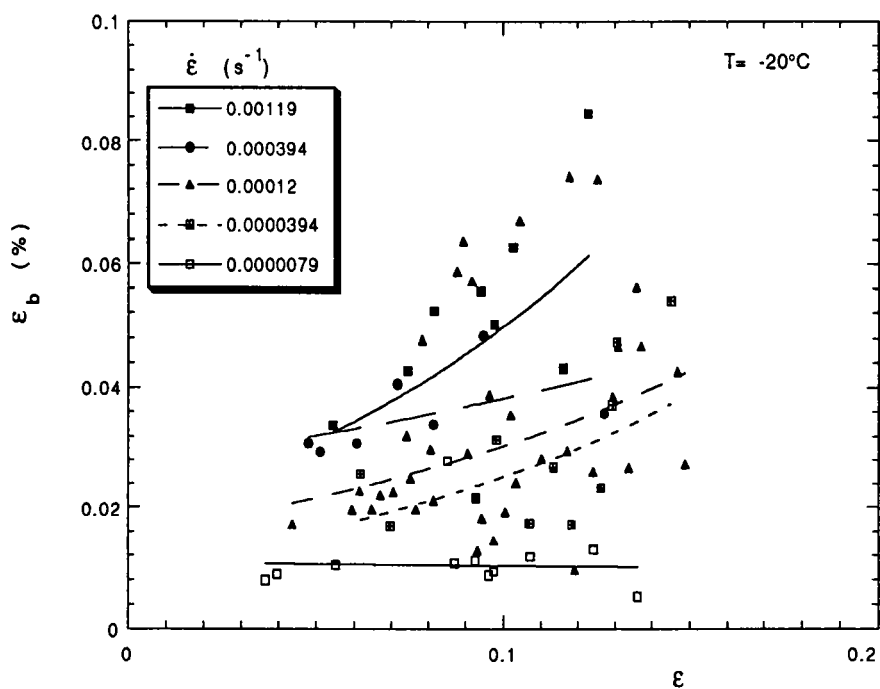
L'équation (2) peut également s'exprimer comme suit :

$$V_B \cdot \epsilon_B = V_T \quad (3)$$

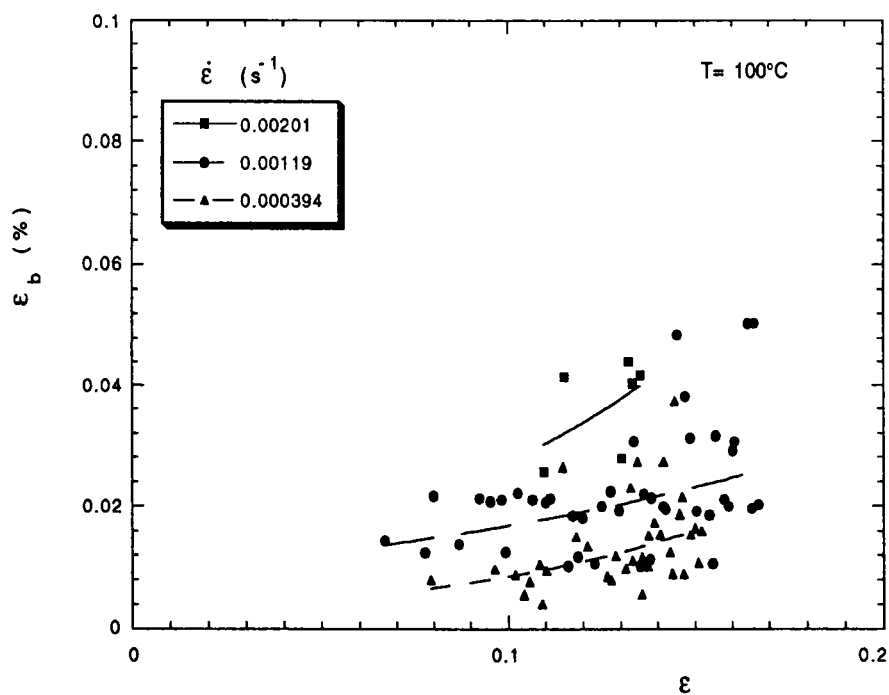
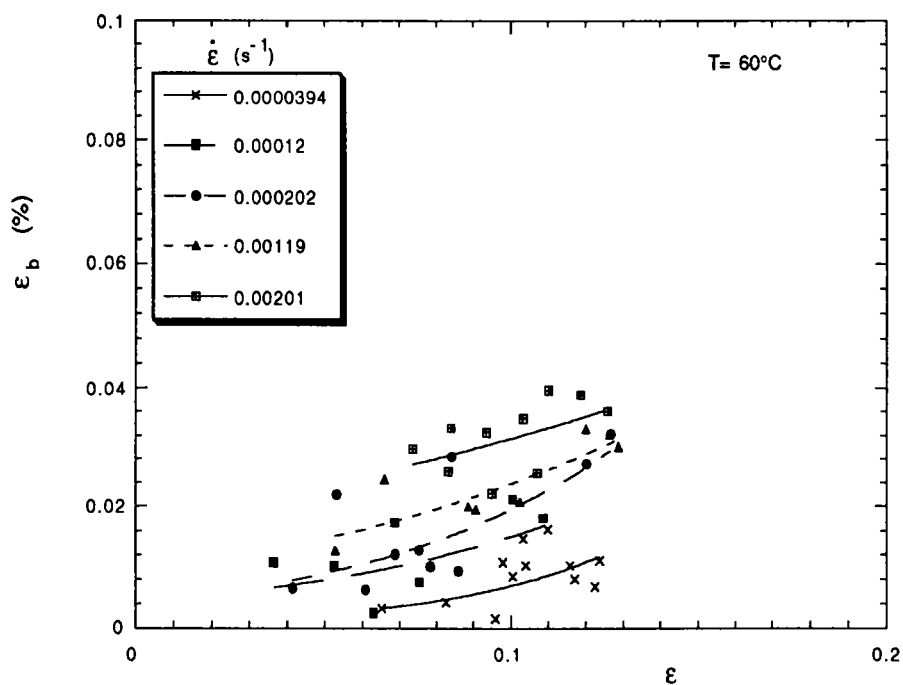
où V_B est la vitesse de bande.

Les mesures des paramètres caractérisant les bandes de déformation associées au PLC ont été effectuées sur plusieurs alliages. Les résultats montrent une augmentation de ϵ_B avec l'augmentation de la déformation [54-56,83], la diminution de la taille des grains [84] et de la rigidité de la machine [85,86]. En revanche ϵ_B est indépendante de la longueur de l'éprouvette [56] et de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ [86,65] ou augmente avec $\dot{\epsilon}$ [56,87].

Les figures 20 à 23 reproduisent l'évolution de ϵ_B avec la déformation plastique des éprouvettes sollicitées à différentes vitesses de déformation et aux températures d'essai étudiées.



Figures 20 et 21 Variations de ϵ_B avec la déformation à $T = -20^\circ\text{C}$ et $T = 20^\circ\text{C}$.



Figures 22 et 23 Variations de ϵ_B avec la déformation à $T=60^\circ\text{C}$ et $T=100^\circ\text{C}$.

Ces résultats (relatifs à l'alliage AG3, et sauf indication contraire, ainsi que tous ceux qui suivront) obtenus dans des essais effectués à différentes températures, montrent effectivement une augmentation de ϵ_B avec la déformation plastique. Une forte augmentation de ϵ_B est observée aux vitesses de déformation élevées (figure 20 $\dot{\epsilon}=0.00119$, figure 21, 22 et 23 $\dot{\epsilon}=0.00201 \text{ s}^{-1}$). L'augmentation de ϵ_B est en revanche moins marquée aux faibles vitesses de déformation. A déformation fixée, ϵ_B augmente avec la vitesse de déformation pour toutes les températures d'essai testées; ces résultats sont conformes à ceux de la littérature [56].

A vitesse de déformation imposée, ϵ_B diminue avec la température. La figure 24 montre l'évolution de la déformation dans la bande avec la température à $\epsilon=10\%$. Ce résultat est cohérent avec ceux obtenus par Schade et Wijler [56] dans un alliage Au-Cu sollicité entre 20 et 180°C.

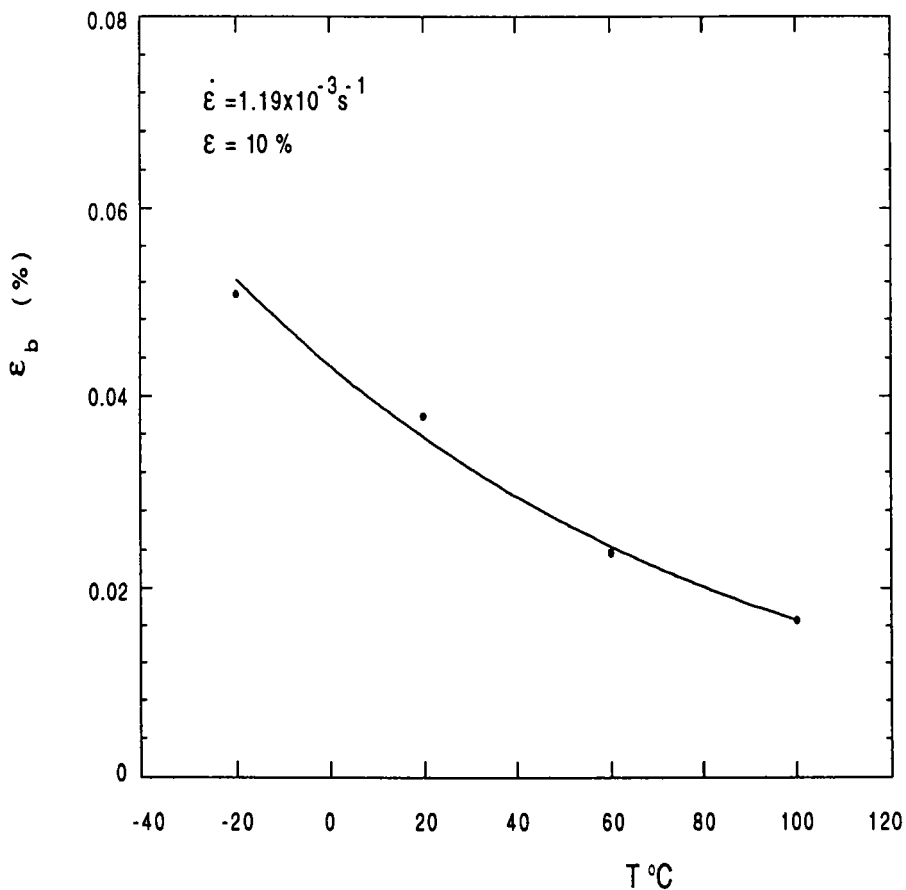


Figure 24 Variation de ϵ_B avec la température.

6 VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES

Le phénomène PLC se manifeste par des bandes de déformation plastique qui se propagent à travers le fût de l'éprouvette. Pour des essais effectués à vitesse de traverse constante, les décharges de la machine consécutives au déclenchement des bandes, conduisent le plus souvent à des arrêts fréquents de la propagation. Cependant, lorsque la vitesse de rechargement est relativement rapide la bande associée dans ce cas à un décrochement de type A, se déplacera de façon quasi continue.

Comme dans nos résultats sur machine douce (chapitre III), les temps d'arrêts sont déduits du calcul des vitesses de bandes. Si l'on se réfère à l'équation (3) du paragraphe précédent, à vitesse de traverse constante, la vitesse de bande V_b et la déformation dans la bande ϵ_B ont des évolutions inverses. Les figures 25 à 28 montrent les variations de V_b en fonction de la déformation plastique pour plusieurs vitesses de traction et à différents températures. Ces évolutions sont cohérentes avec celles déterminées pour ϵ_B .

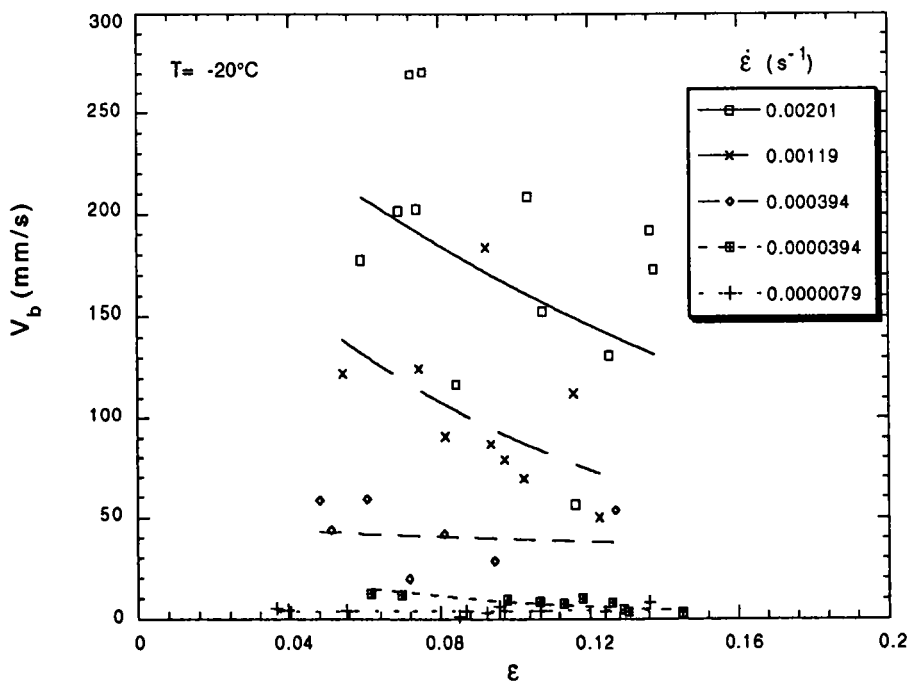


Figure 25 Variations de V_b en fonction de la déformation à $T = -20^\circ\text{C}$.

En particulier, la diminution de V_b est d'autant plus accentuée que la vitesse de déformation est élevée. Aux faibles vitesses de déformation, la vitesse de bande reste à peu près constante en cours d'essai avec une légère tendance à la diminution aux températures élevées. L'ordre de grandeur de la vitesse de bande varie de 5 mm/s (essais aux faibles vitesses et basses températures) à 300 mm/s (essais aux vitesses et températures élevées). Dans une étude récente, McCormick et al. [53] ont trouvés des résultats cohérents avec les nôtres, pour un alliage Al-Mg-Si sollicité à des vitesses de déformation relativement importantes.

L'influence de la température d'essai sur la vitesse de bande illustrée sur la figure 29, montre aussi un comportement inverse par rapport à celui déterminé pour les variations de ϵ_B .

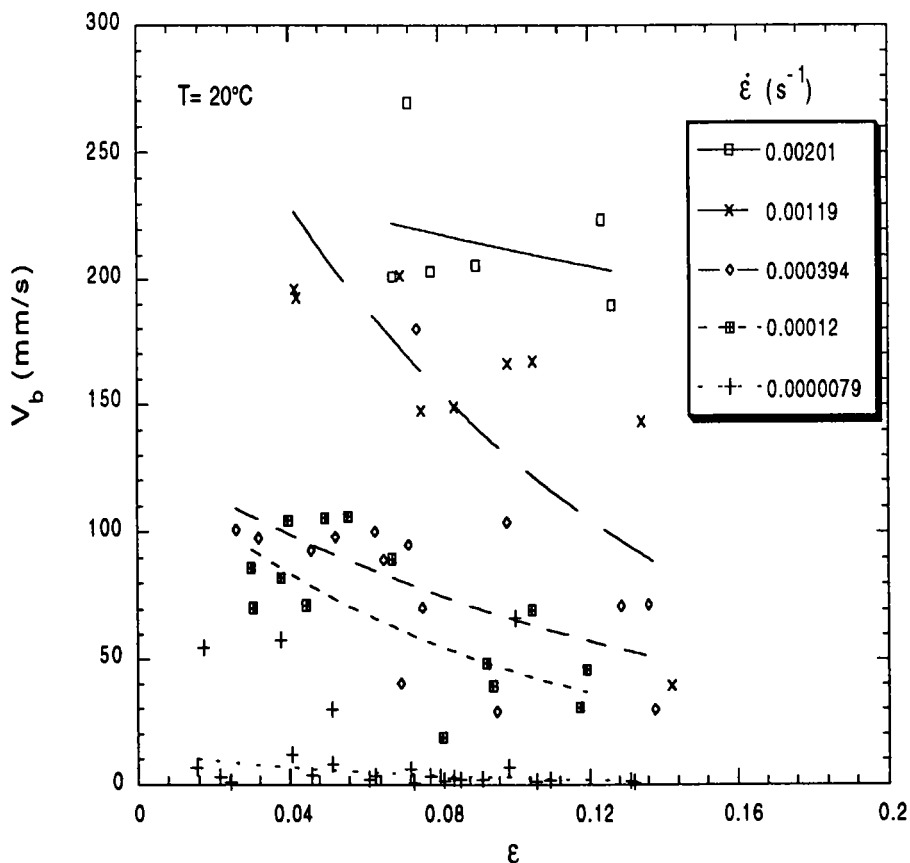


Figure 26 Variations de V_b en fonction de la déformation à $T=20^\circ\text{C}$.

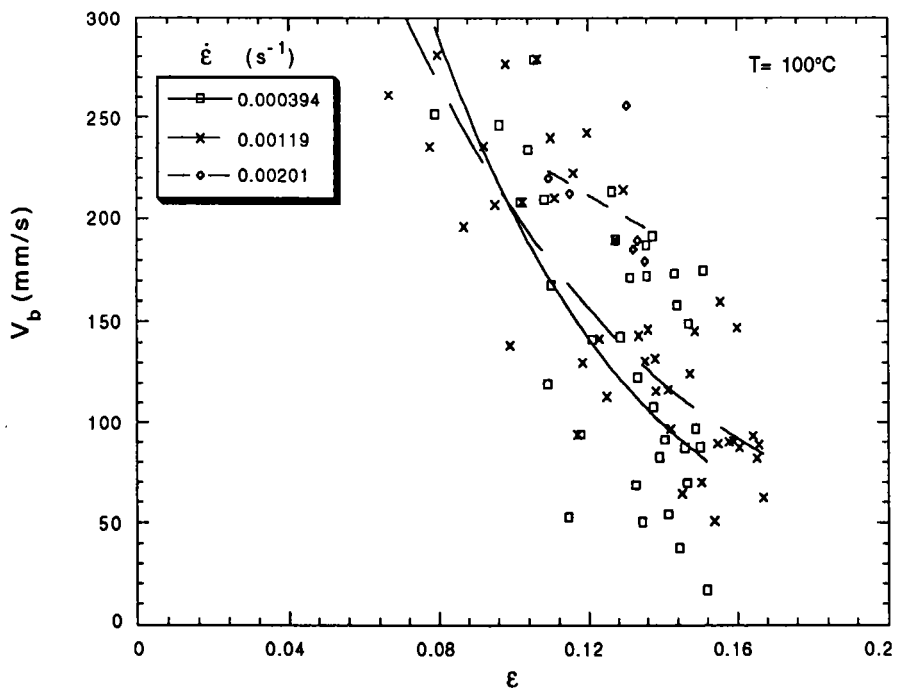
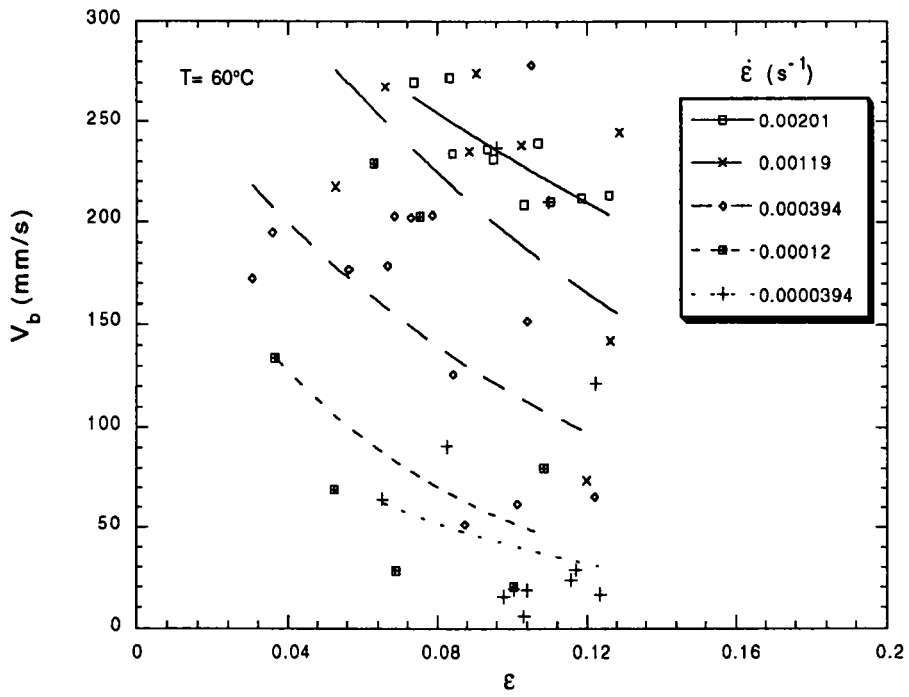


Figure 27 et 28 Variations de V_b en fonction de la déformation à $T=60^\circ\text{C}$ et $T=100^\circ\text{C}$.

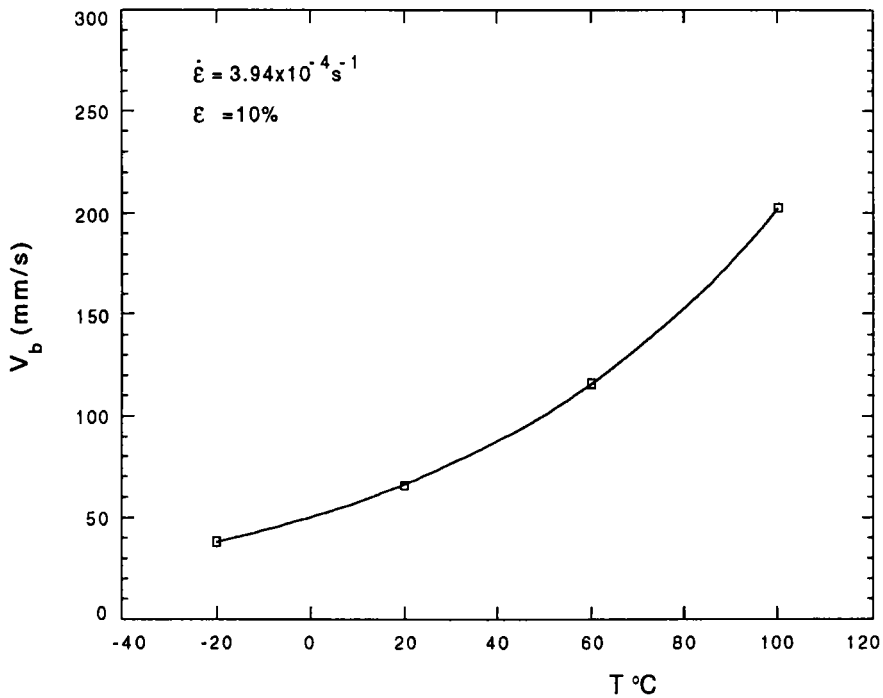
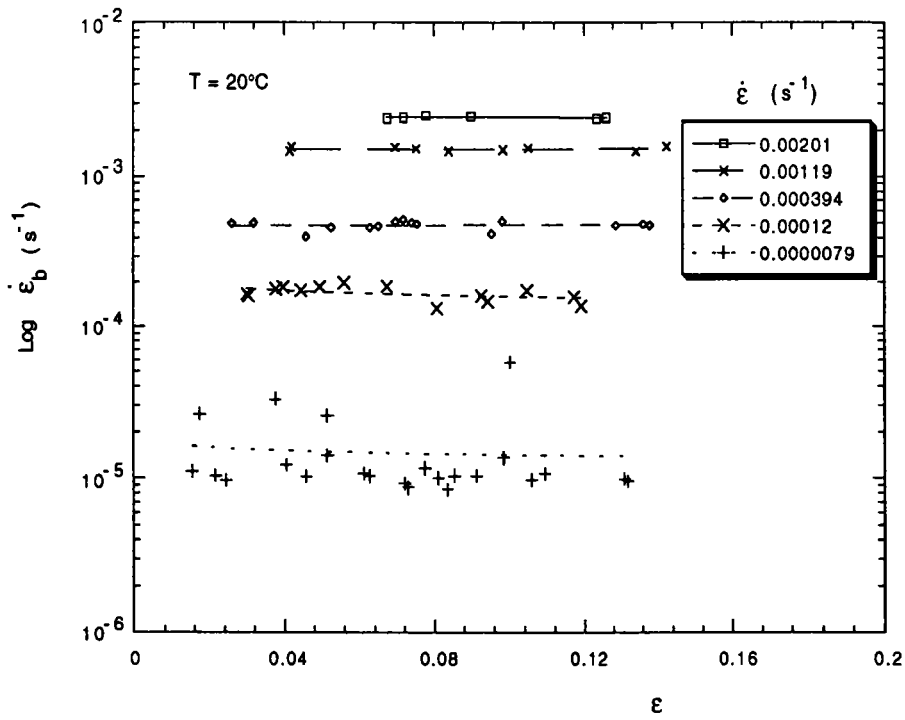
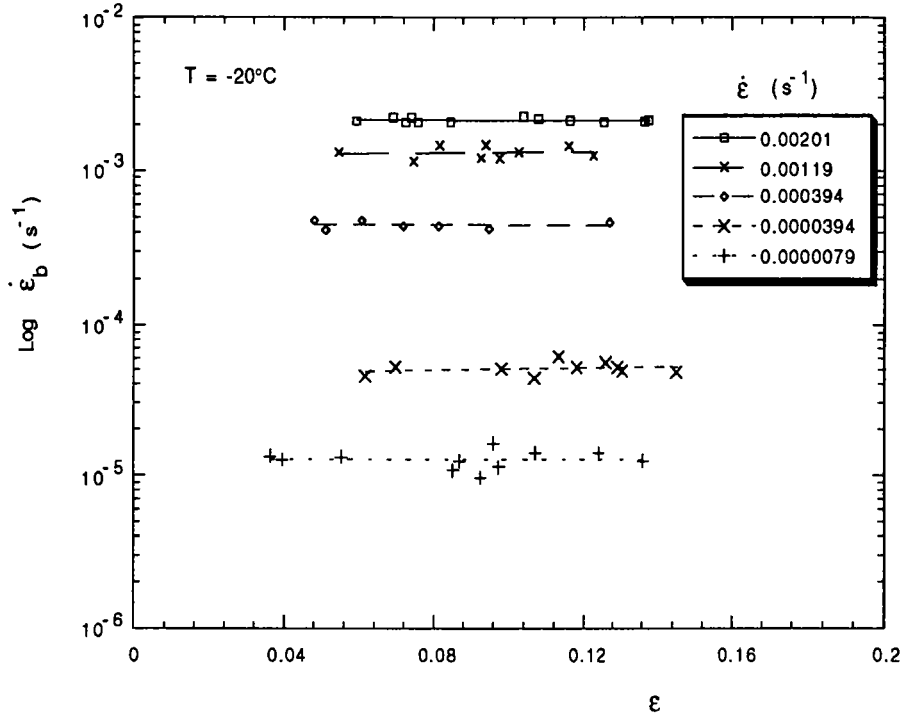


Figure 29 Influence de la température sur V_b à $\dot{\epsilon}$ fixée.

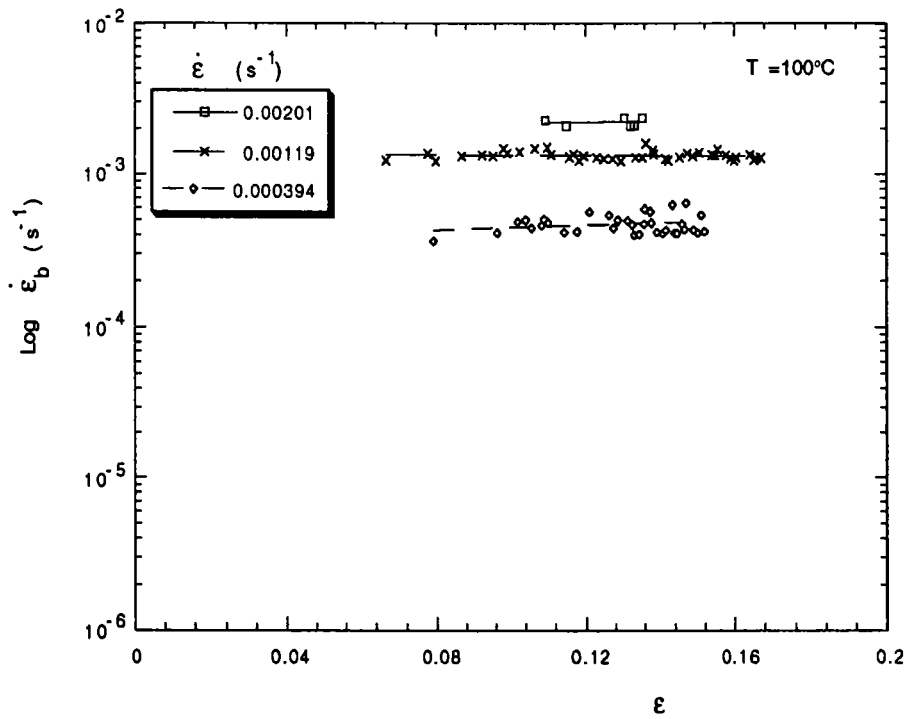
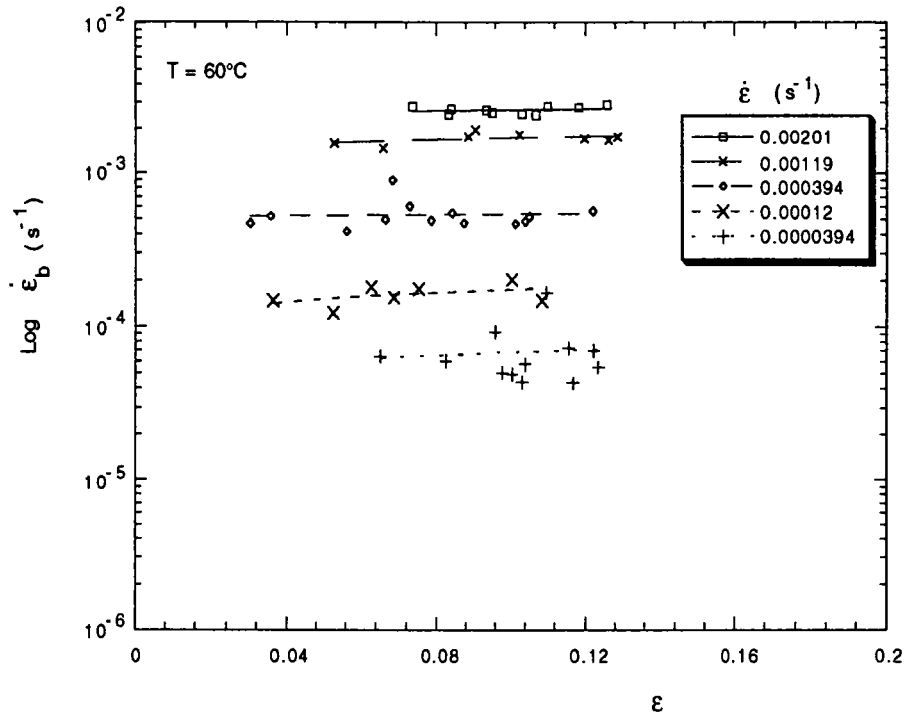
7 VITESSE DE DÉFORMATION DANS LA BANDE

La vitesse de déformation dans la bande, définie par $\dot{\epsilon}_b = \Delta\epsilon_b / \Delta t$, caractérise la vitesse de déformation de l'éprouvette lors du passage d'une bande de déformation. Cette vitesse de déformation a été considérée comme constante pendant la propagation de la bande. Nos résultats expérimentaux, reproduits en échelle semi logarithmique sur les figures 30 à 33, montrent que $\dot{\epsilon}_b$ ne varie pratiquement pas avec la déformation, et ce quelque soit la vitesse de déformation de l'essai. Les résultats sur machine molle diffèrent sur ce point puisqu'on a observé une augmentation significative de $\dot{\epsilon}_b$ avec la déformation, notamment aux fortes vitesses de contraintes imposées (chapitre III, § 5).

Dans la littérature, les seuls résultats relatifs aux variations de $\dot{\epsilon}_b$ avec ϵ , sont ceux de McCormick et al. [53] et de Schade et Wijler [56]. Les premiers montrent que $\dot{\epsilon}_b$, en dehors d'une légère augmentation en début d'essai, reste constante avec ϵ , quand aux seconds ils observent que $\dot{\epsilon}_b$ reste constante à faible vitesse de déformation mais augmente à vitesse plus élevée.



Figures 30 et 31 Variations de $\dot{\epsilon}_b$ avec ϵ à $T = -20^\circ\text{C}$ et $T = 20^\circ\text{C}$.



Figures 32 et 33 Variations de $\dot{\epsilon}_b$ avec ϵ à $T=60^\circ\text{C}$ et $T=100^\circ\text{C}$.

La figure 34 présente les variations de $\dot{\epsilon}_b$ avec la température à vitesse de déformation fixée. Les courbes, déterminées à partir des résultats des figures 30 à 33 à $\epsilon=0.1$, montrent que $\dot{\epsilon}_b$ augmente à la fois avec la température et la vitesse de déformation de l'essai. Les variations de $\dot{\epsilon}_b$ peuvent être ajustées à une loi d'Arrhénius $\dot{\epsilon}_b \propto \exp(-Q/kT)$, où Q est l'énergie de migration des lacunes [56] et k la constante de Boltzman. Les valeurs de Q déduites de la pente de la courbe d'Arrhénius de la figure 34 sont de l'ordre de 0.06 eV et sont donc très faibles par rapport aux énergies d'activation pouvant être mises en jeu dans le processus de vieillissement dynamique (diffusion des atomes de soluté, migration des lacunes ...).

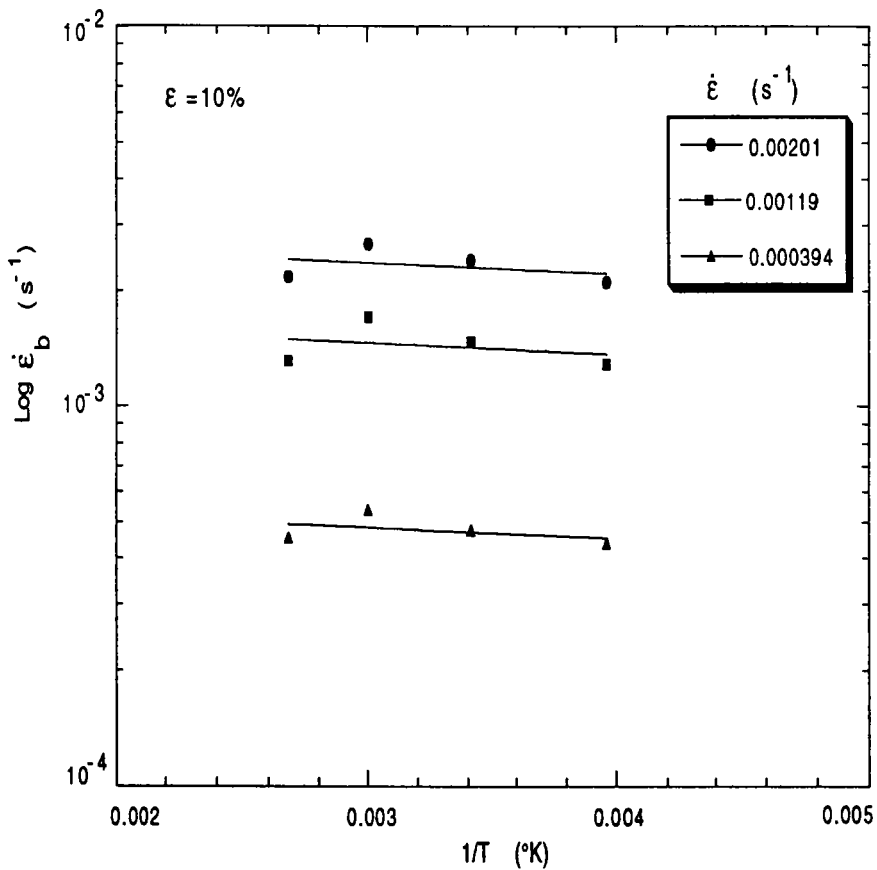


Figure 34 Variations de $\dot{\epsilon}_b$ avec la température pour différentes valeurs de $\dot{\epsilon}$.

8 CHUTES DE CONTRAINTE

Le passage de chaque bande s'accompagne d'une chute de contrainte suivie d'un durcissement du matériau nécessitant un niveau plus élevé de la contrainte pour assurer la formation de la bande suivante. L'amplitude des chutes de contrainte $\Delta\sigma$ est fonction de la déformation, du temps de vieillissement qui est inversement proportionnel à la vitesse de déformation et de la température.

Les figures 35 à 38 montrent que $\Delta\sigma$ augmente avec la déformation; cette augmentation est d'autant plus forte que la vitesse de déformation de l'essai est plus faible. McCormick et al. [65,91], Schwarz et al. [87] et Park et al. [92] observent également une augmentation de l'amplitude des chutes de contrainte avec la déformation dans des alliages légers.

Ces figures montrent aussi que $\Delta\sigma$ croît lorsque la vitesse de déformation diminue. Les faibles vitesses de déformation permettent des temps de vieillissement plus long et donc une augmentation du nombre des atomes de solutés qui diffusent sur les dislocations; la chute de contrainte qui en résulte est alors plus importante. Les résultats de la littérature [92] sont conformes à cette tendance.

La diffusion des atomes de solutés, dont la concentration sur les dislocations est directement proportionnelle à la chute de contrainte, s'accélère avec la température et conduit donc, pour une vitesse de déformation donnée à une augmentation des chutes de contrainte. On observe cette évolution pour les essais effectués aux basses températures ($T=20^\circ, -20^\circ, -60^\circ\text{C}$), où $\Delta\sigma$ augmente avec T à $\dot{\epsilon}$ fixée; McCormick [65] observe la même évolution pour des essais effectués à des températures inférieures à l'ambiante.

Aux températures plus élevées, les chutes de contraintes diminuent avec T , ce qui pourrait s'expliquer par le rôle de la précipitation. La précipitation, dont les effets sont plus importants à température élevée, conduit à une réduction de la concentration des atomes sur les dislocations [58] et compense donc l'influence de la diffusion. Ces résultats sont cohérents avec ceux obtenus sur machine molle où l'hypothèse d'une précipitation a également été suggérée.

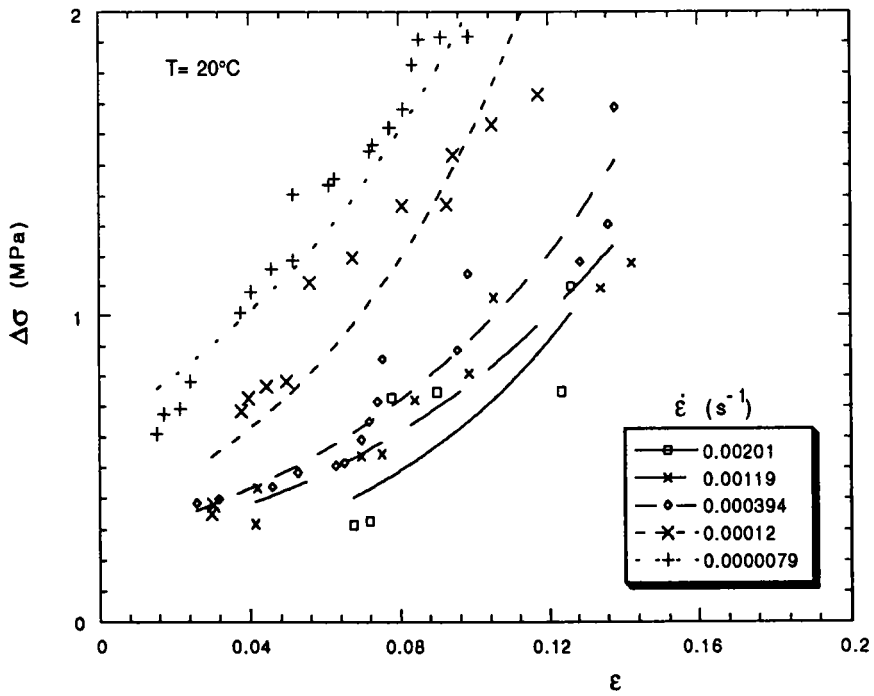
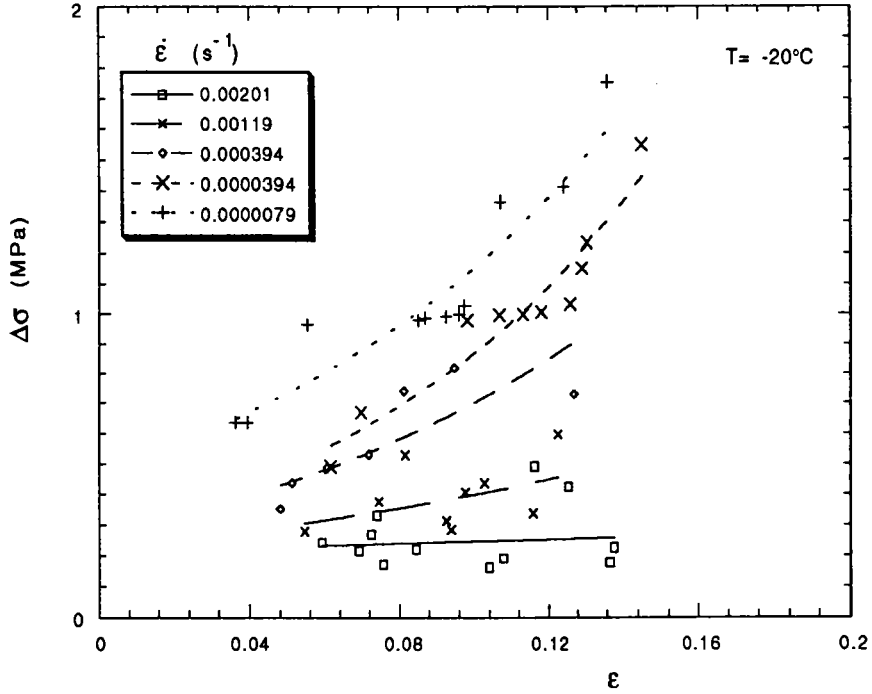


Figure 35 et 36 Chutes de contraintes $\Delta\sigma$ en fonction de ϵ à $T = -20^\circ\text{C}$ et 20°C .

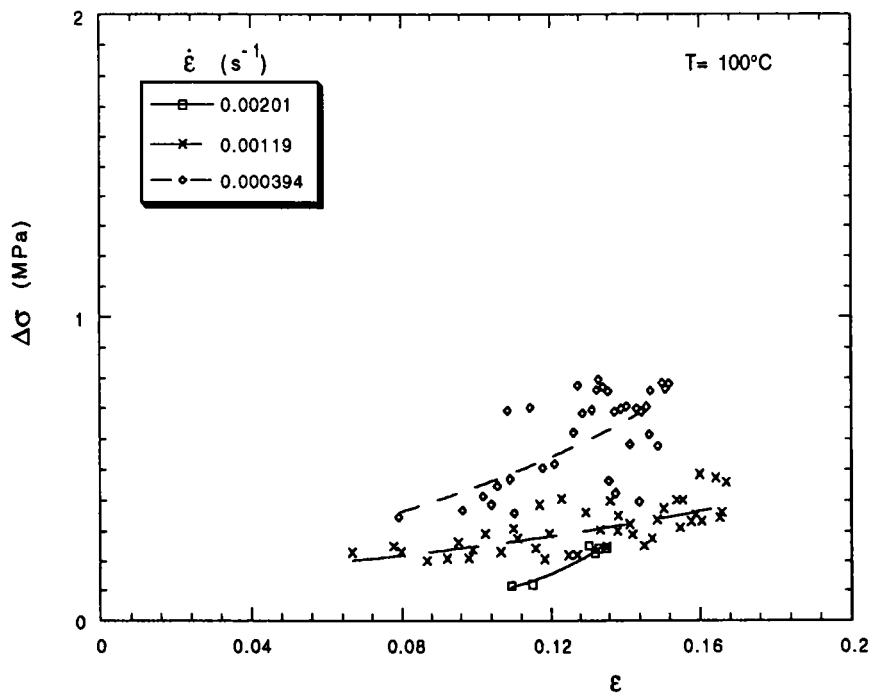
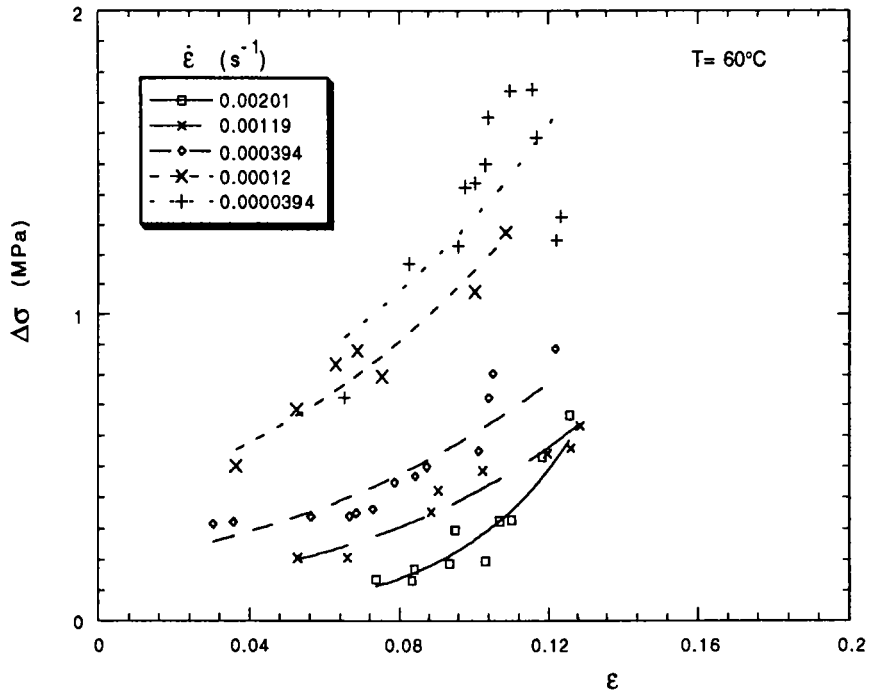


Figure 37 et 38 Évolution de $\Delta\sigma$ avec ϵ à $T=60^\circ\text{C}$ et 100°C .

9 CONCLUSIONS

Les résultats sur machine dure permettent de dégager les conclusions suivantes :

- Comme pour les essais sur machine molle, le domaine d'existence du PLC est fermé aux températures et vitesses de déformation élevées. Il est cependant moins étendu dans le cas des essais sur machine dure.
- Aux températures élevées, les bandes de type A apparaissent aux fortes vitesses et celles de type C aux faibles vitesses de déformation. Aux vitesses intermédiaires, le type B est observé. Aux basses températures, les types D ou E (variantes du type A avec moins d'écaillage) sont observés aux vitesses de chargement élevées.
- L'amplitude des chutes de contrainte augmente avec la teneur en magnésium, lorsqu'on compare les essais dans l'alliage AG3 à ceux effectués dans l'AG5. Cette amplitude augmente aussi avec la déformation plastique, et lorsque les vitesses de déformation diminuent.
- Les essais de changement de vitesses dans les deux alliages, montrent effectivement une sensibilité négative à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ dans l'intervalle de $\dot{\epsilon}$ où le PLC se manifeste.
- Les vitesses de propagation des bandes diminuent en cours d'essai et augmentent avec la vitesse de déformation. A l'inverse, les déformations dans les bandes augmentent en fonction de la déformation conformément à la loi d'Orowan. Elles augmentent aussi avec la vitesse de déformation mais diminuent avec la température.
- Les vitesses de déformation dans les bandes augmentent avec la vitesse imposée de l'essai. Elles restent cependant constantes en cours d'essai, contrairement aux essais sur machine molle où en général elles augmentent.

CHAPITRE V
DISCUSSION DES
RÉSULTATS

DISCUSSION DES RÉSULTATS

1 INTRODUCTION

Le processus de vieillissement dynamique est le mécanisme le plus couramment avancé pour expliquer l'apparition des instabilités PLC en cours de déformation.

S'appuyant sur les interprétations microscopiques du PLC qui attribuent ce phénomène à l'interaction dynamique entre les dislocations mobiles et les atomes de solutés [4,12,14,20], Van den Beukel [26] proposa un modèle de vieillissement dynamique où le temps d'attente des dislocations bloquées temporairement sur les obstacles, est le paramètre déterminant de la vitesse des dislocations. Le calcul de la contrainte déduite de ce modèle conduit à une sensibilité négative à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ dans un intervalle donné de $\dot{\epsilon}$.

Le modèle de Van den Beukel [26] est alors apparu compatible avec l'approche macroscopique de Penning [30], qui associe l'apparition du PLC à une sensibilité négative à la vitesse de déformation. Kubin et Estrin [35,47,88,89] ont repris le modèle phénoménologique de Penning, avec les mêmes hypothèses, en y intégrant le concept de vieillissement dynamique.

D'après les prédictions des différents modèles de vieillissement dynamique, la déformation critique ϵ_c à laquelle apparaît le PLC croît avec la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ imposée et décroît avec la température d'essai. Ce comportement, considéré comme "normal" car conforme aux prédictions des modèles cités précédemment, a été observé dans certaines études [65,78,89-92]. D'autres études expérimentales [21,34,50,51,93-95] montrent cependant que la variation de ϵ_c en fonction de $\dot{\epsilon}$ peut décroître ou présenter un minimum.

La branche descendante où ϵ_c décroît "anormalement" avec $\dot{\epsilon}$, est associée à une précipitation qui intervient au cours de la déformation [50,51,95]. A la suite de la tentative de Malygin [75] d'analyser théoriquement ce comportement, Bréchet et Estrin [58] ont récemment proposé un modèle qui prend en compte l'influence

de la précipitation et prévoit une évolution inverse de ϵ_c avec $\dot{\epsilon}$. Ces auteurs distinguent deux situations :

- 1/ une précipitation hétérogène sur les empilements des dislocations
- 2/ une précipitation homogène en dehors des zones de concentration de la déformation.

Dans le deuxième cas, lorsque la précipitation est homogène, les calculs effectués [58] montrent une décroissance de ϵ_c avec $\dot{\epsilon}$. Nous allons examiner nos résultats et essayer de les corrélérer avec les prévisions des modèles proposés dans la littérature.

2 DÉFORMATION CRITIQUE

Les variations de la déformation critique ϵ_c en fonction de la vitesse de déformation, sont reproduites sur les figures 1a et 1b pour les essais sur machine dure. Les résultats des essais sur machine molle sont représentés sur les figures 2a et 2b en fonction de la vitesse de contrainte.

A $T=-60^\circ\text{C}$ et $T=-20^\circ\text{C}$ (figures 1a et 2a), les variations de ϵ_c en fonction de $\dot{\epsilon}$ ou $\dot{\sigma}$ sont qualitativement conformes aux prédictions des modèles de vieillissement dynamique. On distingue cependant deux régimes à $T=-20^\circ\text{C}$; aux faibles vitesses de déformation, la croissance de ϵ_c avec $\dot{\epsilon}$ ou $\dot{\sigma}$ est moins marquée.

A $T=20^\circ\text{C}$, ϵ_c croît avec $\dot{\epsilon}$ ou $\dot{\sigma}$ aux grandes vitesses de chargement. Aux basses valeurs de $\dot{\epsilon}$, on observe toujours une croissance de ϵ_c avec $\dot{\epsilon}$, même si elle moins prononcée (figure 1). En revanche, pour les essais sur machine molle, beaucoup plus longs que ceux effectués sur machine dure, ϵ_c décroît nettement avec $\dot{\sigma}$ aux faibles vitesses de contraintes (figure 2); le modèle de Bréchet et Estrin [58] qui considère l'influence de la précipitation, prévoit une telle évolution.

Aux hautes températures ($T=60^\circ\text{C}$ et 100°C), on observe toujours aux faibles vitesses de chargement, une branche descendante dans l'évolution de ϵ_c avec $\dot{\epsilon}$ ou $\dot{\sigma}$, ce qui suggère un effet prépondérant de la précipitation. Aux fortes valeurs de $\dot{\sigma}$ ou $\dot{\epsilon}$, on observe soit une branche ascendante dans le cas des essais effectués sur machine

dure, soit un palier où ϵ_c reste constante pour les résultats sur machine molle.

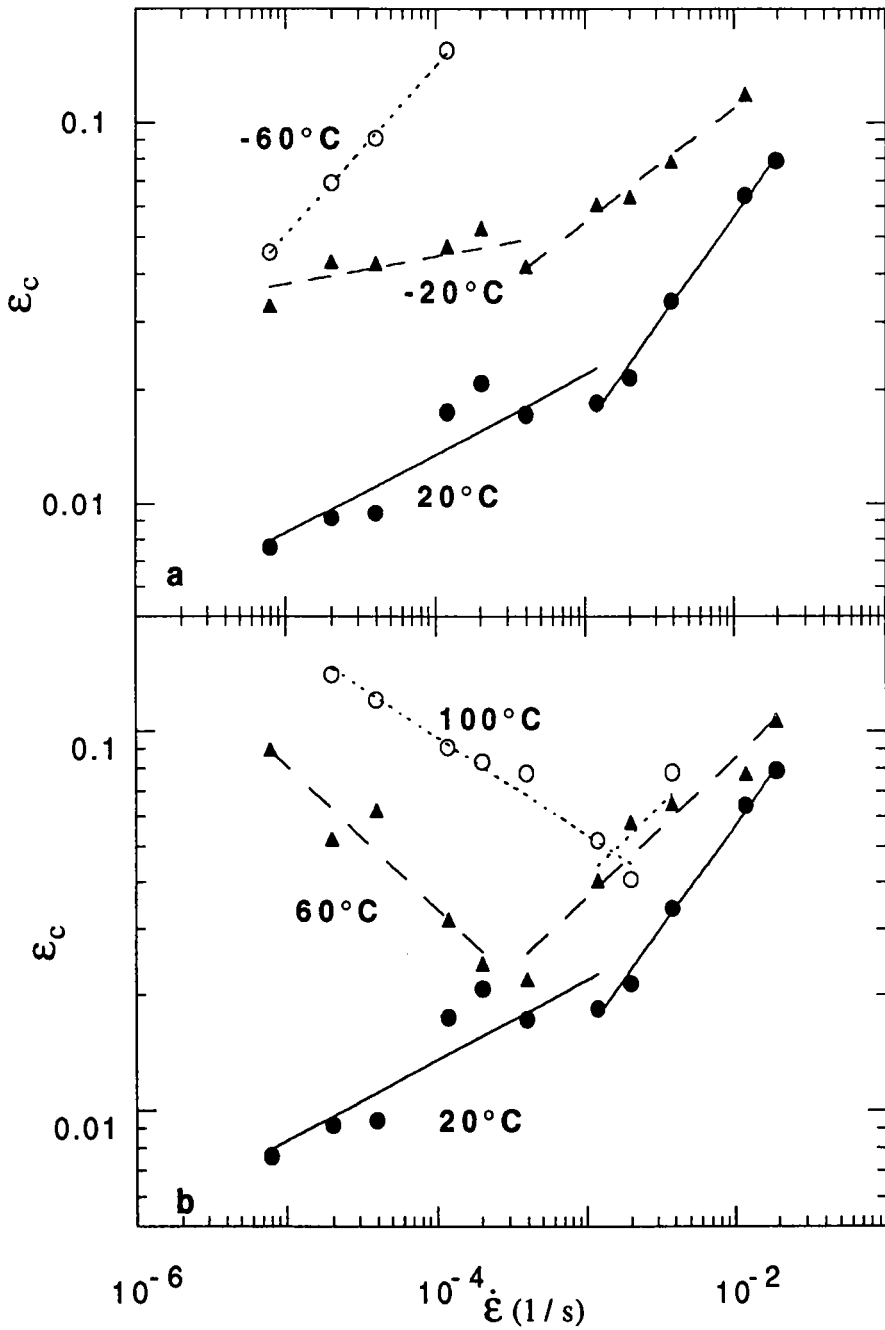


Figure 1a et 1b Évolution de la déformation critique ϵ_c avec $\dot{\epsilon}$ aux différentes températures d'essai (essais sur machine dure).

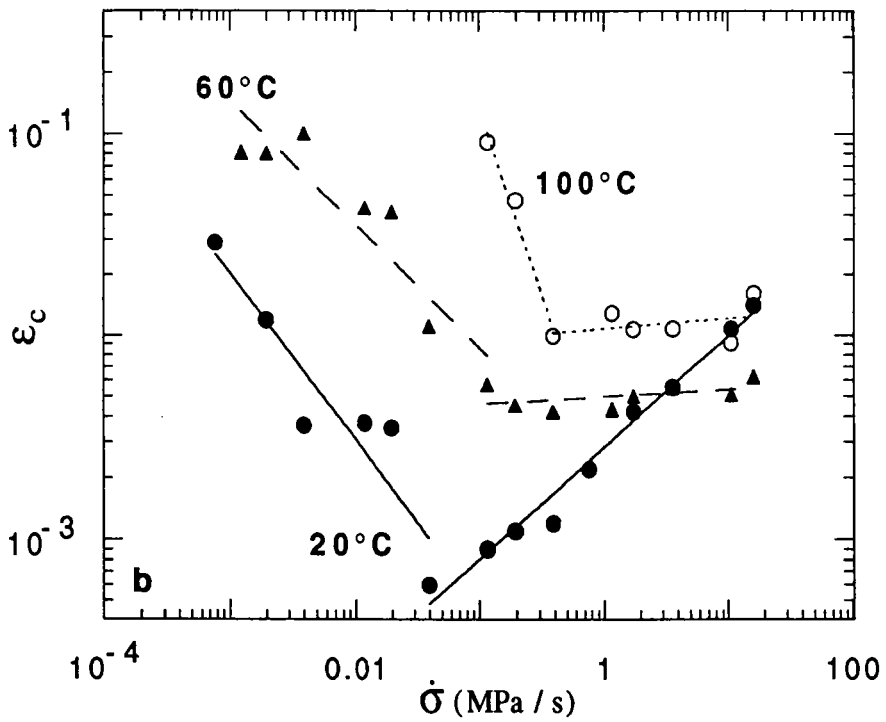
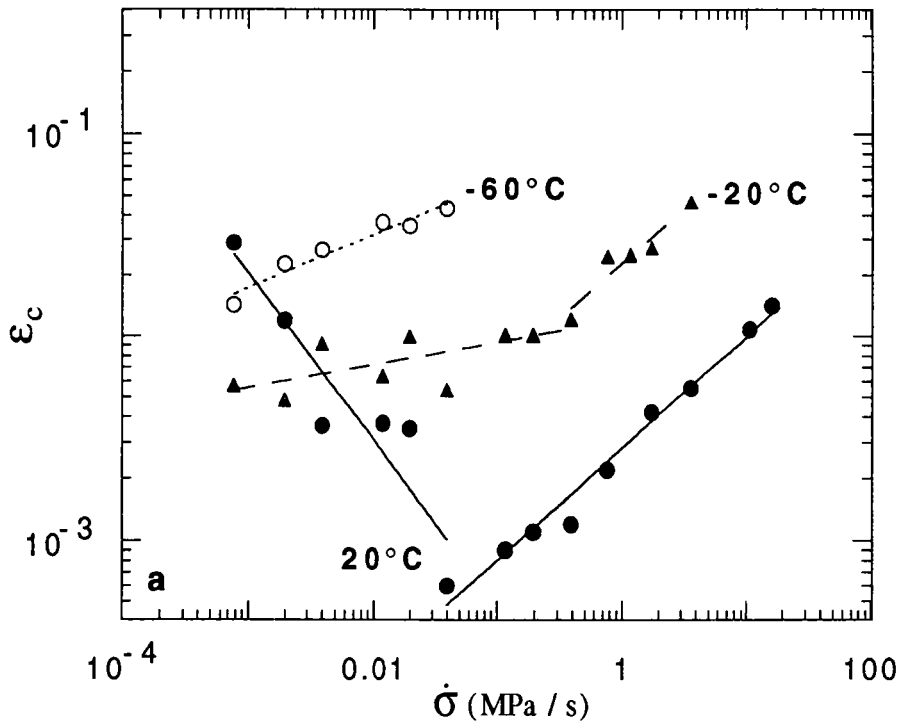


Figure 2a et 2b Évolution de la déformation critique ϵ_c avec $\dot{\sigma}$ aux différentes températures d'essai (essais sur machine molle).

Les figures 3 et 4 présentent les variations de la déformation critique ϵ_c en fonction de la température à $\dot{\epsilon}$ et σ fixées. Aux faibles températures, la décroissance de ϵ_c avec T est conforme aux prévisions des modèles de vieillissement dynamique. L'augmentation de ϵ_c avec T aux températures élevées, cohérente avec le modèle de Bréchet et Estrin [58], confirme le rôle prépondérant de la précipitation.

Les variations inverses de ϵ_c avec la température ont déjà été reportées dans la littérature [21,95]. Par contre, le comportement complexe de ϵ_c que l'on observe sur la figure 3b pour les essais effectués à vitesse de déformation constante, n'a pas été mis en évidence expérimentalement. Il est cependant prévu par le modèle théorique [58] cité précédemment, dans le cas d'une précipitation homogène dans un alliage moyennement sursaturé tel que l'AG3. Ce résultat peut constituer une validation expérimentale de l'approche théorique de Bréchet et Estrin [58].

Les conclusions que l'on peut dégager qualitativement de ces résultats sont les suivantes:

- Aux faibles températures, les instabilités PLC semblent être essentiellement la conséquence du mécanisme de vieillissement dynamique.
- Aux températures élevées, si le mécanisme de vieillissement dynamique opère aux fortes vitesses de chargement, les effets de la précipitation deviennent prépondérants aux faibles vitesses. Aux vitesses intermédiaires, une compétition entre le vieillissement dynamique et la précipitation pourrait expliquer les variations de la déformation critique qui croît faiblement ou peut même rester constante lorsque la vitesse de chargement augmente.

Nous allons examiner maintenant plus en détail, les prévisions des modèles théoriques proposées dans la littérature .

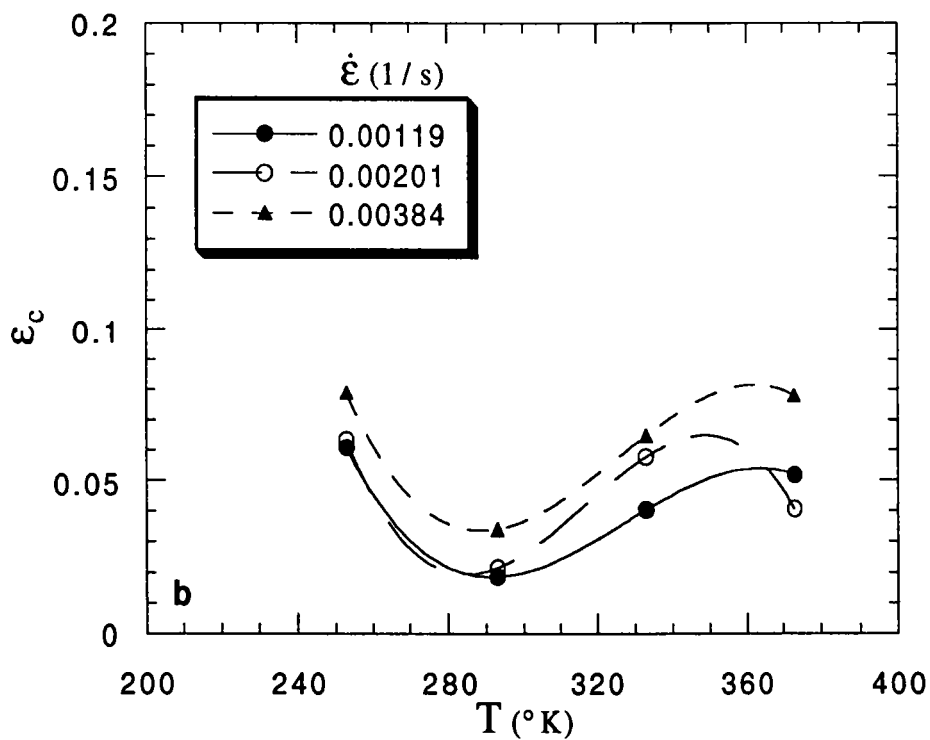
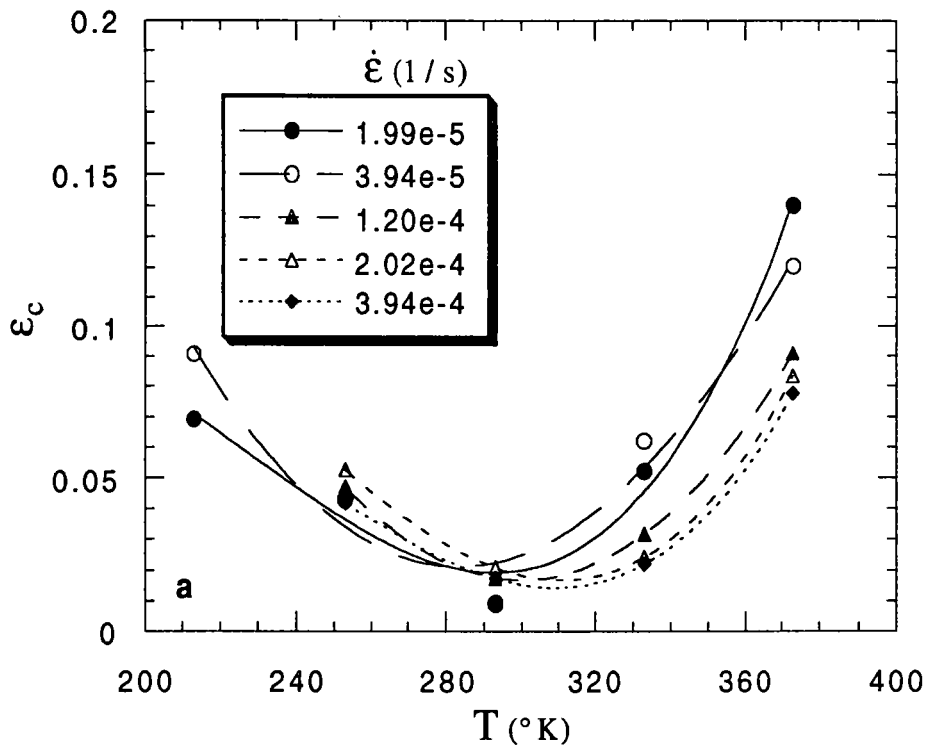


Figure 3a et 3b Évolution de la déformation critique ϵ_c avec la température aux différentes vitesses d'essai (essais sur machine dure).

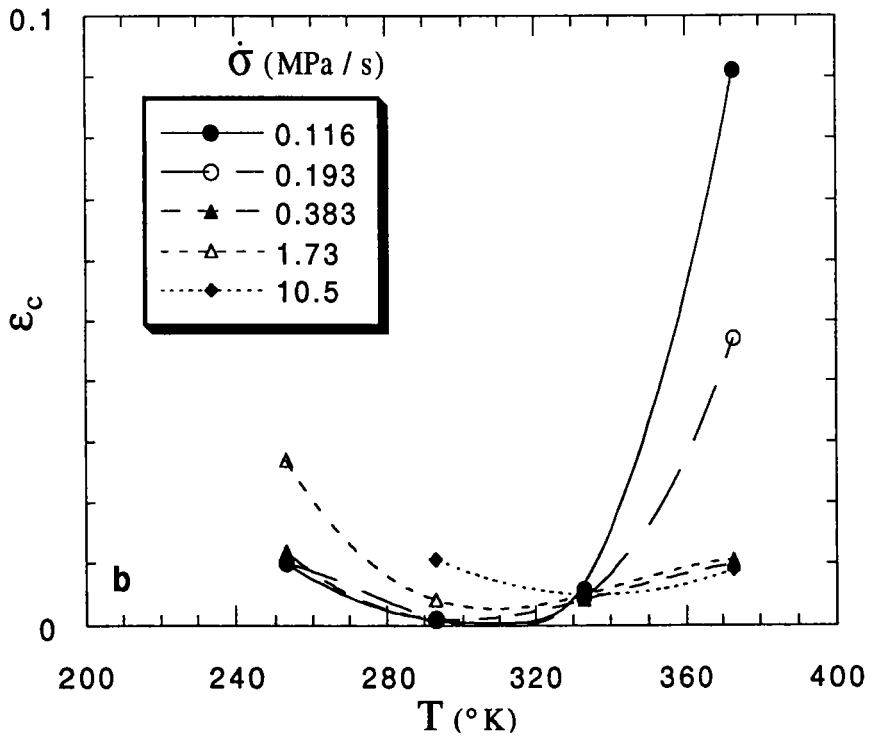
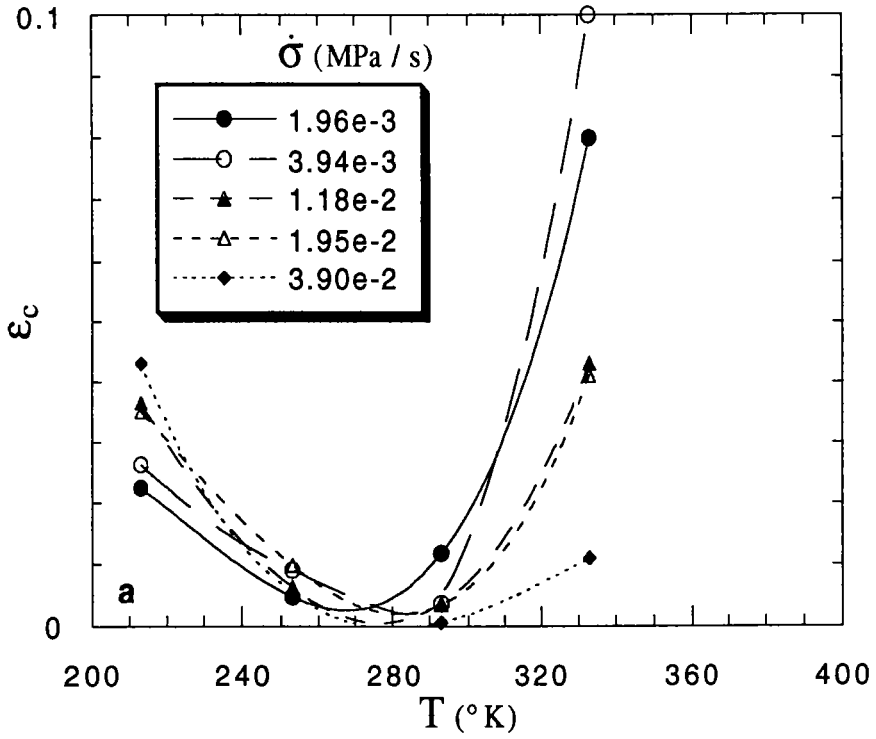


Figure 4a et 4b Évolution de la déformation critique ϵ_c avec la température aux différentes vitesses d'essai (essais sur machine molle).

2-1 Modèles de vieillissement dynamique

Dans les différentes approches utilisées initialement pour décrire le vieillissement dynamique [14,26], les résultats de calcul montrent que lorsqu'on atteint la déformation critique selon le critère de sensibilité négative à la vitesse de déformation, on a :

$$\rho_m^{(c)} C_v^{(c)} = K \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{E_m}{kT}\right)$$

où E_m est l'énergie de migration des lacunes, T la température et k la constante de Boltzman.

La concentration en lacunes C_v croît avec la déformation, selon une loi empirique [96] :

$$C_v = A \epsilon^m$$

L'évolution de la densité des dislocations mobiles ρ_m , est supposée suivre aussi une loi en puissance :

$$\rho_m = B \epsilon^\beta$$

Ainsi la déformation critique ϵ_c , à laquelle apparaît le phénomène PLC s'écrit :

$$\epsilon_c^{m+\beta} = K' \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{E_m}{kT}\right)$$

Les valeurs de $(m+\beta)$ sont en général comprises entre 2 et 3 pour les alliages substitutionnels (comme ceux de cette étude), et entre 0.5 et 1 pour les alliages interstitiels [97].

Dans les intervalles de vitesse de chargement où le processus de vieillissement dynamique est prépondérant, les pentes des courbes $\epsilon_c = \epsilon_c(\dot{\epsilon})$ ou $\epsilon_c = \epsilon_c(\dot{\sigma})$, avec $\dot{\sigma} = h \dot{\epsilon}$ où h est le taux d'écroutissage moyen, calculées à partir des résultats des figures 1 et 2, donnent pour $(m+\beta)$ les valeurs suivantes :

Machine dure

T=-60°C	(m+β)=2.22
T=-20°C	(m+β)=3.33
T= 20°C	(m+β)=1.82
T= 60°C	(m+β)=2.70

Machine molle

T=-60°C	(m+β)=3.44
T=-20°C	(m+β)=1.85
T= 20°C	(m+β)=1.83

Ces résultats sont proches de ceux obtenus sur des alliages substitutionnels [97,98].

Le modèle de Kubin et Estrin [47] diffère essentiellement de ceux cités précédemment, par l'utilisation d'une déformation élémentaire déterminée à partir des variations des densités de dislocations [88]. Les hypothèses retenues pour décrire les évolutions de ces variables d'état, reposent sur des considérations physiques (interaction entre les dislocations mobiles et fixes, effets d'annihilation, restauration dynamique ...).

Dans ce modèle [47], la contrainte d'écoulement $\bar{\sigma}$ se décompose en deux termes, dont le second correspond à la contribution du vieillissement dynamique :

$$\bar{\sigma} = \sigma + \sigma_{VD}$$

avec

$$\sigma = \sigma_E + h\varepsilon + S_0 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \quad \text{où } \sigma_E \text{ est la limite élastique, } h \text{ le taux d'écrouissage et } S_0 \text{ la sensibilité à la vitesse de déformation, en l'absence de vieillissement dynamique.}$$

et

$$\sigma_{VD} = \sigma_{VD}(t_w, T) \quad \text{où } t_w \text{ est le temps d'attente des dislocations et } T \text{ la température.}$$

Pour tenir compte des effets de saturation, σ_{VD} la composante du vieillissement dynamique, est décrite par [48] :

$$\sigma_{VD} = \beta C_m \left\{ 1 - \exp\left(-\left(t_w/\tau\right)^n\right) \right\}$$

où C_m est la concentration de saturation en atomes de solutés et β un facteur de contrainte proportionnel à l'énergie de liaison W dislocation-atomes de solutés. Dans le modèle original de Cottrel-Bilby, $n=2/3$. Cependant, de récentes études expérimentales [72,73] montrent que n est plutôt proche de $1/3$.

τ , le temps de relaxation associé au processus de diffusion [20], s'écrit :

$$\tau = \frac{kTb^3}{3DA} \exp\left(\frac{1}{n} W/kT\right)$$

où D est le coefficient de diffusion des atomes de soluté et A un paramètre caractérisant les interactions avec les dislocations.

La condition d'instabilité $\left. \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \text{Ln} \dot{\epsilon}} \right)_\epsilon \leq 0$ s'exprime, compte tenu de la relation $t_w = \frac{\Omega(\epsilon)}{\dot{\epsilon}}$, comme suit :

$$X \exp(-X) \geq \frac{S_o}{n\beta C_m} \quad \text{avec} \quad X = \left(\frac{t_w}{\tau}\right)^n = \left(\frac{\Omega(\epsilon)}{Z}\right)^n \quad \text{et} \quad Z = \dot{\epsilon}\tau.$$

La déformation élémentaire $\Omega(\epsilon)$ est définie à partir de la loi d'Orowan par :

$$\Omega(\epsilon) = \frac{b\rho_m}{\sqrt{\rho_f}}$$

où ρ_m et ρ_f sont respectivement les densités des dislocations mobiles et fixes.

Les variations de $\Omega(\epsilon)$ sont déterminées à partir de deux équations différentielles couplées, décrivant l'évolution des densités ρ_m et ρ_f avec la déformation, qui s'écrivent :

$$\frac{d\rho_m}{d\varepsilon} = \frac{C_1}{b^2} - C_2\rho_m - \frac{C_3}{b}\sqrt{\rho_f}$$

(E)

$$\frac{d\rho_f}{d\varepsilon} = C_2\rho_m + \frac{C_3}{b}\sqrt{\rho_f} - C_4\rho_f$$

Dans ces équations, la constante C_1 se rapporte aux effets de multiplication des dislocations mobiles, C_2 exprime leur annihilation, C_3 leur immobilisation par les dislocations fixes et C_4 se rapporte à la restauration dynamique.

Pour une bonne description par le modèle de Kubin et Estrin [47] de nos résultats expérimentaux obtenus à température ambiante, nous avons modifié les constantes C_i proposées par ces auteurs et pris les valeurs suivantes :

$$\frac{C_1}{b^2} = \frac{10^{15}}{3} \quad C_2 = 1.21 \quad \frac{C_3}{b} = 1.8 \cdot 10^7 \quad C_4 = \frac{8}{3}$$

La déformation élémentaire $\Omega(\varepsilon)$, obtenu par intégration numérique exacte des équations (E), est indiqué sur la figure 5, ainsi que les variations des densités ρ_m et ρ_f (en médaillon).

A température ambiante, on est en limite du domaine PLC pour $\dot{\varepsilon} = 0.02 \text{ s}^{-1}$ et $\varepsilon_c = 8\%$. Pour cette valeur de la déformation, la courbe 5 conduit à une valeur $\Omega_c = 0.0047$ proche de la valeur maximum Ω_m .

A partir de la relation $\Omega = ZX^n$, on peut calculer la valeur maxi de Z et donc le temps τ qui ne dépend pas de $\dot{\varepsilon}$, mais de la température.

En prenant une valeur de $\frac{S_0}{\beta C_m} = 0.1$ [47], la condition d'instabilité

conduit à :

$$\begin{array}{llll} n=1/3 & X=0.5 & Z_{\max}=0.038 & \text{et } \tau=1.9\text{s} \\ n=2/3 & X=0.18 & Z_{\max}=0.062 & \text{et } \tau=3.1\text{s} \end{array}$$

Les variations de la déformation critique ε_c avec la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$, sont ensuite obtenues à partir de la déformation élémentaire $\Omega(\varepsilon)$.

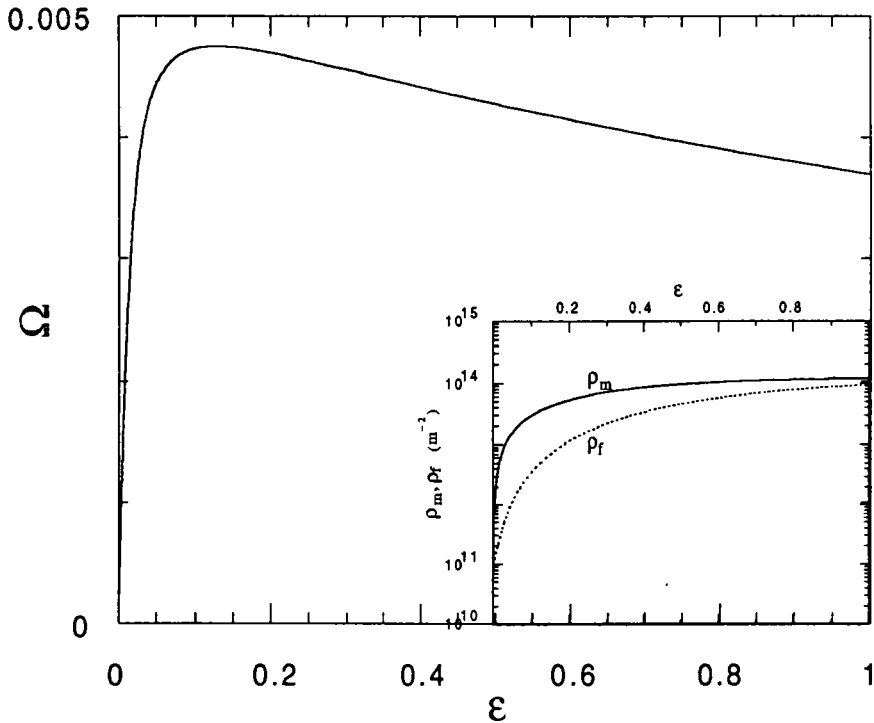


Figure 5 Déformation élémentaire et densités des dislocations (modèle KE [47]).

La figure 6 reproduit les résultats obtenus pour les deux valeurs de n et comparés aux données expérimentales des essais sur machines dure et molle à $T=20^{\circ}\text{C}$. Le changement de n provoque un décalage de la courbe théorique sans influencer de façon significative sur son allure. Sur la figure 6 nous avons également reporté les courbes correspondantes à $m+\beta=0.5$ et 1. Ainsi le modèle de Kubin et Estrin qui prévoit des variations trop rapides de ε_c avec $\dot{\varepsilon}$ pour des alliages substitutionnels comme celui de cette étude, peut convenir à la description du vieillissement dynamique dans des alliages interstitiels.

La courbe théorique dépend fortement de l'allure de $\Omega(\varepsilon)$. Pour une bonne concordance avec les résultats expérimentaux dans le cas d'alliages substitutionnels où $m+\beta > 1$, il faudrait inverser la courbure de $\Omega(\varepsilon)$ aux faibles valeurs de la déformation. Autrement dit, il faudrait une évolution moins rapide à faible déformation, de la densité des dislocations mobiles. On ne peut obtenir une telle évolution en modifiant uniquement la valeur des paramètres C_i (en

particulier C_1 lié à la multiplication des dislocations mobiles). Cependant les tests numériques entrepris dans cette étude montrent qu'il faut modifier aussi les équations différentielles (E) et envisager des variations des constantes C_i avec $\dot{\epsilon}$ et/ou T .

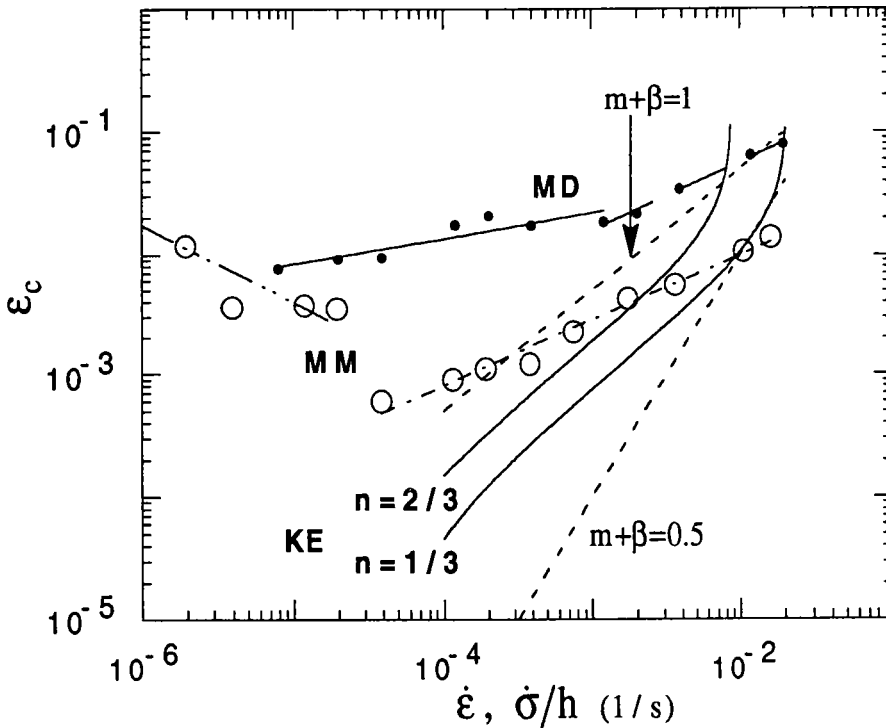


Figure 6 Variations de ϵ_c avec la vitesse de chargement à $T=20^\circ\text{C}$.

Résultats expérimentaux et prévisions du modèle de KE [47].

2-2 Influence de la précipitation

Bréchet et Estrin [58] ont proposé un modèle décrivant le comportement résultant de la coexistence du vieillissement dynamique et de la précipitation tant homogène qu'hétérogène. La contrainte d'écoulement $\bar{\sigma}$ comporte 3 termes et s'écrit :

$$\bar{\sigma} = \sigma + \sigma_{VD}^* + \sigma_P$$

et

$$\sigma_P = \gamma\phi + \Gamma\Phi$$

où Φ est la fraction volumique des précipités qui se fixent sur les lignes de dislocations, ϕ la fraction volumique des précipités plus fins dispersés de manière homogène dans le matériau, γ et Γ des forces de liaison.

Le terme de vieillissement dynamique σ_{VD}^* est aussi modifié pour tenir compte des pertes de concentration en atomes de soluté sur les dislocations, du fait de la précipitation.

$$\sigma_{VD}^* = \beta(C_0 - \phi C_p) \exp(W/kT) \left[1 - \exp(-(t_w/\tau)^n) \right] - \beta\Phi C_p$$

où C_0 est la concentration initiale dans le matériau et C_p la concentration dans les précipités.

Le comportement inverse, c'est à dire lorsque ε_c diminue avec $\dot{\varepsilon}$, est prévu par ce modèle [58], dans le cas d'une précipitation homogène. La fraction volumique des précipités fins étant donnée par :

$$\phi = KI/\dot{\varepsilon} \quad \text{où } I \text{ est la vitesse de nucléation des précipités.}$$

En approchant la branche ascendante de $\Omega(\varepsilon)$ par une droite de pente ω , la condition d'instabilité conduit à :

$$\varepsilon_c = \left\{ \frac{S_0}{n\beta C_m} \cdot \frac{\dot{\varepsilon} - KI\gamma/S_0}{\dot{\varepsilon} - (1 + 1/n)KI C_p/C_0} \right\}^{\frac{1}{n}} \frac{\tau \dot{\varepsilon}}{\omega}$$

La courbe 7 présente les résultats pour l'essai sur machine molle à $T=20^\circ\text{C}$, comparés aux prévisions du modèle de Bréchet et Estrin. Les valeurs suivantes ont été considérées pour les paramètres :

$$\frac{S_0}{\beta C_m} = 0.1 \quad \frac{\gamma}{S_0} = 0.1 \frac{C_p}{C_0} \quad \omega = 2.5 \cdot 10^{-2}$$

$$\left(1 + \frac{1}{n} \right) KI \frac{C_p}{C_0} = 0.9 \dot{\varepsilon}_{\min}$$

$$\tau = 1.9\text{s} \quad \text{pour } n=1/3 \quad \text{et} \quad \tau = 3.1\text{s} \quad \text{pour } n=2/3$$

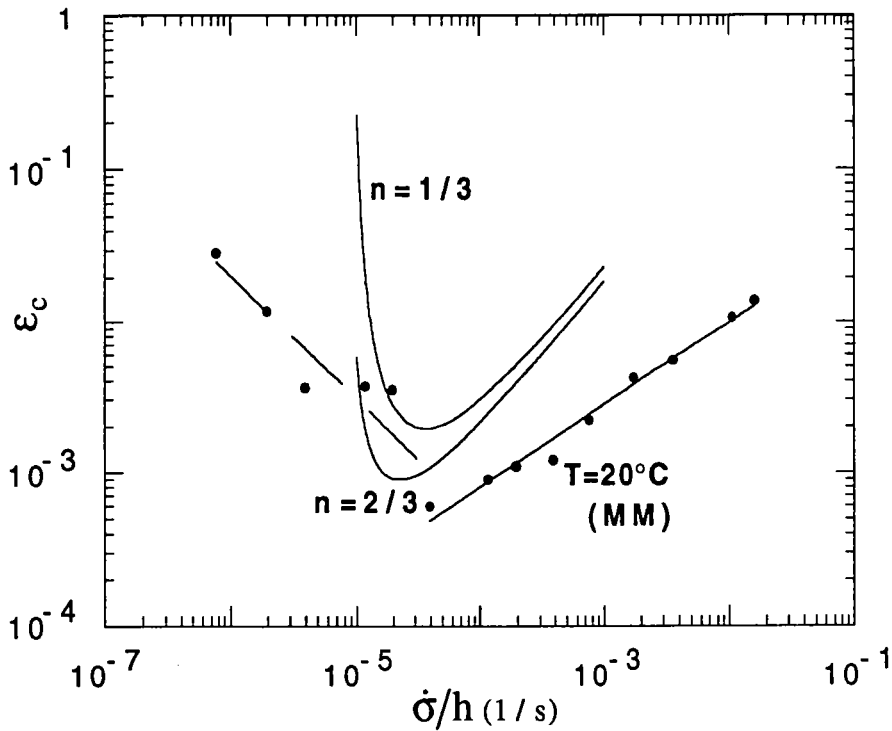


Figure 7 Variations de ε_c avec $\dot{\sigma}$ à $T=20^\circ\text{C}$. Résultats expérimentaux et prévisions du modèle de BE [58].

Qualitativement, le modèle de Bréchet et Estrin prévoit les évolutions de la déformation critique pour l'apparition de l'écoulement instable de type PLC. Un écart important subsiste cependant, entre les résultats expérimentaux et la théorie. En particulier, la forte décroissance de ε_c avec $\dot{\varepsilon}$ lorsque les effets de la précipitation sont prépondérants n'est pas observée dans l'expérience. La diminution de la valeur de n provoque un décalage de la courbe vers des valeurs plus élevées de la déformation critique, et du minimum vers les vitesses de chargement plus fortes. Néanmoins, elle n'influe pas de façon significative sur la pente de la courbe ε_c aux basses vitesses de chargement.

3 VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES

Les différents modèles décrivant le vieillissement dynamique avec ou sans précipitation, sont basés sur des équations de comportement local sans aucune considération spatiale. Ils ne permettent pas de déterminer la vitesse de propagation V_b des bandes de propagation associées à l'effet PLC. Pour combler cette insuffisance des modèles non locaux conduisant à des solutions propageantes ont été proposés [37-40]. Ces modèles prévoient soit une augmentation de V_b avec $\dot{\sigma}$ [37,38], soit une diminution [39,40].

La figure 8 reproduit les variations de la vitesse de bande V_b avec la vitesse de contrainte pour des essais sur machine molle à $T=20^\circ\text{C}$, $T=-20^\circ\text{C}$ et $T=-60^\circ\text{C}$.

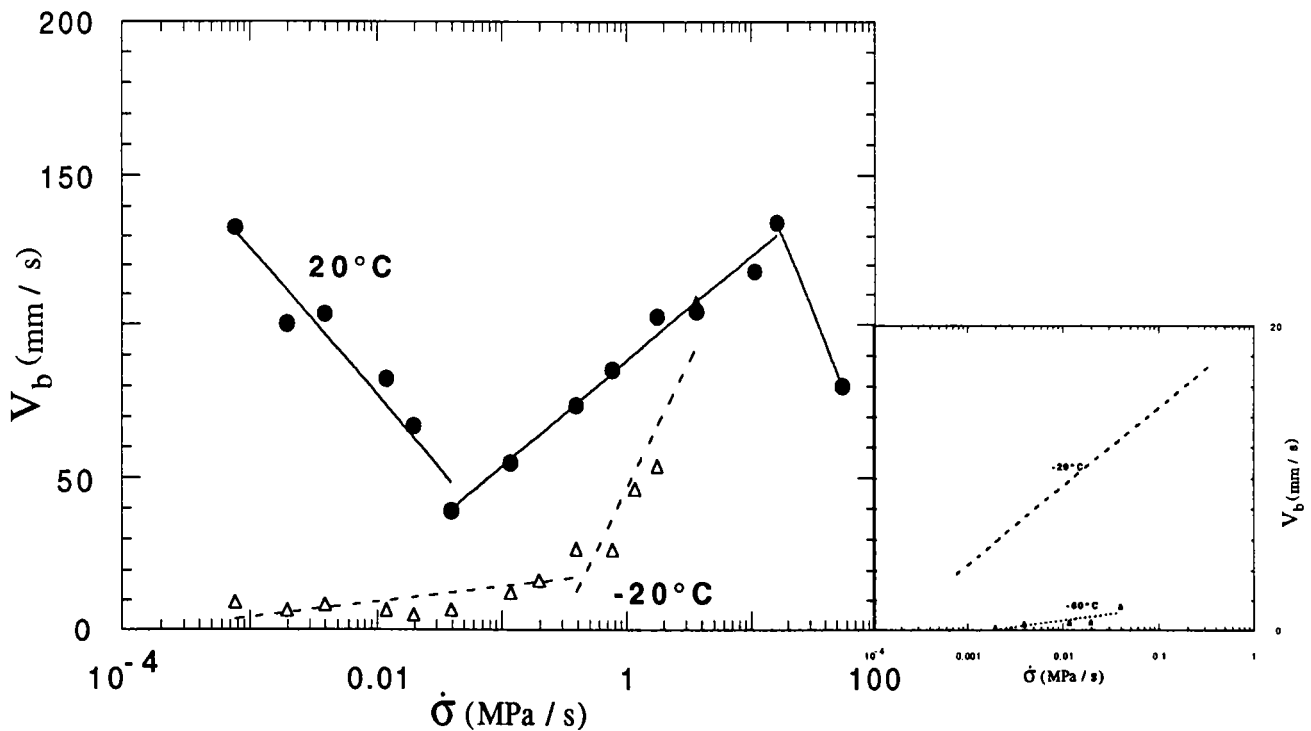


Figure 8 Vitesses de propagation V_b en fonction de $\dot{\sigma}$.

Les vitesses V_b atteignent des valeurs allant jusqu'à 140mm/s à $T=20^\circ\text{C}$ alors qu'elle ne dépassent pas 2mm/s à $T=-60^\circ\text{C}$; l'influence de la température sur V_b est très importante.

La vitesse de bande V_b passe par un minimum à $T=20^\circ\text{C}$, qui correspond à un régime où la propagation des bandes est fortement intermittente. A $T=-20^\circ\text{C}$ et $T=-60^\circ\text{C}$, les valeurs de V_b sont très faibles aux basses vitesses de chargement où le caractère intermittent de la propagation est très marqué.

Si l'on rapproche les résultats présentés sur la figure 8 avec ceux concernant l'évolution de ε_c en fonction de $\dot{\varepsilon}$ de la figure 2a, on constate un certain parallèle dans l'évolution de V_b et de ε_c . Il apparaît en particulier, qu'aux faibles vitesses de chargement où l'influence de la précipitation semble prépondérante, V_b diminue avec $\dot{\sigma}$; ce résultat est qualitativement cohérent avec les prévisions du modèle de pseudo-diffusion de Jeanclaude et Fressengeas [39], ou de celui de Hähner [40]. En revanche, aux vitesses de contrainte élevées, où l'instabilité PLC est essentiellement le résultat du vieillissement dynamique, V_b augmente avec $\dot{\sigma}$. Cette évolution est qualitativement conforme aux prévisions du modèle du second gradient proposé par Zbib et Aifantis [37]. Les modèles non locaux indiquent des tendances qualitatives. Il nous a paru difficile de comparer nos résultats expérimentaux aux prévisions numériques de ces modèles.

A la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ la plus élevée à $T=20^\circ\text{C}$, lorsqu'on approche la frontière F limite du domaine de $\dot{\sigma}$ où le PLC se manifeste (voir figure 1 du chapitre III), on observe une chute de la vitesse de propagation V_b . Cette caractéristique est encore plus marquée pour les résultats d'essais effectués à $T=60^\circ\text{C}$ et $T=100^\circ\text{C}$, représentés sur la figure 9.

A $T=60^\circ\text{C}$, on observe une branche descendante et ascendante aux vitesses $\dot{\sigma}$ basses et élevées; ces branches correspondent respectivement à une influence prépondérante, de la précipitation et du vieillissement dynamique. A l'intersection de ces branches aux vitesses intermédiaires, la compétition entre les deux mécanismes conduisant à l'écoulement instable, s'accompagne d'une propagation des bandes PLC très intermittente. Aux très faibles valeurs de $\dot{\sigma}$, on approche la frontière T du domaine PLC, et la disparition des

instabilités se fait progressivement avec une chute de la vitesse de propagation des bandes; on observe le même effet près de la frontière F, aux fortes vitesses $\dot{\sigma}$. Cette analyse conduit à une explication cohérente des résultats complexes obtenus pour les essais effectués à $T=60^{\circ}\text{C}$, où l'on décrit tout l'intervalle de $\dot{\sigma}$ correspondant au phénomène PLC.

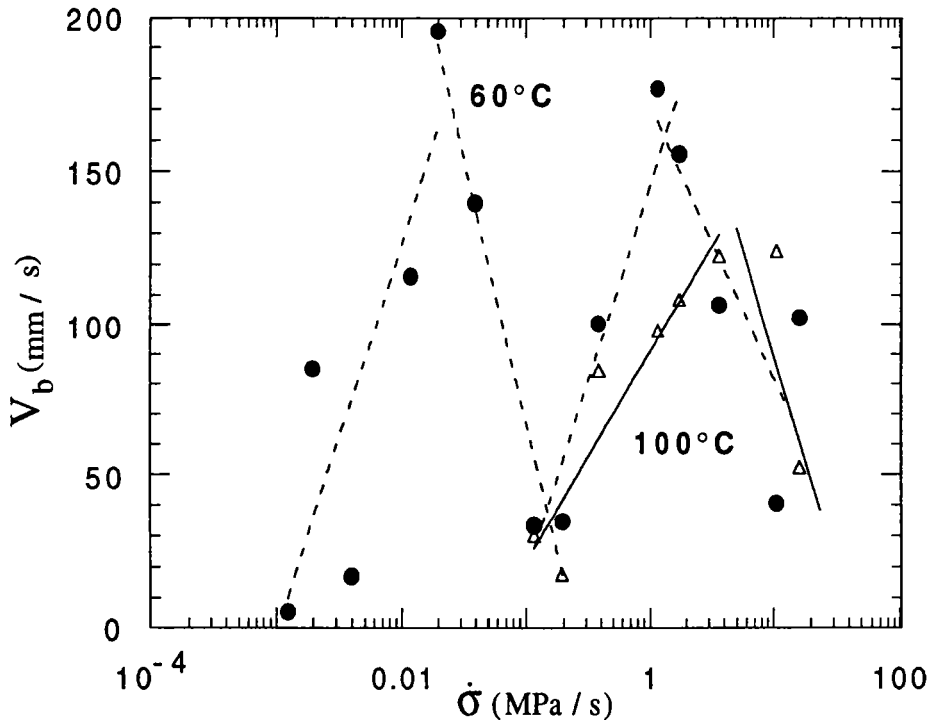


Figure 9 Vitesses de propagation V_b en fonction de $\dot{\sigma}$.

Les essais à $T=100^{\circ}\text{C}$ sont un peu particuliers dans la mesure où les instabilités plastiques se développent dans un intervalle de $\dot{\sigma}$ réduit; on se trouve alors constamment au voisinage soit de la frontière F, soit de la frontière T. La distinction entre ces deux frontières devient d'ailleurs difficile car le domaine PLC est fermé (figure 1, chapitre III). Cette particularité permet d'interpréter les variations de V_b en fonction de $\dot{\sigma}$ à cette température d'essai.

L'essentiel des résultats obtenus pour les variations de la vitesse de propagation des bandes peut être schématisé comme indiqué sur la figure 10. Les 2 branches extrêmes correspondent à la diminution

progressive de la vitesse des bandes lorsqu'on est au voisinage des frontières T ou F; les deux branches du milieu décrivent le comportement lorsque la précipitation ou le vieillissement dynamique sont dominants.

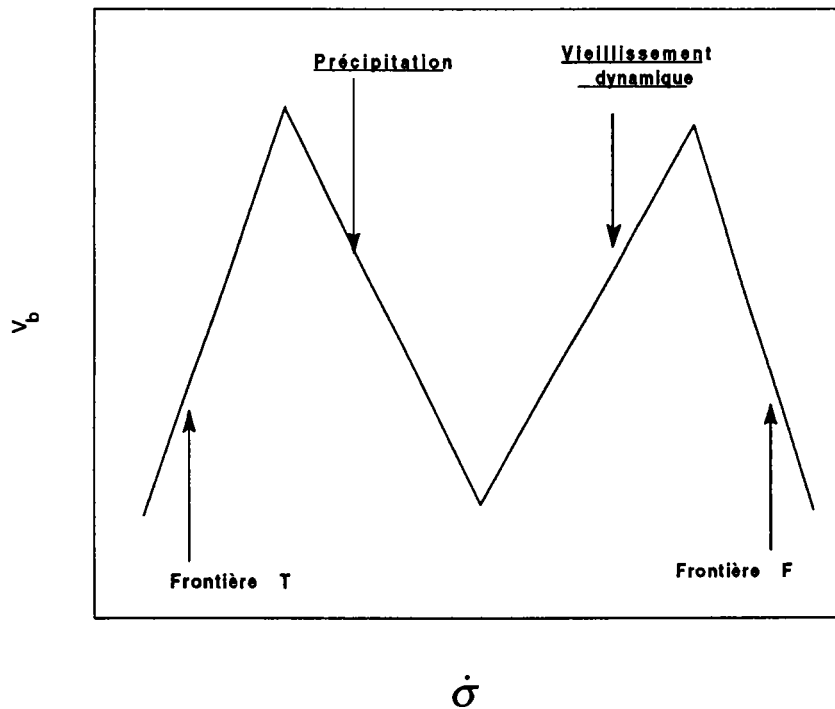


Figure 10 Représentation schématique des variations de la vitesse des bandes.

A $T=60^\circ\text{C}$, on décrit tout le domaine PLC; c'est le cas le plus général où on observe les 4 branches.

A $T=100^\circ\text{C}$, le domaine PLC est réduit et les deux branches du milieu sont quasi inexistantes, seules les branches décrivant le comportement au voisinage de T et F sont apparentes.

A $T=20^\circ\text{C}$, les deux branches du milieu ainsi que la branche F sont obtenues. Les vitesses minimum ne sont pas suffisamment faibles pour s'approcher de la frontière T.

Aux basses températures ($T=-20^\circ\text{C}$ et $T=-60^\circ\text{C}$), la précipitation est moins marquée et la branche correspondant à ce mécanisme ne peut se développer.

Les résultats expérimentaux de Karimi [21] et McCormick et al. [53] concernant l'évolution de V_b avec la vitesse de chargement, paraissent contradictoires. Il faut souligner que ces résultats ont été obtenus pour des intervalles de vitesses de contrainte beaucoup plus réduits que l'intervalle étudié dans ce travail. Ainsi, Karimi [21] observe une décroissance de V_b avec $\dot{\sigma}$ dans un acier austénitique sollicité à des vitesses comprises entre .0045 et 0.23 MPa/s, autrement dit dans un intervalle de vitesses faibles. Alors que les essais réalisés à des vitesses élevées ($0.05 < \dot{\sigma} < 0.5$ MPa/s), par McCormick et al. [53] sur un alliage léger, montrent que V_b augmente avec $\dot{\sigma}$. L'analyse des résultats de cette étude, illustrée par le schéma de la figure 10, permet d'expliquer cette apparente contradiction.

*CONCLUSION
GÉNÉRALE*

CONCLUSION GÉNÉRALE

L'ensemble de ce travail expérimental a été réalisé essentiellement dans l'alliage AG3 avec quelques essais comparatifs sur l'AG5. Des chargements à vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ constante (machine dure) ou vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ constante (machine molle), ont été imposés à des éprouvettes plates sollicitées en traction. Pour le deuxième type de chargement, nous avons conçu un montage comportant un ressort de faible rigidité placé entre l'éprouvette et les mors de la machine de traction.

Les instabilités plastiques liées au phénomène Portevin-Le Chatelier (PLC), ont ainsi été étudiées dans l'intervalle de température allant de -60°C à 100°C , à des vitesses de chargement comprises respectivement entre $7.92 \cdot 10^{-6} \text{s}^{-1}$ et $1.92 \cdot 10^{-2} \text{s}^{-1}$ pour les essais effectués sur machine dure, et entre $7.6 \cdot 10^{-4} \text{MPa/s}$ et 54MPa/s pour ceux conduits sur machine molle.

Le domaine d'existence de l'effet PLC dans l'espace $\text{Log}\dot{\sigma}-1/T$ ou $\text{Log}\dot{\epsilon}-1/T$ est fermé aux températures et vitesses de chargement élevées. Les courbes limites de ce domaine ne correspondent pas à des droites. Ce résultat remet en cause l'idée d'une énergie d'activation apparente unique pour le phénomène PLC. Cette énergie semble dépendre à la fois de la température et de la vitesse de chargement, ce qui suggère l'existence de différents mécanismes de déformation associés à l'apparition d'un écoulement instable de type PLC.

A l'intérieur du domaine d'existence du PLC, les essais de changement de vitesses, effectués dans les deux alliages étudiés, montrent clairement une sensibilité négative à la vitesse de déformation. La déformation hétérogène associée à l'effet PLC se produit selon deux stades, plus facilement dissociables dans le cas des essais sur machine molle. Un premier stade correspondant à la période de chargement pendant laquelle les dislocations sont bloquées dans leur atmosphère de solutés (ou se déplacent très lentement). Ce temps d'attente durant lequel les atomes de solutés diffusent vers les dislocations, est inversement proportionnel à la

vitesse de chargement. Comme l'augmentation de contraintes qui résulte de ce processus de vieillissement dynamique est proportionnelle à la concentration en atomes de solutés, il n'est pas étonnant d'observer des sensibilités négatives à la vitesse de déformation. Pendant le second stade de déformation, les dislocations se libèrent brusquement de leur atmosphère de solutés lorsque la contrainte appliquée dépasse la force d'interaction soluté-dislocations. Ce deuxième stade se manifeste macroscopiquement sous forme d'une bande de déformation qui se propage le long de l'éprouvette.

Les résultats des essais sur machine molle obtenus dans cette étude montrent qu'il existe deux modes de propagation. Une propagation intermittente aux vitesses intermédiaires ou aux basses températures et un mode de propagation continue aux fortes et faibles vitesses de contraintes. L'évolution de la vitesse de propagation des bandes (V_b) en fonction de la vitesse de chargement $\dot{\sigma}$, passe par un minimum situé dans l'intervalle de $\dot{\sigma}$ où la propagation est intermittente. De part et d'autre de ce minimum, V_b diminue ou augmente avec $\dot{\sigma}$ selon que les vitesses de chargement sont faibles ou élevées. Pour les essais effectués aux températures élevées, lorsque tout l'intervalle de vitesse où le PLC se manifeste est accessible à l'expérience, on observe également une diminution de V_b quand on s'approche des limites du domaine d'existence du PLC dans l'espace $\text{Log } \dot{\sigma} - 1/T$.

Karimi [21] et McCormick [53] ont observé respectivement une diminution et une augmentation de V_b avec $\dot{\sigma}$. Leurs résultats expérimentaux ont été obtenus dans des alliages différents, mais aussi pour des intervalles de $\dot{\sigma}$ différents. Les essais effectués dans cette étude montrent bien que l'on peut avoir un comportement ou l'autre selon les vitesses de chargement testées. Ils permettent donc de donner une explication à cette apparente contradiction.

Les variations de la déformation critique ϵ_c à laquelle apparaît le PLC, montrent que ϵ_c augmente avec $\dot{\sigma}$ ou $\dot{\epsilon}$ aux vitesses de chargement élevées. Aux faibles vitesses de chargement et aux températures élevées, on observe un comportement inverse. La confrontation de ces résultats avec les modèles théoriques tentant d'expliquer le mécanisme de l'effet PLC, révèle que les modèles du

vieillissement dynamique (Van den Beukel, McCormick, Kubin et Estrin) rendent compte qualitativement de l'évolution de ϵ_c aux vitesses de chargement élevées lorsque les temps d'attente des dislocations sont faibles. Aux faibles vitesses de chargement, les temps d'attente sont plus élevés et des effets de reprecipitation peuvent se superposer au vieillissement dynamique. Le modèle de Bréchet et Estrin, décrivant l'écoulement instable résultant de la coexistence du vieillissement dynamique et de la précipitation prévoit le comportement inverse de ϵ_c que l'on observe expérimentalement aux faibles vitesses de chargement et aux températures élevées.

La concordance entre les variations de ϵ_c et celles de V_b en fonction de la vitesse de chargement, suggère une correspondance qualitative entre les mécanismes invoqués pour expliquer l'écoulement instable associé au phénomène PLC et l'évolution de la vitesse de propagation des bandes. Les mesures expérimentales des vitesses de propagation, montrent que celles-ci augmentent avec la vitesse de chargement $\dot{\sigma}$ lorsque le mécanisme de vieillissement dynamique est dominant. Elles diminuent en revanche avec $\dot{\sigma}$ lorsque les effets de reprecipitation deviennent prépondérants. Le mode de propagation intermittente, que l'on observe aux voisinage des valeurs minimales de ϵ_c et de V_b , semble lié à une compétition entre ces deux mécanismes fondamentaux.

Les modèles non-locaux de propagation d'instabilités plastiques prévoient aussi des évolutions différentes de la vitesse de bande V_b avec la vitesse de chargement $\dot{\sigma}$. Les résultats de cette étude relatifs au comportement de V_b avec $\dot{\sigma}$, montrent l'existence de deux régimes en relation avec les mécanismes intervenant dans l'effet PLC. Ils constituent une clarification expérimentale pour les candidats à des développements théoriques sur cette question.

*RÉFÉRENCES
BIBLIOGRAPHIQUE*

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- 1- Estrin Y. and Kubin L. P., Res. Mechanica 23, 197 (1988).
- 2- Estrin Y. and Tangri K., Scripta Metall. 15, 1323 (1981).
- 3- Bolling G. F. and Richman R. H., Acta Metall. 13, 709 (1965).
- 4- Cottrell A. H., Rep. Conf. Strength of Solids, Bristol (1947), Phys. Soc. London, 30 (1948).
- 5- Hart E.W., Acta Metall. 15, 351 (1967).
- 6- Demeri M. Y. and Conrad H., Scripta Metall. 12, 389 (1978).
- 7- Neuhäuser H., Mechanical Properties and Behavior of Solids:, Balakrishnan,V and Bottani,C.E., eds World Scientific, (1986).
- 8- Mughrabi, Strength of Metals and Alloys ICSMA 5, ed. Haasen (1979).
- 9- Neuman, Acta Metall. 17, 1219 (1969).
- 10- Sakai T., Akben M. G. and Jonas J. J., Acta Metall. 31, 631 (1983).
- 11- Tranchant F., Thèse de Doctorat, Université de Poitiers (1987).
- 12- Cottrell A. H. and Bilby B. A., Proc. R. Soc. A62, 49 (1949).
- 13- Hirth J. P. and Lothe J., " Theory of dislocations " P.621 (1967).
- 14- McCormick P. G., Acta Metall. 20, 351 (1972).
- 15- Onodera R., Ishibashi I., Era H. and Simizu M., Acta Metall. 32, 817 (1984).
- 16- McReynolds A. W., J. of Metals IV, 32 (1949).
- 17- Gilman J. J. and Johnston W. G., " Dislocation and mechanical properties crystal " , 116 ,John Willey New York (1959).
- 18- Gilman J. J., J. Appl. 30, 1584 (1959).
- 19- Hahn G. T., Acta. Metall.10, 727 (1962).

- 20- Friedel J., "Dislocations" Pergamon Press, Oxford (1964).
- 21- Karimi A., Thèse de Doctorat, École des Mines de Paris (1981).
- 22- Gilman J. J. , Phil. Mag. 20, 279 (1969).
- 23- Copley S. M. and Kear B. H., Trans. Am. Inst. Min. Eng., 239, 984, (1967).
- 24- Strudel J. L., École d'été: " Dislocations et déformation plastique", Yrivals , 1 (1979).
- 25- Cuddy L. J. and Leslie W. C. , Acta Metall. 20, 1157 (1972).
- 26- Van Den Beukel A., Phys. Stat. Sol. 30, 197 (1975).
- 27- Aubrun Ph., C.R.A.S., série C, 1081 et 1351 (1975).
- 28- Korbel A., Zasadzinski J. and Siekluka Z., Acta Metall. 24, 919 (1976).
- 29- Labusch R., Kleimgis M., Brion H. G. and Haasen P., Acta Metall. 25, 1247 (1977).
- 30- Penning P., Acta Metall. 20, 1169 (1972).
- 31- Mulford R.A. and Kocks U.F., Acta Metall. 27, 1125 (1979).
- 32- Clough R. B. et Demer L. J., ISCOMA II, (1970).
- 33- Korbel A., Blaz L., Dybiec H., Gryziecki C., and Zasadzinski M., Met. Tech., 391 (1979).
- 34- Blanc D., Thèse de Doctorat, École des Mines de Paris (1986).
- 35- Kubin L. P. and Estrin Y., Acta Metall. 33, 397 (1985).
- 36- Kubin L. P. and Estrin Y., J. de Physique 47, 497 (1986).
- 37- Zbib H. M. and Aifantis E. C., Scripta Metall. 22, 1331 (1988).
- 38- Jeanclaude V., Thèse de Doctorat, Université de Metz (1993).
- 39- Jeanclaude V. and Fressengeas C., Scripta Metall. 29, 1177 (1993).
- 40- Hähner P., Mat. Sci. Eng. A164, 23 (1993).
- 41- Aifantis E. C., J. Eng. Mat. Tech. 106, 326 (1984).

- 42- Dee G. and Langer J. S., *Phys. Rev. Lett.* 50, 383 (1983).
- 43- Caisso J., *Thèse de Doctorat d'État, Université de Poitiers* (1958).
- 44- Chihab K., *Thèse de Doctorat, Université de Poitiers* (1986).
- 45- Cottrell A. H. , *Phil. Mag.* 44, 829 (1953).
- 46- Sleeswyk A. W. , *Acta Metall.* 6, 598 (1958).
- 47- Kubin L. P. and Estrin Y. , *Acta Metall.* 38, 697 (1990).
- 48- Louat N. , *Scripta Metall.* 15, 1167 (1981).
- 49- Räuchle E., *Mater. Sci. Eng.* 12, 147 (1973).
- 50- McCormick P. G., *Scripta Metall.* 6, 165 (1972).
- 51- Pink E. and Grinberg A. , *Mat. Sci. Eng.* 51, 1 (1981).
- 52- Blanc et Strudel, *Proc. Risô*, (1987).
- 53- McCormick P. G., Venkadesan S. and Ling C. P., *Scripta Metall.* 29, 1159 (1993).
- 54- Teresa Correia M. and Fortes M. A., *Scripta Metall.* 15, 369 (1981).
- 55- Wijler A. and Van Den Beukel A., *Scripta Metall.* 4, 705 (1970).
- 56- Schade Van Westrum J. and Wijler A., *Acta Metall.* 21, 1079 (1973).
- 57- Bréchet Y. and Estrin Y., *Scripta Metall. and Materialia* 31, 185 (1994).
- 58- Bréchet Y. and Estrin Y., *Acta Metall. Mater.* 43, 955 (1995).
- 59- *Metallography, Structures and Phase Diagrams, Metals handbook, Eight Edition - vol. 8, A.S.M.* (1973).
- 60- Fujita H., *Acta Metall.* 25, 793 (1977).
- 61- Cottrell A. H. and Jaswon M. A., *Proc. R. Soc.* A199, 104 (1949).
- 62- Yoshinaga H. and Morozumi S., *Phil. Mag.* 23, 1967 (1971).
- 63- Bodner S. R. and Baruch J., *J. Appl. Phys.*, 43, 2092 (1972).
- 64- Fellner M., Hamersky M. and Pink E., *Mat. Sc. Engn.*, A136,

- 157 (1991).
- 65- McCormick P. G., *Acta Metall.*, 19, 463 (1971).
- 66- Wijler A., Schade Van Westrum J. and Van Den Beukel J.,
Acta Metall., 20, 355 (1972).
- 67- Korbel A., *Scripta Metall.*, 9, 115 (1975).
- 68- Wijler A. and Schade Van Westrum J., *Scripta Metall.*, 5,
159 (1971).
- 69- Pink E. and Grinberg A., *Acta Metall.*, 30, 2153 (1982).
- 70- Pink E., *Scripta Metall.*, 17, 847 (1983).
- 71- Pink E. and Webernig W. M., *Acta Metall.*, 35, 127 (1987).
- 72- Ling C. P. and McCormick P. G., *Acta Metall. Mater.*, 41,
3127 (1993).
- 73- Springer F. and Schwink Ch., *Scripta Metall.*, 25, 2739 (1991).
- 74- Voce E., *J. Inst. Metals*, 74, 537 (1948).
- 75- Malygin G. A., *Sov. Phys. Solid Stat.*, 34, 1262 (1992).
- 76- Guillot J., Thèse de Doctorat, Poitiers (1971).
- 77- Rodriguez P., *Bull. Mater. Sci.*, 6, 653 (1984).
- 78- Brindley B. J. and Worthington P. J., *Metall. Rev.* 4, 101 (1976).
- 79- Potez L., Lapasset G. and Kubin L. P., *Scripta Metall. et
Materialia* 26, 841 (1993).
- 80- Mitra S. M. and Dorn J. E., *Trans. Met. Soc., AIME* 227,
1015 (1963).
- 81- Van den Brink S., Van den beukel A. and McCormick P. G.,
Phys. Stat. Sol. (a) 30, 469 (1975).
- 82- Hedyia H. M., Thèse de Docteur-Ingénieur, Université
Paul Sabatier, Toulouse (1985).
- 83- McCormick P.G., *Acta Metall.* 21, 873 (1973).
- 84- McCormick P.G., *Phil. Mag.* 23, 949 (1971).

- 85- Cetlin P. R., Gulec A. S. and Reed-Hill R. E., Metall. Trans. 4A, 513 (1973)
- 86- Van den Brink S., Van den beukel A. and McCormick P. G., Phys. Stat. Sol. (a), 41, 513(1977).
- 87- Schwarz R. B. and Funk L. L., Acta Metall. 33, 295 (1985).
- 88- Estrin Y. and Kubin L. P., Acta Metall. 34, 2455 (1986).
- 89- Kubin L. P. and Estrin Y., Phys. Stat. Sol. (b) 172, 173 (1992).
- 90- Van den Beukel A. and Kocks U. F., Acta Metall. 30, 1027 (1982).
- 91- Riley D. M. and McCormick P. G., Acta Metall. 25, 181 (1977).
- 92- Park D. and Morris J. G., Scripta Metall. 29, 365 (1993).
- 93- Thomas A. T., Acta Metall. 14, 1363 (1966).
- 94- Hayes R. W. and Hayes W. C., Acta Metall. 32, 259 (1984).
- 95- Pink E., Acta Metall. 37, 1773 (1989).
- 96- Van Bueren H. G., Acta Metall. 3, 519 (1955).
- 97- Van den Beukel A., Acta Metall. 28, 965 (1980).
- 98- Venkadesan S, Sivaprasad P. V., Phaniraj C and Rodriguez P., Z. Metallkd. 84, 3, 206 (1993).
- 99- Hutdmison J. W. and Neale K. W., Acta Metall. 25, 839-846, 1977.

RÉSUMÉ

Parmi les instabilités plastiques observées dans la déformation des alliages métalliques, le phénomène Portevin-Le Chatelier (PLC) est le plus couramment rencontré. Ce phénomène résulte d'un mécanisme de vieillissement dynamique dû à l'interaction entre les atomes de solutés et les dislocations mobiles. Des effets de dissolution et reprecipitation en cours d'essai peuvent se superposer à ce mécanisme. La conséquence de ces interactions est la baisse de la sensibilité à la vitesse de déformation qui peut devenir négative.

Le but du présent travail est l'étude des caractéristiques de l'instabilité plastique PLC. Des essais de traction ont été effectués entre -60°C et 100°C , sur des alliages Al-Mg sollicités dans une large plage de vitesses de chargement sur deux types de machines:

- Machine souple où la vitesse de contrainte est imposée.
- Machine dure où la vitesse de déformation est imposée.

L'effet PLC se traduit par des bandes de déformation qui se propagent à travers l'éprouvette d'essai. Les résultats expérimentaux obtenus dans cette étude concernent essentiellement les vitesses de propagation, les déformations et les vitesses de déformation de ces bandes. L'examen de l'évolution des déformations critiques ϵ_c pour l'apparition du PLC ou des vitesses de bande fait apparaître que ces grandeurs passent par une transition dans le domaine des vitesses de sollicitation intermédiaires.

La comparaison des résultats expérimentaux avec les approches théoriques qui tentent d'expliquer l'effet PLC, montrent que les modèles de vieillissement dynamique rendent compte qualitativement de l'évolution de ϵ_c aux vitesses de chargement élevées. Aux faibles vitesses de sollicitation, le comportement inverse de ϵ_c résulte de la coexistence du vieillissement dynamique avec les effets de reprecipitation après dissolution.

L'ensemble des résultats obtenus dans ce travail permet d'élargir les connaissances actuelles sur le phénomène PLC et de mieux appréhender ses effets néfastes sur la formabilité des métaux.

Mots clés: Instabilité plastique - Phénomène Portevin-Le Chatelier - Alliages Al-Mg
Machine de traction (molle et dure) - Bandes de déformations - Vitesse de propagation
Déformations critiques - Comportement normal et inverse.