HAL
open science

Influence de la précipitation sur les instabilités Portevin-Le Chatelier dans l'alliage d'aluminium 7475

David Thevenet

To cite this version:

David Thevenet. Influence de la précipitation sur les instabilités Portevin-Le Chatelier dans l'alliage d'aluminium 7475. Sciences de l'ingénieur [physics]. Université Paul Verlaine - Metz, 1999. Français. NNT : 1999METZ059S . tel-01749115

HAL Id: tel-01749115

https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01749115

Submitted on 29 Mar 2018

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

UNIVERSITÉ DE LORRAINE

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

b 175919

INSTITUT SUPERIEUR DE GENIE MECANIQUE
ET PRODUCTIQUE

THESE

Présentée à

UNIVERSITE DE METZ

PAR

David THEVENET

BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE - METZ
N° inv. 19990035
Cote S/M3 99/59
Loc Magasin

Influence de la précipitation sur les instabilités Portevin-Le Chatelier dans l'alliage d'aluminium 7475

Pour l'obtention du grade de :

DOCTEUR de L'UNIVERSITE de METZ

SPECIALITE : *Sciences de l'ingénieur*
OPTION : *Mécanique*

Thèse dirigée par le professeur ZEGHLOUL A., soutenue le 22 Novembre 1999 devant le jury composé de :

AHZI S.	Professeur à l'Université de Clemson - USA	*Rapporteur*
ESTRIN Y.	Professeur à l'Université de Western Australia - Australie	*Rapporteur*
KUBIN L.	Directeur de recherche, ONERA - Châtillon	*Rapporteur*
COURBON J.	Ingénieur de recherche, PECHINEY - Voreppe	*Examinateur*
MLIHA-TOUATI M.	Professeur à l'EMI, Rabat - Maroc	*Examinateur*
MOLINARI A.	Professeur à l'Université de Metz	*Examinateur*
PATOOR E.	Professeur à l'ENSAM de Metz	*Examinateur*
ZEGHLOUL A.	Professeur à l'Université de Metz	*Directeur*

BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE DE METZ
022 318326 7

Laboratoire de Physique et M
I.S.G.M.P., Ile du Saulcy, 5704

TABLE DES MATIERES

Table des matières 2
Introduction 6

1. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Sommaire du Chapitre I 10
1.1. INTRODUCTION BIBLIOGRAPHIQUE 11
1.2. MODÈLES MÉCANIQUES LOCAUX 12
1.2.1. MODÈLES MICROSCOPIQUES 12
1.2.1.1. Modèle de Cottrell 12
1.2.1.2. Modèle de McCormick 14
1.2.1.3. Modèle de Kubin et Estrin 16
1.2.1.4. Modèle de Bréchet et Estrin 20
1.2.2. MODÈLES MACROSCOPIQUES 24
1.2.2.1. Modèle de Aubrun et Lücke 24
1.2.2.2. Modèle de Penning 25
1.2.2.3. Modèle de Kocks 27
1.2.2.4. Modèle de Kubin et Estrin 29
1.3. MODÈLES MÉCANIQUES NON LOCAUX 32
1.3.1. MODÈLE DE ZBIB ET AIFANTIS 32
1.3.2. MODÈLE DE JEANCLAUDE ET FRESSENGEAS 34
1.3.3. MODÈLE DE HÄHNER 36
1.4. ASPECTS EXPÉRIMENTAUX DU PHÉNOMÈNE PORTEVIN-LE CHÂTELIER 38
1.4.1. ASPECTS DES DÉCROCHEMENTS 38
1.4.1.1. Machine dure 38
1.4.1.2. Machine douce 39
1.4.2. CARACTÉRISATION DE L'EFFET PLC SUR LES COURBES DE TRACTION 39
1.4.2.1. Aspects des bandes PLC 39
1.4.2.2. Déformation critique ε_c 40
1.4.2.3. Amplitude des décrochements $\Delta\sigma$ 41
1.4.2.4. Temps de rechargement t_R 42
1.4.3. CARACTÉRISTIQUES DES BANDES PLC 42
1.4.3.1. Largeur des bandes L_B 42
1.4.3.2. Vitesse de propagation des bandes V_B 43
1.4.3.3. Vitesse de déformation contenue dans la bande $\dot{\varepsilon}_B$ 44
1.4.3.4. Déformation contenue dans la bande ε_B 45
1.4.4. INTERACTIONS ENTRE LA MICROSTRUCTURE ET L'EFFET PORTEVIN-LE CHATELIER 47
1.5. CONCLUSION 52

2. TECHNIQUES EXPERIMENTALES ET ALLIAGE D'ALUMINIUM 7475

Sommaire du Chapitre II 54

2.1. LES TECHNIQUES EXPERIMENTALES 54

2.1.1. TRACTION UNIAXIALE 55

2.1.1.1. Courbe de traction conventionnelle 55

2.1.1.2. Courbe de traction rationnelle 55

2.1.2. DISPOSITIFS EXPÉRIMENTAUX 56

2.1.2.1. Essai de traction et effet Portevin-Le Chatelier 58

2.1.2.2. Machine dure 60

2.1.2.3. Critique des essais sur machine dure 60

2.1.2.4. Machine souple 60

2.1.3. DÉPOUILLEMENT DES ESSAIS 61

2.1.3.1. Caractéristiques dépouillées sur machine dure 62

2.1.3.2. Caractéristiques dépouillées sur machine souple 62

2.1.4. EPROUVETTES ET TRAITEMENT THERMIQUE 63

2.2. L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 7475 64

2.2.1. APPLICATIONS INDUSTRIELLES DES ALLIAGES AL-ZN-MG-CU DE LA SERIE 7000 64

2.2.2. COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ALLIAGE 7475 64

2.2.3. INFLUENCE DES DIFFÉRENTS ÉLÉMENTS D'ALLIAGE 65

2.2.3.1. Le Zinc et le Magnésium 65

2.2.3.2. Le Cuivre 65

2.2.3.3. Le Chrome 66

2.2.3.4. Les éléments trace 66

2.3. LE DURCISSEMENT STRUCTURAL 67

2.3.1. INTRODUCTION 67

2.3.2. TRAITEMENT THERMIQUE ET EVOLUTION STRUCTURALE 67

2.3.2.1. La mise en solution solide 68

2.3.2.2. L'opération de trempe 68

2.3.2.3. Le durcissement structural 69

2.3.3. SÉQUENCES DE DECOMPOSITION DE LA SOLUTION SOLIDE DANS UN ALLIAGE AL-ZN-MG-CU 70

2.3.3.1. Les zones de Guinier-Preston 70

2.3.3.2. La phase η' 71

2.3.3.3. La phase η 72

2.3.3.4. La phase T 72

2.3.4. CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES 75

2.3.5. CONDUCTIVITÉ ÉLECTRIQUE 76

3. RESULTATS EXPERIMENTAUX SUR MACHINE DURE

Sommaire du Chapitre III 78

3.1. COURBES DE TRACTION 79

3.1.1. INFLUENCE DE L'ÉTAT DE SURFACE 80

3.1.2. COURBES DE TRACTION OBTENUES APRÈS MATURATION À L'AMBIANTE 81

3.1.3. INFLUENCE DES CONDITIONS DE REVENU SUR LES COURBES DE TRACTION 84
3.1.3.1. Courbes de traction à $\dot{\varepsilon}_{min} = 1.09x10^{-3}\ s^{-1}$ *84*
3.1.3.2. Courbes de traction à $\dot{\varepsilon}_1 = 3.89x10^{-4}\ s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon}_2 = 2.12x10^{-3}\ s^{-1}$ *86*
3.1.4. DOMAINE D'EXISTENCE DE L'EFFET PLC EN FONCTION DES CONDITIONS DE REVENU 89

3.2. INFLUENCE DES PARAMÈTRES DE REVENU SUR LA LIMITE D'ÉLASTICITÉ 91

3.3. DÉFORMATION CRITIQUE 94
3.3.1. EFFET DE LA VITESSE DE DÉFORMATION APRÈS MATURATION À L'AMBIANTE 94
3.3.2. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE REVENU 95

3.4. CHUTE DE CONTRAINTE ET TEMPS DE RECHARGEMENT 98
3.4.1. CHUTE DE CONTRAINTE 98
3.4.1.1. Influence de la déformation *98*
3.4.1.2. Influence de la vitesse de déformation *100*
3.4.1.3. Influence du temps de revenu *103*
3.4.1.4. Influence de la température de revenu *103*
3.4.2. TEMPS DE RECHARGEMENT 104
3.4.2.1. Influence de la déformation *105*
3.4.2.2. Influence de la vitesse de déformation *105*
3.4.2.3. Influence du temps de revenu *108*
3.4.2.4. Influence de la température de revenu *108*
3.4.3. PENTES DE DÉCHARGEMENT ET DE RECHARGEMENT 108

3.5. TAUX D'ECROUISSAGE 110

3.6. CHANGEMENTS DE VITESSE 110
3.6.1. ESSAIS AVEC CHANGEMENTS DE VITESSE 112
3.6.2. SENSIBILITÉ À LA VITESSE DE DÉFORMATION 114

3.7. CONCLUSION 116

4. RESULTATS EXPERIMENTAUX SUR MACHINE SOUPLE

Sommaire du Chapitre IV 118

4.1. COURBES DE TRACTION 119
4.1.1. COURBES DE TRACTION OBTENUES APRÈS MATURATION À L'AMBIANTE 120
4.1.2. INFLUENCE DES CONDITIONS DE REVENU SUR LES COURBES DE TRACTION 122
4.1.3. DOMAINE D'EXISTENCE DE L'EFFET PLC EN FONCTION DES CONDITIONS DE REVENU 124

4.2. DÉFORMATION CRITIQUE 125
4.2.1. EFFET DE LA VITESSE DE DÉFORMATION APRÈS MATURATION À L'AMBIANTE 125
4.2.2. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE REVENU 125

4.3. PROFILS DE DÉFORMATION ET DE VITESSE DE DÉFORMATION 127

4.4. DEFORMATION CONTENUE DANS LA BANDE 129
4.4.1. INFLUENCE DE LA DÉFORMATION 129
4.4.2. INFLUENCE DE LA VITESSE DE CONTRAINTE 129

4.4.3. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE REVENU 131
4.4.4. INFLUENCE DE LA DURÉE DE REVENU 132

4.5. VITESSE DE DEFORMATION DANS LA BANDE 137

4.6. VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES 137

4.6.1. INFLUENCE DE LA DÉFORMATION 137
4.6.2. INFLUENCE DE LA VITESSE DE CONTRAINTE 137
4.6.3. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE REVENU 139
4.6.4. INFLUENCE DE LA DURÉE DE REVENU 139

4.7. LARGEUR DE BANDES 142

4.8. CONCLUSION 144

5. DISCUSSION DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

Sommaire du Chapitre V 146

5.1. CARACTÉRISTIQUES DE L'EFFET PLC 147

5.1.1. TYPES DE PLC 147
5.1.2. DÉFORMATION CRITIQUE 147
5.1.3. CHUTE DE CONTRAINTE 150
5.1.4. TEMPS DE RECHARGEMENT ET CHUTE DE CONTRAINTE 153

5.2.COMPARAISON ENTRE LES CARACTÉRISTIQUES DES BANDES PLC 156

5.2.1. DÉFORMATION CONTENUE DANS LA BANDE ET DÉFORMATION CRITIQUE 156
5.2.2. VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES ET LARGEUR DE BANDES 158
5.2.3. VITESSE DE DÉFORMATION DANS LA BANDE ET DÉFORMATION CONTENUE DANS LA BANDE 160

5.3. COMPARAISON ENTRE THÉORIE ET EXPÉRIENCE 164

5.3.1. MODÈLE DE KUBIN-ESTRIN 164
5.3.2. MODÈLE DE BRÉCHET-ESTRIN 167
5.3.3. MODÈLE DE HÄHNER 170

Conclusion 172
Références bibliographiques 175
Annexe 180

INTRODUCTION

Un solide cristallin, soumis à un essai de traction, subit une déformation élastique suivie d'une déformation plastique. La déformation élastique de ce solide est un phénomène réversible et homogène qui affecte simultanément et en tout point le corps de l'éprouvette de traction. Par contre, la déformation plastique qui se produit demeure, quant à elle, irréversible. A l'échelle microscopique, cette déformation plastique des matériaux cristallins est en principe non homogène car les dislocations sont des défauts discrets se déplaçant dans certains plans cristallographiques. Néanmoins, à l'échelle macroscopique, l'écoulement plastique peut être tout de même considéré comme continu et homogène dans la plupart des cas.

Cependant, dans certaines conditions expérimentales, il existe des matériaux dans lesquels la déformation plastique peut apparaître comme hétérogène à l'échelle macroscopique. Parmi ces comportements, nous pouvons citer la formation de bandes de glissement et de microbandes, le développement de bandes de cisaillement ou encore la striction. G. Piobert [21] semble, quant à lui, avoir été le premier à observer ce genre de comportement en 1842 sur des plaques de fer déformées par l'impact d'un boulet et qui présentaient des lignes de déformation hétérogène. Un autre type de déformation plastique macroscopiquement hétérogène fût observé un peu plus tard par F. Le Châtelier [1] et A. Portevin [2] respectivement dans les aciers doux et le *Duralumin* (Al-Cu) conduisant à l'apparition de bandes de déformation plastique le long des échantillons.

Cette instabilité de la déformation plastique, appelée phénomène Portevin–Le Châtelier (PLC), a aussi été observée depuis dans de nombreux alliages et notamment les alliages d'aluminium. L'effet PLC se traduit par l'apparition de décrochements voire de paliers successifs sur les courbes contrainte–déformation suivant le type de machine de traction employée et se manifeste physiquement par la génération et la propagation de bandes de déformation plastique localisée le long de l'éprouvette. La surface des éprouvettes de traction présentent alors un état de surface rugueux, parfois visible à l'œil nu, qui demeure insensible au polissage.

L'apparition de l'effet PLC dans les alliages utilisés dans l'industrie a suscité de nombreuses études caractéristiques du phénomène tant sur le plan de la recherche expérimentale que théorique. On trouve en effet de nombreux travaux concernant l'influence des paramètres d'essais (déformation, température, vitesse de chargement,...) sur son domaine d'existence dans divers matériaux ainsi que quelques études concernant les caractéristiques des bandes PLC. Plusieurs modèles théoriques sont aussi apparus

dans la littérature. L'interprétation physique de l'effet PLC repose sur le phénomène de vieillissement dynamique correspondant à des interactions entre les atomes de soluté diffusants et les dislocations mobiles, ce qui permet alors de décrire l'instabilité en termes d'ancrage et de désancrage des dislocations. D'un point de vue macroscopique, il est couramment admis que la valeur négative de la sensibilité à la vitesse de déformation permet de prévoir de manière qualitative l'apparition de la déformation hétérogène. Toutefois, il n'existe toujours pas de modèle clair et détaillé du phénomène qui s'accorde avec les différents résultats expérimentaux obtenus.

L'intérêt pratique de l'étude de l'effet PLC est lié au fait que ce type d'instabilité plastique a des effets très néfastes sur l'aptitude à la mise en forme et la durée de vie des matériaux : la déformation localisée provoquant l'initiation de la rupture limite, elle limite donc la ductilité et la résilience. Le phénomène PLC constitue donc un obstacle à la réalisation industrielle des pièces métalliques en particulier celles faisant intervenir des alliages d'aluminium.

En effet, étant donné leur faible densité et leurs caractéristiques mécaniques élevées, les alliages de la série 7000 (Al-Zn) sont largement utilisés de nos jours dans la construction aéronautique mais aussi automobile. Ces alliages étant toutefois difficiles à souder, la tendance actuelle demeure l'emboutissage ou l'usinage dans la masse des voilures et des pièces de structure par exemple. Ses hautes caractéristiques sont généralement obtenues grâce à un traitement thermique judicieusement choisi, effectué avant les différentes phases d'emboutissage, et qui va modifier les conditions d'apparition du phénomène PLC en raison des interactions possibles entre la microstructure de l'alliage et les instabilités de la déformation plastique de type PLC.

Au cours de ce travail, nous avons donc étudié l'influence de la précipitation structurale sur les instabilités plastiques de type Portevin-Le Châtelier dans l'alliage d'aluminium 7475 (Al-Zn-Mg-Cu) dans le cas d'essais de traction à la température ambiante réalisés à vitesse de déformation et de contrainte imposées. Ce mémoire de thèse comprend cinq parties :

- Le Chapitre I constitue une étude bibliographique détaillée décrivant, dans un premier temps, les modèles locaux tant microscopiques que macroscopiques et les modèles non locaux traitant du phénomène PLC. Puis, dans un deuxième temps, les principaux résultats expérimentaux concernant l'effet PLC ont été recueillis, tels que les caractéristiques des bandes de déformation.

- Le Chapitre II renferme la présentation complète de l'alliage d'aluminium 7475. Nous nous sommes attachés à étudier et à décrire les mécanismes du durcissement structural qui se manifestent dans cet alliage. Il comprend aussi la description des dispositifs de traction utilisés ainsi que des techniques expérimentales employées pour réaliser ces essais.

- Le Chapitre III regroupe l'ensemble des résultats expérimentaux obtenus sur machine dure (vitesse de déformation imposée). Nous nous sommes intéressés à l'évolution des différents types d'effet PLC, de la déformation critique d'apparition de l'effet PLC, de l'amplitude des chutes de contrainte et du temps de rechargement en fonction des divers paramètres associés aux essais et à l'état microstructural de l'alliage.

- Le Chapitre IV regroupe l'ensemble des résultats expérimentaux obtenus sur machine souple (vitesse de contrainte imposée). Pour les différents essais, nous avons effectué les mesures de la déformation critique, de la déformation contenue dans la bande, de la vitesse de propagation des bandes, de la largeur des bandes et de la vitesse de déformation dans la bande.

- Le Chapitre V est consacré à la synthèse et à la discussion des principaux résultats expérimentaux. Nous nous sommes, en particulier, attachés à examiner les interactions qui peuvent exister entre la microstructure de l'alliage et l'effet PLC et à la comparaison entre les différents modèles théoriques existants et les résultats expérimentaux.

CHAPITRE I

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE : PRESENTATION DE L'EFFET PORTEVIN – LE CHATELIER

SOMMAIRE DU CHAPITRE I

Sommaire du Chapitre I 10

1.1. INTRODUCTION BIBLIOGRAPHIQUE 11

1.2. MODÈLES MÉCANIQUES LOCAUX 12

1.2.1. MODÈLES MICROSCOPIQUES 12

1.2.1.1. Modèle de Cottrell 12

1.2.1.2. Modèle de McCormick 14

1.2.1.3. Modèle de Kubin et Estrin 16

1.2.1.4. Modèle de Bréchet et Estrin 20

1.2.2. MODÈLES MACROSCOPIQUES 24

1.2.2.1. Modèle de Aubrun et Lücke 24

1.2.2.2. Modèle de Penning 25

1.2.2.3. Modèle de Kocks 27

1.2.2.4. Modèle de Kubin et Estrin 29

1.3. MODÈLES MÉCANIQUES NON LOCAUX 32

1.3.1. MODÈLE DE ZBIB ET AIFANTIS 32

1.3.2. MODÈLE DE JEANCLAUDE ET FRESSENGEAS 34

1.3.3. MODÈLE DE HÄHNER 36

1.4. ASPECTS EXPÉRIMENTAUX DU PHÉNOMÈNE PORTEVIN-LE CHATELIER 38

1.4.1. ASPECTS DES DÉCROCHEMENTS 38

1.4.1.1. Machine dure 38

1.4.1.2. Machine douce 39

1.4.2. CARACTÉRISATION DE L'EFFET PLC SUR LES COURBES DE TRACTION 39

1.4.2.1. Aspects des bandes PLC 39

1.4.2.2. Déformation critique ε_c 40

1.4.2.3. Amplitude des décrochements $\Delta\sigma$ 41

1.4.2.4. Temps de rechargement t_R 42

1.4.3. CARACTÉRISTIQUES DES BANDES PLC 42

1.4.3.1. Largeur des bandes L_B 42

1.4.3.2. Vitesse de propagation des bandes V_B 43

1.4.3.3. Vitesse de déformation contenue dans la bande $\dot{\varepsilon}_B$ 44

1.4.3.4. Déformation contenue dans la bande ε_B 45

1.4.4. INTERACTIONS ENTRE LA MICROSTRUCTURE ET L'EFFET PORTEVIN-LE CHATELIER 47

1.5. CONCLUSION 52

1.1. INTRODUCTION BIBLIOGRAPHIQUE

C'est en 1909 que F. Le Chatelier [1] met pour la première fois en évidence l'apparition et la propagation de bandes de déformation plastique localisée le long d'une éprouvette de traction en acier doux entre 80°C et 250°C. Puis, en 1923 avec la collaboration de A. Portevin [2], ils vont observer ce même phénomène dans des alliages légers au cours d'essais de traction réalisés à température ambiante. C'est pourquoi le nom d'effet Portevin-Le Chatelier (PLC) a été donné à ce phénomène qui était connu auparavant des métallurgistes sous le nom de *"fragilité au bleu "* des aciers doux.

Lors d'un essai de traction, la contrainte varie habituellement de façon monotone et homogène, la courbe de traction ainsi obtenue est alors régulière. Dans le cas des matériaux présentant l'effet PLC, la courbe de traction n'est cette fois plus régulière mais irrégulière et son aspect peut présenter des décrochements ou encore des paliers suivant le type de machine utilisée.

L'effet PLC se produit dans un très grand nombre d'alliages interstitiels et substitutionnels dilués, notamment les alliages d'aluminium et de cuivre ainsi que les aciers doux. Ce phénomène ne se limite pas à une structure cristalline particulière. Les discontinuités de contrainte sont observées à la fois en traction et en compression [16]. Bien qu'il soit observé le plus souvent dans les polycristaux, il a été également trouvé dans les monocristaux (monocristaux d'alliages Al-Mg [11, 12] par exemple). L'effet PLC apparaît à partir d'une certaine déformation critique et dans un domaine limité de vitesses de déformation et de températures.

Ce phénomène a fait l'objet d'un grand nombre de recherches qui ont donné lieu à de nombreuses publications tant sur le plan théorique que sur le plan expérimental dans des alliages métalliques. Bien qu'aucun modèle ne prédise actuellement le comportement d'un alliage sujet à l'effet PLC, il apparaît établi aujourd'hui qu'il trouve ces origines dans le vieillissement dynamique, un processus résultant de l'interaction entre les atomes de soluté et les dislocations mobiles.

Nous allons, dans un premier temps au cours de ce chapitre, nous intéresser aux divers modèles locaux proposés dans la littérature permettant de décrire le phénomène PLC d'un point de vue microscopique. Ces aspects microscopiques ne permettant pas l'étude du comportement mécanique, nous examinerons ensuite les différents aspects macroscopiques de la modélisation. Puis, nous nous intéresserons aux principaux modèles non locaux qui permettent, quant à eux, la détermination de caractéristiques importantes du phénomène. Enfin, nous nous attacherons à étudier la caractérisation expérimentale de l'effet PLC et nous examinerons les interactions qui peuvent exister entre la microstructure et l'effet PLC (diamètre de grains, précipitation,...).

1.2. MODELES MECANIQUES LOCAUX

1.2.1. MODELES MICROSCOPIQUES

L'interprétation physique du phénomène PLC est liée à des interactions dynamiques existant entre les dislocations mobiles, porteurs de la déformation, et les atomes de solutés présents dans le matériau. Au cours de la déformation, ces atomes vont diffuser vers ces dislocations et se réarranger autour d'elles en créant un "nuage" dit *nuage* ou *atmosphère de Cottrell*. L'instabilité due à l'effet PLC est alors décrite en terme d'ancrage et de désancrage des dislocations sur le nuage d'impuretés, cette première interprétation étant d'ailleurs due à Cottrell [5]. Si l'on se place tout d'abord dans le cas de vitesses faibles, les atomes de soluté vont disposer d'assez de temps pour diffuser vers les dislocations arrêtées empêchant leur désancrage. Si l'on se place en revanche dans le cas de vitesses élevées, le temps d'attente des dislocations va être trop court pour que les processus diffusionnels soient opérants. Plusieurs auteurs ont, en effet, tenté d'étudier et d'expliquer microscopiquement les conditions d'apparition et de propagation du phénomène PLC.

1.2.1.1. Modèle de Cottrell

L'un des premiers modèles proposé dès 1947 est celui de Cottrell [5]. Il se propose d'estimer la vitesse maximale possible des dislocations avant qu'elles n'échappent au nuage d'impuretés qui les freine.

Cottrell propose d'écrire que la vitesse des dislocations $\overrightarrow{V_d}$ est limitée par la force de friction $\vec{F}$ qu'exerce sur elles le nuage d'impuretés lors de leur déplacement :

$$\overrightarrow{V_d} = \frac{D}{kT}\vec{F} = -\left(\frac{D}{kT}\right)\overrightarrow{\text{grad}}\,(U) \qquad \text{(I-1)}$$

où U est le potentiel d'interaction soluté-dislocation, D le coefficient de diffusion des impuretés, k la constante de Boltzman et T la température.

L'énergie de liaison soluté-dislocation W est liée au potentiel d'interaction soluté-dislocation par la relation suivante :

$$U = \frac{b}{r}W$$

où b désigne l'amplitude du vecteur de Burgers et r la distance entre la dislocation et l'atome de soluté.

D'où :

$$V_d = \frac{D}{kT}\frac{b}{r^2}W = \frac{D}{r^2}d_0 \qquad \text{(I-2)}$$

où $d_0 = bW/kT$ caractérise le diamètre du nuage de soluté autour de la dislocation à la température T.

Cottrell suggéra de considérer comme situation limite, celle où la dislocation est à l'extrême limite du nuage qu'elle traîne, soit pour $r = d_0/2 = bW/2kT$. La vitesse critique de Cottrell V_C s'écrit alors :

$$V_C = 4\frac{D}{d_0} \qquad \text{(I-3)}$$

En passant par la relation d'Orowan [4] qui relie la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ à la densité de dislocations mobiles ρ_m et à leur vitesse moyenne V_d :

$$\dot{\varepsilon} = b\rho_m V_d$$

Cottrell obtient alors la vitesse de déformation maximale possible :

$$\dot{\varepsilon}_C = 4\frac{bD}{d_0}\rho_m \qquad \text{(I-4)}$$

Le modèle de Cottrell [5] détermine ainsi une vitesse maximale des dislocations prisonnières de ces nuages. Friedel [6] va, quant à lui, définir une vitesse minimale nécessaire au désancrage des dislocations. Ces deux vitesses ont été longtemps considérées comme les limites d'apparition du phénomène PLC, jusqu'à ce que l'on ait démontré expérimentalement que ce n'était pas toujours vérifié [7].

La principale objection faite au modèle de Cottrell réside dans la nécessité d'une sursaturation en lacunes d'écrouissage. En effet, pour que les vitesses des dislocations soient compatibles avec les vitesses de déformation observées, il faut que D soit de l'ordre de 10^{-9} cm^2s^{-1} 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 de l'ordre de 10^{-13} cm^2s^{-1}; donc de plusieurs ordres de grandeur trop faibles. De plus, le modèle de Cottrell s'appuie sur un mouvement continu des dislocations alors que celui-ci est discontinu puisqu'une dislocation mobile peut être temporairement arrêtée devant un obstacle, par exemple une forêt de dislocations.

1.2.1.2. Modèle de McCormick

Sleeswyk [24] et McCormick [25] ont plus tard amélioré le modèle de Cottrell dans le cas d'alliages substitutionnels en considérant désormais un mouvement discontinu des dislocations : les dislocations glissent librement entre deux obstacles puis peuvent être bloquées temporairement à des obstacles. Le vieillissement dynamique se produit cette fois lors de l'attente des dislocations aux obstacles et non pas pendant leur mouvement.

On définit alors le temps moyen d'attente t_w comme le temps nécessaire aux dislocations pour franchir l'obstacle à l'aide de l'activation thermique. Durant ce temps d'attente, les atomes de soluté vont pouvoir diffuser vers la dislocation temporairement arrêtée. Si l'on appelle t_g le temps moyen de glissement entre deux obstacles, on a alors :

$$V = \frac{l}{t_w + t_g} \qquad \text{(I-5)}$$

où l désigne la distance moyenne entre ces deux obstacles et V la vitesse de la dislocation considérée.

Gilman [37] et Copley [38] ont montré que $t_w >> t_g$, c'est donc le temps d'attente qui détermine la vitesse des dislocations, d'où $V \approx l/t_w$. En utilisant cette fois la loi d'Orowan [4] exprimant que la vitesse de déformation est proportionnelle à la densité locale de dislocations mobiles, nous avons :

$$\dot{\varepsilon} = \rho_m b V = \rho_m b \frac{l}{t_w}$$

d'où :

$$t_w = \frac{\rho_m b}{\dot{\varepsilon}} l \qquad \text{(I-6)}$$

McCormick suppose que le phénomène PLC apparaît lorsque le temps d'attente devient égal au temps t_s nécessaire à la diffusion des atomes de solutés vers la dislocation. Le temps t_s peut être estimé grâce à la relation de Friedel [6] :

$$\frac{C_1}{C_0} \approx \pi \left(\frac{3WDt_s}{b^2kT} \right)^{\frac{2}{3}}$$

d'où :

$$t_s \approx \frac{b^2kT}{3WD} \left(\frac{C_1}{\pi C_0} \right)^{\frac{3}{2}} \qquad \text{(I-7)}$$

où W désigne l'énergie de liaison dislocation–soluté, C_1 la concentration en soluté au voisinage de la dislocation et C_0 la concentration moyenne du soluté dans l'alliage ($C_1 >> C_0$).

D'après les considérations de McCormick, lorsque $t_w \approx t_s$, les équations (I-6) et (I-7) permettent d'écrire la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ correspondant à la déformation critique ε_c :

$$\frac{l\rho_m b}{\dot{\varepsilon}} = \frac{b^2 kT}{3WD}\left(\frac{C_1}{\pi C_0}\right)^{\frac{3}{2}} \qquad \textbf{(I-8)}$$

McCormick a pu améliorer ce modèle en considérant que ce n'est pas la diffusion à l'équilibre thermique du soluté qui est responsable de la formation des atmosphères mais la diffusion accélérée par la présence de lacunes d'écrouissage en sursaturation.

L'équation (I-8) devient alors en considérant l'expression du coefficient de diffusion $D = C_v D_0 \exp\left(-\frac{E_m}{kT}\right)$:

$$\rho_m C_v = K_1 \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{E_m}{kT}\right) \qquad \textbf{(I-9)}$$

où E_m désigne l'énergie de migration des lacunes dans l'alliage, C_v la concentration en lacunes d'écrouissage et $K_1 = [C_1/(\pi C_0)]^{\frac{3}{2}} (kTb)/(3WD_0 l)$ est une constante. La concentration en lacunes C_v et la densité de dislocations mobiles ρ_m augmentent toutes les deux suivant une loi puissance empirique [15] en fonction de ε :

$$C_v = A\varepsilon^{m} \qquad \textbf{(I-10)}$$

$$\rho_m = B\varepsilon^{\beta} \qquad \textbf{(I-11)}$$

où A, B, m et β désignent des constantes. La déformation critique ε_c, à partir de laquelle l'effet PLC apparaît, prend alors la forme suivante d'après les équations (I-9), (I-10) et (I-11) :

$$\varepsilon_c^{m+\beta} = K_2 \dot{\varepsilon} \qquad \textbf{(I-12)}$$

où K_2 est une constante.

Ce modèle a pu être vérifié par Mac Ewen [39] et Brindley [40] sur des alliages Al–Mg. Les valeurs de l'exposant $(m+\beta)$, déduites des courbes $\varepsilon_c - \dot{\varepsilon}$, sont généralement comprises entre 2 et 3 pour les alliages substitutionnels et entre 0.5 et 1 pour les alliages interstitiels [19]. Toutefois, le modèle de McCormick ne s'est pas toujours révélé

cohérent avec l'expérience. En effet, Decerf et al. [41] ont constaté que la déformation critique n'était pas modifiée lors d'essais sur un alliage Al–Mg ayant subi un écrouissage suivi d'un recuit destiné à annihiler les lacunes apparues lors de l'écrouissage.

1.2.1.3. Modèle de Kubin et Estrin

Kubin et Estrin [42] ont, quant à eux, développé un modèle caractérisé par l'utilisation d'une déformation élémentaire Ω déterminée à partir de l'évolution des densités de dislocations mobiles ρ_m et de dislocations fixes ρ_f pendant la déformation. Ils ont défini la déformation critique ε_c comme la déformation pour laquelle la sensibilité S à la vitesse de déformation devient négative. Dans ce modèle, la contrainte d'écoulement σ tient compte du vieillissement dynamique par un terme βC_s et peut s'écrire :

$$\sigma = \sigma_E + h\varepsilon + S_o \mathrm{Ln}\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_o}\right) + \beta C_s \qquad \textbf{(I-13)}$$

où σ_E est la limite d'élasticité, h le coefficient d'écrouissage, C_s la concentration en soluté sur les dislocations et β un facteur de contrainte proportionnel à l'énergie de liaison W dislocation–soluté.

Louat [13] a montré que la concentration C_s, associée au vieillissement dynamique, est de la forme suivante :

$$C_s = C_m\left[1 - \exp\left(-\left(\frac{t_w}{\tau}\right)^{\frac{2}{3}}\right)\right] \qquad \textbf{(I-14)}$$

$$\text{avec} \quad C_m = C_0 \exp\left(\frac{W}{kT}\right) \qquad \textbf{(I-15)}$$

C_m désigne ici la concentration de saturation en atomes de solutés, τ le temps de relaxation associé au processus de diffusion et t_w désigne le temps d'attente des dislocations aux obstacles. Compte tenu de la relation (I-6) et du fait que la distance moyenne l entre deux obstacles est supposée de la forme : $l = \rho_f^{-1/2}$, cela permet d'aboutir à la relation :

$$\dot{\varepsilon} = \rho_m b V = \frac{b}{t_w}\frac{\rho_m}{\sqrt{\rho_f}} = \frac{\Omega(\varepsilon)}{t_w} \qquad \textbf{(I-16)}$$

Ω désigne l'incrément de déformation élémentaire obtenu quand toutes les dislocations mobiles accomplissent un pas d'activation jusqu'à l'obstacle suivant. La sensibilité à la vitesse de déformation $S = (\partial\sigma/\partial \mathrm{Ln}\,\dot{\varepsilon})_\varepsilon$ s'exprime par :

$$S = S_0 - \frac{2}{3}\beta C_m X \exp(-X) \qquad \text{(I-17)}$$

avec $X = \left(\frac{t_w}{\tau}\right)^{\frac{2}{3}} = \left(\frac{\Omega(\varepsilon)}{Z}\right)^{\frac{2}{3}}$ et $Z = \dot{\varepsilon}\tau$.

La sensibilité à la vitesse de déformation est considérée comme la somme de deux contributions :

$$S = S_o + S_{ageing} \qquad \text{(I-18)}$$

où S_o est la sensibilité à la vitesse en l'absence de vieillissement dynamique (considérée constante) et S_{ageing} la contribution du vieillissement dynamique. Nous en déduisons que S est fonction de la déformation ε, de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ et de la température T. Elle peut devenir négative si la contribution du vieillissement dynamique vient à être suffisamment importante : c'est dans cette zone que va apparaître le phénomène PLC. La critère d'instabilité $(S \leq 0)$ va ainsi permettre de déterminer les déformations critiques pour lesquelles le PLC apparaît ou disparaît et s'exprime alors de la façon suivante :

$$X \exp(-X) = \alpha \qquad \text{(I-19)}$$

avec $\alpha = \frac{3}{2}\frac{S_o}{\beta C_m}$

Cette égalité va conduire à l'obtention de différentes valeurs pour X (figure I.1) : aucune solution si $\alpha > 1/e$, une solution si $\alpha = 1/e$ et deux solutions si $\alpha < 1/e$. Ces valeurs vont permettre ensuite de déduire les valeurs correspondantes pour Ω (de 0 à 4 solutions). Pour cela, il suffit de connaître l'évolution de Ω en fonction de ε.

Les variations de $\Omega(\varepsilon)$ sont déterminées à partir de deux équations différentielles couplées, proposées par Kubin et Estrin [42], décrivant l'évolution des densités ρ_m et ρ_f avec la déformation ε qui s'écrivent :

$$\begin{cases} \frac{d\rho_m}{d\varepsilon} = \frac{C_1}{b^2} - C_2\rho_m - \frac{C_3}{b}\sqrt{\rho_f} \\ \frac{d\rho_f}{d\varepsilon} = C_2\rho_m + \frac{C_3}{b}\sqrt{\rho_f} - C_4\rho_f \end{cases} \qquad \text{(I-20)}$$

Les paramètres (C_i) traduisent la multiplication des dislocations mobiles (C_1), leur annihilation (C_2), leur immobilisation par interaction avec les dislocations de la forêt (C_3) et l'influence de la restauration dynamique (C_4).

Les densités de dislocations initiales (ρ_{mi}, ρ_{fi}) et à saturation (ρ_{ms}, ρ_{fs}) nécessaires à la résolution des équations (I-9) sont fixées à [42] :

$$\begin{cases} \rho_{mi} = 10^{10}\ m^{-2} \\ \rho_{fi} = 10^{11}\ m^{-2} \end{cases} \qquad \begin{cases} \rho_{ms} = 5.10^{13}\ m^{-2} \\ \rho_{fs} = 10^{14}\ m^{-2} \end{cases}$$

Les constantes (C_i) pour un alliage Al-5%Mg [42] sont prises égales à :

$$\frac{C_1}{b^2} = \frac{10^{15}}{3} \qquad \frac{C_3}{b} = \frac{10^8}{3.3} \qquad \text{avec } b = 3.10^{-10}\ m$$

$$C_2 = 6.06 \qquad C_4 = \frac{10}{3}$$

Les densités de dislocations mobiles et fixes sont alors obtenues par intégration numérique des équations (I-20) grâce à la méthode de Runge-Kutta et sont représentées sur la figure I.4. A l'aide de la relation (I-16), il est maintenant aisé de déterminer l'évolution de la déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation (figure I.2). Les variations de la déformation critique ε_c en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ sont alors déterminées à partir de cette déformation élémentaire $\Omega(\varepsilon)$ (figure I.3).

Lorsque T et $\dot{\varepsilon}$ varient, le profil de la courbe $\Omega(\varepsilon)$ et les valeurs (Ω_i) changent. Par conséquent plusieurs scénarios sont envisageables. La figure I.5 illustre ces "scénarios" lorsque $\dot{\varepsilon}$ augmente [42]. Le modèle de Kubin et Estrin permet de définir jusqu'à quatre déformations critiques. Toutefois, il n'est pas toujours possible de les observer expérimentalement en particulier celles qui se situent sur la branche descendante de la courbe $\Omega(\varepsilon)$ car elles sont très souvent supérieures aux déformations à rupture en traction.

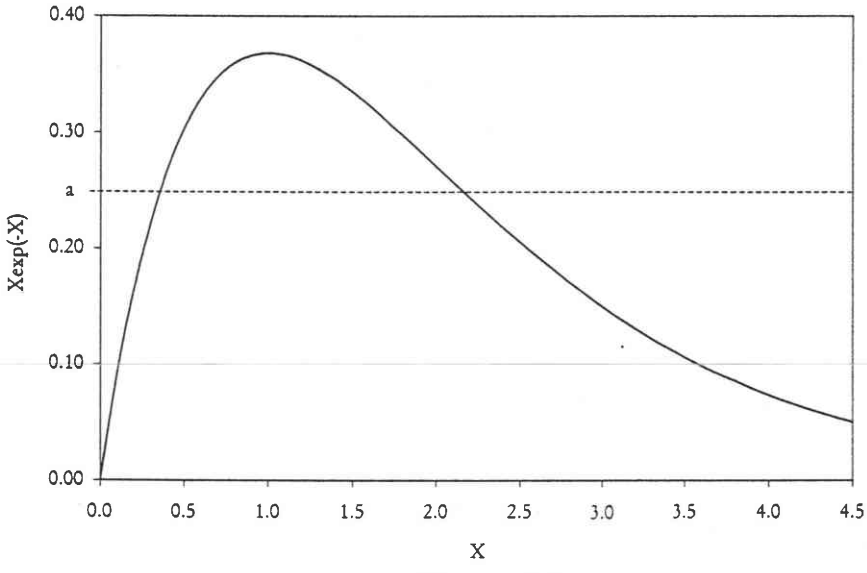


Figure I.1 :
Détermination des valeurs de X à partir de la courbe $X\exp(-X) = \alpha$.

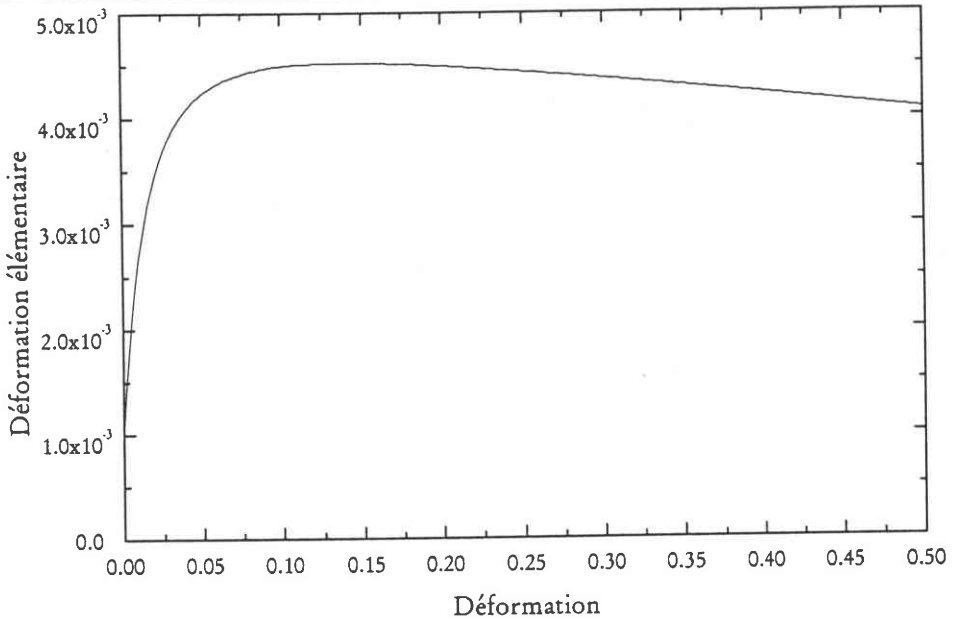


Figure I.2 :

Evolution de la déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation ε.[42]

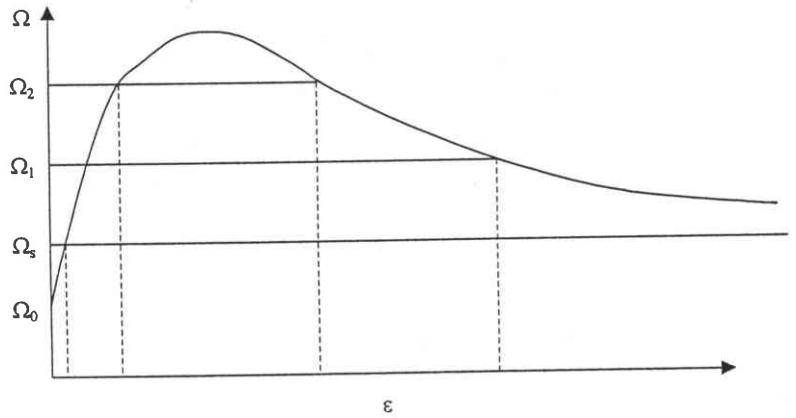


Figure I.3 :

Détermination des déformations critiques à partir de la courbe Ω(ε).

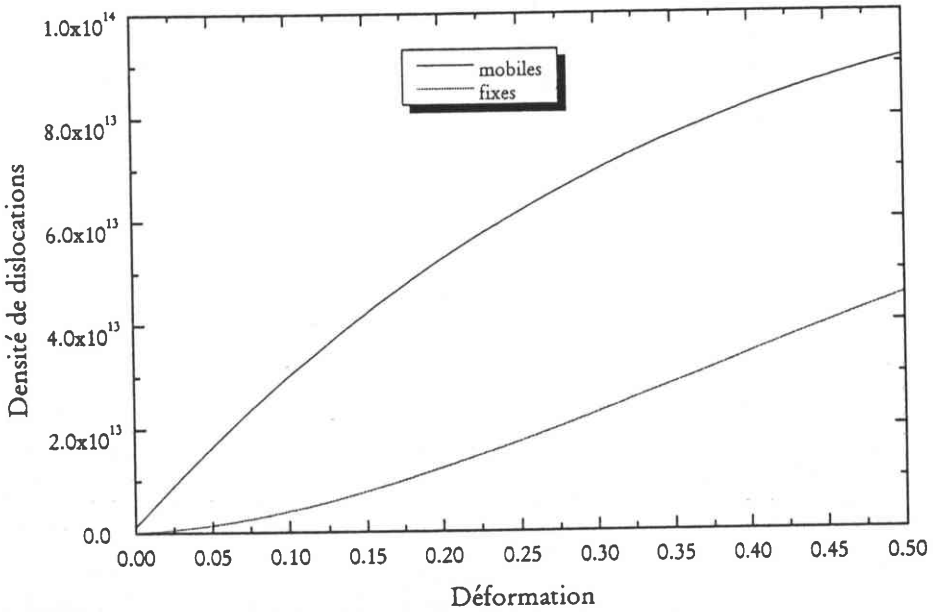


Figure I.4 :

Evolution des densités de dislocations (ρ_m, ρ_f) en fonction de la déformation ε.[42]

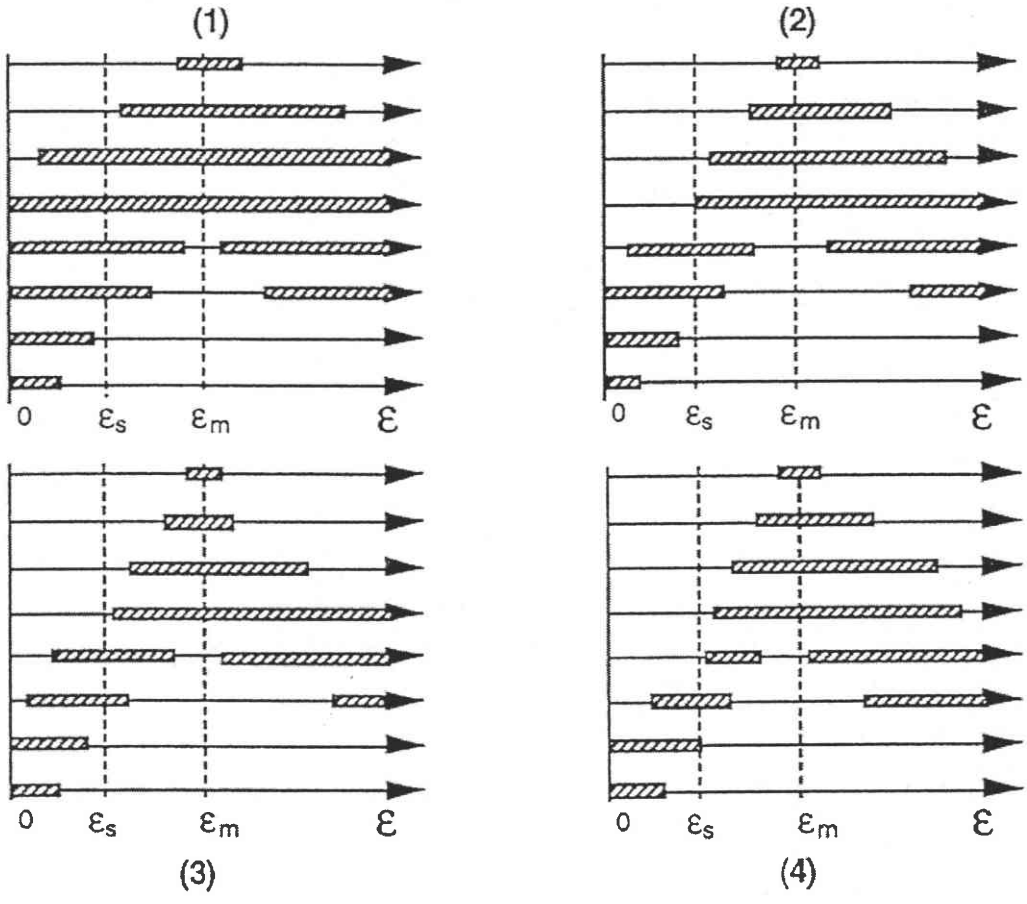


Figure I.5 :
Dépendance de la déformation critique vis à vis de la vitesse de déformation.
Les parties hachurées correspondent aux domaines d'existence du PLC (S < 0).
Les quatre "scénarios" envisageables.

1.2.1.4. Modèle de Bréchet et Estrin

Dans la plupart des travaux expérimentaux qui s'intéressent aux déformations critiques, nous pouvons remarquer que les variations de ε_c présentent un minimum. Ainsi aux vitesses élevées (ou aux températures basses) ε_c croît avec $\dot{\varepsilon}$ alors qu'aux faibles vitesses (ou aux températures élevées) ε_c décroît avec $\dot{\varepsilon}$. La branche positive est appelée comportement normal et est interprétée par le vieillissement dynamique. La branche négative, appelée comportement inverse, est, quant à elle, associée à une précipitation au cours de la déformation. Nous pouvons cependant observer un comportement inverse en l'absence de précipitation dans les travaux de Kumar [65].

Bréchet et Estrin [22] ont proposé un modèle pour expliquer le comportement inverse de la déformation critique. Ce modèle décrit le comportement résultant de la cohabitation du vieillissement dynamique et de la précipitation tant homogène que hétérogène.

Ces auteurs reprennent la loi constitutive (I-13) utilisée par Kubin et Estrin en y ajoutant deux termes supplémentaires afin de tenir compte de la précipitation. La contrainte d'écoulement prend alors la forme suivante :

$$\sigma = \sigma_E + h\varepsilon + S_o Ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_o}\right) + \beta C_s^* + \gamma\phi + \Gamma\Phi \qquad \textbf{(I-21)}$$

où Φ est la fraction volumique de gros précipités qui se fixent sur les lignes de dislocations, ϕ la fraction de précipités fins dispersés dans le matériau et enfin, Γ et γ représentent des forces de liaison. Le terme C_s^*, traduisant le vieillissement dynamique, a été modifié par rapport au terme C_s du modèle de Kubin et Estrin [42] afin de tenir compte des pertes en atomes de soluté du fait de la précipitation. Ainsi, la concentration C_s^* en atomes de soluté prend la forme suivante :

$$C_s^* = (C_o - \phi C_P)\exp\left(\frac{W}{kT}\right)\left[1 - \exp\left(-\left(\frac{t_w}{\tau}\right)^{\frac{2}{3}}\right)\right] - \Phi C_P \qquad \textbf{(I-22)}$$

ou en tenant compte de la relation (I-15) :

$$C_s^* = C_m\left(1 - \phi\frac{C_P}{C_o}\right)[1 - \exp(-X)] - \Phi C_P \qquad \textbf{(I-23)}$$

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

La sensibilité S à la vitesse de déformation s'écrit donc :

$$S = S_0 + \gamma\phi' + \frac{2}{3}\beta C_m\left(\frac{C_p}{C_0}\phi - 1\right)X\exp(-X) - \beta C_m\frac{C_p}{C_0}\phi'[1 - \exp(-X)] + (\Gamma - \beta C_p)\Phi' \qquad \textbf{(I-24)}$$

où $(')$ désigne la dérivée par rapport à $(Ln\,\dot{\varepsilon})$ c'est-à-dire $(\partial/\partial Ln\,\dot{\varepsilon})$.

Dans le cas où la précipitation est hétérogène, la fraction volumique ϕ est nulle $(\phi = 0)$ et la fraction Φ prend la forme :

$$\Phi = \Phi_0\left[1 - \exp\left(-\left(\frac{t}{t_0}\right)^n\right)\right] \qquad \textbf{(I-25)}$$

où t est le temps durant lequel une dislocation est en contact avec des précipités et t_0 un temps caractéristique. Si on se place dans le cas de faibles déformations, il est possible d'approcher la partie ascendante de la courbe $\Omega(\varepsilon)$ par une droite telle que : $\Omega(\varepsilon) = \omega\varepsilon$, ainsi, le temps t peut s'écrire : $t = \Omega/(\omega\varepsilon) = \tau X^{3/2}/\omega$, d'où :

$$\Phi = \Phi_0\left[1-\exp\left(-\left(X^{\frac{3}{2}}\frac{\tau}{\tau_0}\right)^n\right)\right] \qquad \textbf{(I-26)}$$

avec $\tau_0 = \omega t_0$. Le critère de sensibilité à la vitesse $(S<0)$ provenant de l'équation (I-24) devient :

$$S_0 - \frac{2}{3}\beta C_m X\exp(-X) + n(\Gamma - \beta C_p)\left(X^{\frac{3}{2}}\frac{\tau}{\tau_0}\right)^n \exp\left(-\left(X^{\frac{3}{2}}\frac{\tau}{\tau_0}\right)^n\right) < 0 \qquad \textbf{(I-27)}$$

Dans l'hypothèse où $\tau/\tau_0 >> 1$, le second terme de l'équation (I-27) devient alors négligeable par rapport aux autres termes, ce qui permet d'aboutir en considérant la déformation critique :

$$\left(X_c^{\frac{3}{2}}\frac{\tau}{\tau_0}\right)^n \exp\left(-\left(X_c^{\frac{3}{2}}\frac{\tau}{\tau_0}\right)^n\right) = \frac{S_0}{n(\Gamma - \beta C_p)} \qquad \textbf{(I-28)}$$

Il suffit donc de résoudre l'équation (I-28) pour déterminer X_c, la plus petite racine, et obtenir finalement la déformation ε_c telle que :

$$\varepsilon_c = \frac{\tau\dot{\varepsilon}}{\omega}X_c^{\frac{3}{2}} \qquad \textbf{(I-29)}$$

La déformation critique croît avec la vitesse de déformation : le comportement prévu ici est du type normal.

Dans le cas où la précipitation est homogène dans le matériau, la fraction volumique des gros précipités est nulle ($\Phi=0$) et la fraction volumique des précipités fins ϕ est donnée par :

$$\phi = \frac{KI}{\dot{\varepsilon}} \qquad \textbf{(I-30)}$$

où I désigne la vitesse de nucléation des précipités et K est une constante. Le critère de sensibilité à la vitesse permettant de déterminer l'apparition du PLC s'écrit d'après la relation (I-24) :

$$S_0 - \gamma\frac{KI}{\dot{\varepsilon}} + \frac{2}{3}\beta C_m\left(\frac{C_p}{C_0}\frac{KI}{\dot{\varepsilon}} - 1\right)X\exp(-X) + \beta C_m\frac{KI}{\dot{\varepsilon}}\frac{C_p}{C_0}[1-\exp(-X)] < 0$$

(I-31)

Il suffit désormais de linéariser cette équation en remplaçant exp(-X) par (1-X) puis de ne conserver que le premier ordre pour obtenir :

$$S_0 - \gamma\frac{KI}{\dot{\varepsilon}} < \frac{2}{3}\beta C_m\left(1 - \frac{5}{2}\frac{C_p}{C_0}\frac{KI}{\dot{\varepsilon}}\right)X \qquad \textbf{(I-32)}$$

Si on ne considère que les faibles déformations, il est possible d'approcher la partie ascendante de la courbe $\Omega(\varepsilon)$ par une droite telle que : $\Omega(\varepsilon) = \omega\varepsilon$, et compte tenu de l'expression (I-17) de X : $X = (\Omega(\varepsilon)/\tau\dot{\varepsilon})^{2/3} = (\omega\varepsilon/\tau\dot{\varepsilon})^{2/3}$, on obtient finalement la relation suivante en se plaçant à la déformation critique ε_c :

$$S_0 - \gamma\frac{KI}{\dot{\varepsilon}} = \frac{2}{3}\beta C_m\left(1 - \frac{5}{2}\frac{C_p}{C_0}\frac{KI}{\dot{\varepsilon}}\right)\frac{\omega\varepsilon_c}{\tau\dot{\varepsilon}} \qquad \textbf{(I-33)}$$

Bréchet et Estrin obtiennent ainsi l'expression de la déformation critique :

$$\varepsilon_c = \left(\frac{3}{2}\frac{S_o}{\beta C_m}\right)^{\frac{3}{2}}\left[\frac{\dot{\varepsilon} - KI\frac{\gamma}{S_0}}{\dot{\varepsilon} - \frac{5}{2}KI\frac{C_P}{C_0}}\right]^{\frac{3}{2}}\frac{\tau\dot{\varepsilon}}{\omega} \qquad \textbf{(I-34)}$$

Deux cas sont toutefois à envisager lorsqu'on étudie les variations de $\varepsilon_c(\dot{\varepsilon})$. En effet, pour $\gamma/S_0 >> 5C_p/2C_0$, la déformation critique croît avec la vitesse $\dot{\varepsilon}$ de manière monotone. Par contre, si $\gamma/S_0 << 5C_p/2C_0$ alors la courbe $\varepsilon_c(\dot{\varepsilon})$ présente un minimum. Ainsi, dans le cas de la précipitation homogène, le comportement inverse peut être décrit par le modèle de Bréchet et Estrin. Aux fortes vitesses de déformation, les instabilités PLC sont apparemment la conséquence du mécanisme de vieillissement dynamique. Par contre, aux faibles vitesses de déformation, on assiste à une prédominance du phénomène de précipitation (figure I.6).

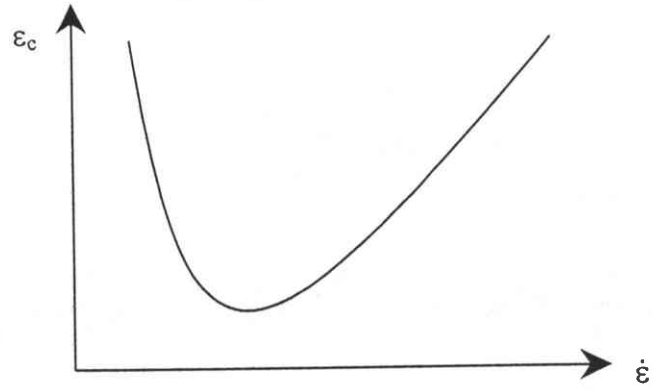


Figure I.6 :
Evolution de la déformation critique ε_c en fonction de la déformation ε.
Illustration du comportement inverse.

1.2.2. MODELES MACROSCOPIQUES

A l'échelle macroscopique, le phénomène PLC se manifeste par des décrochements successifs de la contrainte le long de la courbe de traction pour des essais obtenus à vitesse de déformation imposée ($\dot{\varepsilon} = cste$). Cette hétérogénéité peut aussi prendre la forme de paliers de taille de plus en plus importante qui ponctuent la courbe de traction lorsque les essais sont réalisés à vitesse de chargement imposée ($\dot{\sigma} = cste$). Ces décrochements ou ces paliers vont alors se traduire par l'initiation et l'apparition de bandes localisées le long de l'éprouvette qui peuvent être visibles à l'œil nu dans le cas d'éprouvettes plates. Plusieurs auteurs se sont attachés à étudier le comportement global d'un paquet de dislocations à l'échelle de l'éprouvette par une loi constitutive composée de deux termes. Le premier terme ne dépend que de l'écrouissage dû à la déformation plastique, le second va dépendre de la vitesse de déformation et laisse apparaître dans sa représentation graphique une zone où la sensibilité à la vitesse de déformation est négative.

1.2.2.1. Modèle de Aubrun et Lücke

Raisonnant par analogie avec des phénomènes de recristallisation dans les aciers doux, Aubrun [27, 28] proposa en 1975 un modèle de déformation rendant compte des hétérogénéités macroscopiques. Ce modèle repose sur une forme de dépendance entre la force F appliquée à une dislocation et sa vitesse de propagation v présentant une anomalie qui tend à s'amoindrir lorsque la température augmente (figure I.7).

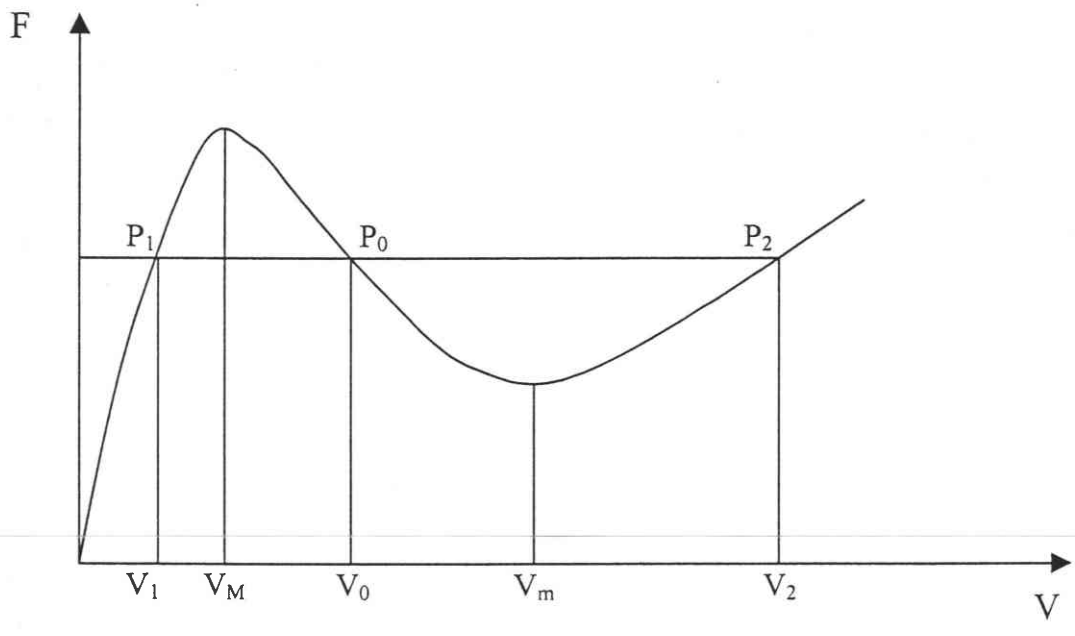


Figure I.7 :
Représentation de la force F en fonction de la vitesse de propagation v des dislocations.[28]

Si la vitesse de déformation imposée correspond à une vitesse de dislocation se situant dans la partie descendante de la courbe, v_0 par exemple, le système est instable et la vitesse globale se dissocie en deux vitesses de propagation v_1 et v_2 auxquelles correspondent deux vitesses de déformation $\dot{\varepsilon}_1$ et $\dot{\varepsilon}_2$. La loi de composition des vitesses s'écrit :

$$v_0\overline{P_1P_2} = v_1\overline{P_0P_2} + v_2\overline{P_1P_0} \qquad \text{(I-35)}$$

Les proportions de matière dont les dislocations ont les vitesses v_1 et v_2 (et qui se déforment aux vitesses $\dot{\varepsilon}_1$ et $\dot{\varepsilon}_2$) sont proportionnelles à $\overline{P_0P_2}$ et $\overline{P_1P_0}$. La propagation de la bande (faible proportion de matière $\overline{P_1P_0}$ se déformant à grande vitesse $\dot{\varepsilon}_2$) résulte de l'effet de multiplication locale catastrophique des dislocations. Les groupes de dislocations rapides se propagent le long du gradient de déformation créé entre la bande et la zone restaurée en avant de la bande; derrière la bande, les dislocations retombent à la vitesse v_1 et le processus de restauration par déplacement visqueux des dislocations commence. Une nouvelle bande ne s'initiera qu'au congé de l'éprouvette d'où la précédente est partie puisque c'est en ce point que la restauration est la plus avancée. L'élévation de la température va, quant à elle, accélérer et affiner les bandes.

1.2.2.2. Modèle de Penning

Penning [14] fut le premier à montrer que l'instabilité liée à l'effet PLC résulte nécessairement d'une sensibilité négative à la vitesse. Cet auteur considère uniquement le cas des essais de traction uniaxiale sur machine dure, donc à vitesse de déformation imposée $\dot{\varepsilon}_a$.

Le modèle de Penning est ici monodimensionnel : il ne s'intéresse pas à l'inclinaison de la bande sur l'éprouvette et néglige les phénomènes de striction.

En écrivant que la vitesse de déformation appliquée $\dot{\varepsilon}_a$ est égale à la somme de la vitesse de déformation élastique et de la déformation plastique moyenne, nous avons la relation suivante :

$$\dot{\varepsilon}_a = \frac{\dot{\sigma}}{M} + \frac{1}{L}\int_0^L \dot{\varepsilon}dx \qquad \text{(I-36)}$$

où L désigne la longueur de l'éprouvette et M le module d'élasticité de la machine de traction et de l'éprouvette.

Afin de simplifier le problème, Penning va alors supposer que le matériau obéit à une loi constitutive du type :

$$\sigma = h\varepsilon + F(\dot{\varepsilon}) \qquad \text{(I-37)}$$

où h est le taux d'écrouissage supposé constant et positif.

F doit alors passer par un minimum et un maximum quand $\dot{\varepsilon}$ croît pour qu'il y ait déformation inhomogène. Les valeurs $\dot{\varepsilon}_1$ et $\dot{\varepsilon}_2$ aux extremums, valeurs limites de la région de sensibilité négative à la vitesse, sont les vitesses de déformation critiques d'apparition et de disparition de l'effet PLC (figure I.8).

Ainsi, en combinant les expressions (I-36) et (I-37) afin d'éliminer la contrainte, nous obtenons :

$$M\dot{\varepsilon}_a = h\dot{\varepsilon} + \ddot{\varepsilon}\frac{dF(\dot{\varepsilon})}{d\dot{\varepsilon}} + \frac{M}{L}\int_0^L \dot{\varepsilon}dx \qquad \textbf{(I-38)}$$

Cette équation intégro-différentielle ne peut être résolue que de manière approchée si la déformation est non uniforme, mais elle possède une solution stationnaire $(\ddot{\varepsilon}_s = 0)$ et uniforme $\left(\frac{\partial\dot{\varepsilon}_s}{\partial x} = 0\right)$ donnée par :

$$\dot{\varepsilon}_s = \frac{M}{h+M}\dot{\varepsilon}_a \text{ et } \dot{\sigma}_s = h\dot{\varepsilon}_s \qquad \textbf{(I-39)}$$

Ce modèle introduit deux solutions : la première correspondant à des bandes de déformation se déplaçant par sauts discontinus et la deuxième à des bandes de déformation se propageant continuement à vitesse constante.

Dans ces deux cas, Penning montre que la vitesse de déformation doit effectuer un saut instantané à contrainte constante à chaque fois qu'elle atteint la valeur $\dot{\varepsilon}_1$ ou $\dot{\varepsilon}_2$. Ce saut de vitesse correspond au fait que la zone, où la sensibilité à la vitesse est négative, ne peut être atteinte.

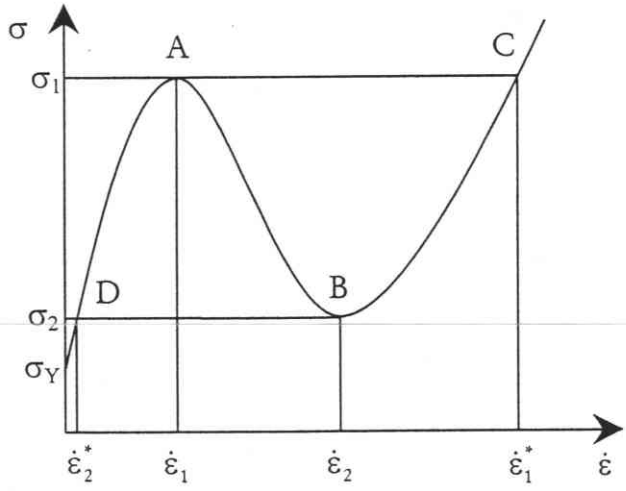


Figure I.8 :
Schéma d'un cycle décrit par une section au cours d'une instabilité de l'effet PLC.

Lorsque les bandes se déplacent par des sauts discontinus, Penning s'intéresse aux courbes $\dot{\varepsilon}(t)$ qui présentent des décrochements d'amplitude variable suivant la vitesse de déformation imposée. Dans le cas de la seconde solution, il s'intéresse à l'allure des bandes se déplaçant à vitesse constante V (figure I.9).

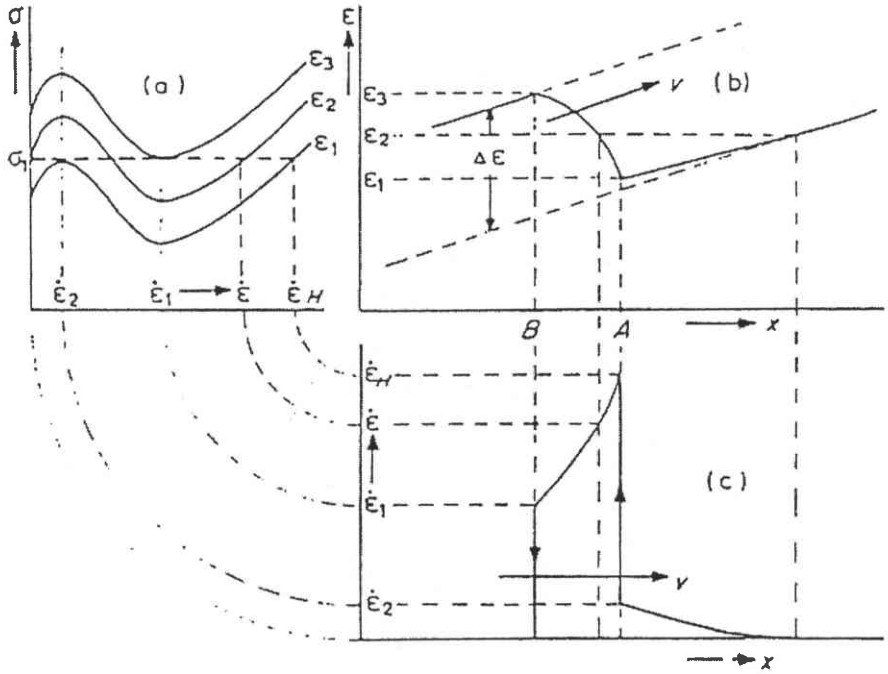


Figure I.9 :
Profil des vitesses de déformation en fonction de la position x sur l'axe de l'éprouvette.[14]

1.2.2.3. Modèle de Kocks

Kocks [35], dans une étude très générale, a examiné les conditions d'apparition de divers types d'instabilités. Il suppose l'existence d'une équation d'état, reliant plusieurs quantités macroscopiques, sous la forme :

$$f(\sigma, \varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = 0 \qquad \text{(I-40)}$$

A température constante, il est possible d'établir plusieurs dérivées partielles de cette équation telles que le taux d'écrouissage $h = (\partial\sigma/\partial\varepsilon)_{\dot{\varepsilon}}$, la sensibilité à la vitesse de déformation $S = (\partial\sigma/\partial \mathrm{Ln}\dot{\varepsilon})_{\varepsilon}$ et la décélération en fluage $\delta = -\partial \mathrm{Ln}\dot{\varepsilon}/\partial\varepsilon$. Cette dernière quantité étant normalement positive puisque en fluage $\dot{\varepsilon}$ décroît avec ε. Entre ces trois dérivées partielles, il existe la relation suivante :

$$(\partial\sigma/\partial\varepsilon)_{\dot{\varepsilon}}(\partial\dot{\varepsilon}/\partial\sigma)_{\varepsilon}(\partial\varepsilon/\partial\dot{\varepsilon})_{\sigma} = -1 \qquad \text{(I-41)}$$

ou encore :

$$\delta = \frac{h}{S} \qquad \text{(I-42)}$$

Une instabilité se manifeste lorsque la vitesse de déformation s'accélère en fluage c'est à dire lorsque δ devient négative, ce qui peut être réalisé de deux manières : $h<0$ ou $S<0$.

Lorsque le taux d'écrouissage devient négatif ($h<0$), δ change de signe en passant par zéro. Une instabilité de type h se développe et est connue sous le nom de bandes de Piobert-Lüders [20, 21].

Lorsque la sensibilité à la vitesse de déformation s'annule pour changer de signe ($S<0$), δ change de signe en passant par l'infini. L'instabilité est alors violente et nous pouvons voir, d'après la définition de δ, qu'un saut de vitesse de déformation à contrainte fixe doit apparaître : on retrouve ici ce qu'avait montré Penning dans son modèle.

Kocks a enfin illustré par un schéma simple les résultats de Penning. La sensibilité à la vitesse de déformation est la somme de deux contributions opposées, l'une due à l'activation thermique, et l'autre au vieillissement dynamique :

$$\frac{d\sigma}{d\,\mathrm{Ln}\,\dot{\varepsilon}} = \left(\frac{\partial\sigma}{\partial\,\mathrm{Ln}\,\dot{\varepsilon}}\right)_{\text{thermique}} - \left(\frac{\partial\tau}{\partial\,\mathrm{Ln}\,t}\right)_{\text{vieillissement}} \qquad \text{(I-43)}$$

Le premier terme est donné par la loi d'Arrhénius et le second représente la contrainte critique de franchissement d'obstacles τ, qui augmente avec le temps de vieillissement dynamique t_w suivant une loi de la forme :

$$\tau = \tau_0 + k\,t_w^{2/3} \qquad \text{(I-44)}$$

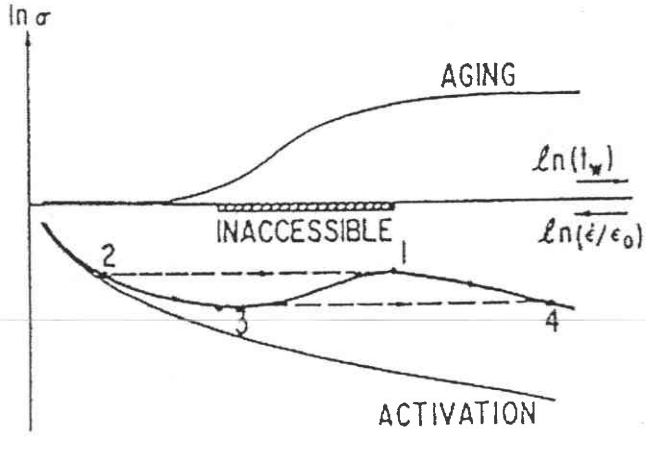


Figure I.10 :
Contribution de l'activation thermique et du vieillissement dynamique à une sensibilité négative à la vitesse de déformation.

La figure I.10 représente qualitativement le résultat obtenu. L'expression (I-43) comporte un domaine de vitesses inaccessibles pour les dislocations qui correspond au domaine où $d\mathrm{Ln}\,\sigma/d\mathrm{Ln}\,\dot{\varepsilon}$ est négatif, d'où la présence de sauts de vitesse à contrainte constante du point (1) au point (2) et du point (3) au point (4).

1.2.2.4. Modèle de Kubin et Estrin

Le modèle de Kubin et Estrin [36] utilise la même loi constitutive (I-37) que Penning [14] avec les mêmes approximations :

$$\sigma = h\varepsilon + F(\dot{\varepsilon}) \qquad \textbf{(I-45)}$$

où h représente le coefficient d'écrouissage supposé constant et positif, tandis que $F(\dot{\varepsilon})$ décrit la contribution de la vitesse de déformation à la contrainte appliquée. $F(\dot{\varepsilon})$ prend la forme représentée dans la figure I.1 qui a déjà été discutée dans un précédent paragraphe. Les auteurs considèrent ici le cas d'essais de traction uniaxiale sur machine molle, donc à vitesse de chargement $\dot{\sigma}_0$ imposée :

$$\sigma = \sigma_0 + \dot{\sigma}_0 t = h\varepsilon + F(\dot{\varepsilon}) \qquad \textbf{(I-46)}$$

L'équation (I-46) peut être résolue analytiquement sans qu'il soit nécessaire de faire d'approximations ou d'hypothèses supplémentaires, contrairement au cas étudié par Penning. Si l'on dérive l'expression (I-46) par rapport au temps, on obtient :

$$\dot{\sigma}_0 = h\dot{\varepsilon} + \frac{dF}{d\dot{\varepsilon}}\ddot{\varepsilon} \qquad \textbf{(I-47)}$$

Cette expression admet une solution stable et uniforme en régime permanent $\dot{\sigma}_0 = h\dot{\varepsilon}_s$. La stabilité de la déformation uniforme s'étudie en introduisant localement une petite fluctuation autour du régime permanent sous la forme :

$$\delta\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_s = \alpha\exp(\lambda t) \qquad \textbf{(I-48)}$$

où α et λ sont des constantes. L'expression (I-48) est alors reportée dans (I-47), nous obtenons :

$$\lambda = -\frac{h}{(dF/d\dot{\varepsilon})_{\dot{\varepsilon}=\dot{\varepsilon}_s}} \qquad \textbf{(I-49)}$$

Si λ est négatif, le fluctuations ne peuvent pas croître et la déformation uniforme est stable. Lorsque λ est positif (c'est à dire $\dot{\varepsilon}_1 < \dot{\varepsilon}_s < \dot{\varepsilon}_2$), la déformation est instable vis-à-vis de toute fluctuation et donc devient non uniforme avec $\varepsilon = \varepsilon(x,t)$. En régime non uniforme, nous pouvons dériver l'équation (I-46) par rapport à la variable de position x,

en supposant que la contrainte reste à peu près uniforme le long de l'éprouvette, $(\partial\sigma/\partial x \approx 0)$:

$$h\varepsilon' + \frac{dF}{d\dot{\varepsilon}}\dot{\varepsilon}' = 0 \qquad \textbf{(I-50)}$$

où (') désigne la dérivée par rapport à x.

En combinant les équations (I-47) et (I-50), nous obtenons l'équation suivante :

$$h\left(\dot{\varepsilon} - \frac{\varepsilon'}{\dot{\varepsilon}'}\ddot{\varepsilon}\right) = \dot{\sigma}_0 \qquad \textbf{(I-51)}$$

Cette dernière pouvant aussi se mettre sous la forme :

$$\dot{\varepsilon} + V\varepsilon' = \frac{\dot{\sigma}_0}{h} = \dot{\varepsilon}_s \qquad \textbf{(I-52)}$$

où V est une constante arbitraire homogène à une vitesse. Cette expression implique que $\dot{\varepsilon}$ soit de la forme de $\dot{\varepsilon}(x - Vt)$. La solution obtenue est celle d'un profil périodique de vitesse de déformation qui se déplace à vitesse constante V. En posant $u = \varepsilon(x,t) - \dot{\varepsilon}_s t$, l'équation (I-47) devient alors :

$$h\dot{u} + \frac{dF}{d\dot{u}}\ddot{u} = 0 \qquad \textbf{(I-53)}$$

où $F = F(\dot{u} + \dot{\varepsilon}_s)$. Intégrée par rapport à la variable temps t, celle-ci devient :

$$h(t - t_0) + \int_{\dot{u}_0}^{\dot{u}} \frac{dF}{\dot{u}} = 0 \qquad \textbf{(I-54)}$$

où t_0 désigne l'instant initial. Il est alors possible de représenter le profil des vitesses en fonction du temps dans une section donnée de l'échantillon et de connaître la période temporelle ΔT, i.e. la périodicité de passage des bandes PLC (figure I.11a) :

$$\Delta T = \Delta T_1 + \Delta T_2 \qquad \textbf{(I-55)}$$

ΔT_1 est le temps mis par une bande pour traverser une section de l'éprouvette :

$$\Delta T_1 = \frac{1}{h}\int_{\dot{\varepsilon}_2^*}^{\dot{\varepsilon}_1} \frac{dF}{\dot{\varepsilon}_s - \dot{\varepsilon}} \qquad \textbf{(I-56)}$$

ΔT_2 est le temps qui s'écoule entre deux apparitions de bandes dans la même section :

$$\Delta T_2 = \frac{1}{h}\int_{\dot{\varepsilon}_1^*}^{\dot{\varepsilon}_2} \frac{dF}{\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_s} \qquad \text{(I-57)}$$

La période spatiale Λ peut, elle aussi, être calculée grâce à ΔT puisque $\Delta T = \Lambda / V$; ainsi que la largeur de bande $W = V\Delta T_2$ indépendamment de la longueur de l'échantillon. Afin de déterminer cette fois le profil de la vitesse de déformation à un instant donné, il suffit de combiner les équations (I-52) et (I-53) :

$$h\dot{u} - V\frac{dF}{d\dot{u}}\dot{u}' = 0 \qquad \text{(I-58)}$$

Une fois intégrée par rapport à x, cette équation devient :

$$\frac{h}{V}(x - x_0) = \int_{\dot{u}_0}^{\dot{u}} \frac{dF}{\dot{u}} \qquad \text{(I-59)}$$

où $\dot{u}_0(t) = \dot{u}(x = x_0, t)$, nous donnant ainsi le profil de la vitesse par rapport à x (figure I.11b).

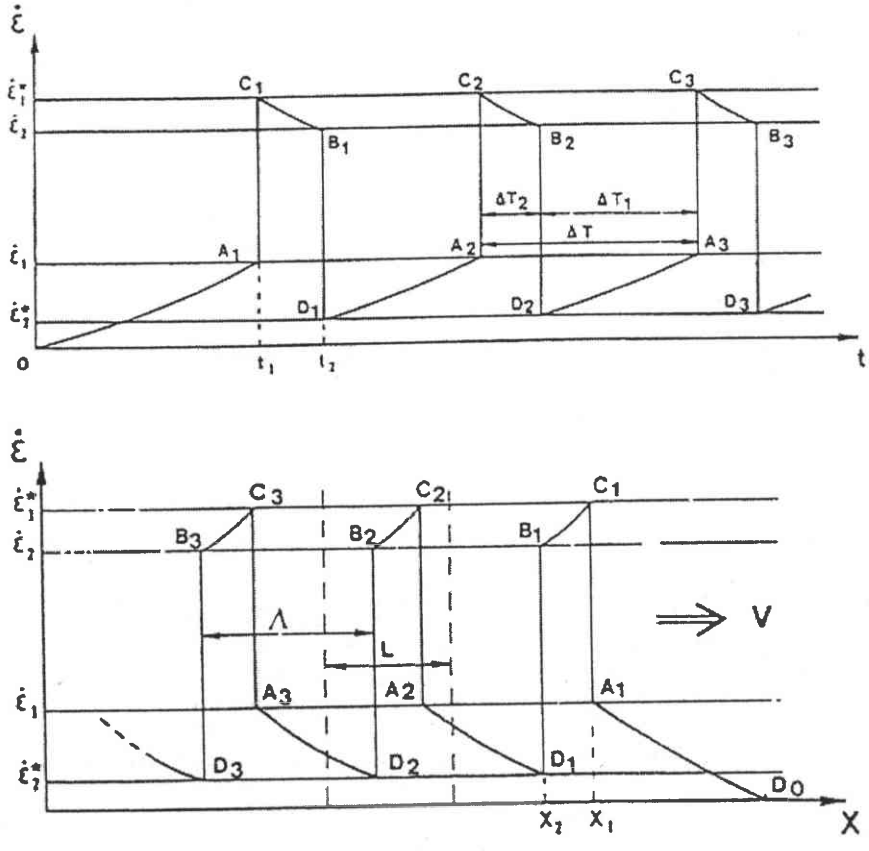


Figure I.11 :
Profil des vitesses de déformation :
(a) en fonction du temps dans une section x de l'échantillon,
(b) à un instant donné dans un échantillon de longueur L.[36]

1.3. MODELES MECANIQUES NON LOCAUX

Les modèles locaux ne permettent pas de rendre compte quantitativement de la propagation des sauts de vitesses de déformation, en particulier, ils ne nous donnent pas la possibilité de déterminer la vitesse de propagation de bandes. En effet, seules des équations locales ont été écrites pour le moment et celles-ci ne font pas intervenir les interactions spatiales. Cependant, plusieurs auteurs ont établi des modèles non locaux qui font intervenir des variables d'espace dans les lois de comportement.

1.3.1. MODELE DE ZBIB ET AIFANTIS

Le modèle de Zbib et Aifantis [29] est basé sur la loi constitutive de Penning, à laquelle est ajoutée un terme $K\varepsilon_{,xx}$ qui traduit un écrouissage non local faible. La loi, obtenue dans le cas d'un essai de traction uniaxiale à vitesse de chargement $\dot{\sigma}_0$ imposée, est aussi appelée loi de second gradient et prend alors la forme suivante :

$$\sigma = \sigma_0 + \dot{\sigma}_0 t = h\varepsilon + F(\dot{\varepsilon}) + K\varepsilon_{,xx} \qquad \text{(I-60)}$$

où K est une constante caractérisant la non localité de la loi constitutive. Cette équation admet la solution uniforme fondamentale $\varepsilon_e = \dot{\varepsilon}_e t$; $\dot{\varepsilon}_e = \dot{\sigma}_0/h$; $\sigma_0 = F(\dot{\varepsilon}_e)$ et permet d'obtenir par dérivation par rapport au temps :

$$h(\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_e) + \ddot{\varepsilon}\frac{dF(\dot{\varepsilon})}{d\dot{\varepsilon}} + K\dot{\varepsilon}_{,xx} = 0 \qquad \text{(I-61)}$$

Les observations expérimentales indiquent que l'état de déformation non uniforme peut être caractérisé par des bandes de déformation se propageant à une vitesse C. Cela suggère de rechercher les solutions sous la forme de bandes de profil stationnaire dans un repère en translation à la vitesse C telles que $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}(Ct - x)$. En introduisant la variable normalisée $\eta = \sqrt{h/K}\,(Ct - x)$ et le coefficient $\alpha = \sqrt{Kh}$, l'équation (I-61) devient :

$$\dot{\varepsilon}_{,\eta\eta} + \alpha\dot{\varepsilon}_{,\eta}\frac{dF(\dot{\varepsilon})}{d\dot{\varepsilon}} + (\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_e) = 0 \qquad \text{(I-62)}$$

La stabilité de la solution uniforme $\dot{\varepsilon}_e$ dépend ici de la valeur de $dF/d\dot{\varepsilon}(\dot{\varepsilon}_e)$, en particulier si $\dot{\varepsilon}_e$ se trouve dans le domaine où F est de pente négative (i.e. $\dot{\varepsilon}_1 \le \dot{\varepsilon}_e \le \dot{\varepsilon}_2$), la solution uniforme est instable.

Afin de déterminer la vitesse de propagation des bandes de déformation, Zbib et Aifantis ont utilisé une perturbation autour de l'état uniforme de la forme :

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \delta\varepsilon = \varepsilon_e + \hat{\varepsilon}\exp(ikx + wt) \qquad \textbf{(I-63)}$$

où k désigne le nombre d'onde et w le taux de variation. L'introduction de cette relation dans l'équation (I-62) conduit à :

$$-Kk^2 + w\frac{dF}{d\dot{\varepsilon}}(\dot{\varepsilon}_e) + h = 0 \qquad \textbf{(I-64)}$$

d'où:

$$w = -\frac{h - Kk^2}{dF(\dot{\varepsilon}_e)/d\dot{\varepsilon}} = \frac{h - Kk^2}{|dF(\dot{\varepsilon}_e)/d\dot{\varepsilon}|} \qquad \textbf{(I-65)}$$

L'hypothèse de la stabilité marginale [33] consiste à affirmer que la vitesse de propagation de l'onde est celle d'un repère en translation uniforme de vitesse C* dans lequel un observateur, fixe par rapport à ce repère et situé à l'abscisse x=C*t, ne voit ni croître, ni décroître l'onde de nombre k*. La vitesse vérifie donc :

$$\mathrm{Re}(ik^*C^* + w) = 0 \qquad \textbf{(I-66a)}$$

De plus, au bout d'un temps t assez long et à une distance x assez grande, l'observateur admet que la perturbation peut être représentée par sa composante harmonique de plus forte croissance, d'où l'équation :

$$iC^* + \frac{dw}{dk} = 0 \qquad \textbf{(I-66b)}$$

Les relations (I-66a) et (I-66b) peuvent également s'écrire $C^* = i\,dw/dk$, qui en y substituant l'expression de w(k) de (I-65) permet d'obtenir :

$$C^* = \frac{2\sqrt{Kh}}{|dF(\dot{\varepsilon}_e)/d\dot{\varepsilon}|} \qquad \textbf{(I-67)}$$

Finalement, afin de réaliser une simulation numérique, Zbib et Aifantis ont établi une expression de la fonction $F(\dot{\varepsilon})$, à partir des résultats expérimentaux obtenus par Kubin et al. [34] et valables pour un alliage Al-5% Mg :

$$F(\dot{\varepsilon}) = \alpha_1[\exp(-\alpha_2\dot{\varepsilon}) - \exp(-\alpha_3\dot{\varepsilon})] + \alpha_4[\exp(\alpha_5\dot{\varepsilon}) - \exp(-\alpha_6\dot{\varepsilon})] \qquad \textbf{(I-68)}$$

Cette relation leur permettant de déterminer l'évolution de la vitesse de propagation des bandes PLC en fonction de $\dot{\varepsilon}$ (figure I.12). La vitesse calculée par cette méthode décroît tout d'abord pour croître ensuite lorsque la vitesse augmente.

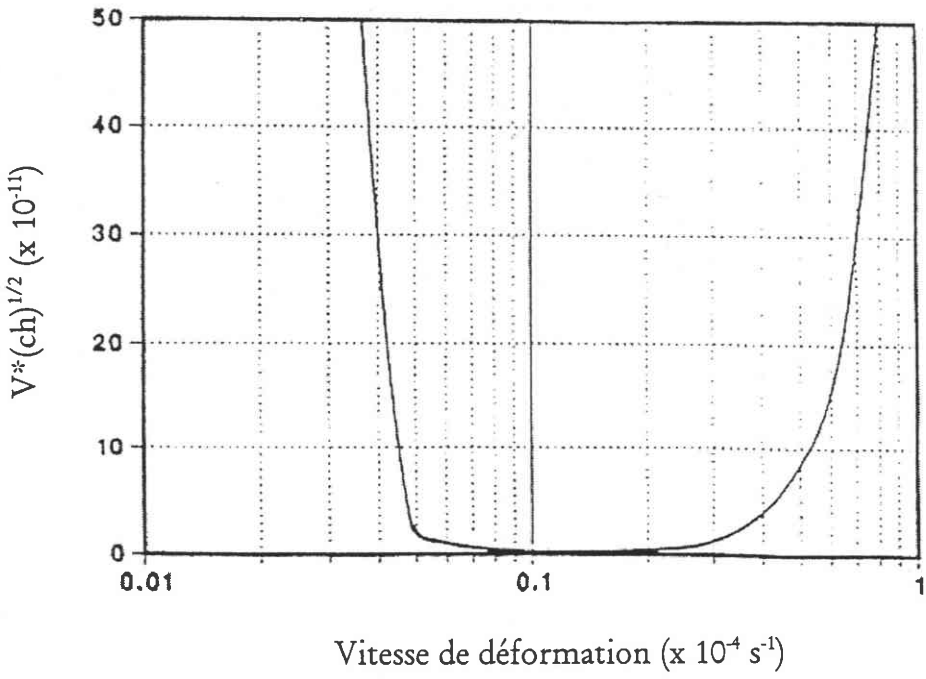


Figure I.12 :
Vitesse de propagation des bandes PLC en fonction de la vitesse de déformation pour un Al-5%Mg.[29]

1.3.2. MODELE DE JEANCLAUDE ET FRESSENGEAS

Jeanclaude et Fressengeas [32] ont établi un modèle de pseudo-diffusion de la déformation plastique à vitesse de chargement constante $\dot{\sigma}_0$ en considérant les échanges de dislocations mobiles entre éléments adjacents du matériau par glissement dévié. Il consiste à substituer la variable locale $(\dot{\varepsilon} - D\varepsilon_{,xx})$ à $\dot{\varepsilon}$ dans l'expression de la contrainte viscoplastique F du modèle de Penning. Cette loi, s'écrit alors :

$$\sigma = \dot{\sigma}_0 t + \sigma_0 = h\varepsilon + F(\dot{\varepsilon} - D\varepsilon_{,xx}) \qquad \text{(I-69)}$$

où D désigne le coefficient de pseudo-diffusion. En posant : $Z = F(Y)$ où $Y = \dot{\varepsilon} - D\varepsilon_{,xx}$, l'équation (I-69) devient :

$$Z = \sigma - h\varepsilon = \sigma_0 + \dot{\sigma}_0 t - h\varepsilon \qquad \text{(I-70)}$$

L'équation (I-70) admet la solution d'équilibre $Y_e = \dot{\varepsilon}_e = \dot{\sigma}_0/h$; $Z_e = \sigma_0 = F(\dot{\varepsilon}_e)$ qui correspond à l'état de déformation plastique uniforme $\sigma_e = \sigma_0 + \dot{\sigma}_0 t$; $\varepsilon_e = \dot{\varepsilon}_e t$. En considérant les perturbations non uniformes z et y de l'état d'équilibre telles que $y = Y - Y_e$ et $z = Z - Z_e$, dont l'évolution est gouvernée par l'équation suivante :

$$z = F(Y_e + y) - F(Y_e) \qquad \text{(I-71)}$$

puis en utilisant la perturbation de la déformation plastique à l'équilibre $u = \varepsilon - \varepsilon_e$, l'équation (I-71) devient :

$$u = -\frac{z}{h} = f(y) \qquad \text{(I-72)}$$

L'inversion de (I-72), séparément sur chaque branche stable de f, permet d'écrire une équation différentielle aux dérivées partielles y = g(u) de type réaction-diffusion :

$$\frac{\partial u}{\partial t} - D\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = g(u) \qquad \text{(I-73)}$$

Enfin, si nous nous intéressons au cas d'une bande de déformation se propageant à une vitesse c, le changement de variable $\xi = x - ct$ permet de réduire l'équation (I-68) à l'équation différentielle du second ordre suivante :

$$Du'' + cu' + g(u) = 0 \qquad \text{(I-74)}$$

où le (') signifie la dérivation par rapport à ξ.

Ce modèle permet ainsi, par l'intégration numérique de l'équation (I-74), de déterminer la vitesse de propagation c des bandes de déformations en fonction de la vitesse de chargement $\dot{\sigma}_0$ (figure I.13). Il prévoit alors une décroissance de la vitesse des bandes par rapport à celle du chargement.

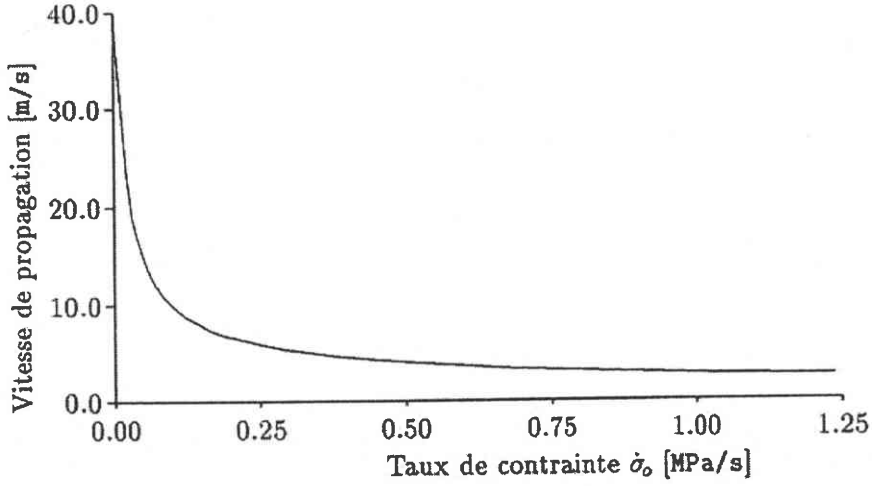


Figure I.13 :
Vitesse de propagation des bandes PLC en fonction de la vitesse de chargement pour un Al-5%Mg.[32]

1.3.3. MODELE DE HÄHNER

La formulation mathématique de Hähner [30, 31] est basée sur une décomposition de la contrainte d'écoulement σ_f en une contribution d'écrouissage et une contrainte de frottement F telle que :

$$\sigma_f = \sigma_0 + h\varepsilon_0 + F(\dot{\varepsilon}_0) \qquad \text{(I-75)}$$

Cette équation peut être utilisée pour décrire des oscillations de relaxation discontinues de $\dot{\varepsilon}_0$. Cependant, elle est inadaptée pour déterminer la vitesse de propagation des bandes de déformation et pour expliquer la propagation intermittente des bandes de type B. Deux modifications sont ici proposés afin d'éliminer les imperfections de cette loi de comportement.

Tout d'abord, selon Zbib et Aifantis [29], les contraintes internes σ_{int} provenant d'un couplage spatial doivent être prises en compte lorsque σ_f est reliée à la contrainte extérieure σ_{ext} :

$$\sigma_{ext} = \sigma_f - \sigma_{int} \ , \ \sigma_{int} = -C\partial_x^2 \varepsilon_0 \qquad \text{(I-76)}$$

avec $C > 0$

où x désigne ici une variable de position le long de l'axe de traction. En fait, cette équation constitue la modification la plus simple envisageable, étant donné que les gradients du premier degré sont prohibés pour des raisons de symétrie. Par ailleurs, le coefficient C ne peut pas demeurer négatif car il ne permettrait alors pas d'atteindre un maximum local de la vitesse déformation correspondant à une bande de déformation. Afin d'évaluer physiquement le coefficient C, Hähner [30] a comparé plusieurs mécanismes de couplage (dus au glissement dévié, à un écrouissage non local et à l'incompatibilité des contraintes). Il est alors apparu que l'incompatibilité des contraintes prévalait clairement dans des échantillons polycristallins et que la valeur de C est :

$$C = \frac{Gd^2}{4} \qquad \text{(I-77)}$$

où G désigne le module de cisaillement et d représente la taille de grain.

De plus, lors du vieillissement dynamique d'un alliage, la dynamique des dislocations présente un temps de réponse fini, puisque tout changement du chemin de déformation est accompagné par des réarrangements des atmosphères de solutés et une redistribution du temps de vieillissement des dislocations. L'équation (I-75) n'est donc pas adaptée pour décrire les changements rapides du processus de déformation puisque le temps de

vieillissement est négligé. L'analyse statistique du glissement des dislocations thermiquement activées lors d'un vieillissement dynamique suivant une loi exponentielle à une vitesse ν, permet d'écrire que la vitesse de déformation obéit au comportement de relaxation suivant [31] :

$$\partial_t \dot{\varepsilon} = -\frac{\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_0}{\tau} \qquad \textbf{(I-78)}$$

avec $$\tau = \nu \frac{\delta G}{kT} \frac{\dot{\varepsilon}/\delta\varepsilon}{\left(\dot{\varepsilon}_0/\delta\varepsilon + \nu\right)^3}$$

où δG représente l'augmentation totale de l'enthalpie d'activation thermique des dislocations due au vieillissement et δε la déformation élémentaire par pas d'activation. En combinant maintenant les équations (I-75), (I-76) et (I-78) et en retenant uniquement le premier ordre de τ, $\dot{\varepsilon}_0$ peut être éliminé pour obtenir :

$$\partial_t \sigma_{ext} = \left(1 + \tau\partial_t\right)\left(C\partial_x^2 \dot{\varepsilon} + g(\dot{\varepsilon})\partial_t\dot{\varepsilon} + h\dot{\varepsilon}\right) \qquad \textbf{(I-79)}$$

avec $g = \partial_{\dot{\varepsilon}} f$

Pour toute valeur de $\partial_t \sigma_{ext}$, l'équation (I-79) prévoit une solution se propageant le long de l'éprouvette $(0 < x < l)$ et qui satisfait aux conditions limites $\dot{\varepsilon}(x = 0) = \dot{\varepsilon}(l) = 0$. En pratique, cela signifie que pour une vitesse de chargement constante, la vitesse de propagation c a pour expression :

$$c = \frac{\sqrt{G\dot{\varepsilon}_2\left(h\dot{\varepsilon}_2 - \partial_t \sigma_{ext}\right)}}{f_2} d \qquad \textbf{(I-80)}$$

où $f_2 = f(\dot{\varepsilon}_2)$ désigne la contrainte de frottement et $\dot{\varepsilon}_2$ la vitesse de déformation au minimum de $f(\dot{\varepsilon}_0)$. Dans le cas cette fois d'une vitesse de traverse constante, l'équation (I-79) peut être combinée avec l'équation de la machine :

$$\dot{L} = \int_0^l \dot{\varepsilon} dx + M_{eff}\, l \partial_t \sigma_{ext} \qquad \textbf{(I-81)}$$

où $\dot{L}$ représente la vitesse de la traverse, M_{eff} la complaisance du système de traction et l la longueur de l'éprouvette. Cette combinaison d'équations permet alors d'obtenir la vitesse de propagation c suivante :

$$c = \frac{1}{\Delta\varepsilon}\left(\dot{L} - hM_{eff}\, l\dot{\varepsilon}_2\right) \qquad \textbf{(I-82)}$$

Cette expression prévoit alors une augmentation de c avec la vitesse de traverse $\dot{L}$.

1.4. ASPECTS EXPERIMENTAUX DU PHENOMENE PORTEVIN-LE CHATELIER

1.4.1. ASPECTS DES DECROCHEMENTS

1.4.1.1. Machine dure

Sur une machine dure, c'est la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ qui est constante. En effet, la traverse de la machine de traction, en se déplaçant à une vitesse constante, va ainsi imposer la vitesse de déformation à l'éprouvette. Trois types de décrochements (figure. I.14) peuvent être expérimentalement observés sur les courbes de traction relatives à un matériau présentant l'effet PLC et se résument ainsi :

• **Type A** : Ces décrochements sont caractérisés par une augmentation soudaine de la contrainte suivie d'une chute avant de remonter à une valeur moyenne, légèrement croissante au cours de la déformation. Ceux-ci se répètent de manière périodique et assez peu fréquente après leur apparition. Ils sont caractéristiques des températures basses ou des vitesses de déformation élevées. Dans ce mode de déformation, on observe des bandes de déformation qui s'initient toujours près d'un congé de l'éprouvette et disparaissent près du congé opposé après avoir parcouru l'éprouvette avec une vitesse constante. La machine se recharge jusqu'à initier une nouvelle bande qui se propage à nouveau pour une contrainte légèrement supérieure.

Parfois les décrochements de type A apparaissent moins bien définis, en particulier aux grandes vitesses de déformation et sont alors appelés **type E**.

• **Type B** : Il s'agit ici de décrochements périodiques et successifs autour de la valeur moyenne de la contrainte sur la courbe de traction. Leur domaine d'apparition se situe entre celui du type A et du type C. Pour le type B, la bande se propage de manière saccadée le long de l'éprouvette; ainsi, on peut observer la présence de plusieurs bandes parcourant l'éprouvette simultanément.

• **Type C** : Pour ce type de courbe, les décrochements se situent cette fois en dessous de la valeur moyenne de la contrainte sur la courbe de traction. La décharge est brutale et la recharge progressive. Le maximum de la contrainte correspond pratiquement au niveau de la courbe de traction monotone. Le phénomène est généralement périodique mais les décrochements peuvent apparaître de manière aléatoire le long d'une courbe de

traction presque "normale". Le type C est généralement observé aux faibles vitesses de déformation ou aux températures élevées.

1.4.1.2. Machine douce

Une machine douce impose une vitesse de chargement $\dot{\sigma}$ constante. Dans ce cas, on constate qu'il existe un seul type de courbe caractéristique de l'effet PLC (figure I.14) :

• **Type D** : La charge étant constamment maintenue sur l'éprouvette, quelque soit sa vitesse de déformation, dès qu'une bande se forme, elle est immédiatement mise en mouvement et traverse toute l'éprouvette en produisant un écrouissage. Les courbes, ainsi obtenues, comportent une série de plateaux dont la longueur tend à augmenter avec la déformation de l'éprouvette.

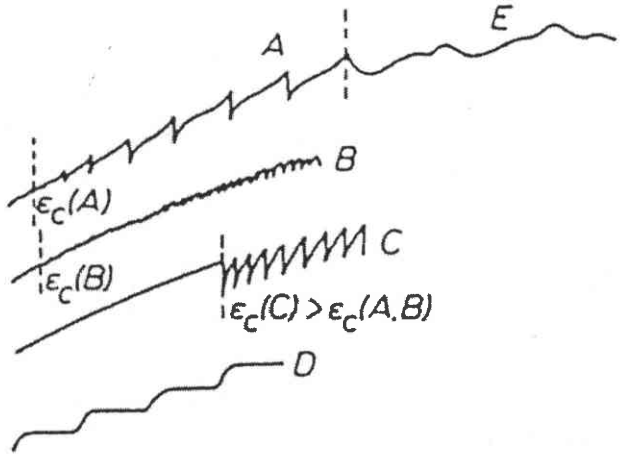


Figure I.14 :
Schéma des différents types de PLC observés sur machine dure et douce.

1.4.2. CARACTERISATION DE L'EFFET PLC SUR LES COURBES DE TRACTION

1.4.2.1. Aspects des bandes PLC

La déformation hétérogène associée à l'effet PLC débute, lors d'un essai de traction, par l'initiation d'une bande et débouche sur la propagation de cette bande le long de l'éprouvette, provoquant ainsi une dégradation de l'état de surface de l'éprouvette. Les bandes PLC s'initient dans des lieux de concentration de contrainte ou de fort gradient de déformation [7]. Elles présentent deux fronts (un en avant et l'autre en arrière) qui correspondent à des sauts de vitesse de déformation et sont inclinées d'un angle variant, en général, de 55° à 60° par rapport à l'axe de traction [51]. Leur propagation peut être continue le long de l'éprouvette, dans le cas d'essais réalisés sur machine molle, ou discontinue, dans le cas d'essais sur machine dure.

La déformation plastique se concentre pratiquement dans les bandes PLC; en dehors de celle-ci, la déformation est négligeable.

1.4.2.2. Déformation critique ε_c

Lors d'essais présentant le phénomène PLC effectués sur machine dure et sur machine molle, les décrochements ou les paliers sont observés à partir d'une certaine déformation appelée déformation critique et souvent notée ε_c. Dans certains cas, nous pouvons même noter la disparition de ces décrochements ou des paliers à partir d'une déformation critique plus importante ε_c'.

Plusieurs auteurs ont tenté d'interpréter cette déformation critique. Cottrell [23] fut le premier à établir l'interaction entre les atomes de soluté et les dislocations mobiles; selon lui, ε_c représente la déformation pour laquelle la vitesse moyenne des dislocations et la vitesse de diffusion du soluté dans le champ de contrainte des dislocations sont égales. Van Den Beukel [17], quant à lui, définit ε_c comme la déformation pour laquelle la sensibilité à la vitesse S devient négative. Kubin et Estrin [26] ont repris d'ailleurs la même définition que Van Den Beukel.

Un grand nombre d'études expérimentales [7, 49, 59, 63, 64] ont pu montrer que les variations de la déformation critique en fonction de la vitesse de déformation (ou de la vitesse de chargement) présente un minimum (figure I.15). En effet, pour des vitesses élevées, ε_c croît avec $\dot{\varepsilon}$ alors qu'aux faibles vitesses, ε_c décroît lorsque $\dot{\varepsilon}$ augmente. La branche ascendante de la courbe est alors interprétée par le vieillissement dynamique et la branche descendante est parfois associée à une précipitation en cours de déformation [22].

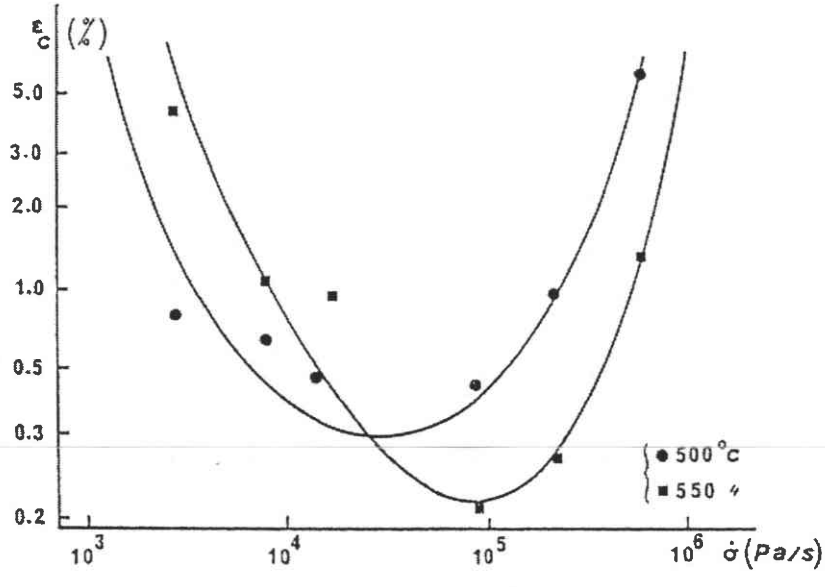


Figure I.15 :
Evolution de ε_c en fonction de la vitesse de contrainte.[7]

1.4.2.3. Amplitude des décrochements $\Delta\sigma$

Lors d'un essai de traction sur machine dure, le passage d'une 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. McCormick et al. [57, 60], Schwarz et al. [55] ainsi que Park et al. [54] ont montré, lors d'essais sur machine dure, que la chute de contrainte $\Delta\sigma$ augmente lorsque la déformation plastique s'accroît dans les alliages légers (figure I.16). L'évolution de $\Delta\sigma$ peut par ailleurs être approchée par une loi puissance ($A\varepsilon^{\beta}$). De plus, $\Delta\sigma$ croît lorsque la vitesse de déformation diminue comme l'ont mis en évidence Park et al. [54]. Plusieurs auteurs se sont d'ailleurs intéressés à l'évolution de $\Delta\sigma$ en fonction de la vitesse $\dot{\varepsilon}$.

En effet, en exprimant que la densité de dislocations mobiles ρ_m varie avec la taille de grains d et la déformation ε de la façon suivante [61, 62] :

$$\rho_m \approx \varepsilon^{\beta} d^{-n} \qquad \text{(I-83)}$$

et en tenant compte de l'hypothèse de Russell [53], Chen et al. [52] ont pu exprimer l'évolution de la chute de contrainte $\Delta\sigma$ par la relation suivante :

$$\Delta\sigma \approx \left[\varepsilon^{\beta(\gamma+1/2)} d^{-n(\gamma+1/2)} T^{-1} \exp\left(-\frac{E_m}{kT}\right) \dot{\varepsilon}^{-1} \right]^{\frac{2}{3}} \qquad \text{(I-84)}$$

avec γ constant et positif. Cette équation prévoit donc que Ln $\Delta\sigma$ décroît linéairement en fonction de Ln $\dot{\varepsilon}$ avec une pente de -2/3.

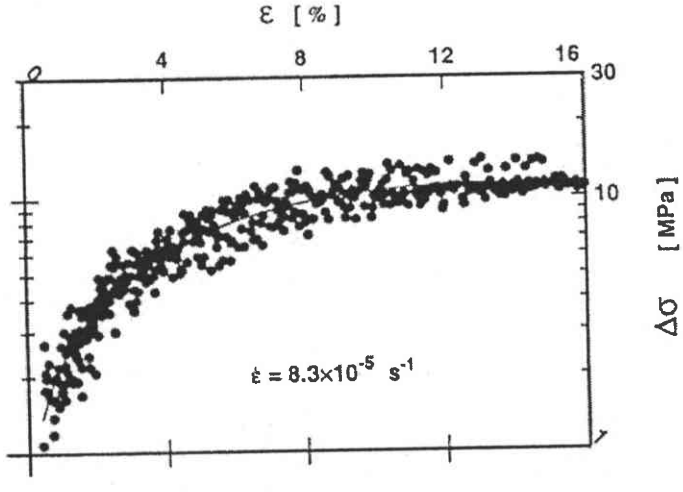


Figure I.16 :
Evolution de la chute de contrainte en fonction de la déformation.[59]

Des résultats expérimentaux obtenus par Chen et al. [52] sur un Al-3%Mg ont permis de remarquer que l'évolution de $\Delta\sigma$ en fonction de $\dot{\varepsilon}$ suit une loi puissance avec n=

-0.72. Kim et al. [58] ont par ailleurs obtenu un coefficient n= -0.6 sur un alliage Al-5%Mg. Ces résultats se révèlent donc assez proches de la valeur théorique de -2/3.

1.4.2.4. Temps de rechargement t_R

Les chutes de contraintes présentes sur les courbes de traction en machine dure sont suivies d'une remise en charge pendant une certaine période t_R appelée temps de rechargement. Ces rechargements peuvent être purement élastiques mais peuvent aussi comprendre une partie plastique. Suite à des essais sur machine dure, plusieurs auteurs [46, 49, 59] ont noté un accroissement du temps de rechargement lorsque la déformation augmente; de plus, il s'avère que t_R croît lorsque $\dot{\varepsilon}$ diminue (figure I.17).

Les grandeurs t_R et $\Delta\sigma$ étant physiquement liées, il est par ailleurs possible de représenter l'évolution de la chute de contrainte en fonction du temps de rechargement. L'examen de ces courbes en échelle logarithmique a pu mettre en évidence une évolution en loi puissance de la forme : $\Delta\sigma = (t_R)^n$.

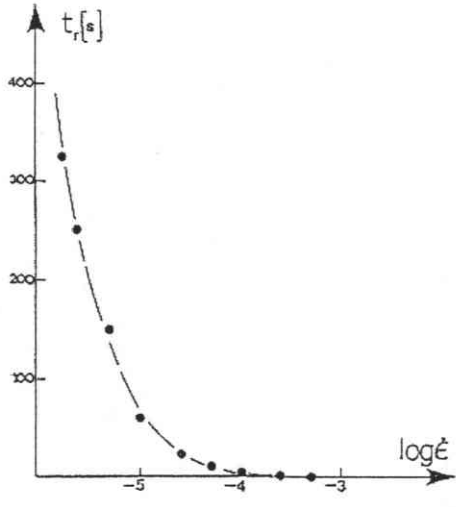


Figure I.17 :
Evolution du temps de rechargement en fonction de la vitesse de déformation.[49]

1.4.3. CARACTERISTIQUES DES BANDES PLC

1.4.3.1. Largeur des bandes L_B

Des mesures lors d'essais de traction, réalisés en utilisant un extensomètre monté sur l'éprouvette, ont permis d'établir que la largeur des bandes L_B diminue au cours de la déformation pour se stabiliser à une valeur L_{Bo} (figure I.18). Cette valeur L_{Bo}, de l'ordre du diamètre (ou de l'épaisseur) de l'éprouvette, augmente avec la vitesse de déformation [7, 47, 48] ainsi qu'avec le diamètre de l'éprouvette [7].

Des études menées par Blanc [43] sur un acier inoxydable 316 ont, quant à elles, montré que la largeur des bandes restait pratiquement constante. Cet auteur explique ce résultat par le fait que la largeur L_B représente une zone de compatibilité des déformations et constitue ainsi une des caractéristiques du matériau. Enfin, Chihab [49], lors d'essais sur machine dure sur un alliage Al-Mg, a pu noter la dépendance de L_B vis-à-vis du type de décrochements (types B et C).

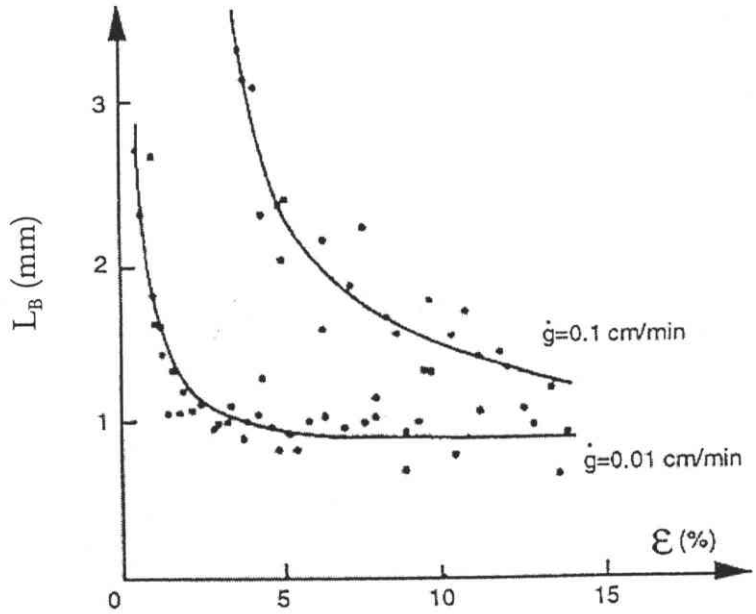


Figure I.18 :
Evolution de la largeur de bande en fonction de la déformation pour différentes vitesses de traverse.[47]

1.4.3.2. Vitesse de propagation des bandes V_B

De nombreux résultats expérimentaux ont montré que la vitesse de propagation V_B est quasiment constante au cours de la propagation des bandes PLC le long de l'éprouvette. Karimi [7] et Blanc [43], lors d'essais réalisés sur machine molle ($\dot{\sigma}$ = cste), ont relevé une augmentation de V_B en fonction de la déformation ε et ont noté la présence de deux stades distincts : un premier stade rapide et un second plus lent (figure I.19).

D'autres auteurs [20, 45, 46, 47] ont trouvé une évolution de V_B contraire à celle de Karimi et Blanc mais cette fois sur machine dure. Enfin, l'influence de la vitesse de chargement $\dot{\sigma}$ sur V_B est très controversée. En effet, Karimi [7] et Blanc [43] ont observé une diminution de V_B en fonction de $\dot{\sigma}$ alors que McCormick [50] a, quant à lui, trouvé des résultats inverses. Bakir [46] a finalement observé ces deux types de variations en utilisant un large domaine de $\dot{\sigma}$ lors de ses essais.

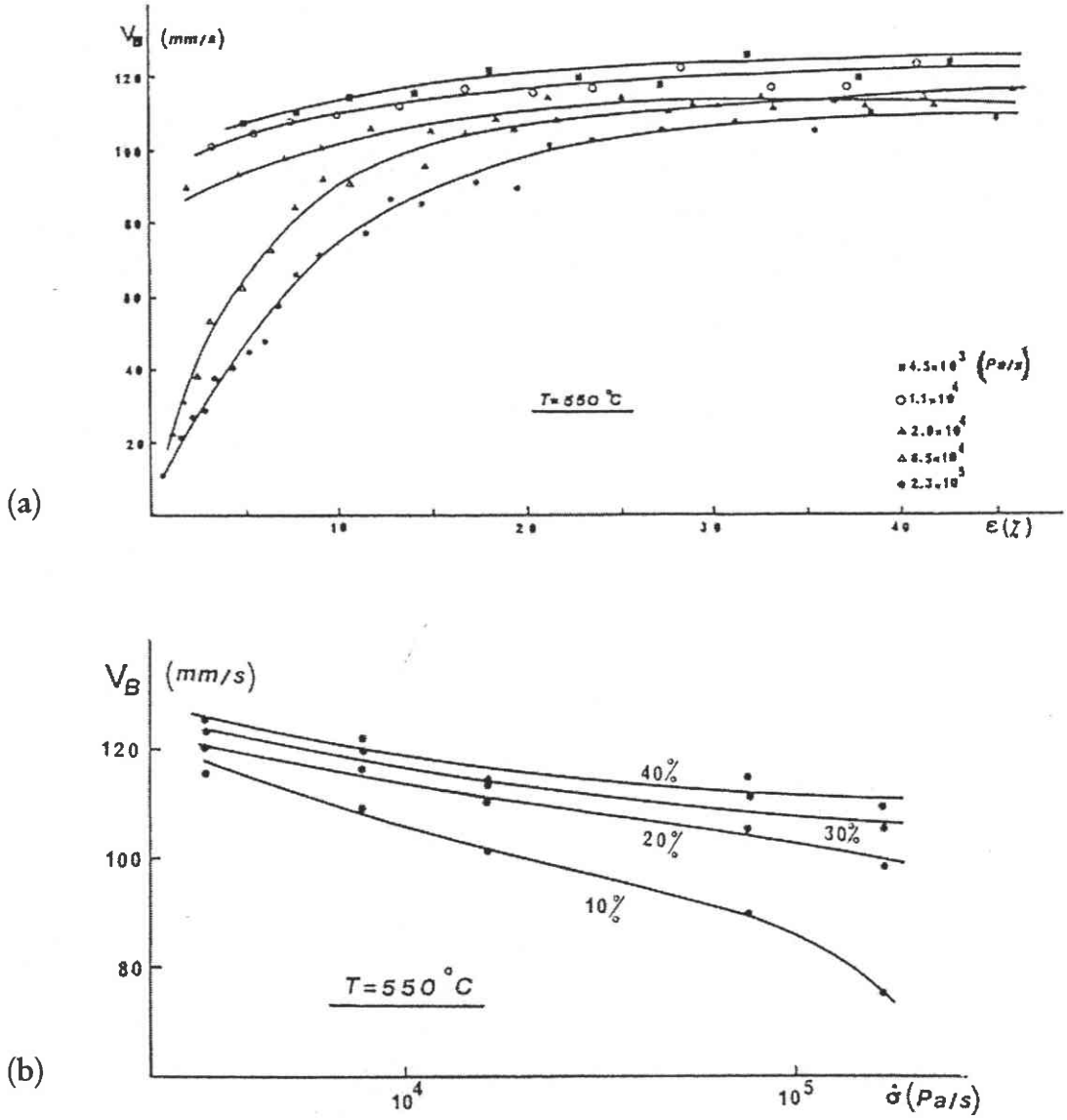


Figure I.19 :
Evolution de V_B en fonction :
(a) de ε pour $\dot{\sigma}$ et T fixées,
(b) de $\dot{\sigma}$ et ε fixées [7].

1.4.3.3. Vitesse de déformation contenue dans la bande $\dot{\varepsilon}_B$

Des expériences [7, 43, 44, 50] réalisées sur différents matériaux présentant l'effet PLC ont montré que $\dot{\varepsilon}_B$ augmentait avec la déformation et la température mais diminue lorsque la vitesse de chargement croît (figure I.20). Récemment, des études sur des alliages Al-Mg [46] sur machine dure ont montré que $\dot{\varepsilon}_B$ ne varie pratiquement pas avec la déformation.

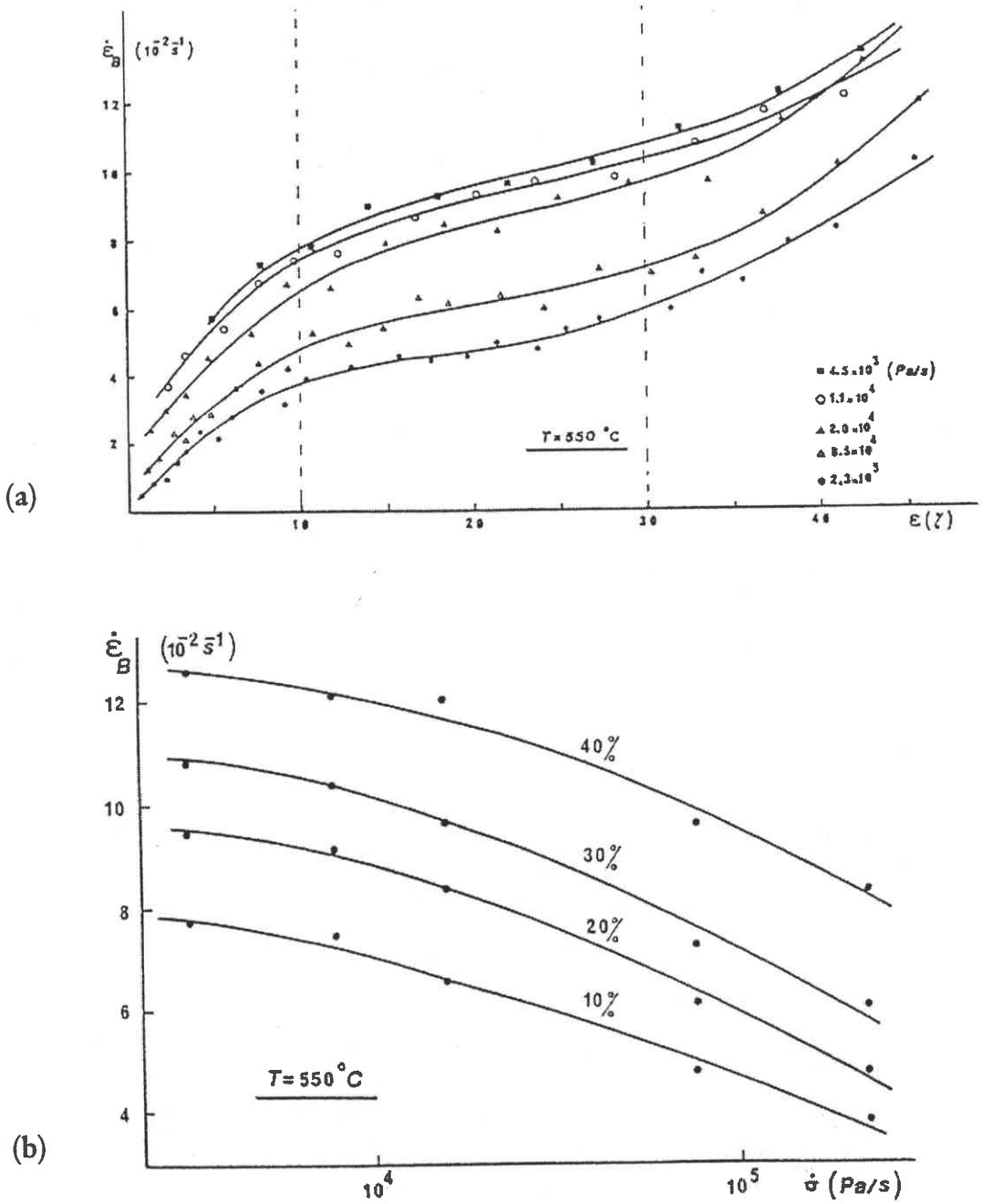


Figure 1.20 :
Evolution de $\dot{\varepsilon}_B$ en fonction :
(a) de ε pour T et $\dot{\sigma}$ fixées,
(b) de $\dot{\sigma}$ pour ε et T fixées.[7]

1.4.3.4. Déformation contenue dans la bande ε_B

La déformation liée au phénomène PLC étant hétérogène, elle se concentre dans une ou plusieurs bandes. En dehors de celles-ci, il se produit très peu de déformation. Différents auteurs [7, 43, 44, 45] ont noté que la déformation contenue dans la bande ε_B augmentait avec la déformation ε. Karimi [7] a, par ailleurs, justifié cette augmentation

par le fait que le nombre de dislocations désancrées lors du passage d'une bande croît. Nous pouvons ajouter à cela l'influence de la vitesse de chargement $\dot{\sigma}$ qui demeure très nette : ε_B croît lorsque $\dot{\sigma}$ diminue. D'autre paramètres influent sur ε_B, tels que le diamètre de grain mis en évidence par McCormick [44], qui provoque une augmentation de ε_B lorsqu'il croît ou encore la rigidité de la machine de traction qui tend, par son augmentation, à entraîner une diminution de ε_B (figure I.21).

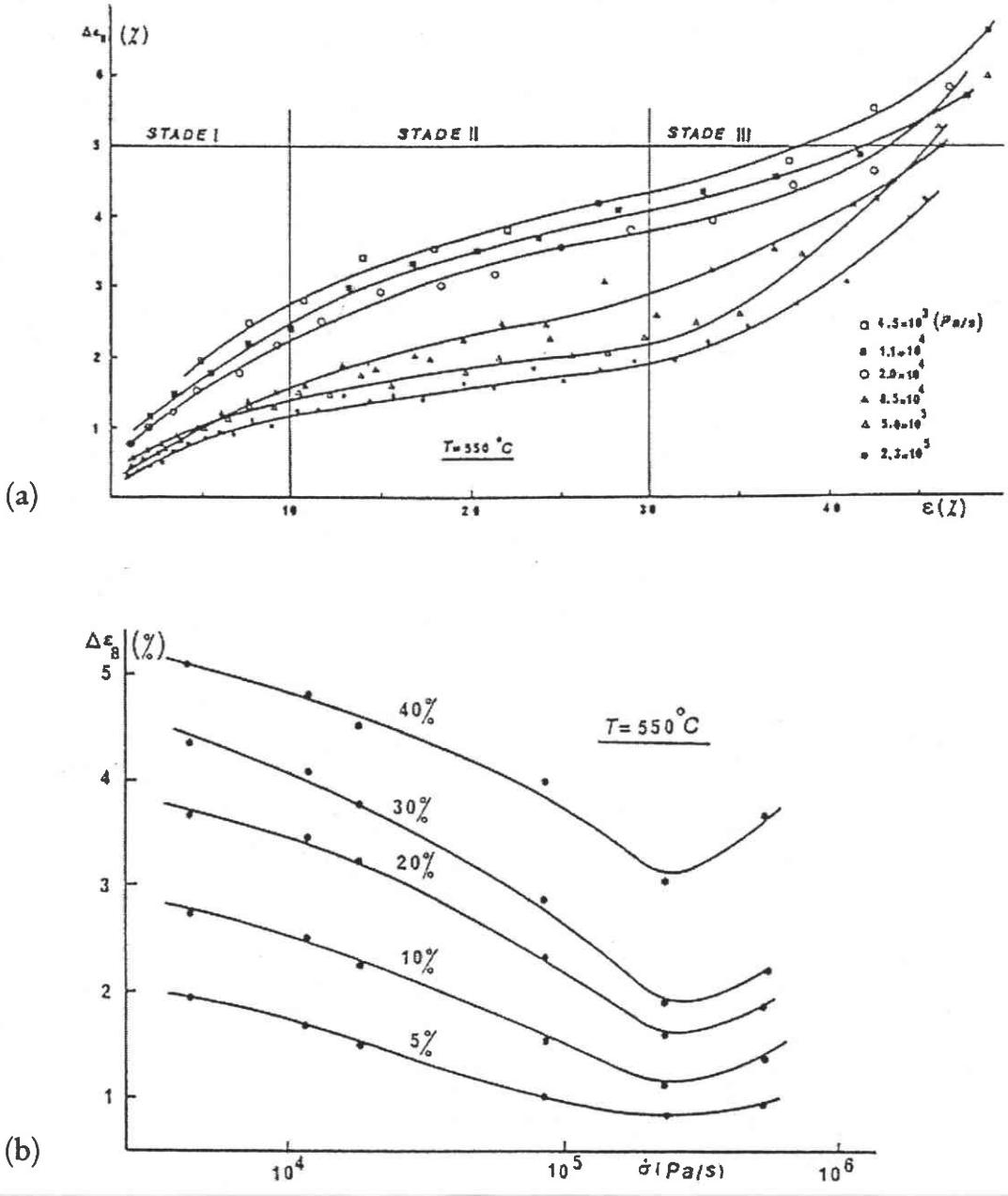


Figure I.21 :
Evolution de ε_B en fonction :
(a) de ε pour T et $\dot{\sigma}$ fixées,
(b) de $\dot{\sigma}$ pour T et ε fixées.[7]

1.4.4. INTERACTIONS ENTRE LA MICROSTRUCTURE ET L'EFFET PORTEVIN-LE CHATELIER

Comme nous avons pu le voir jusqu'à présent, la majorité des modèles ou des résultats expérimentaux ont été établis pour des alliages d'aluminium de la série 5000 (type Al-Mg) et très peu d'entre eux se sont réellement intéressés aux aspects microstructuraux qui entrent en jeu. En effet, les paramètres influant sur la microstructure tels que la taille des grains, la composition chimique de l'alliage ou encore son vieillissement peuvent entraîner des interactions importantes avec le phénomène PLC et ainsi modifier ses caractéristiques.

Certains auteurs, comme Caisso [72], ont examiné l'influence de la composition chimique de l'alliage et en particulier de sa teneur en magnésium. La concentration en magnésium a, en effet, un rôle très important sur l'apparition de l'effet PLC dans les alliages Al-Mg. En particulier, il a pu montrer que l'effet de la teneur en magnésium sur la déformation critique ε_c dépendait de la température. Une augmentation de la teneur en magnésium conduit à une diminution de ε_c dans le domaine de température où le comportement normal est observé. A l'opposé, l'effet PLC est retardé par une augmentation de la teneur en magnésium lorsque le comportement inverse apparaît. Matsuura [73] a d'ailleurs obtenu des résultats expérimentaux allant dans le sens de ceux de Caisso [72]. L'influence de la teneur en magnésium se remarque aussi directement par l'aspect général des décrochements obtenus sur la courbe de traction; dans le cas d'un alliage Al-4%Mg, les chutes de contrainte et la régularité des décrochements augmentent avec la teneur en magnésium (figure I.22) [44]. La fréquence des décrochements varie également avec la teneur en magnésium et l'épaisseur de l'éprouvette et décroît brusquement avec une augmentation de celle-ci (figure I.23) [77]. Cependant, le domaine d'apparition de l'écoulement en dents de scie se déplace vers des vitesses de déformation plus élevées lors d'une augmentation de la concentration en magnésium.

D'autres auteurs [52, 74] se sont penchés sur l'influence de la taille des grains d ou des grandeurs microstructurales telles que la distance interparticulaire d_p [76].

La déformation critique dépend aussi, en effet, de la taille des grains (figure I.24). L'effet PLC est alors retardé par l'augmentation de la taille des grains, présents dans un alliage Al-3.7%Mg lors d'un essai de traction réalisé à température et vitesse de déformation imposées. Toutefois, il semblerait que l'influence de la taille des grains sur ε_c soit modifiée lorsque le comportement inverse apparaît, c'est à dire pour des températures élevées. Les observations faites par Fujita [56] dans un alliage polycristallin ont montré qu'il existait une relation de type Hall-Petch entre la chute de contrainte et la taille des grains :

$$\Delta\sigma = A + \frac{B}{\sqrt{d}} \qquad \text{(I-85)}$$

On observe alors une augmentation de la chute de contrainte lorsque la taille des grains diminue.

L'effet de la distance interparticulaire est, quant à lui, indiqué sur la figure I.25 pour un alliage Al–Mg–Ni où les particules sont de la forme Al_3Ni avec des tailles variant de 1 à 5 µm [76]. La distance interparticulaire diminue lorsque la concentration en Ni augmente et semble avoir plus d'influence sur l'effet PLC que la taille de grains elle-même. On observe une décroissance de la déformation critique en fonction de la teneur en Ni pour une vitesse de déformation fixée si l'on se place dans le domaine du comportement normal (figure I.26). Les variations observées peuvent, bien entendu, être différentes si l'on se place cette fois dans un domaine de vitesses où le comportement inverse apparaît.

Les caractéristiques de l'effet PLC peuvent aussi être modifiées par le traitement thermique que subit l'alliage. La figure I.27 représente des courbes de traction issues d'essais réalisés sur des éprouvettes d'Al–8.6%Mg vieillies à 200°C après trempe [78]. Les décrochements sont de plus grande amplitude et moins fréquents lorsque le temps de revenu augmente toutefois, pour une durée de revenu de 16 jours, on observe une diminution de la chute de contrainte par rapport à celle obtenue aux temps de revenu inférieurs. Par ailleurs, des observations au microscope électronique à transmission ont permis de montrer la présence massive de précipités en forme de plaques dans le cas d'un revenu de 4 et 8 jours et de précipités en forme de tiges pour un vieillissement de 16 jours [73]. Ceci illustre clairement l'influence du type de précipités formés lors du revenu et donc de la microstructure sur l'effet PLC.

Quelques auteurs [67, 68, 69, 70, 71] se sont enfin penchés sur le cas d'alliages faisant intervenir d'autres éléments tels que le zinc et le cuivre. Pink [66] s'est intéressé à l'influence de la précipitation dans un alliage d'aluminium 7020 (Al–Zn–Mg) sur les diverses caractéristiques de l'effet PLC. Les phénomènes de précipitation qui entrent en jeu ici sont très complexes et font intervenir des mécanismes différents suivant la nature et les propriétés des précipités lors des interactions avec l'effet PLC. Les essais de traction ont été réalisés uniquement sur machine dure à différentes vitesses de déformation et pour différentes températures d'essais. En faisant varier la température et la durée du revenu, Pink modifie l'état microstructural du matériau qui laisse alors apparaître des précipités de différentes sortes et il peut donc examiner l'influence de la précipitation sur les caractéristiques de l'effet PLC telles que la chute de contrainte, la déformation critique et le type de décrochements. On retrouve, par exemple, la notion de comportement inverse et normal de la déformation critique lorsque l'on examine l'influence de la température d'essai (figure I.28).

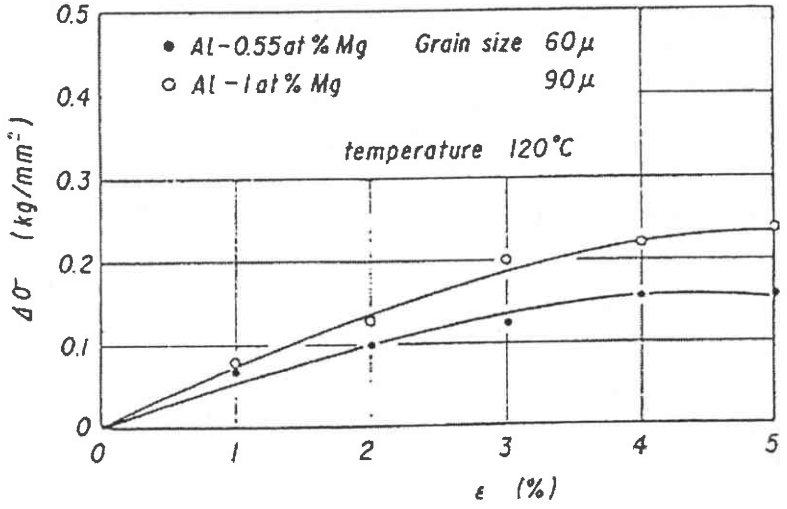


Figure I.23 :
Influence de la concentration en magnésium sur l'amplitude de la chute de contrainte dans un alliage Al-Mg et une vitesse 1.7×10^{-4} s^{-1}.[44]

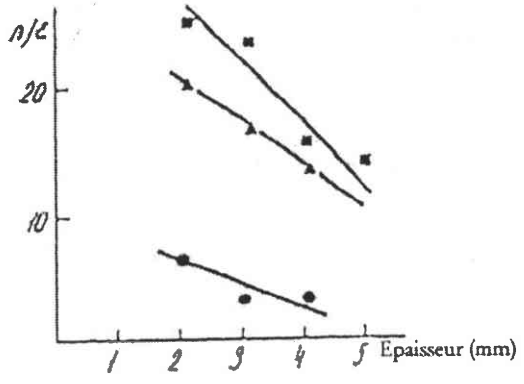


Figure I.24 :
Influence de la concentration en magnésium sur la fréquence des serrations pour différents alliages Al-Mg à la vitesse de déformation de 4.67×10^{-5} s^{-1}.[77]
(• Al-2%Mg, ▲ Al-3%Mg, ■ Al-5%Mg)

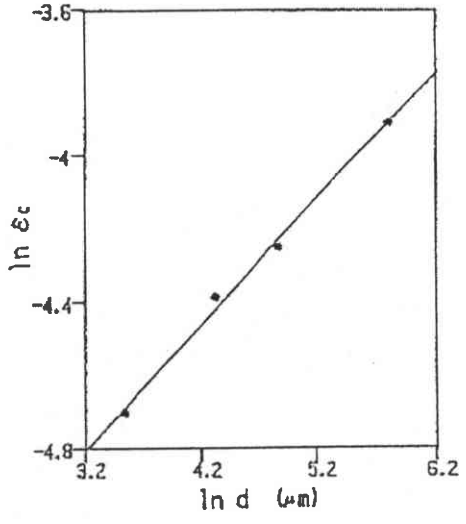


Figure I.25 :
Influence de la taille des grains sur la déformation critique pour un alliage Al-3.7%Mg et une vitesse de déformation 5.7×10^{-4} s^{-1}.[52]

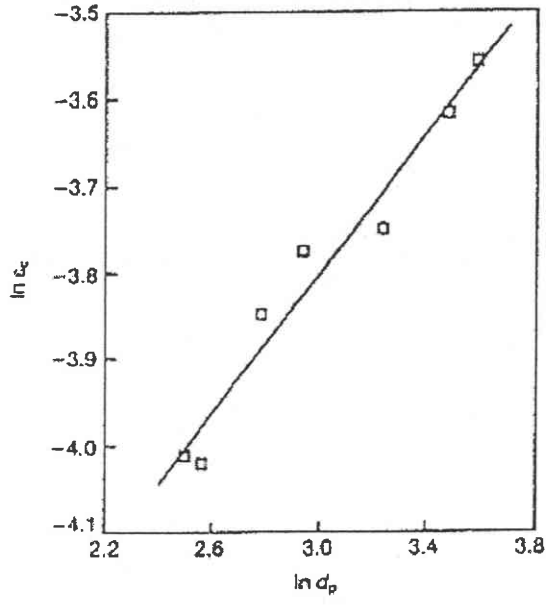


Figure I.26 :
Effet de la distance interparticulaire sur la déformation critique pour un alliage Al-Mg-Ni et une vitesse de déformation de 5.7×10^{-4} s^{-1} à T=248K.[76]

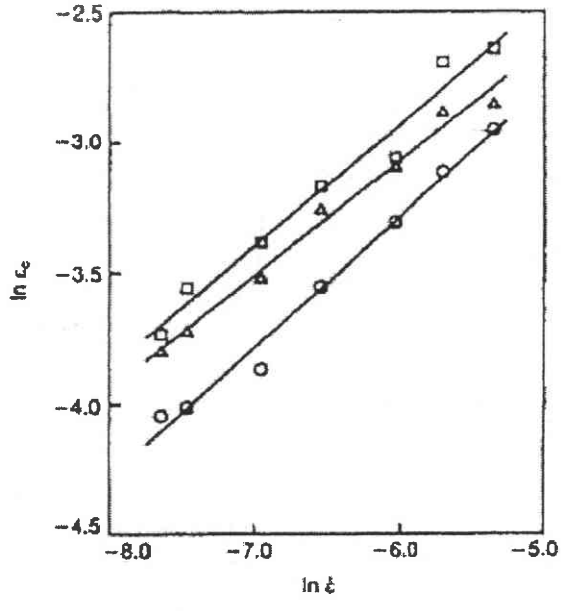


Figure I.27 :
Evolution de la déformation critique en fonction de la vitesse de déformation pour des alliages Al-Mg-Ni de différentes teneurs en Ni à T=248 K.[76]
(○ 5%Ni, △ 2%Ni, □ 0.5%Ni)

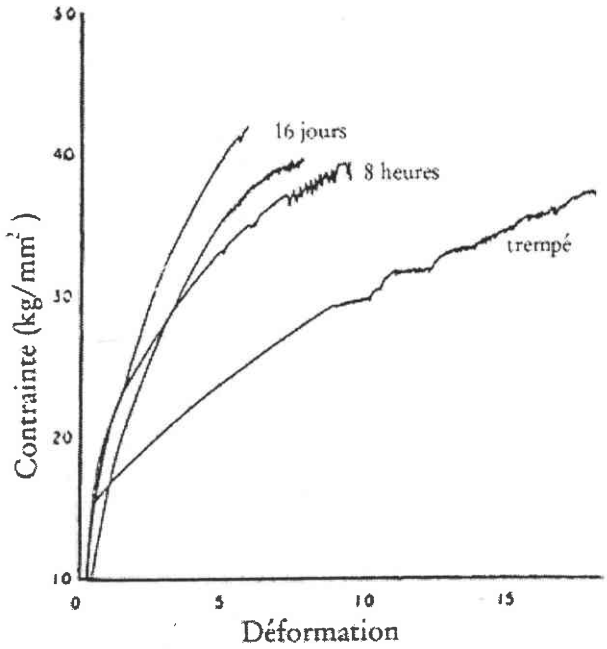


Figure I.28 :
Courbes de traction obtenues pour un Al-8.6%Mg vieilli à 200°C après trempe.[78]

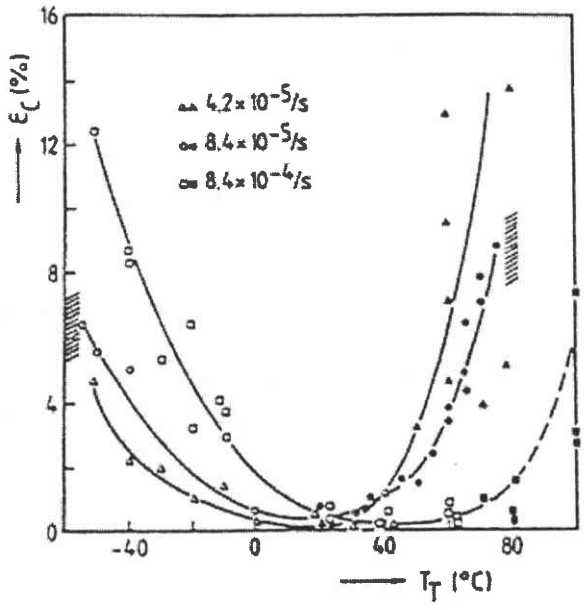


Figure I.29 :
Evolution de la déformation critique en fonction de la température d'essai pour l'alliage 7020 après trempe et à différentes vitesses de déformation.[66]

1.5. CONCLUSION

Nous avons tenté, dans cette première partie, de présenter la majorité des modèles théoriques existants dans la littérature, qu'ils soient microscopiques ou bien macroscopiques. De même, nous avons pu regrouper les différentes caractéristiques de l'effet PLC issues de résultats expérimentaux. Comme nous pouvons le remarquer, l'effet PLC demeure un phénomène très complexe; pour le moment aucun modèle théorique ne prédit clairement le comportement d'un alliage sujet à cet effet et il apparaît parfois quelques contradictions au niveau expérimental. Ces études expérimentales restent en réalité en nombre assez faible. En particulier, nous constatons un manque crucial d'essais à vitesse de contrainte imposée, la majorité des essais demeurent en fait à vitesse de déformation imposée où la propagation des bandes s'effectue de manière discontinue, ce qui ne permet donc pas d'aboutir aux caractéristiques des bandes telles que la vitesse des bandes, la largeur de bandes...

De plus, l'influence de la microstructure de l'alliage sur le phénomène PLC demeure mal connue; jusqu'à présent, quelques résultats sur la taille des grains et la composition chimique de l'alliage ont pu être obtenus mais encore une fois en machine dure. Très peu d'essais se sont intéressés à la précipitation et à son influence sur l'évolution de l'effet PLC bien que celle-ci joue un rôle très important. Aussi, dans la suite de cette étude qui demeure essentiellement expérimentale, nous allons nous intéresser à l'influence du vieillissement d'un alliage de la série 7000 (Al-Zn-Mg-Cu) sur l'initiation et le développement du phénomène PLC. En d'autres termes, nous allons examiner l'influence de quantités microscopiques sur des grandeurs macroscopiques caractéristiques de l'effet PLC.

CHAPITRE II

TECHNIQUES EXPERIMENTALES ET ALLIAGE D'ALUMINIUM 7475

Ce travail, essentiellement expérimental, repose sur un très grand nombre d'essais de traction uniaxiale. Aussi, nous avons tout d'abord détaillé dans ce chapitre l'ensemble des dispositifs expérimentaux utilisés (machines dure et molle) ainsi que la manière dont les essais ont été dépouillés pour extraire les caractéristiques principales de l'effet PLC. Nous avons ensuite présenté l'alliage d'aluminium 7475 et l'influence des différents éléments d'alliage sur la microstructure et le durcissement structural. Enfin, nous nous sommes attachés à la description du traitement thermique que vont subir les éprouvettes avant essai et des différents phénomènes microstructuraux intervenant lors du durcissement structural. En particulier, nous avons présenté en détail les transformations microstructurales (nature et taille des précipités en présence, degré de cohérence avec la matrice) auxquelles est sujet l'alliage afin de mettre en évidence les interactions entre la microstructure et les instabilités de déformation plastique PLC.

SOMMAIRE DU CHAPITRE II

Sommaire du Chapitre II 54

2.1. LES TECHNIQUES EXPERIMENTALES 54

2.1.1. TRACTION UNIAXIALE 55

2.1.1.1. Courbe de traction conventionnelle 55

2.1.1.2. Courbe de traction rationnelle 55

2.1.2. DISPOSITIFS EXPÉRIMENTAUX 56

2.1.2.1. Essai de traction et effet Portevin-Le Chatelier 58

2.1.2.2. Machine dure 60

2.1.2.3. Critique des essais sur machine dure 60

2.1.2.4. Machine souple 60

2.1.3. DÉPOUILLEMENT DES ESSAIS 61

2.1.3.1. Caractéristiques dépouillées sur machine dure 62

2.1.3.2. Caractéristiques dépouillées sur machine souple 62

2.1.4. EPROUVETTES ET TRAITEMENT THERMIQUE 63

2.2. L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 7475 64

2.2.1. APPLICATIONS INDUSTRIELLES DES ALLIAGES AL-ZN-MG-CU DE LA SERIE 7000 64

2.2.2. COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ALLIAGE 7475 64

2.2.3. INFLUENCE DES DIFFÉRENTS ÉLÉMENTS D'ALLIAGE 65

2.2.3.1. Le Zinc et le Magnésium 65

2.2.3.2. Le Cuivre 65

2.2.3.3. Le Chrome 66

2.2.3.4. Les éléments trace 66

2.3. LE DURCISSEMENT STRUCTURAL 67

2.3.1. INTRODUCTION 67

2.3.2. TRAITEMENT THERMIQUE ET EVOLUTION STRUCTURALE 67

2.3.2.1. La mise en solution solide 68

2.3.2.2. L'opération de trempe 68

2.3.2.3. Le durcissement structural 69

2.3.3. SÉQUENCES DE DECOMPOSITION DE LA SOLUTION SOLIDE DANS UN ALLIAGE AL-ZN-MG-CU 70

2.3.3.1. Les zones de Guinier-Preston 70

2.3.3.2. La phase η' 71

2.3.3.3. La phase η 72

2.3.3.4. La phase T 72

2.3.4. CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES 75

2.3.5. CONDUCTIVITÉ ÉLECTRIQUE 76

2.1. LES TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Afin d'étudier les différentes caractéristiques de l'effet PLC dans l'alliage d'aluminium 7475, nous nous sommes intéressés au comportement de ce matériau en traction. Ainsi, nous avons réalisé des essais de traction uniaxiale; ce type d'essai, couramment utilisé, consiste à appliquer à une éprouvette plate de section S constante un effort uniaxial F et ce, jusqu'à rupture.

2.1.1. TRACTION UNIAXIALE

2.1.1.1. Courbe de traction conventionnelle

La courbe de traction est dite conventionnelle lorsque l'on rapporte respectivement les mesures de force et d'allongement aux valeurs initiales de section S_0 et de longueur L_0 de l'éprouvette. Ainsi, la courbe de traction conventionnelle représente l'évolution de la contrainte $R = \frac{F}{S_0}$ en fonction du taux d'allongement $e = \frac{(L - L_0)}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0}$.

2.1.1.2. Courbe de traction rationnelle

La courbe rationnelle est une représentation de la courbe de traction avec en ordonnée la contrainte vraie, et en abscisse la déformation vraie. La contrainte vraie σ tient compte de la variation de section au cours de l'essai et est égale à la charge rapportée à la section instantanée :

$$\sigma = \frac{F}{S} \qquad \text{(II-1)}$$

En admettant que le volume de la partie calibrée de l'éprouvette reste constant au cours de la déformation (incompressibilité plastique du matériau), nous avons :

$$S_0 L_0 = S L = S(L_0 + \Delta L) \qquad \text{(II-2)}$$

$$S = \frac{S_0}{1 + \Delta L / L_0} = \frac{S_0}{1 + e} \qquad \text{(II-3)}$$

d'où finalement :

$$\sigma = \frac{F}{S_0}(1+e) = R(1+e) \qquad \text{(II-4)}$$

L'allongement relatif instantané est égal à $\frac{\Delta L}{L}$ et la déformation vraie ε est :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^{L} \frac{dL}{L} = Ln\left(\frac{L}{L_0}\right) = Ln\left(\frac{L_0 + \Delta L}{L_0}\right)$$

$$\varepsilon = Ln(1+e) \qquad \text{(II-5)}$$

2.1.2. DISPOSITIFS EXPERIMENTAUX

Les essais de traction, réalisés au cours de cette étude, ont été effectués sur machine dure puis sur machine molle. Cependant, ces essais furent établis à l'aide du même dispositif de traction. Il est constitué d'une machine de traction de marque ZWICK d'une capacité de 100 kN et d'un système d'acquisition de données, tous deux sont pilotés par un ordinateur équipé d'un processeur Intel 486DX2 cadencé à 66Mhz (figure II.1a).

La machine de traction comporte une cellule de force d'une capacité de 10 kN, fixée sur la traverse supérieure immobile, permettant de mesurer la force qui s'exerce sur l'éprouvette. La traverse inférieure, qui est quant à elle mobile, peut se déplacer à des vitesses allant de 0.02 $mm.min^{-1}$ à 400 $mm.min^{-1}$.

Le système d'acquisition des données utilise une carte I.E.E.E. qui permet l'enregistrement de l'allongement de l'extensomètre, du signal de force produit par la cellule de charge mais aussi du temps et du déplacement de la traverse. Il permet ainsi de suivre en temps réel l'évolution de l'essai. Les données saisies par l'utilisateur avant l'essai sont la forme et les dimensions de l'éprouvette, les paramètres d'acquisition et la précharge quand il y a lieu.

En ce qui concerne la rapidité d'acquisition des données à enregistrer, les choix des paramètres possibles portent sur la déformation, la contrainte et le temps; les paramètres choisis furent les suivants :

- les variations de contrainte $(\Delta\sigma = 0.3\,MPa)$,
- les variations de déformation $(\Delta\varepsilon = 0.01\,\%)$.

En d'autres termes, l'acquisition d'un point sur la courbe de traction se fait à chaque fois que la variation de contrainte ou de déformation dépasse l'une des valeurs choisies. Nous avons préférer effectuer une acquisition ne dépendant pas directement du temps

car dans le cas d'essais longs (essais aux faibles vitesses), cela pourrait conduire à des fichiers de résultats trop importants au niveau de la taille occupée en mémoire.

Les mesures sont effectuées à l'aide d'un extensomètre à lames fixé à l'éprouvette par des couteaux à l'aide d'épingles. L'écartement de ces couteaux est choisi égal à la longueur utile des éprouvettes (30.11 mm) afin d'éviter la création de nouveaux sites de concentration de contraintes sur la longueur utile de l'éprouvette. En effet, des études précédentes [25] ont permis de montrer que l'utilisation de deux extensomètres ne présentait pas un grand intérêt du point de vue des mesures; bien au contraire, les couteaux de l'extensomètre ne font que créer de nouveaux sites de concentration de contraintes sur la surface de l'éprouvette, ce qui favorise l'initiation d'une bande ou l'arrête puisque les bandes de déformation dues à l'effet Portevin-Le Chatelier s'initient toujours près d'une zone de concentration de contraintes.

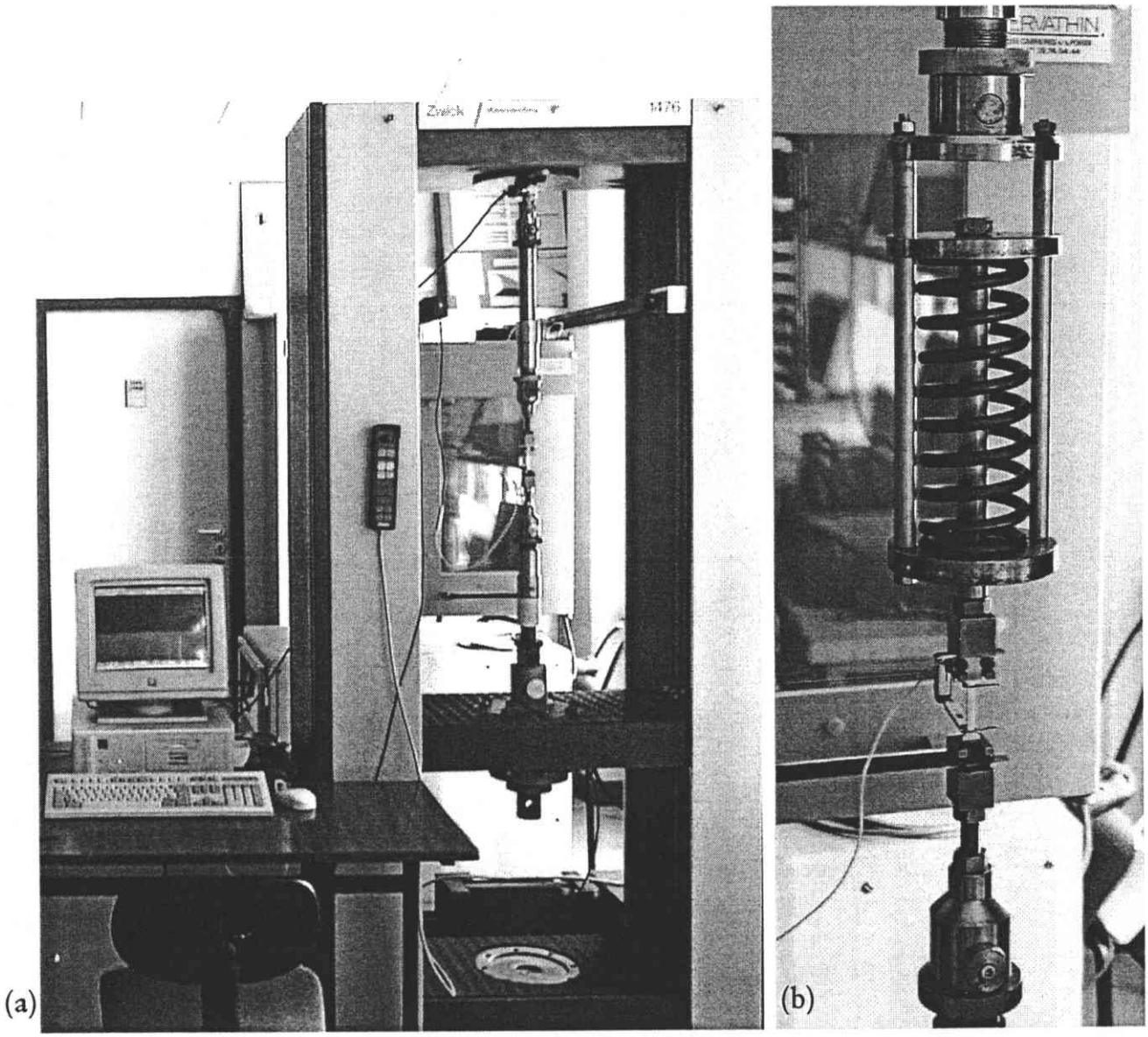


Figure II.1 :
Machine de traction type ZWICK (a) et assouplissement de la machine par ressort intercalé dans le montage (b).

Avant de procéder à un essai de traction, l'éprouvette va être fixée dans des mors en acier. Pour cela, elle est tout d'abord placée méticuleusement dans un étau qui va permettre d'assurer son alignement pendant son serrage dans les mors. L'ensemble éprouvette-mors est alors installé dans des étriers sur la machine de traction avant qu'une légère précharge ne soit effectuée dans le but d'éliminer tout jeu indésirable dans le montage. Enfin, des cales coniques sont mises en place entre les étriers et les mors pour que l'éprouvette ne bouge pas et garde surtout sa position lorsqu'une instabilité PLC se déclenche pendant l'essai (figure II.2).

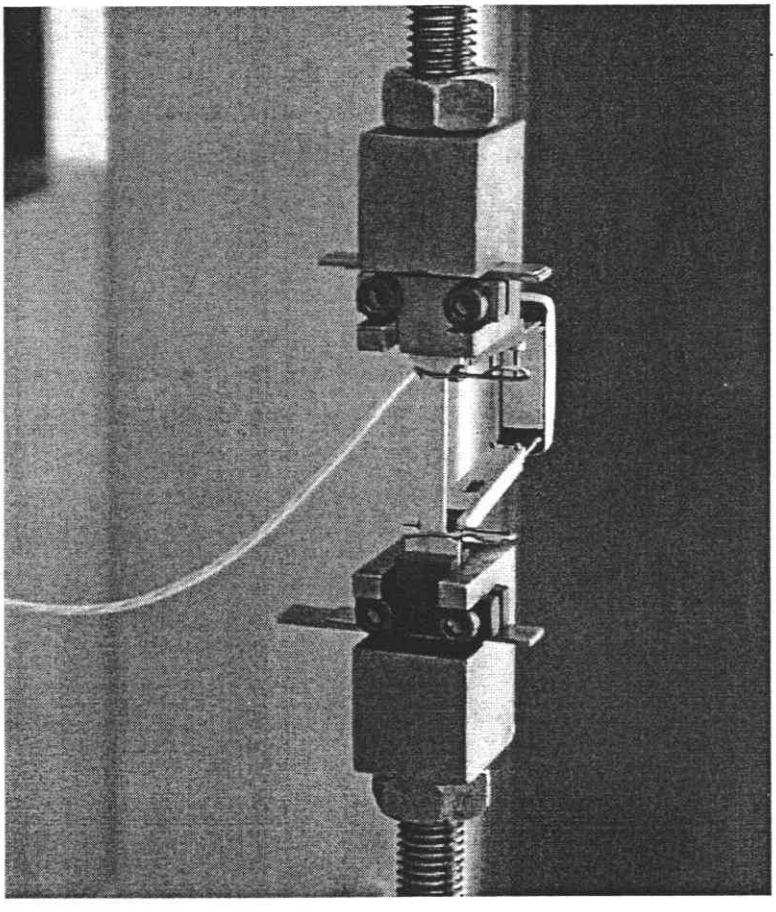


Figure II.2 :
Schéma de montage de l'éprouvette sur la machine de traction.

Lorsque l'on effectue un essai de traction, nous avons le choix entre piloter cet essai en contrainte ou encore en déformation. La méthode la plus simple consiste en fait à imposer une évolution linéaire de ε ou de σ avec le temps, c'est à dire une vitesse de déformation ou de contrainte imposée.

2.1.2.1. Essai de traction et effet Portevin-Le Chatelier

La contrainte varie généralement de façon monotone et la courbe de traction ainsi obtenue est alors régulière. Dans le cas des matériaux présentant l'effet PLC, la courbe de traction n'est cette fois plus régulière et son aspect dépend des différentes

caractéristiques de la machine utilisée et en particulier de la rigidité K de la machine. Celle-ci étant définie par la rigidité du bâti, des lignes d'amarrage et de la traverse mobile (figure II.3).

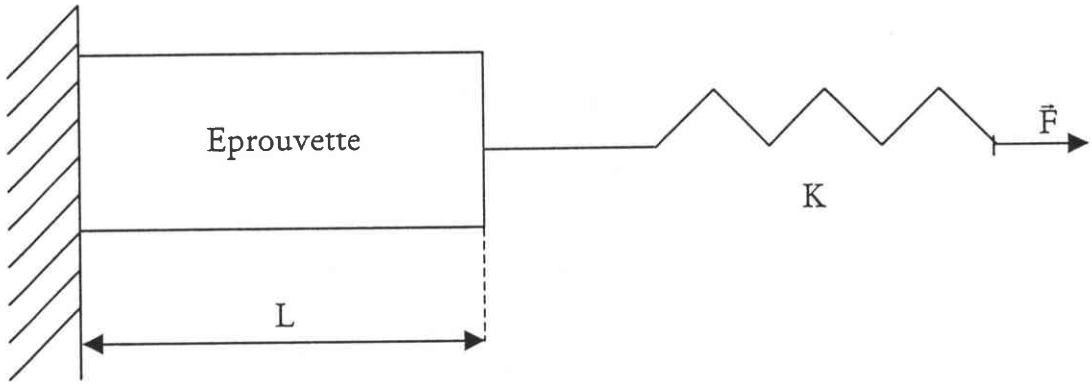


Figure II.3 :
Schéma d'une machine de traction avec éprouvette.

Lors du passage d'une bande de déformation plastique le long de l'éprouvette, qui va produire un écrouissage $d\varepsilon$ durant un intervalle de temps dt, la traverse se déplace d'une distance $V_T dt$ et l'éprouvette s'allonge d'une longueur $Ld\varepsilon$, V_T désignant la vitesse imposée de la traverse. La variation dF de la force de traction pendant cet intervalle de temps dt vaut alors :

$$dF = K\left(V_T\, dt - L\, d\varepsilon\right) \qquad \textbf{(II-6)}$$

ou encore :

$$\dot{F} = K\left(V_T - L\dot{\varepsilon}\right) \qquad \textbf{(II-7)}$$

Selon la rigidité de la machine, nous pouvons distinguer deux cas :

- K tendant vers une valeur infinie correspond à une machine dure idéale,
- K tendant vers une valeur nulle correspond à une machine dite souple.

Dans le cas d'un essai à vitesse de déformation imposée (machine dure), réalisé sur une éprouvette ne présentant pas l'effet PLC, la déformation est homogène et $\dot{F}$ est positif, ainsi, le terme $\left(V_T - L\dot{\varepsilon}\right)$ reste toujours positif.

Si l'on se place maintenant dans le cas d'un matériau sujet à l'effet PLC, le passage d'une bande va provoquer une augmentation brutale de $L\dot{\varepsilon}$ qui devient alors supérieur à V_T de sorte que $\dot{F}$ devient négatif, ce qui se traduit alors par un décrochement sur la courbe de traction.

2.1.2.2. Machine dure

Dans le cas de la machine dite dure, c'est la traverse de la machine de traction, qui en se déplaçant à une vitesse constante, va imposer une vitesse de déformation à l'éprouvette. L'éprouvette commence tout d'abord par se déformer élastiquement puis plastiquement. Lorsque le phénomène PLC se manifeste, l'éprouvette ne se déforme plus plastiquement pendant quelques instants et le déplacement de la traverse tend à imposer une déformation élastique de la machine et de l'éprouvette. L'énergie élastique ainsi stockée sera libérée au moment où la déformation plastique de l'éprouvette se produira : c'est la décharge au cours de laquelle l'éprouvette s'allonge beaucoup plus vite que ne l'impose le déplacement de la traverse, ce qui correspond à l'initiation et la propagation d'une bande PLC. Ensuite la contrainte augmente à nouveau (recharge) jusqu'à ce qu'elle atteigne la valeur nécessaire au déclenchement d'une nouvelle bande qui conduira ensuite à une nouvelle décharge. Le processus se reproduisant, la courbe de traction présente, en conséquence, toute une série de décrochements successifs qui peuvent prendre différentes formes (voir chapitre I).

Ces bandes se propagent très rapidement et apparaissent comme inclinées d'un angle variant de 55 à 60° [51] par rapport à l'axe de traction.
Les essais de traction réalisés sur l'alliage 7475 vont être entrepris pour des vitesses de déformation allant de 7.55×10^{-6} à 3.90×10^{-3} s^{-1}.

2.1.2.3. Critique des essais sur machine dure

L'effet PLC est fortement influencé par les caractéristiques de la machine dure. En effet, l'énergie élastique accumulée dans le bâti et la machine se libère rapidement au moment où la déformation plastique se produit. Par conséquent, la courbe de traction obtenue n'est pas caractéristique du seul comportement de l'éprouvette puisque les caractéristiques élastiques de la machine y sont elles aussi transcrites. De plus, la vitesse de déformation imposée à l'éprouvette n'est pas réellement constante en raison des sauts brutaux de la vitesse de déformation et des effets d'inertie du montage.

Toutefois, malgré ces inconvénients, les essais réalisés sur machine dure représentent la majeure partie des études expérimentales effectuées sur l'effet PLC.

2.1.2.4. Machine souple

Comme nous l'avons vu précédemment, il est aussi possible d'imposer la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ en utilisant une machine de traction qui possède cette fois une faible rigidité. On parle alors de machine souple ou molle. Plusieurs méthodes sont employées pour obtenir une machine douce où la vitesse de contrainte est quasiment constante. Il existe, bien entendu, des machines de traction qui permettent directement de contrôler la vitesse de chargement appliquée à l'éprouvette mais il s'agit le plus souvent de machines particulièrement coûteuses dont les performances peuvent être perturbées par le temps d'asservissement. Une première méthode consiste à charger l'échantillon à

l'aide de fluides ou encore de billes de faible diamètre qui seraient versés à débit constant. Cette méthode a déjà été employée par Cuddy et Leslie [104], Mac Reynolds [105] et Karimi [7] mais présentait un inconvénient majeur. En effet, des régimes transitoires parasites en contrainte, dus à l'inertie du bac contenant les billes, peuvent apparaître en fin d'instabilité.

Le moyen le plus simple, pour lequel nous avons opté ici, consiste en fait à intercaler un élément de faible rigidité (ressort ou soufflet) dans un montage de type machine dure (figure II.1b). La rigidité de la machine est alors fortement diminuée. Dans le cas présent et compte tenu des caractéristiques mécaniques de l'alliage 7475, le ressort que nous avons choisi possède une raideur de 20 $N.mm^{-1}$ et est monté en série avec l'éprouvette afin d'obtenir une vitesse de contrainte quasiment constante.

Les essais vont être réalisés pour des vitesses de contrainte variant de 2.48×10^{-1} à 3.13×10^{1} $MPa.s^{-1}$.

Le principal avantage de ce type de machine réside dans le fait que la propagation des bandes PLC s'effectue de manière continue alors que dans le cas d'une machine dure, celles-ci se propagent le plus souvent de manière discontinue.

2.1.3. DEPOUILLEMENT DES ESSAIS

Lors d'essais présentant le phénomène PLC effectués sur machine dure et sur machine molle, nous pouvons observer des décrochements ou des paliers sur la courbe de traction σ–ε à partir d'une certaine déformation d'incubation appelée déformation critique et notée ε_c (figure II.4).

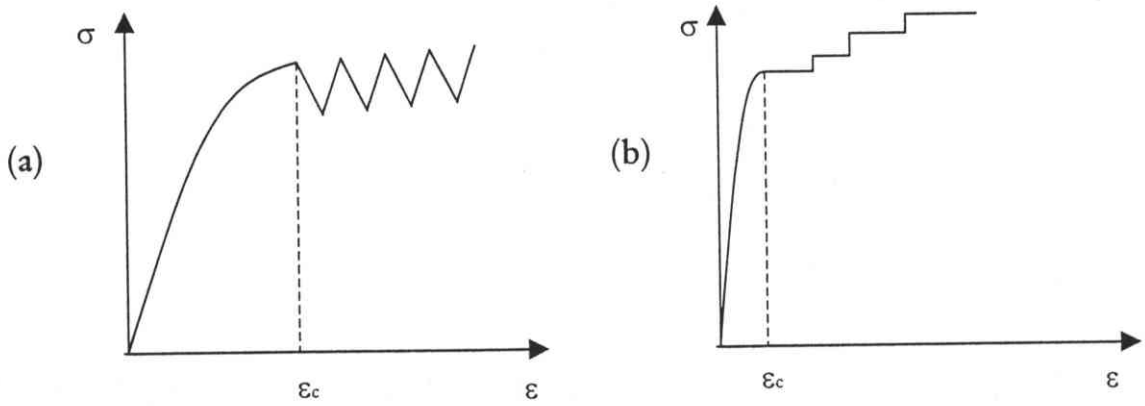


Figure II.4 :
Détermination de la déformation critique.
(a) machine dure,
(b) machine souple.

2.1.3.1. Caractéristiques dépouillées sur machine dure

Comme nous l'avons vu, les courbes de traction sur machine dure présentent des décrochements en dents de scie qui varient le plus souvent au cours de l'essai. Ces dents sont caractérisées par un décrochement correspondant à l'initiation d'une bande PLC et dont l'amplitude, appelée chute de contrainte, est notée $\Delta\sigma$ (figure II.5).

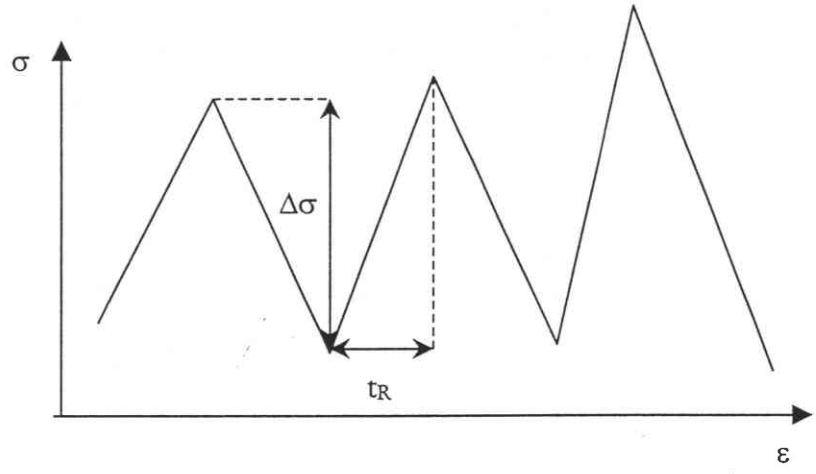


Figure II.5 :
Variation de la contrainte en fonction de la déformation lors du passage d'une bande PLC en machine dure.

Après chaque décrochement, la machine se recharge pendant une durée appelée temps de rechargement t_R et ce, jusqu'au décrochement suivant où une nouvelle bande se propagera. Enfin, les formes des décrochements vont, bien entendu, elles aussi évoluer au cours des essais et peuvent être classées parmi différents types (voir Chapitre I).

2.1.3.2. Caractéristiques dépouillées sur machine souple

Les courbes issues d'essais sur machine molle présentent, quant à elles, des paliers horizontaux. Chaque palier, correspondant à la propagation d'une bande PLC, est caractérisé par la déformation ε_B contenue dans la bande. La vitesse de déformation dans la bande $\dot{\varepsilon}_B$ est alors déterminée en calculant la pente de la courbe de la déformation $\varepsilon(t)$ par la méthode des moindres carrées (figure II.6). Nous pouvons aussi déterminer la vitesse de propagation V_B des bandes de la même manière en considérant cette fois la courbe de l'allongement $L(t)$. La largeur de bandes L_B est enfin déduite des valeurs de V_B à l'aide de la relation suivante :

$$L_B = V_B(t_2 - t_1) \qquad \text{(II-8)}$$

où les temps t_i sont représentés sur la figure II.6.

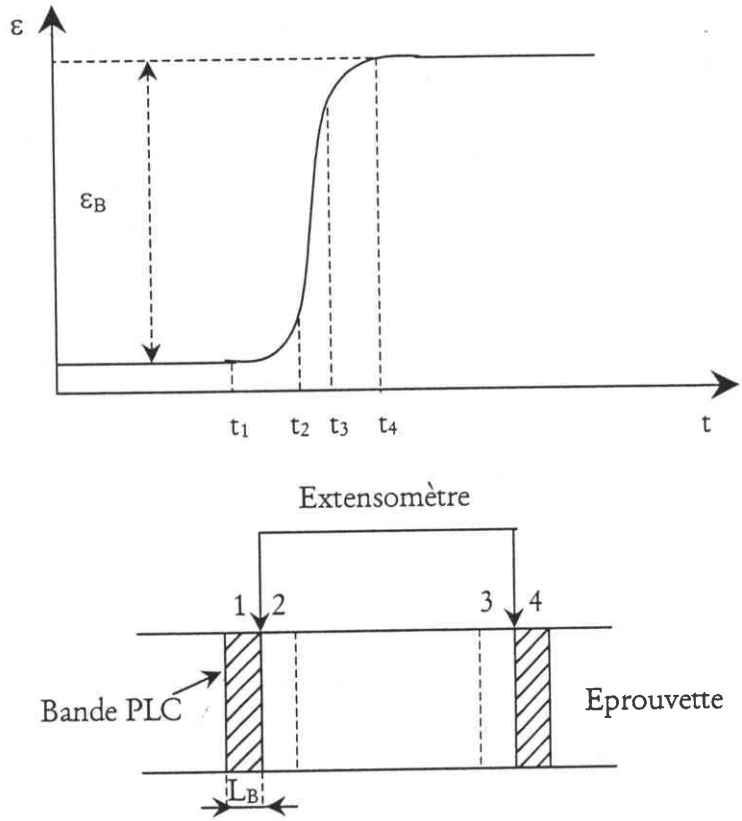


Figure II.6 :
Variation de la déformation en fonction du temps lors du passage d'une bande PLC et méthode de mesure de la largeur de bande L_B.

2.1.4. EPROUVETTES ET TRAITEMENT THERMIQUE

Le matériau sur lequel porte cette étude est l'alliage d'aluminium 7475 qui nous est fourni par le Centre de Recherche de Voreppe (CRV) de Péchiney à l'état brut de laminage sous forme de tôle d'épaisseur 1.3 mm et 1.5 mm. Les éprouvettes, de forme géométrique indiquée sur la figure II.7, ont une longueur utile de 30 mm et une largeur de 5 mm. Elles sont découpées, à l'aide d'un laser, dans le sens du laminage et vont ensuite être systématiquement polies afin de s'assurer d'un bon état de surface. Enfin, elles subissent un recuit d'une heure à 475°C dans un four tubulaire, suivi d'une trempe à l'eau fraîche et d'un revenu dans une étuve permettant d'atteindre des températures variant de 0 à 200°C pendant une période allant de 10 min à 24 h.

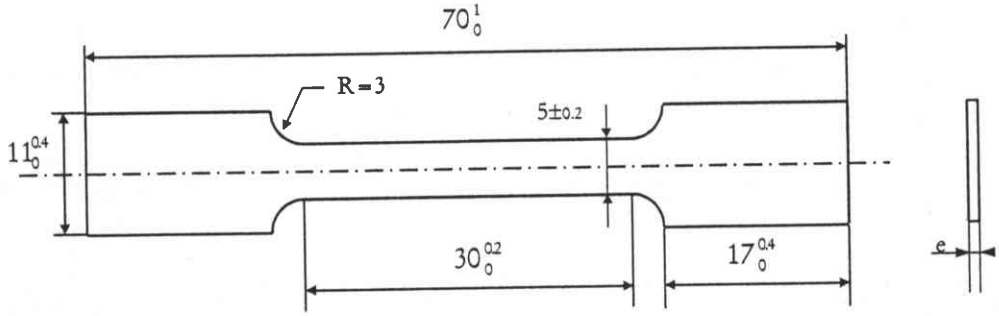


Figure II.7 :
Géométrie des éprouvettes de traction utilisées (dimensions en mm).

2.2. L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 7475

Il existe aujourd'hui de nombreux alliages d'aluminium dont les propriétés vont correspondre aux divers besoins de l'industrie : séries 1000 (Al), 2000 (Al-Cu), 3000 (Al-Mn), 4000 (Al-Si), 5000 (Al-Mg), 6000 (Al-Mg-Si), 7000 (Al-Zn) et 8000 (autres alliages d'aluminium dont les Al-Li). Les alliages aluminium-zinc de la série 7000, qui nous intéressent ici, comprennent différentes sous familles mais la principale est constituée par les alliages à durcissement structural du type Al-Zn-Mg-Cu.

2.2.1. APPLICATIONS INDUSTRIELLES DES ALLIAGES AL-ZN-MG-CU DE LA SERIE 7000

Ces alliages, du fait de leurs caractéristiques mécaniques relativement élevées obtenues après traitements thermiques, constituent par excellence les alliages dits à haute résistance. Toutefois, ces caractéristiques mécaniques élevées sont obtenues au détriment de la ténacité et de la résistance à la corrosion sous tension, mais celles-ci peuvent être améliorées en diminuant la teneur en impuretés et en utilisant un traitement thermique judicieux.

Ils présentent en réalité un excellent rapport résistance mécanique/poids. En effet, bien que légers, ces alliages possèdent après certains traitements thermiques une résistance mécanique proche de celle des aciers ordinaires, présentant ainsi un très bon compromis entre les caractéristiques mécaniques, la ténacité et la résistance à la corrosion. Par conséquent, ces alliages ont actuellement des applications importantes dans l'industrie aéronautique et, en particulier, dans les structures des avions (Airbus, Boeing,...).

L'alliage 7475, dérivé des alliages 7075 et 7175, peut être considéré comme étant, de tous les alliages d'aluminium à haute résistance actuellement industrialisés, celui qui présente la meilleure ténacité; si on le compare à l'alliage 7075, le facteur K_{IC} est augmenté de 75% et peut atteindre environ 40 $MPa.m^{1/2}$ [88].

2.2.2. COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ALLIAGE 7475

La composition chimique de l'alliage joue un rôle important sur la nature, la structure, la morphologie, la taille et la répartition des phases susceptibles d'apparaître dans la gamme de température étudiée. La plupart des éléments d'addition peuvent également influencer les cinétiques de précipitation dans des proportions considérables. Depuis plusieurs dizaines d'années, les alliages de la série 7000 ont fait l'objet de très

nombreuses études dans des gammes étendues de compositions. Néanmoins, l'influence et le comportement des différents éléments d'addition dans les mécanismes complexes de décomposition de la solution solide ne sont pas complètement élucidés. Le tableau II.1 précise la composition nominale qui caractérise l'alliage 7475 concernant notre étude.

Alliage	Zr(%)	Mn(%)	Ti(%)	Fe(%)	Cr(%)	Si(%)	Cu(%)	Mg(%)	Zn(%)
7475	0.004	0.01	0.02	0.08	0.21	0.40	1.49	2.08	5.81

Tableau II.1 :
Composition chimique en pourcentage massique de l'alliage 7475.

Comme nous pouvons le remarquer, les éléments d'alliage constituent à eux seuls environ 10% de la masse de celui-ci. Il est donc important de s'intéresser ici d'un peu plus près à l'influence respective de chaque élément d'addition.

2.2.3. INFLUENCE DES DIFFERENTS ELEMENTS D'ALLIAGE

2.2.3.1. Le Zinc et le Magnésium

L'examen des diagrammes d'équilibre du système ternaire Al-Zn-Mg montre que la nature et la composition des phases d'équilibre qui peuvent précipiter dépendent du rapport des concentrations en zinc et en magnésium [85]. Le durcissement après revenu, dû à la précipitation des phases métastables, est également lié au rapport Zn/Mg ainsi qu'à la teneur totale en éléments d'addition, il évolue d'ailleurs dans le même sens.

L'addition de petites quantités de zinc à l'alliage binaire Al-Mg ralentit la cinétique de durcissement mais augmente considérablement les caractéristiques mécaniques.

2.2.3.2. Le Cuivre

Destiné à améliorer la tenue des alliages en corrosion sous tension, le cuivre provoque une augmentation limitée du durcissement mais une accélération de la décomposition à basse température. Ces effets peuvent être dus à l'augmentation globale de la teneur en soluté ou à un effet spécifique du cuivre dans les mécanismes de la décomposition métastable de la solution solide. D'autres auteurs observent que l'addition de cet élément facilite la nucléation des phases métastables [86], et déplace leur domaine de stabilité vers de plus haute température.

Enfin, la faible solubilité du cuivre dans l'aluminium peut entraîner la diminution de la solubilité du zinc et du magnésium à haute température et, par suite, avoir une

incidence sur la cinétique de décomposition de la solution solide au cours du refroidissement lors de la trempe.

2.2.3.3. Le Chrome

Le chrome permet d'améliorer la ductilité des alliages à haute température et d'en éviter la recristallisation. Dans l'alliage 7475, la teneur pondérale est de 0.21%. Or la solubilité limite du chrome dans l'aluminium est de l'ordre de 0.15% à 500°C. Cette sursaturation se traduit par l'apparition d'une phase finement dispersée non dissoute dans les domaines de températures parcourus lors des traitements thermiques, dénommée E et de composition $Al_{18}Cr_2Mg_3$. Cette phase E possède une structure diamant (a=1.546 nm) et est partiellement cohérente avec la matrice. La répartition des particules de la phase E n'est pas homogène dans la matrice, elle est liée à la distribution dendritique primaire du chrome dans l'alliage coulé. Les particules de la phase E permettent d'ancrer les joints et d'éviter le grossissement des grains. Par contre, elles ont une influence très prononcée sur les cinétiques de décomposition de la solution solide pendant la trempe. Ils représentent des sites préférentiels de nucléation de la phase d'équilibre.

Le chrome demeurant en solution solide a une influence moins nette sur la recristallisation : il limiterait le déplacement des dislocations. Il est également susceptible de rendre la précipitation plus homogène mais il en modifie la cinétique.

2.2.3.4. Les éléments trace

L'effet des éléments traces principaux (Mn, Fe, Si, Ti) n'est pas clairement cerné **[84]**. Le fer et le silicium sont très peu solubles dans l'aluminium. Ces éléments peuvent former des phases intermétalliques grossières en fin de solidification susceptibles d'affecter les caractéristiques d'emploi des alliages mais leur rôle dans la cinétique de précipitation homogène de la phase durcissante semble limité compte tenu de leur faible concentration dans l'alliage. La taille de ces phases intermétalliques peut varier de 1 à 10 µm. Les phases principales susceptibles d'être rencontrées sont : Al_7FeCu_2 (tétragonale) S–Al_2CuMg (orthorombique) ou encore Mg_2Si (cubique à faces centrés).

A des teneurs plus élevées, les atomes d'impuretés peuvent jouer un rôle dans la nucléation des phases stables et métastables **[85]**.

2.3. LE DURCISSEMENT STRUCTURAL

2.3.1. INTRODUCTION

Lorsqu'ils sont maintenus à des températures inférieures à 250°C, après passage à haute température (450°C ou plus), certains alliages d'aluminium voient croître leur résistance mécanique. La découverte de ce phénomène de durcissement structural par vieillissement des alliages légers par Wilm [79] en 1906 devait conduire au développement du premier alliage industriel, le *Duralumin*, en 1916. Les alliages d'aluminium durcis par précipitation (encore appelés alliages à traitements thermiques ou alliages trempants) ont acquis, depuis cette date, une importance pratique considérable dans de nombreux domaines industriels grâce aux améliorations continuelles de leurs caractéristiques physiques et mécaniques spécifiques (rapportées à la densité) et grâce à leur aptitude à l'élaboration (par moulage ou par coulée continue), à la mise en forme à chaud ou à froid et à leur facilité de mise en œuvre (usinage, assemblage,...).

Du point de vue théorique, la première approche du mécanisme de vieillissement des alliages trempés a été proposée en 1919 par Merica [80] qui expliquait le durcissement par la précipitation d'une phase nouvelle à basse température à partir d'une solution solide sursaturée de composition adaptée. En 1938, Guinier [81] et Preston [82], sur la base de travaux menés indépendamment par diffraction des rayons X, ont présenté le premier modèle structural expliquant les premiers stades de la décomposition de la solution solide par la formation d'amas planaires d'atomes de même nature, désormais appelés zones de Guinier-Preston ou zones GP.

2.3.2. TRAITEMENT THERMIQUE ET EVOLUTION STRUCTURALE

L'aluminium est capable de former des solutions solides avec la plupart des métaux qui lui sont associés comme constituants d'alliage. La possibilité de traiter thermiquement un alliage est due à l'augmentation, avec la température, de la solubilité à l'état solide des éléments d'addition, ce qui permet d'obtenir une solution solide sursaturée. Le traitement thermique de durcissement structural comporte alors trois grandes étapes.

2.3.2.1. La mise en solution solide

Elle a pour but l'obtention d'une solution solide quasiment homogène dans laquelle les éléments d'addition sont uniformément répartis et dissous.

Dans un premier temps, l'alliage d'aluminium est porté à une température T_{ms} qui se situe au dessus de la température de solvus et en dessous de la température de fusion du premier eutectique de l'alliage pendant une durée suffisante afin d'atteindre l'équilibre thermodynamique et d'obtenir ainsi une mise en solution totale des atomes de soluté.

L'augmentation de la température de mise en solution permet de dissoudre une plus grande partie d'éléments d'addition, ce qui conduira à une précipitation plus importante des phases durcissantes, lors des traitements thermiques et donc à un durcissement maximal de l'alliage. De plus, cela permet d'augmenter la concentration de lacunes d'équilibre dans la matrice.

Dans le cas de notre alliage, cette température de mise en solution T_{ms} est de 475°C. Cette température, courante pour la mise en solution de tels alliages, permet la dissolution de l'ensemble des éléments d'addition principaux (Zn, Mg, Cu) sans modifier la répartition des particules de la phase E. Enfin, les risques de fusion locale d'eutectique sont ainsi évités.

2.3.2.2. L'opération de trempe

Si l'alliage est refroidi très lentement depuis la température T_{ms}, la solution solide tend à se décomposer sous forme de particules plus ou moins grossières du composé intermétallique stable : c'est la précipitation d'équilibre. Celle-ci va conduire à une structure proche de celle d'un état de recuit, qui est ici sans intérêt du point de vue du durcissement de l'alliage.

Le but du refroidissement par trempe est de figer la structure dans les meilleures conditions jusqu'au voisinage de la température ambiante. La solution solide ainsi obtenue est très éloignée des conditions d'équilibre thermodynamique et présente, de ce fait, un caractère d'instabilité qui est mis à profit pour assurer les caractéristiques mécaniques maximales de l'alliage après revenu.

L'opération de trempe consiste alors à refroidir l'alliage le plus rapidement possible, après mise en solution, pour empêcher la décomposition de la solution solide sous forme de précipités d'équilibre grossiers. La trempe permet en outre de piéger de très nombreuses lacunes stables à hautes températures. Immédiatement après la trempe jusqu'à la température ambiante, on obtient une solution solide sursaturée en soluté et en lacunes, et où les atomes de soluté sont positionnés de manière aléatoire aux nœuds du réseau cubique à faces centrées de l'aluminium et forment ainsi une solution solide de substitution.

2.3.2.3. Le durcissement structural

Après mise en solution et trempe, le durcissement par précipitation résulte alors de la décomposition de cette solution solide sursaturée en éléments d'alliages principaux. Au cours du maintien de l'alliage à température ambiante, la solution sursaturée est métastable. En effet, au cours de cette phase, appelée maturation ou encore vieillissement naturel, l'alliage durcit progressivement et spontanément et la solution solide se décompose pour donner naissance à la formation de petits amas sphériques d'atomes de soluté (les zones GP) en très grande densité (de l'ordre de 10^5 à $10^6/\mu m^3$) : c'est la préprécipitation. Ces amas d'atomes sont toujours situés aux nœuds du réseau de la matrice d'aluminium et son constitués de petites portions de plans cristallographiques du réseau d'aluminium enrichis en atomes de soluté. Industriellement, on considère la maturation effective après deux ou trois mois.

Puis, un chauffage ultérieur à température modérée (100 à 200°C), va encore accentuer la décomposition de la solution solide par la dissolution des zones GP préalablement formées (réversion) et par la précipitation de particules très nombreuses (de l'ordre de 10^{16} à $10^{17}/cm^3$) et de taille très fines (taille moyenne comprise entre 2 et 50 nm) qui durcissent encore l'alliage jusqu'à son maximum de résistance mécanique. Ces précipités sont des composés intermétalliques métastables, qui possèdent désormais un réseau cristallin et une composition propres.

Enfin, pour des températures de revenu élevées (supérieure à 170°C), nous allons assister à une précipitation du composé intermétallique d'équilibre dans la matrice appauvrie au maximum en soluté.

Le durcissement d'un alliage lors de sa maturation ou du revenu est dû à l'interaction des dislocations avec les zones GP et les phases précipitées, en ce sens que la présence de ces particules précipitées tend à bloquer le mouvement des dislocations, rendant ainsi plus difficile la propagation de la déformation et augmentant, par conséquent, la résistance mécanique de l'alliage. Les facteurs qui conditionnent ces mécanismes d'interaction sont multiples, mais nous pouvons considérer que les principaux sont la répartition, les dimensions et la densité des précipités et leur relation structurale avec la matrice : cohérents, semi-cohérents ou incohérents. Dans un alliage donnant lieu à la précipitation, le pouvoir durcissant des particules cohérentes est bien supérieur à celui des particules incohérentes de même taille et de même distribution.

2.3.3. SEQUENCES DE DECOMPOSITION DE LA SOLUTION SOLIDE DANS UN ALLIAGE AL-ZN-MG-CU

L'étude de la séquence de décomposition de la solution solide est rendue très complexe par l'absence d'une précipitation strictement séquentielle et par l'existence d'une coprécipitation de plusieurs types de phases métastables (η', η, T) dont certaines peuvent présenter des morphologies, des relations d'orientation et des écarts à la cohérence de la matrice différents (figure II.8) :

$$\begin{matrix}\text{solution solide}\\ \text{sursaturée}\\ \text{initiale } \alpha\end{matrix} \rightarrow \begin{matrix}\text{zones de}\\ \text{Guinier-Preston}\end{matrix} \rightarrow \eta' \rightarrow \begin{cases}\eta_1 - Mg(Zn,Al,Cu)_2\\ \eta_2 - Mg(Zn,Al,Cu)_2 \rightarrow T - Mg_{32}(Al,Zn)_{49}\\ \eta_4 - Mg(Zn,Al,Cu)_2\end{cases}$$

Figure II.8 :
Séquence de décomposition de la solution solide issue d'un alliage Al-Zn-Mg-Cu.

2.3.3.1. Les zones de Guinier-Preston

Entre la température ambiante et 120°C, il se forme des zones GP difficilement décelables au microscope électronique. Ces zones GP sont sphériques de structure cubique à faces centrées et sont cohérentes avec la matrice d'aluminium. De nombreux travaux leur ont été consacrés dans le cas des alliages ternaires Al-Zn-Mg. Elles sont constituées d'atomes de zinc et de magnésium [91]. Leur composition est cependant mal connue et dépend fortement du rapport des concentrations Zn/Mg. L'addition du cuivre en facilite la nucléation. Enfin, la fraction volumique des zones GP dépend essentiellement de la teneur en zinc dans les alliages d'aluminium de la série 7000.

Après trempe, lors d'un maintien à température ambiante, le diamètre des zones GP augmente de façon continue; toutefois, les premiers instants sont encore mal définis [91]. Des études réalisées au CRV par diffusion centrale des rayons X sur l'alliage 7475 ont d'ailleurs permis de connaître l'évolution de la taille de zones GP après trempe en fonction du temps de vieillissement à l'ambiante (figure II.9). Les nuclei sont formés d'atomes de zinc mais leur croissance est contrôlée par la migration des atomes de magnésium [94]. Les lacunes influencent également cette cinétique par des liaisons lacunes-atomes de soluté [85]. Les zones GP se constituent par mouvement lacunaire et vont s'ordonner en couches alternées d'atomes de magnésium et de zinc ordonnées suivant les plans $\{100\}_{Al}$ [91]. La cinétique rapide de formation des zones GP dans ce type d'alliage s'explique par la présence de lacunes en sursaturation obtenues après mise en solution et trempe rapide. Dans les alliages Al-Zn-Mg-Cu, la température de solvus des zones GP est d'environ 80°C.

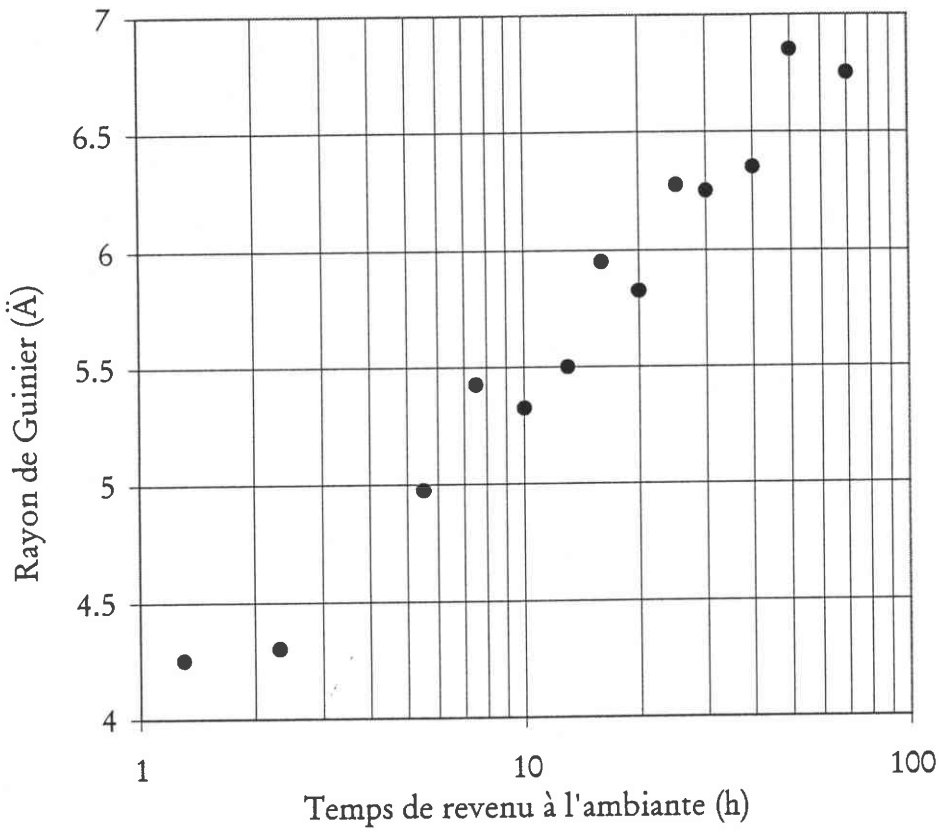


Figure II.9 :
Evolution du rayon des zones GP à température ambiante en fonction du temps de revenu pour un alliage 7475.[CRV, Péchiney]

2.3.3.2. La phase η'

La phase η', de composition possible $Mg_4Zn_{11}Al$, a une structure hexagonale (a=0.496 nm et c=1.403 nm) [92]. Elle est partiellement cohérente avec la matrice et précipite de manière homogène (figure II.12), elle se présente sous la forme de petites plaquettes de 2 nm d'épaisseur environ, parallèle aux plans $\{111\}_{Al}$. Elle est responsable de l'essentiel du durcissement maximal et se présente avec une densité de l'ordre de 10^3 à $10^4/\mu m^3$. Le précipité de transition η' apparaît entre 80°C et 180°C [95].

La transformation des zones GP en phase semi-cohérente, ou plus exactement les conditions de formation de la phase η', ont été très discutées. Dans les années soixante, deux modèles fondés sur des considérations cinétiques et thermodynamiques ont été proposés pour expliquer la nucléation des précipités dans les alliages Al-Zn-Mg.

Lorimer et Nicholson [97] ont avancé l'hypothèse que la phase η' résulte de la croissance et de la transformation des zones GP ayant atteint une taille critique lors d'un maintien à une température inférieure à T_{GP}. T_{GP} désignant la température maximale au dessus de laquelle les zones ne peuvent plus se former.

Le modèle de Jacobs et Pashley [98] aboutit à des conclusions similaires : les sites de nucléation de la phase η' proviennent d'une prédécomposition à basse température

donnant des zones GP mais également des clusters dont la structure est celle de η'. De plus, selon ces auteurs, la température critique d'apparition des zones GP dépendrait de la sursaturation de la matrice.

Depuis, nous pouvons remarquer que différentes hypothèses ont été émises pour préciser les mécanismes de précipitation de la phase η'. Nous pouvons citer :

- la nucléation hétérogène des précipités sur les zones GP,
- la formation de η' sur des sursaturations locales de la matrice [99],
- la nucléation sur des amas riches en lacunes et en atomes de soluté et formés au voisinage de la température ambiante indépendamment des zones GP [100, 101, 102].

2.3.3.3. La phase η

Au delà de 130°C, la phase η' perd sa cohérence et se transforme en phase η. La phase η possède une structure hexagonale, les paramètres du réseau sont compris entre 0.515 et 0.522 nm pour a et 0.848 et 0.858 nm pour c [87]. Sa composition probable est de type $Mg(Zn, Al, Cu)_2$. Elle peut dissoudre jusqu'à 3% d'aluminium [84]. Au delà de 300°C, la phase η commence à se dissoudre dans la matrice. Les dispersoïdes E sont des sites préférentiels de nucléation de la phase η (figure II.13).

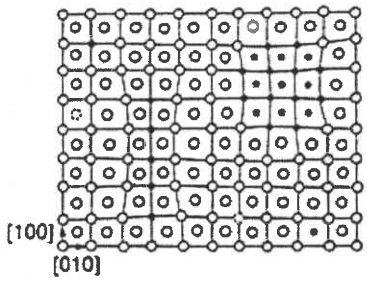
L'interface avec la matrice est incohérente mais les précipités de phase η peuvent exister avec des épitaxies différentes avec la matrice (tableau II.2 et figure II.11). Les morphologies associées aux épitaxies les plus courantes [83, 89, 90] sont respectivement des particules équiaxes ou petites plaquettes pour η_2, des plaquettes parallèles aux plans $\{111\}_{Al}$ pour η_1 et enfin des lattes dirigées suivant les directions $<110>_{Al}$ pour η_4. L'apparition préférentielle de ces épitaxies est liée, par la morphologie de la précipitation, à la température et au mode de formation de la phase η. En effet, aux hautes températures, la phase η précipite de façon hétérogène sous forme d'aiguilles selon la direction $<110>_{Al}$ du réseau d'aluminium [96]. A plus basse température (T > 80°C), il y a précipitation homogène de plaquettes rectangulaires de phase η sur les plans {100} du réseau d'aluminium. On peut par exemple observer une multi-précipitation sur la figure II.14. L'indexation d'un diagramme de diffraction d'axe de zone {111} permet de mettre en évidence la présence des phases η_1, η_2 et η_4.

2.3.3.4. La phase T

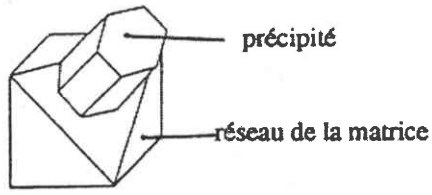
La phase T possède, quant à elle, une structure cubique centrée (avec a compris entre 1.416 et 1.471 nm) et existe sous la forme de polyèdres équiaxes (cuboïdes) en épitaxie avec les plans $\{100\}_{Al}$. Elle présente une interface incohérente avec la matrice d'aluminium. Elle n'est susceptible d'apparaître qu'à des températures supérieures à 200°C [83] contrairement à la phase η déjà présente lors de revenus effectués à plus basse température.

Précipitation	Morphologie	Dimension (nm)	Epitaxie
GP	Sphériques	/	Plan // $\{100\}_{Al}$
η'	Plaquettes	e ≈2 ϕ ≈3 à 10	$(0\,0\,1)_{\eta'}$ // $(1\,1\,1)_{Al}$ $[1\,0\,0]_{\eta'}$ // $[1\bar{1}0]_{Al}$
η_1	Plaquettes ou Globules	e ≈2 à 5 ϕ ≈10 à 15	$(0\,0\,1)_{\eta}$ // $(1\,1\,0)_{Al}$ $[1\,0\,0]_{\eta}$ // $[0\,0\,1]_{Al}$
η_2	Plaquettes	e≈2 à 5 ϕ ≈10 à 15	$(0\,0\,1)_{\eta}$ // $(1\,1\,1)_{Al}$ $[1\,0\,0]_{\eta}$ // $[1\bar{1}0]_{Al}$
η_4	Plaquettes ou Bâtonnets	e ≈10 l ≈10 à 20	$(0\,0\,1)_{\eta}$ // $(1\,1\,0)_{Al}$ $[1\,0\,0]_{\eta}$ // $[\bar{1}12]_{Al}$
T	Cuboïdes		$(1\,0\,0)_{T}$ // $(1\,1\,1)_{Al}$ $[0\,1\,0]_{T}$ // $[1\bar{1}0]_{Al}$

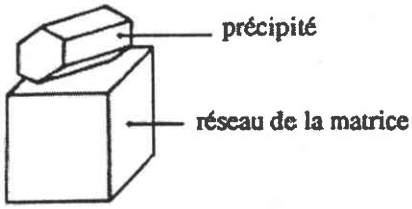
Tableau II.2 :
Morphologies, dimensions et épitaxies des différentes phases obtenues lors des traitements thermiques de durcissement
(ϕ : diamètre, l : longueur et e : épaisseur).



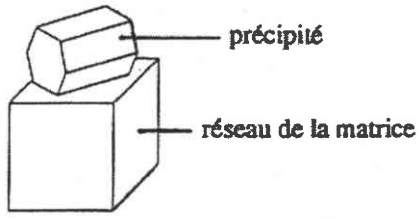
zones de Guinier-Preston



phases η et η' hexagonale (orientation η_2)



phase η hexagonale (orientation η_1)



phase η hexagonale (orientation η_4)

Schéma II.11 :
Schémas des différentes orientations entre les précipités et la matrice d'aluminium.[107]

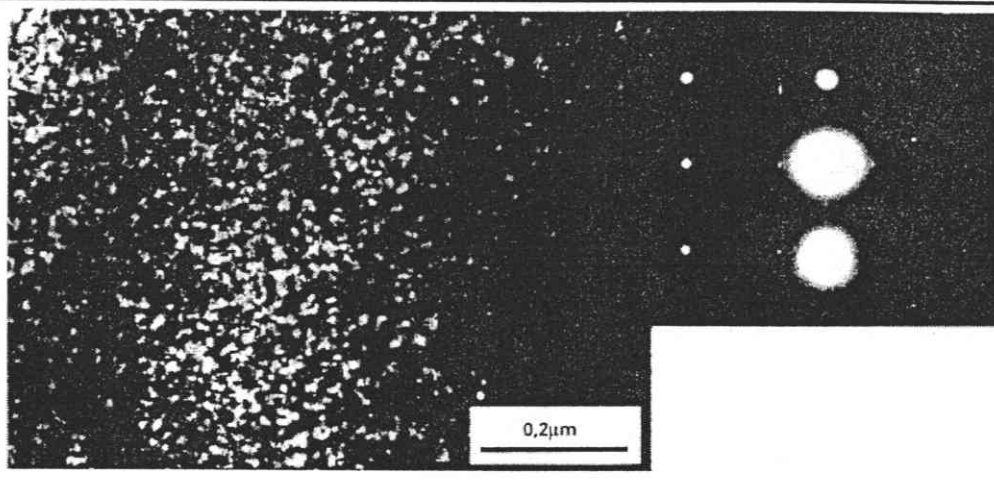


Figure II.12 :
Phase métastable η' dans un alliage Al-6%Zn-2.2%Mg-2.4%Cu (état T651).[107]

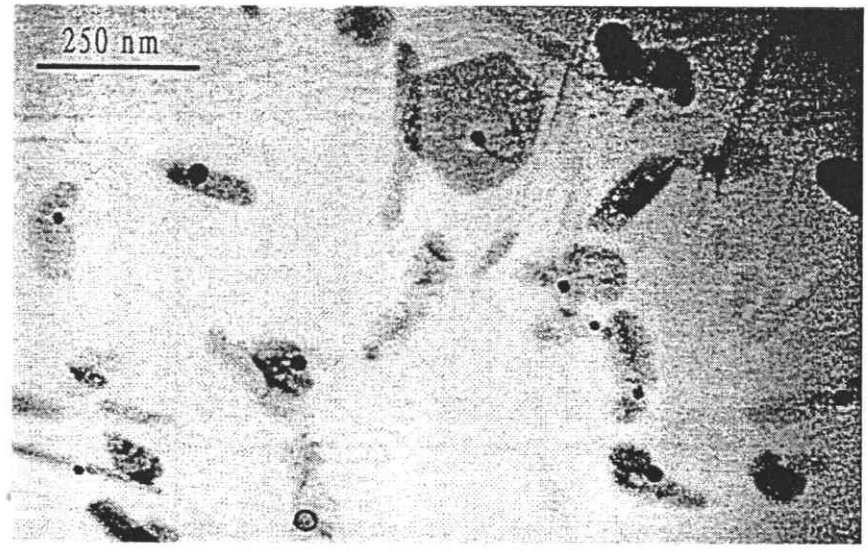
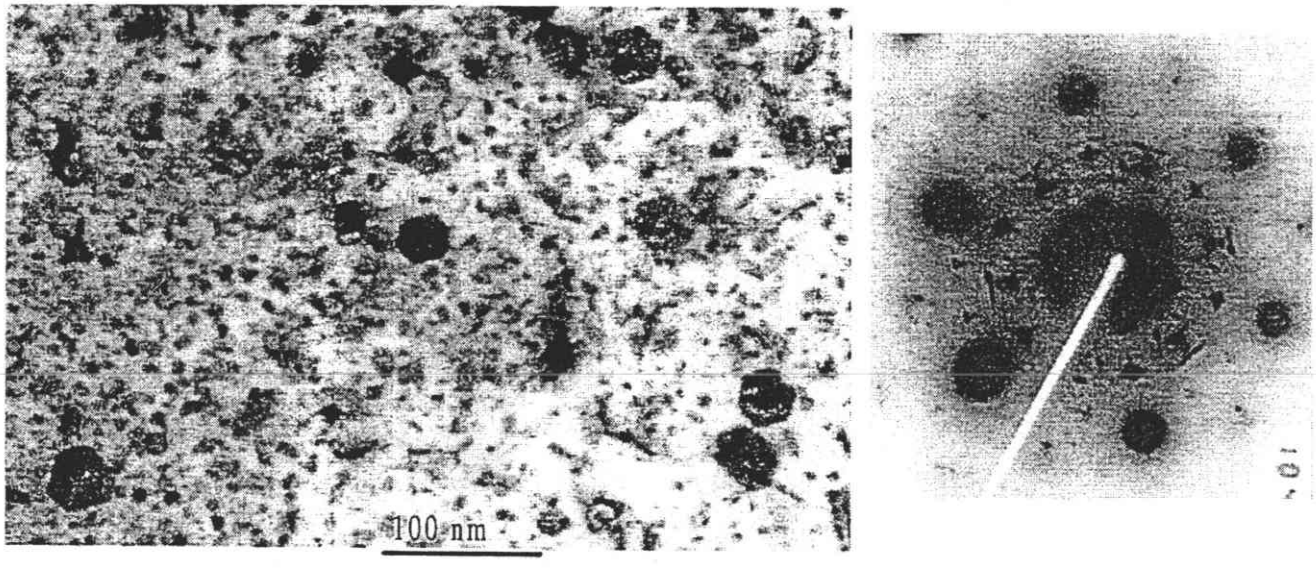


Figure II.13 :
Nucléation hétérogène des précipités η sur les dispersoïdes E dans un alliage Al-6%Zn-2.2%Mg-1.6%Cu (état T6-100).[106]



FigureII.14 :
Précipités durcissants dans un alliage Al-6%Zn-2.2%Mg-1.6%Cu (état T7651).[106]

2.3.4. CARACTERISTIQUES MECANIQUES

Les caractéristiques mécaniques atteintes par l'alliage 7475 après le traitement de revenu dépendent de son évolution structurale et donc de la température et de la durée de revenu.

L'apparition de phases métastables provoque un durcissement de l'alliage dont l'ampleur est liée étroitement à la nature, à la taille et à la fraction volumique précipitée ainsi qu'au degré de cohérence de ces phases avec la matrice. A l'échelle du réseau cristallin, ce durcissement est dû à des mécanismes bien connus de cisaillement de précipités cohérents finement dispersés dans une matrice déformée. Lorsque la taille des précipités augmente ou lorsque la cohérence disparaît, ceux-ci constituent des obstacles la plupart du temps impossibles à franchir par les dislocations en raison de leur structure très différente de celle du réseau de la matrice, le déplacement des dislocations se fait plus librement (mécanisme de contournement d'Orowan), ce qui se traduit par un adoucissement prononcé. Ainsi, les précipités cohérents avec la matrice provoquent un durcissement plus important que les précipités incohérents.

A l'ambiante, où seules les zones GP se forment et assurent un durcissement progressif de l'alliage, on assiste à une augmentation de la dureté Vickers avec le temps de vieillissement au fur et à mesure que ces zones GP s'accroissent en nombre et en taille (figure II.15).

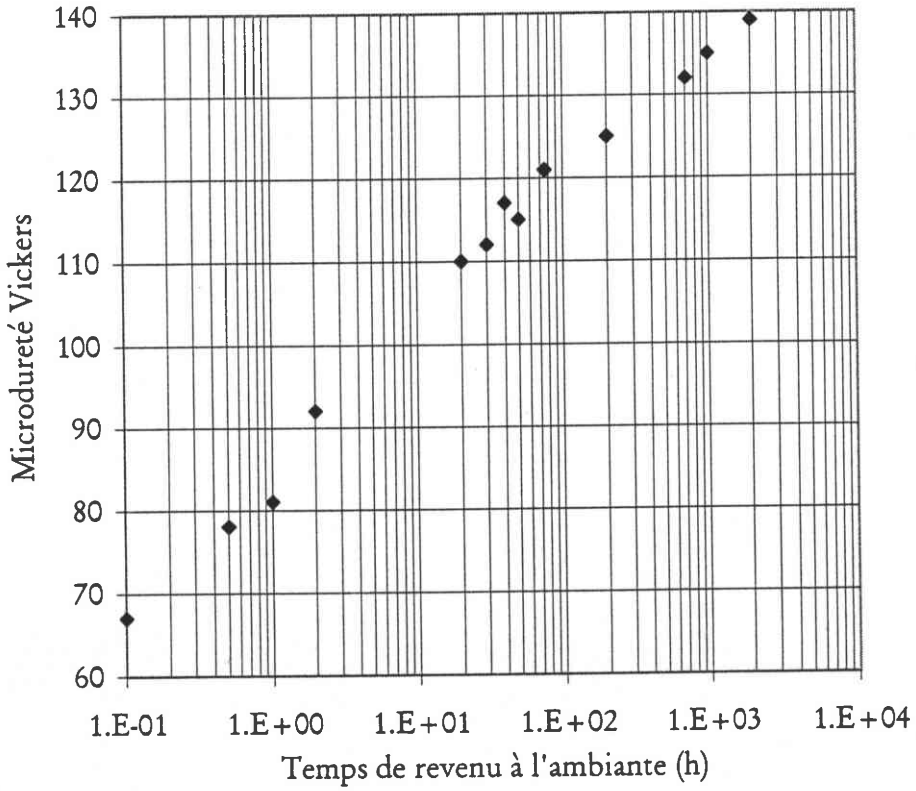


Figure II.15 :
Effet de la durée d'un revenu à l'ambiante sur la dureté Vickers.[CRV, Péchiney]

2.3.5. CONDUCTIVITE ELECTRIQUE

La conductivité électrique d'un métal est due au déplacement des électrons à l'intérieur de celui-ci. Les lacunes et les intersticiels constituent des obstacles aux mouvements des électrons et accroissent donc de ce fait la résistivité de l'échantillon. La conductivité électrique et, inversement, la résistivité électrique sont régies par l'état d'avancement de la décomposition de la solution solide. La concentration en soluté exerce un effet supérieur d'un ordre de grandeur à celui de la fraction volumique de précipités sur ces propriétés de transport.

Dans le cas de notre alliage d'aluminium 7475, des mesures de résistivité ont été effectuées lors de son vieillissement à l'ambiante, il s'avère que la résistivité électrique relative augmente d'abord rapidement (sur une période d'autant plus courte que la température de revenu est élevée) puis continue de croître plus faiblement en fonction de la durée de maturation sous l'effet de la formation des zones GP (figure II.16), probablement par diffusion des électrons par les amas d'atomes formés. La mesure de la résistivité électrique relative constitue en fait un moyen d'examiner l'évolution de la taille des zones GP. En effet, l'allure de la figure II.16 ne va pas sans rappeler celle observée sur la figure II.9 traduisant l'évolution de la taille des zones GP avec la durée de maturation.

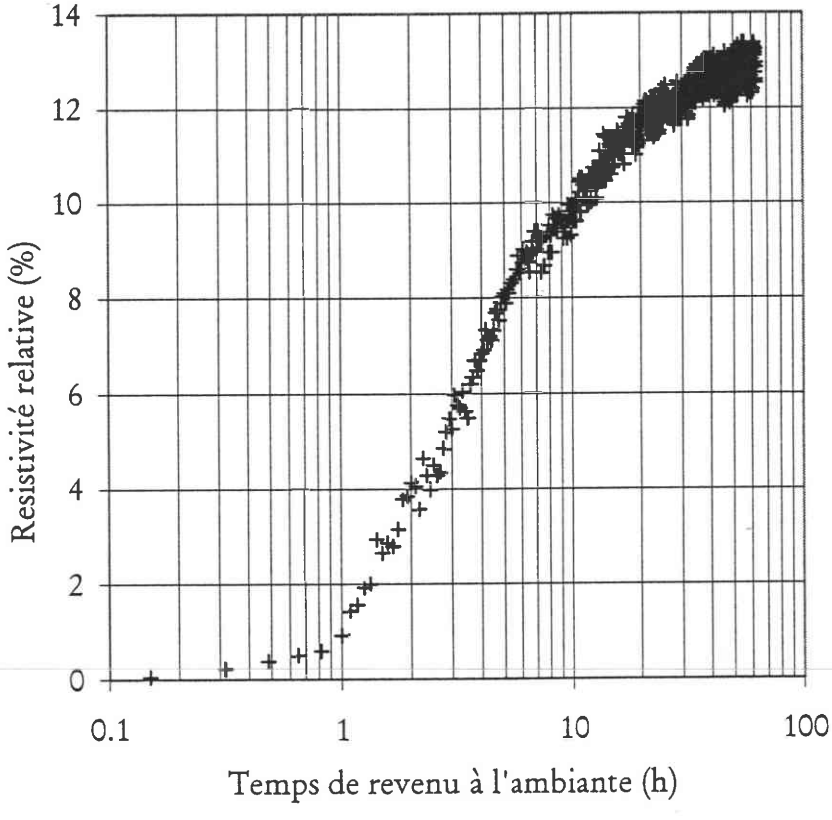


Figure II.16 :
Résistivité électrique relative $(\rho-\rho_0)/\rho_0$ de l'alliage 7475 en fonction de la durée de maturation à l'ambiante après trempe à l'eau.

CHAPITRE III

RESULTATS EXPERIMENTAUX SUR MACHINE DURE

Le phénomène PLC a fait l'objet de nombreuses études sur le plan théorique (voir Chapitre I) mais les travaux expérimentaux demeurent encore largement insuffisants. Aussi, afin de combler ces lacunes, nous avons entrepris une première campagne d'essais sur machine dure qui contribuera à améliorer la compréhension de ce phénomène. Même si les études sur machine dure, réalisées à vitesse de déformation imposée, représentent la proportion la plus importante des essais effectués jusqu'à présent, très peu d'entre elles se sont intéressées à la précipitation structurale et à son influence sur l'évolution de l'effet PLC bien que celle-ci joue un rôle très important. Aussi, au cours de ce chapitre, nous allons étudier l'influence des paramètres liés aux essais (déformation et vitesse de déformation) sur les caractéristiques de l'effet PLC mesurables en machine dure telles que l'aspect des décrochements, la déformation critique, l'amplitude des chutes de contrainte et le temps de rechargement. De plus, nous nous attacherons à examiner l'influence des paramètres de revenu (température et durée du revenu) afin de préciser les interactions qui peuvent exister entre les phénomènes de précipitation et l'effet PLC.

SOMMAIRE DU CHAPITRE III

Sommaire du Chapitre III 78

3.1. COURBES DE TRACTION 79

3.1.1. INFLUENCE DE L'ÉTAT DE SURFACE 80

3.1.2. COURBES DE TRACTION OBTENUES APRÈS MATURATION À L'AMBIANTE 81

3.1.3. INFLUENCE DES CONDITIONS DE REVENU SUR LES COURBES DE TRACTION 84

3.1.3.1. Courbes de traction à $\dot{\varepsilon}_{min} = 1.09x10^{-3}\ s^{-1}$ 84

3.1.3.2. Courbes de traction à $\dot{\varepsilon}_1 = 3.89x10^{-4}\ s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon}_2 = 2.12x10^{-3}\ s^{-1}$ 86

3.1.4. DOMAINE D'EXISTENCE DE L'EFFET PLC EN FONCTION DES CONDITIONS DE REVENU 89

3.2. INFLUENCE DES PARAMÈTRES DE REVENU SUR LA LIMITE D'ÉLASTICITÉ 91

3.3. DÉFORMATION CRITIQUE 94

3.3.1. EFFET DE LA VITESSE DE DÉFORMATION APRÈS MATURATION À L'AMBIANTE 94

3.3.2. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE REVENU 95

3.4. CHUTE DE CONTRAINTE ET TEMPS DE RECHARGEMENT 98

3.4.1. CHUTE DE CONTRAINTE 98

3.4.1.1. Influence de la déformation 98

3.4.1.2. Influence de la vitesse de déformation 100

3.4.1.3. Influence du temps de revenu 103

3.4.1.4. Influence de la température de revenu 103

3.4.2. TEMPS DE RECHARGEMENT 104

3.4.2.1. Influence de la déformation 105

3.4.2.2. Influence de la vitesse de déformation 105

3.4.2.3. Influence du temps de revenu 108

3.4.2.4. Influence de la température de revenu 108

3.4.3. PENTES DE DÉCHARGEMENT ET DE RECHARGEMENT 108

3.5. TAUX D'ECROUISSAGE 110

3.6. CHANGEMENTS DE VITESSE 110

3.6.1. ESSAIS AVEC CHANGEMENTS DE VITESSE 112

3.6.2. SENSIBILITÉ À LA VITESSE DE DÉFORMATION 114

3.7. CONCLUSION 116

3.1. COURBES DE TRACTION

Comme nous l'avons vu précédemment, les éprouvettes en alliage 7475 subissent tout d'abord un recuit d'une heure à 475°C suivi d'une trempe à l'eau (T_{eau} =20°C). Ensuite, un revenu leur est appliqué pendant une période t_{ageing} allant de 10 min à 24 h pour des températures T_{ageing} variant de 0 à 200°C. Enfin, les essais sont tous réalisés sur la machine de traction dure (voir Chapitre II) à température ambiante, c'est-à-dire à 20°C jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

Les essais de traction vont être entrepris pour des vitesses de déformation allant de 7.55×10^{-6} à 3.90×10^{-3} s^{-1}. La vitesse la plus basse correspondant en fait à la plus faible vitesse de traverse de la machine de traction.

Si les éprouvettes ne sont pas traitées thermiquement, elles ne présentent alors pas de phénomène PLC comme l'indique la figure III.1 et ce, quelque soit la vitesse de déformation employée. Par ailleurs, l'allongement à rupture demeure relativement faible et reste inférieur à 3%.

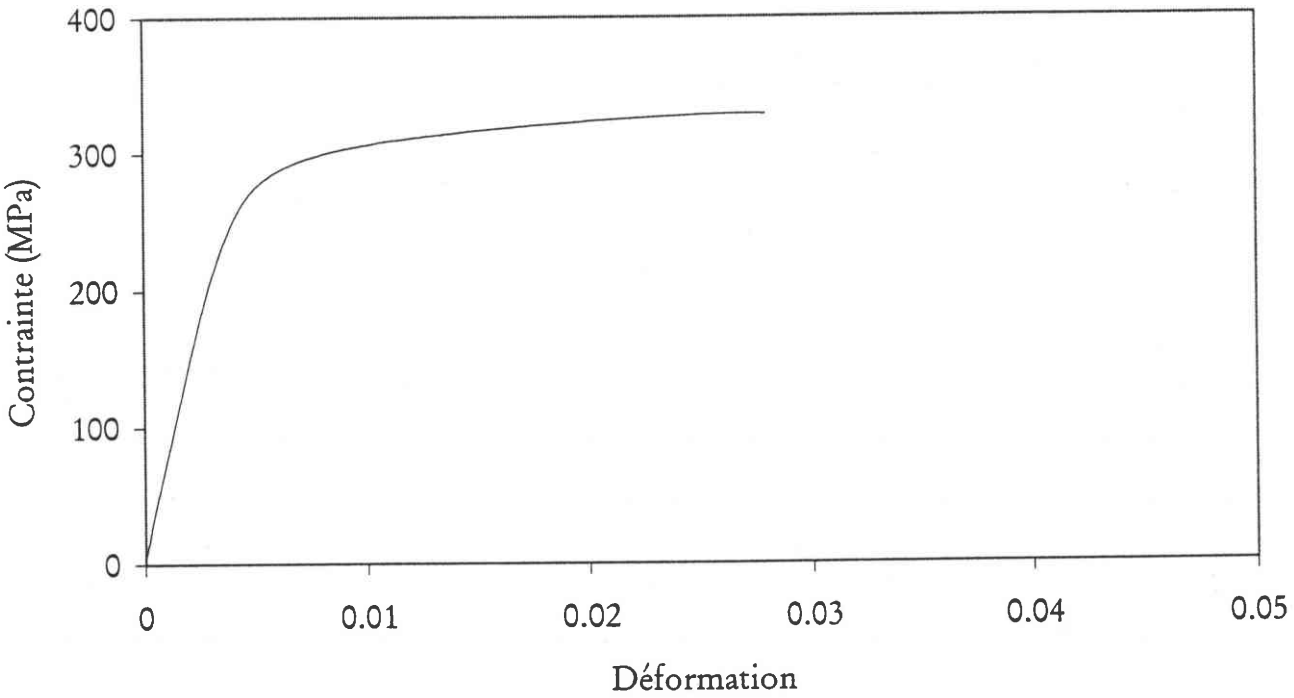


Figure III.1 :
Courbe de traction obtenue pour l'alliage 7475 sans traitement thermique pour une vitesse $\dot{\varepsilon} = 1.09 \times 10^{-3}$ s^{-1}.

3.1.1. INFLUENCE DE L'ETAT DE SURFACE

Nous avons tout d'abord examiné l'influence que pouvait avoir l'état de surface de l'éprouvette sur les caractéristiques de l'effet PLC. Plusieurs essais ont été réalisés sur des éprouvettes polies et non polies. La figure III.2 montre les courbes de traction issues d'essais effectués dans les mêmes conditions expérimentales sur deux éprouvettes ayant subi un traitement thermique identique mais n'ayant pas le même état de surface initial. La courbe correspondant à l'éprouvette polie a été volontairement décalée de 15 MPa afin de pouvoir comparer aisément les deux courbes. Comme nous pouvons le remarquer, l'aspect général de la courbe de traction reste le même, la limite élastique demeure équivalente dans les deux cas et les décrochements principaux sont parfaitement reproductibles. Toutefois, une différence majeure apparaît puisque sur la courbe correspondant à l'éprouvette non polie, une sorte de PLC "parasite" de type A se déclenche avant le "véritable" PLC et ne figure pas du tout sur l'autre courbe. Par ce genre d'essais, nous avons pu mettre en évidence d'une part la reproductibilité des essais par rapport aux caractéristiques de l'effet PLC puisque l'on peut par exemple noter une déformation critique identique sur les deux courbes pour ce qui est du "véritable" PLC. D'autre part, nous avons montré l'influence importante de l'état de surface sur les résultats obtenus. Aussi, par la suite, les éprouvettes seront systématiquement polies avant les essais.

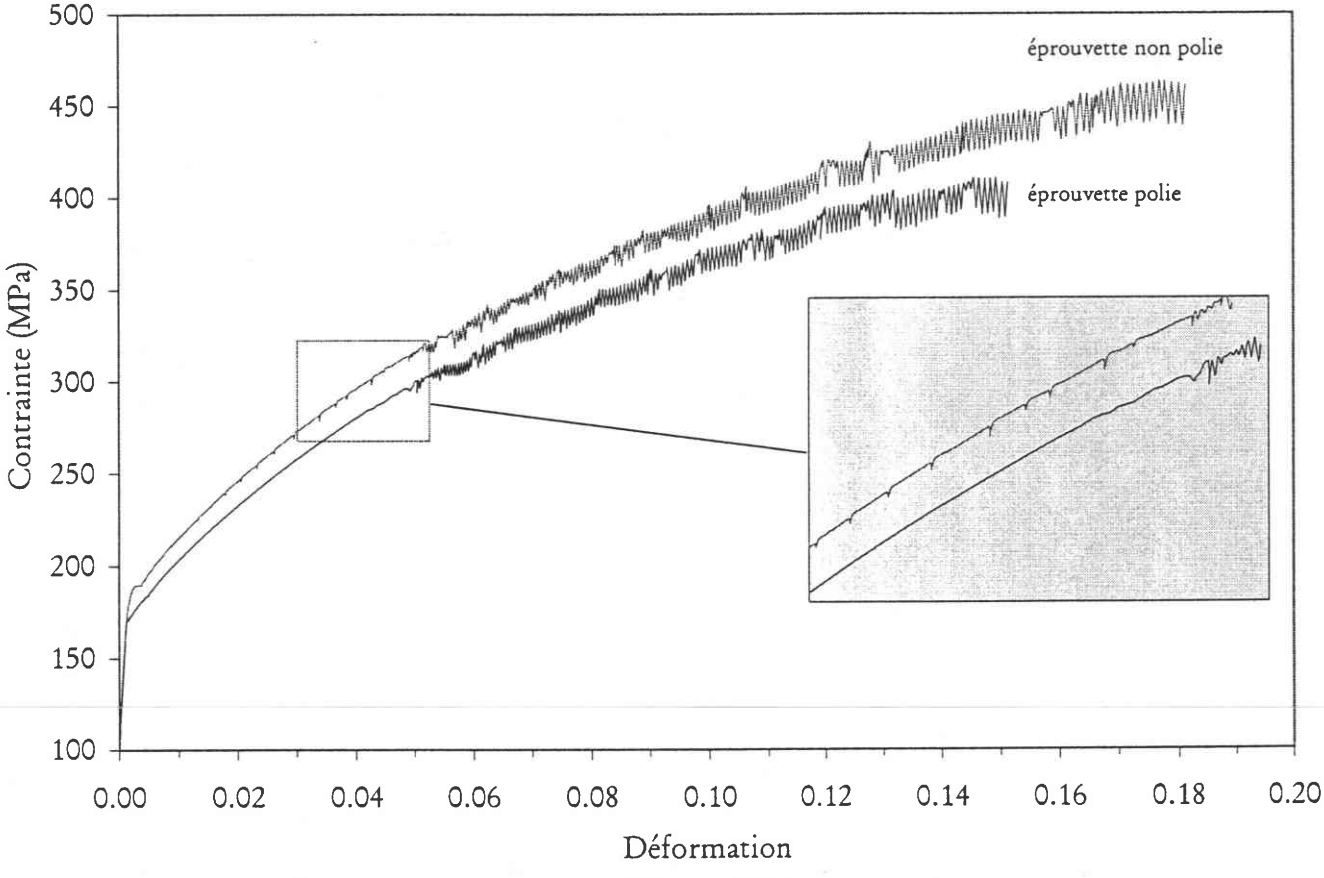


Figure III.2 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 pour une vitesse de 1.09×10^{-3} s^{-1} dans le cas d'une éprouvette non polie (décalée de +15 MPa) et d'une autre polie.

3.1.2. COURBES DE TRACTION OBTENUES APRES MATURATION A L'AMBIANTE

Dans un premier temps, la température de revenu T_{ageing} a été fixée à 20°C, des essais furent alors réalisés pour différentes vitesses de déformation $\dot{\varepsilon}$ et divers temps de revenu t_{ageing}. La figure III.3 représente les courbes de traction issues de ces essais pour un temps t_{ageing} de 10 min et pour de nombreuses vitesses de déformation. Pour des raisons de lisibilité, chaque courbe a été décalée de +20 MPa par rapport à la précédente.

Comme nous pouvons le remarquer sur la figure III.3, une première zone de déformation, n'excédant pas 0.5% et contenant de très faibles décrochements juste après la limite élastique apparaît puis l'écoulement redevient homogène. Cette première zone persiste pour des temps de revenu allant jusqu'à 24 h puis disparaît quelque soit la vitesse de déformation.

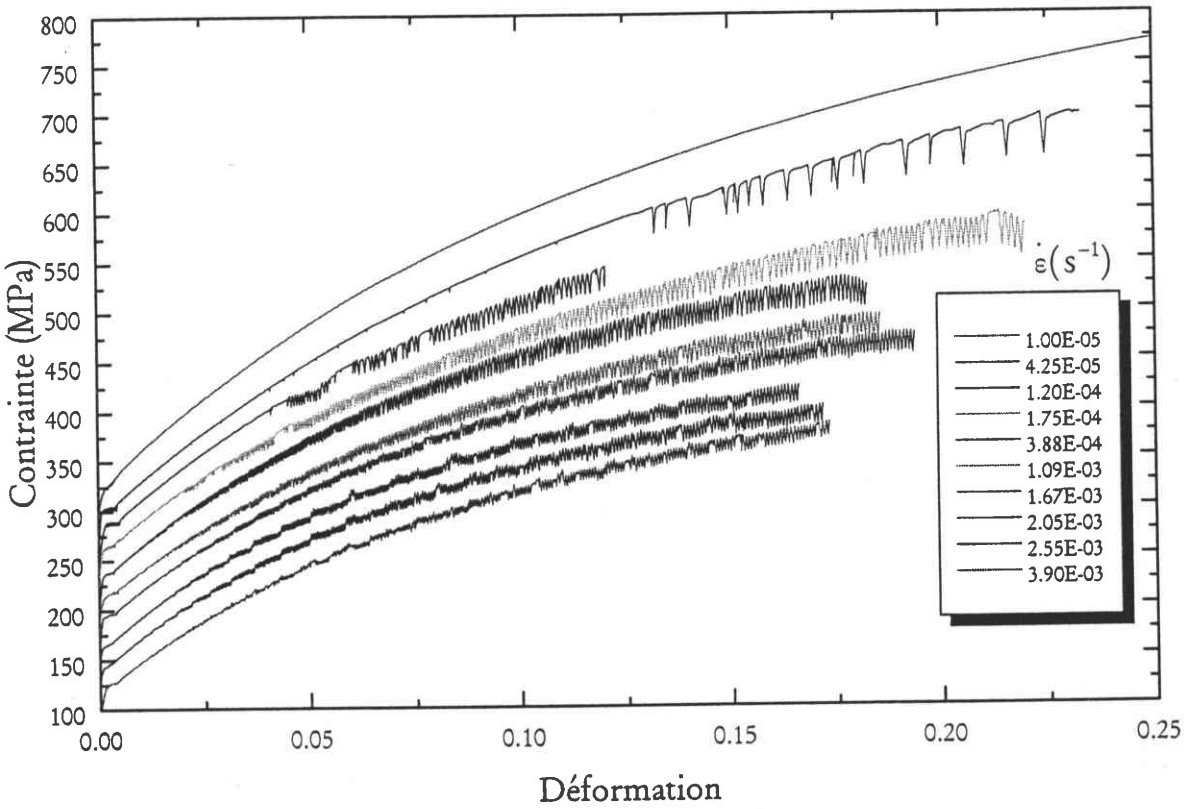


Figure III.3 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 pour différentes vitesses après un temps de revenu à l'ambiante de 10 min.
(décalage de +20 MPa pour toutes les courbes par rapport aux précédentes)

Pour des vitesses inférieures à 4.25×10^{-5} s^{-1}, l'écoulement plastique est homogène et se traduit par une courbe contrainte-déformation pratiquement lisse.

A partir de $\dot{\varepsilon} = 4.25 \times 10^{-5}$ s^{-1}, les premiers décrochements apparaissent sur les courbes de traction. Nous observons des décrochements de type C, espacés et de forte amplitude, pour les faibles vitesses de déformation jusqu'à 1.75×10^{-4} s^{-1}. Au delà de cette vitesse, les décrochements sont de type B et sont d'amplitude moindre. Pour des vitesses de déformation élevées, nous pouvons noter l'apparition de décrochements de type A qui s'intercalent entre ceux de type B et deviennent de plus en plus nombreux au fur et à mesure que la vitesse de déformation augmente.

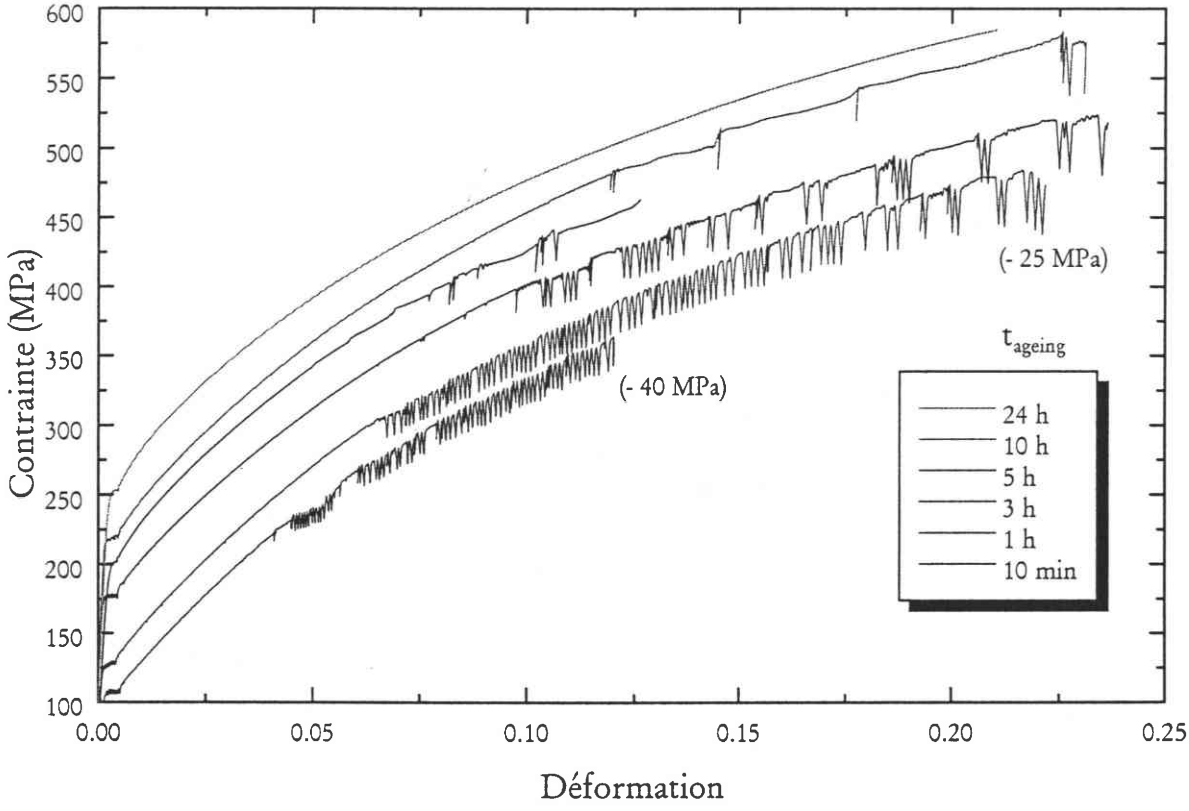


Figure III.4 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à une vitesse $\dot{\varepsilon} = 1.20 \times 10^{-4}$ s^{-1} pour différents temps de revenu à l'ambiante.

L'influence de la vitesse de déformation sur le type de décrochements a été également étudiée en faisant varier le temps de revenu à l'ambiante. Les figures III.4, III.5 et III.6 montrent qu'à une vitesse de déformation donnée, l'augmentation du temps de revenu t_{ageing} retarde l'apparition de l'effet PLC qui finit par disparaître complètement au delà de 24 h où aucun type de PLC ne persiste. La durée t_{ageing} joue un rôle sur l'amplitude des décrochements liés à l'effet PLC qu'il s'agisse de type B ou C (figure III.6). Enfin l'augmentation de t_{ageing} favorise l'apparition du PLC de type A (figure III.5), alors que ceux de type B et C tendent à disparaître.

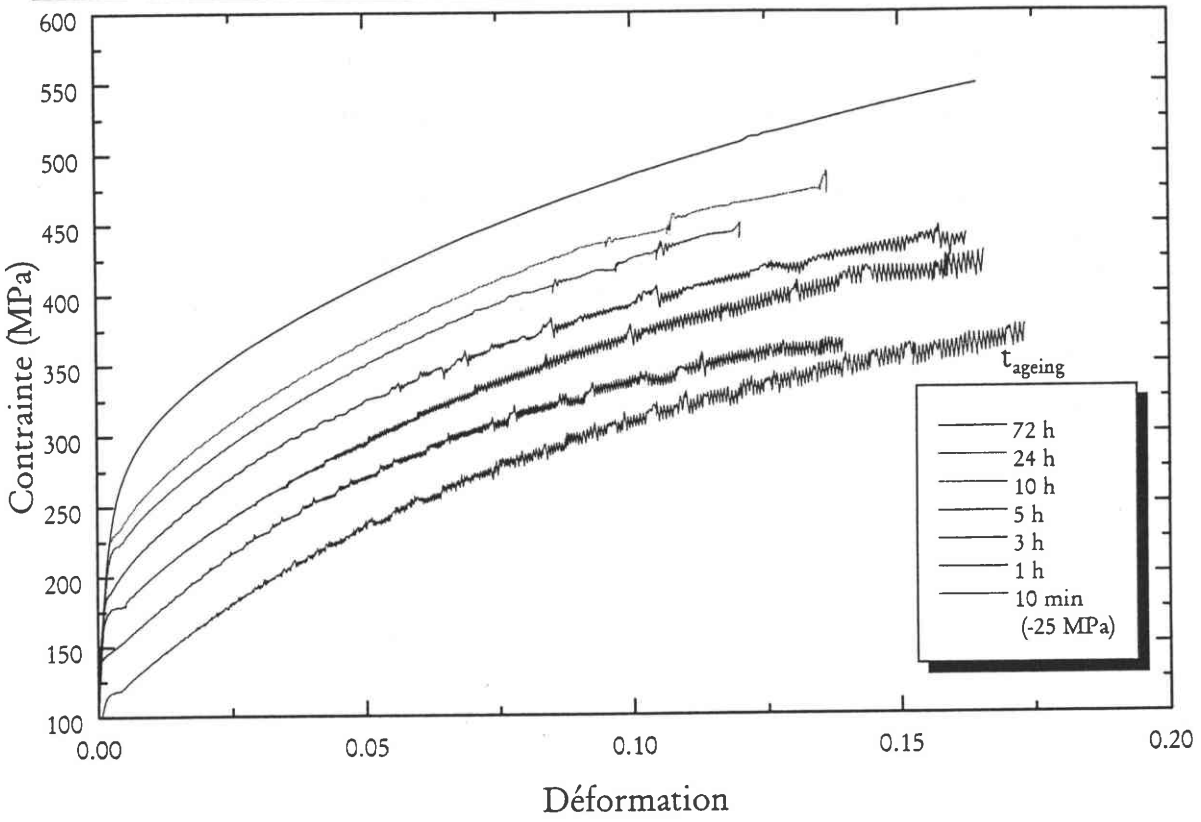


Figure III.5 :

Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à une vitesse $\dot{\varepsilon} = 3.90 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ pour différents temps de revenu à l'ambiante.

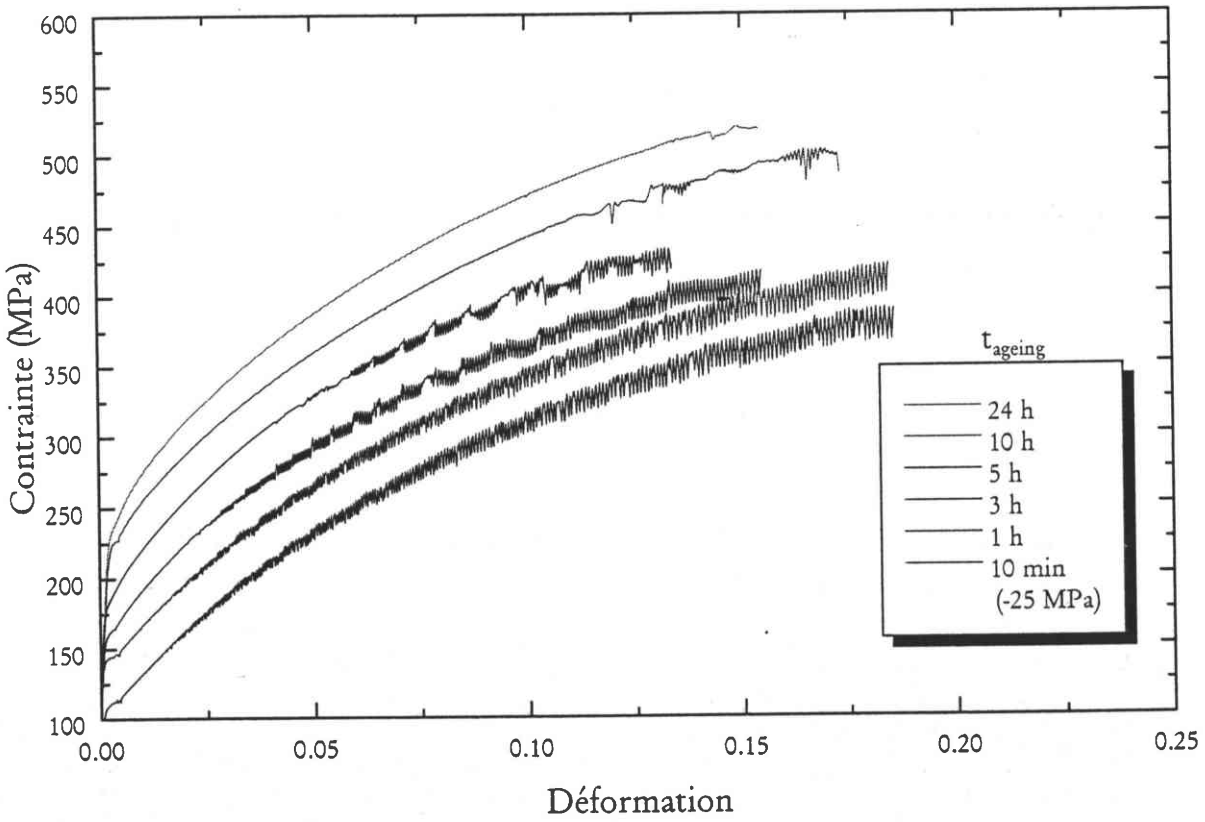


Figure III.6 :

Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à une vitesse $\dot{\varepsilon} = 1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ pour différents temps de revenu à l'ambiante.

Lors des essais de traction, en plaçant judicieusement une source de lumière artificielle en direction de l'éprouvette, on observe la présence d'une marque nette après la propagation d'une bande PLC. Il est donc possible de localiser sur la surface de l'éprouvette les bandes de déformation qui se forment et de suivre ainsi leur progression le long de l'éprouvette. Ces bandes ont une forme oblique dont l'angle avec l'axe de traction est mesurable sur l'éprouvette une fois l'essai terminé. La valeur de cet angle est de l'ordre de 58° comme nous pouvons le voir sur la figure III.7 et demeure proche de celles trouvées par Strudel [51] et Dablij [59] pour d'autres types d'alliages d'aluminium. Les bandes PLC peuvent même parfois s'entrecroiser (figure III.8) avec une valeur de l'angle équivalente (voir Annexe). De plus, une émission sonore caractéristique, d'amplitude plus ou moins élevée, accompagne le passage de chaque bande.

3.1.3. INFLUENCE DES CONDITIONS DE REVENU SUR LES COURBES DE TRACTION

Dans un second temps, nous nous sommes intéressés à l'influence des conditions de revenu. Aussi, les essais furent réalisés pour différentes températures et temps de revenu mais uniquement pour trois vitesses de déformations distinctes :

$\dot{\varepsilon}_{min} = 1.09x10^{-3}\ s^{-1}$
$\dot{\varepsilon}_1 = 3.89x10^{-4}\ s^{-1}$
$\dot{\varepsilon}_2 = 2.12x10^{-3}\ s^{-1}$

La vitesse $\dot{\varepsilon}_{min}$ correspond, en fait, au minimum commun des courbes $\varepsilon_c - \dot{\varepsilon}$ pour des temps de revenu t_{ageing} inférieurs à 3 h (voir § 3.3.1.).

3.1.3.1. Courbes de traction à $\dot{\varepsilon}_{min} = 1.09x10^{-3}\ s^{-1}$

La figure III.9 représente les courbes de traction obtenues pour différentes températures de revenu, un temps de vieillissement t_{ageing} de 10 min et une vitesse de déformation de $1.09x10^{-3}\ s^{-1}$. L'effet PLC se présente sous la forme de décrochements de type B et de type A.

L'importance du rôle joué par les phénomènes de précipitation sur l'effet PLC est ici bien mise en évidence, avec en particulier l'influence de la température de revenu T_{ageing}. Pour des températures de revenu comprises entre 0 et 80°C, on observe deux régimes d'instabilités PLC comme précédemment. Par contre, au delà de 80°C, le premier régime contenant de faibles décrochements juste après la limite élastique disparaît complètement (figure III.9).

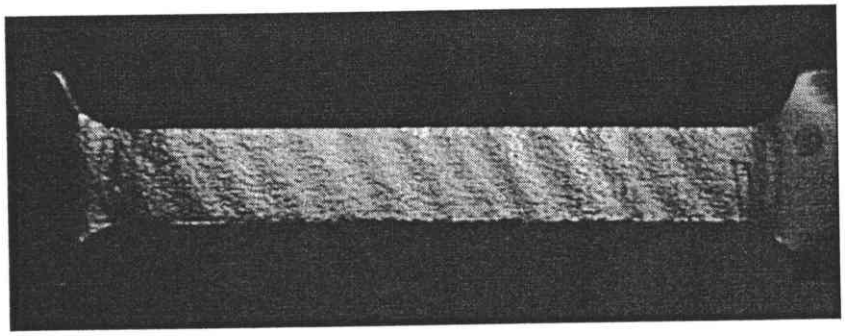


Figure III.7 :
Aspect des bandes PLC dans l'alliage 7475 pour un essai de traction à la vitesse de déformation de 1.20×10^{-4} s^{-1} après 40 min de revenu à 20°C.

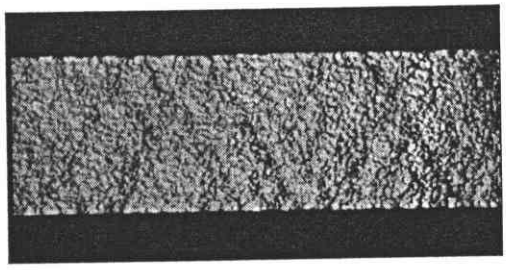


Figure III.8 :
Aspect des bandes PLC entrecroisées dans l'alliage 7475 pour un essai de traction à la vitesse de déformation de 4.25×10^{-5} s^{-1} après 1 h de revenu à 20°C.

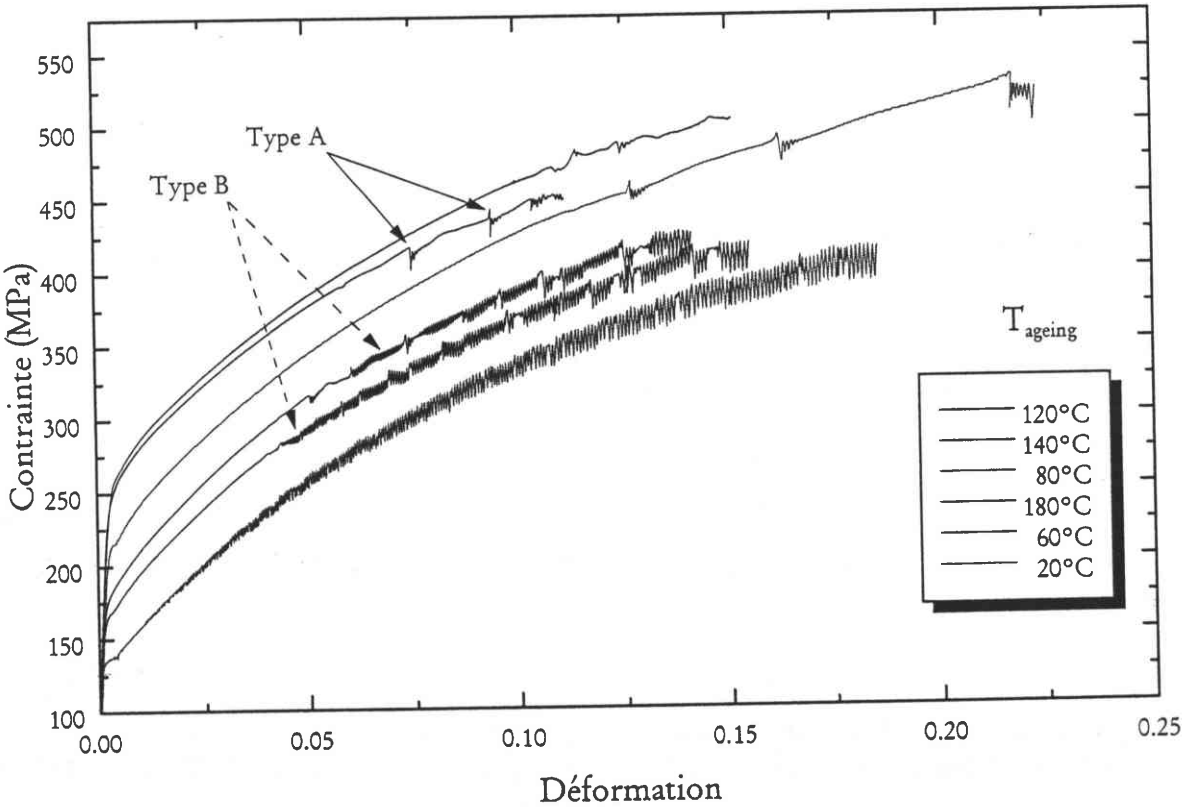


Figure III.9 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à une vitesse $\dot{\varepsilon} = 1.09 \times 10^{-3}$ s^{-1} pour différentes températures de revenu et un temps de revenu de 10 min.

Pour des températures de revenu inférieures de 70°C, les premiers décrochements à apparaître sont de type B. Au fur et à mesure que la température T_{ageing} augmente, nous observons l'apparition de décrochements de type A entre ceux de type B. Le développement de ces décrochements de type A se fait au détriment de ceux de type B. En particulier, pour T_{ageing} compris entre 70 et 120°C, seuls les décrochements de type A, séparés par de larges intervalles de déformation homogène, persistent. Finalement, au delà de 120°C, les décrochements de type B réapparaissent et s'intensifient en cohabitant cette fois avec ceux de type A et ce, jusqu'à 200°C.

La figure III.10 montre qu'à T_{ageing} =60°C, la durée de revenu t_{ageing} influe de la même manière sur les courbes de traction que pour T_{ageing} =20°C; c'est-à-dire, les décrochements sont retardés et leur amplitude diminuée quand t_{ageing} augmente. De même, les décrochements de type A sont de plus en plus favorisés.

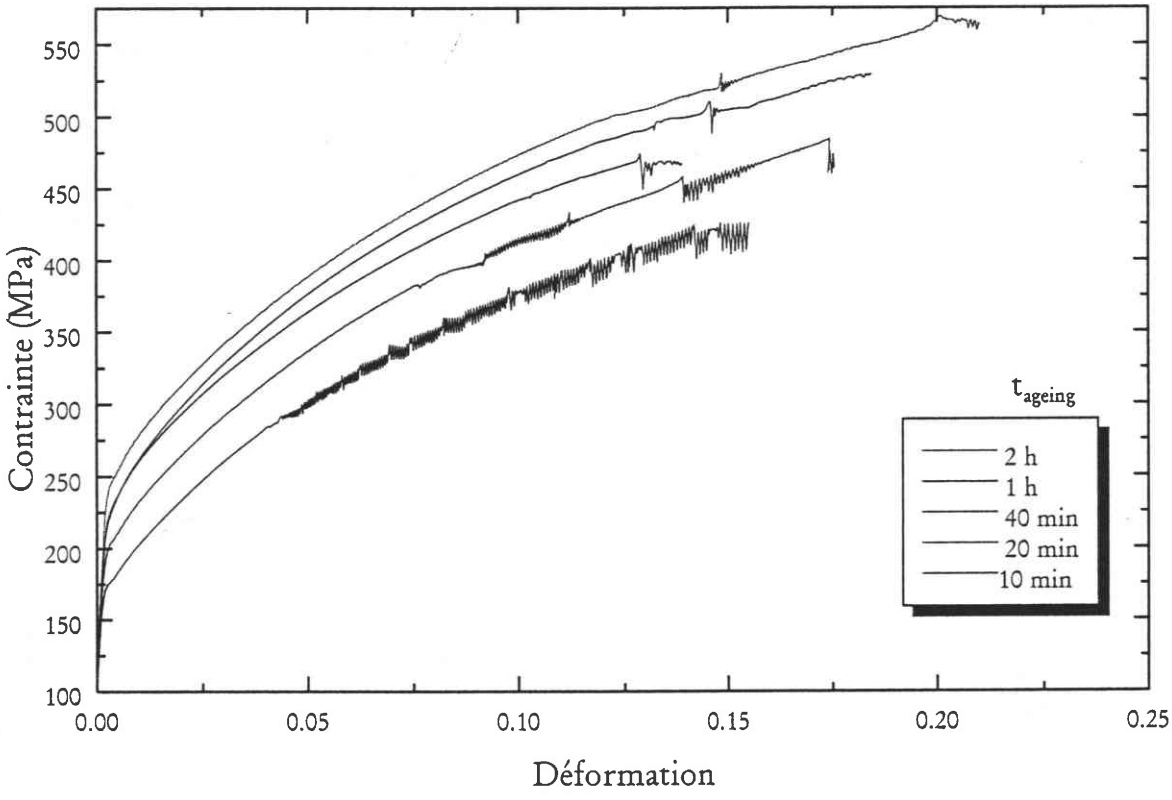


Figure III.10 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à une vitesse $\dot{\varepsilon} = 1.09x10^{-3}\ s^{-1}$ pour différentes durées de revenu t_{ageing} et une température de revenu de 60°C.

3.1.3.2. Courbes de traction à $\dot{\varepsilon}_1 = 3.89x10^{-4}\ s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon}_2 = 2.12x10^{-3}\ s^{-1}$

A $\dot{\varepsilon}_1$ =3.89x10^{-4} s^{-1}, l'effet PLC apparaît à des déformations supérieures à celles obtenues à $\dot{\varepsilon}_{min}$ =1.09x10^{-3} s^{-1}. Toutefois, les types de PLC observés sont similaires (figure III.11) : nous retrouvons les types A et B avec, de nouveau, une disparition du PLC de type B au delà de 70°C au profit du type A, puis une réapparition du type B à partir de 130°C.

La figure III.12 regroupe les courbes de traction issues d'essais réalisés à une température T_{ageing} de 200°C. Comme nous pouvons le constater, le PLC demeure très présent et tend à disparaître lorsque t_{ageing} augmente.

Par contre à $\dot{\varepsilon}_2 = 2.12 \times 10^{-3}\ s^{-1}$, on observe une apparition du phénomène PLC à des déformations moins élevées qu'à $\dot{\varepsilon}_1 = 3.89 \times 10^{-4}\ s^{-1}$ mais les décrochements ont une amplitude moindre dans le cas du type B quelque soit la température de vieillissement employée (figure III.13). Le PLC de type A apparaît à des températures plus basses que pour les deux autres vitesses, dès 20°C, et le nombre de ces décrochements demeure plus élevé tout en restant présents jusqu'à 200°C. Nous pouvons, par ailleurs, noter des décrochements de type A de forte amplitude tout au long des essais, en particulier pour la température de revenu de 140°C (figure III.14).

Au cours de tous ces essais, nous avons observé que les bandes PLC se propageant le long de l'éprouvette font un angle de l'ordre de 58°C avec l'axe de traction.

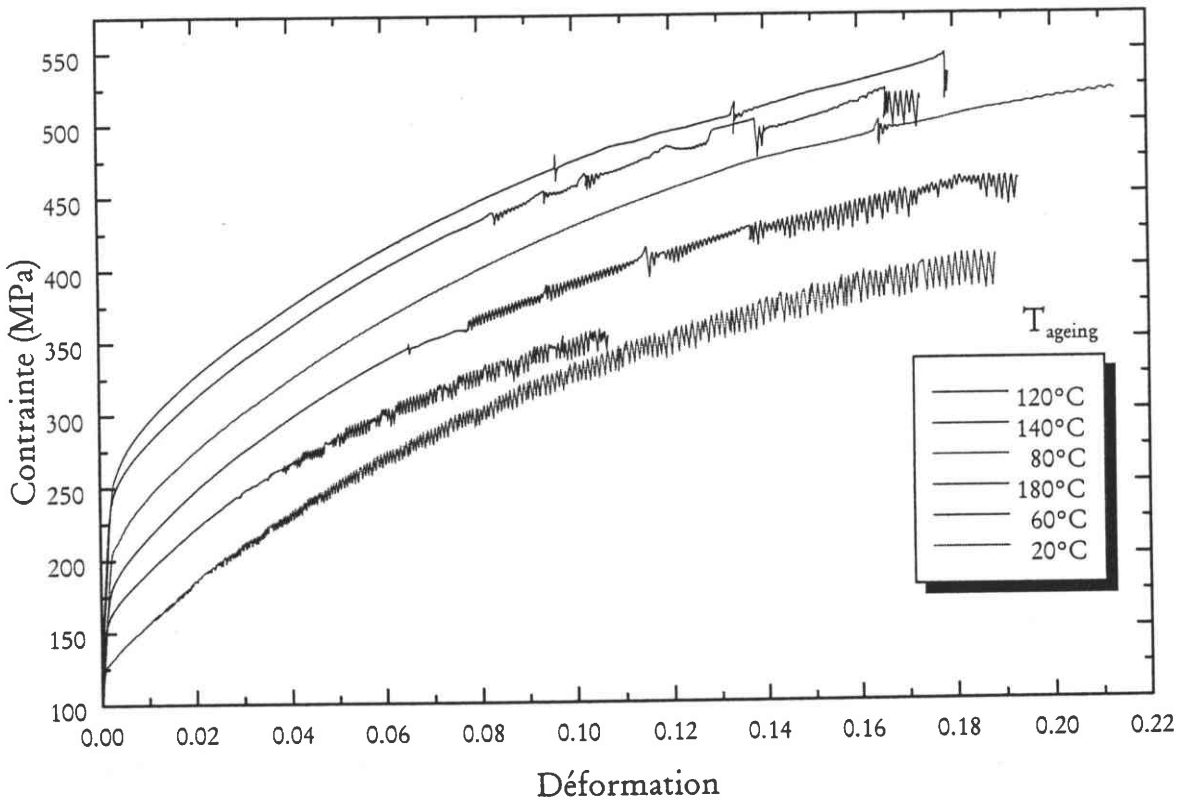


Figure III.11 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à une vitesse $\dot{\varepsilon} = 3.89 \times 10^{-4}\ s^{-1}$ pour différentes températures de revenu et un temps de revenu de 10 min.

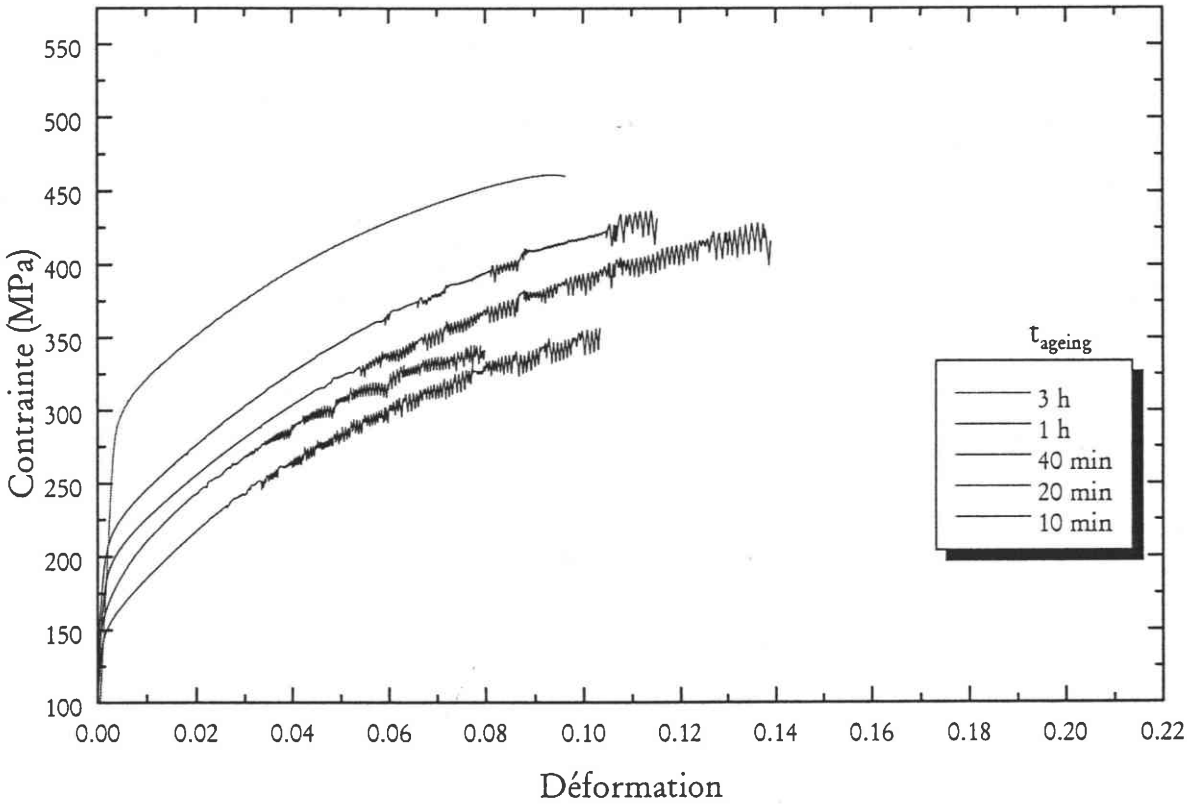


Figure III.12 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à une vitesse $\dot{\varepsilon} = 3.89 \times 10^{-4}\ s^{-1}$ pour différentes durées de revenu et une température de revenu de 200°C.

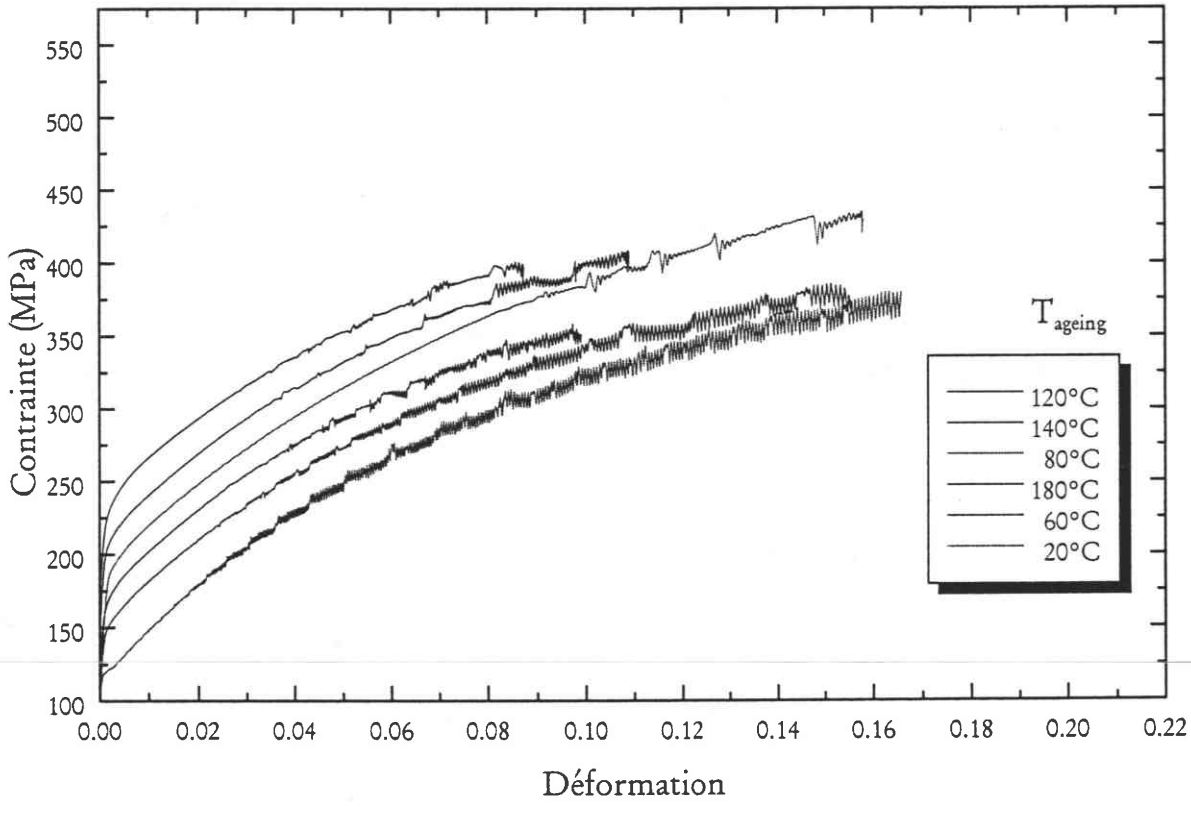


Figure III.13 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à une vitesse $\dot{\varepsilon} = 2.12 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ pour différentes températures de revenu et un temps de revenu de 10 min.

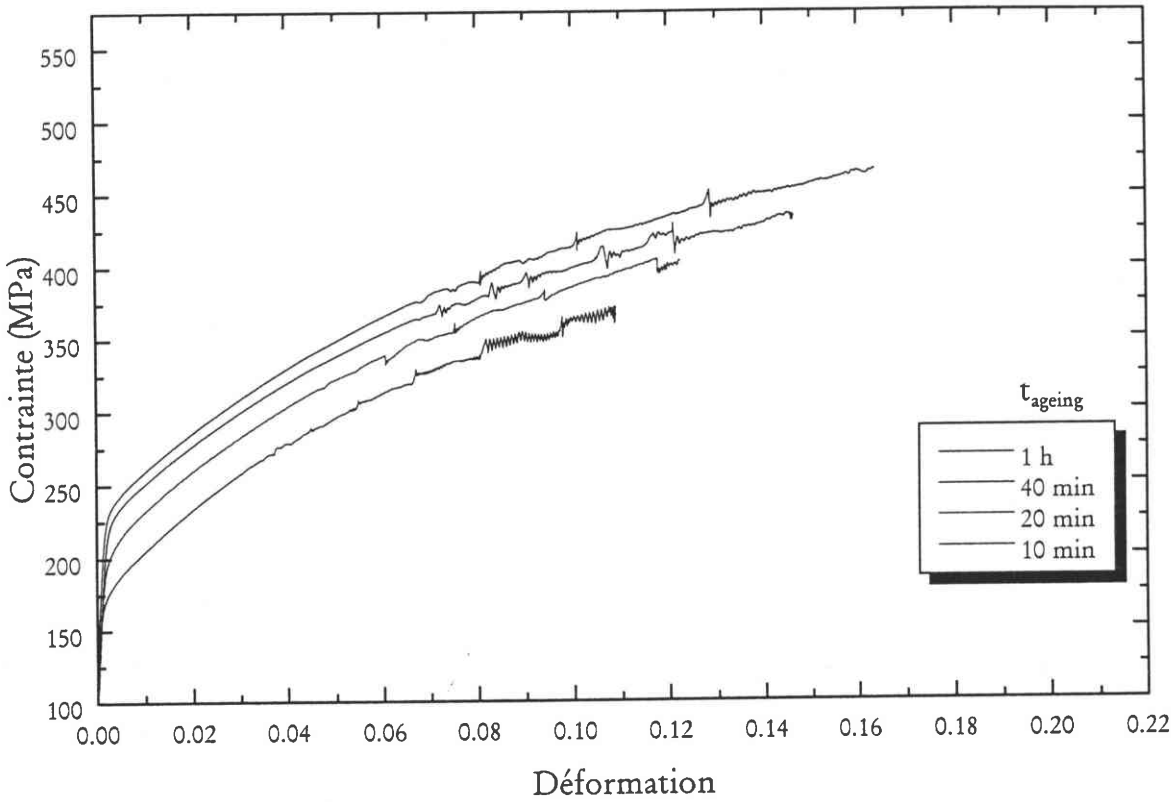


Figure III.14 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à une vitesse $\dot{\varepsilon} = 2.12 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ pour différentes durées de revenu et une température de revenu de 140°C.

3.1.4. DOMAINE D'EXISTENCE DE L'EFFET PLC EN FONCTION DES CONDITIONS DE REVENU

Les essais de traction effectués à $\dot{\varepsilon}_{min} = 1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ et à la température ambiante ont été réalisés pour un grand nombre de températures et de temps de revenu. Aussi, afin de mettre en évidence les limites d'apparition du phénomène PLC, nous avons reproduit dans un diagramme $T_{ageing} - t_{ageing}$, la présence ou l'absence de l'effet PLC (figure III.15). Chaque carré "plein" de la figure III.15 représente un essai où la déformation plastique est macroscopiquement hétérogène, les points correspondant à un écoulement homogène apparaissent, quant à eux, sous la forme d'un carré "creux".

Nous avons ainsi pu fixer les limites du domaine d'existence de l'effet PLC. Cette courbe laisse apparaître une température de revenu critique $T_{ageing} \approx 90°C$ pour laquelle le phénomène PLC n'est plus présent après une durée de revenu t_{ageing} relativement faible de l'ordre de 40 min.

A gauche de ce point et pour un temps de revenu fixé, l'intervalle de températures de revenu où se manifeste l'effet PLC est d'autant plus large que la durée de revenu est faible. En revanche, à droite de ce point critique, si l'on se place cette fois à température

de revenu T_{ageing} fixée, la plage de durées de revenu pour laquelle l'effet PLC apparaît est d'autant plus importante que T_{ageing} est élevée.

L'intérêt pratique du diagramme $T_{ageing} - t_{ageing}$ représentant le domaine d'existence de l'effet PLC est d'aider au choix des conditions optimales de revenu permettant d'avoir les caractéristiques mécaniques voulues tout en évitant l'apparition des instabilités PLC.

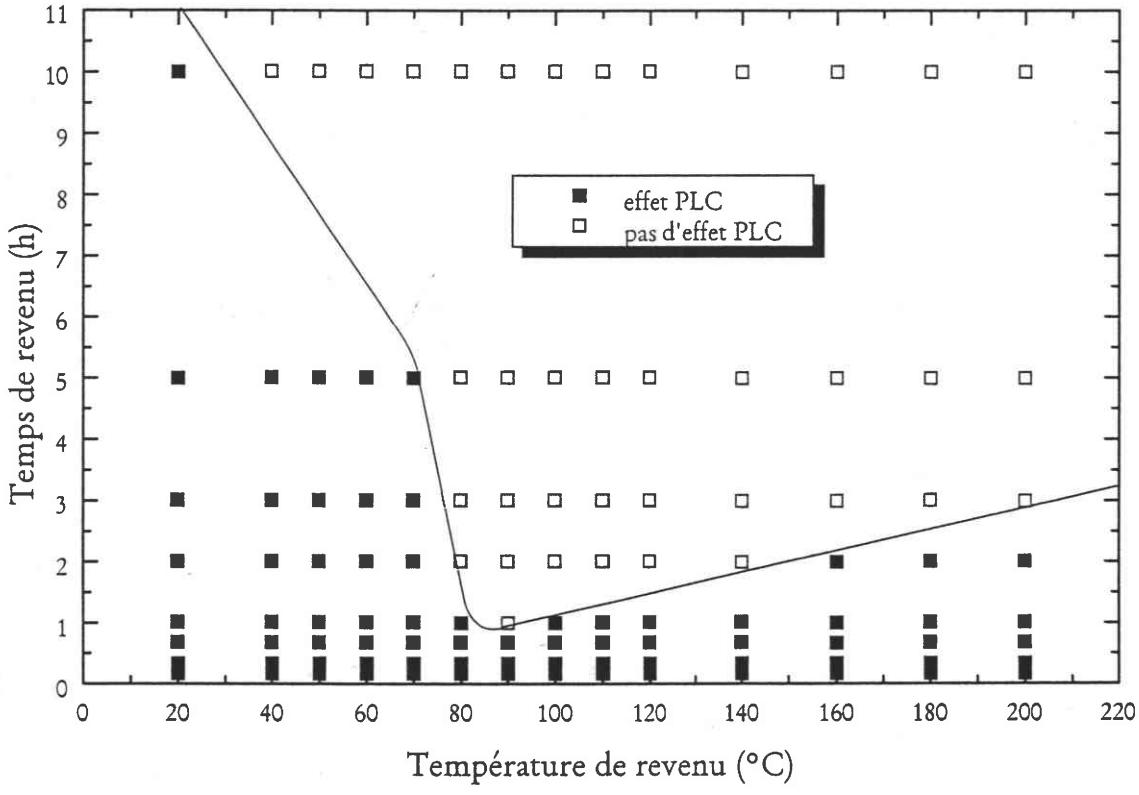


Figure III.15 :
Domaine d'existence de l'effet PLC en relation avec les conditions de revenu pour l'alliage 7475 à une vitesse $\dot{\varepsilon} = 1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ et à la température ambiante.

3.2. INFLUENCE DES PARAMETRES DE REVENU SUR LA LIMITE D'ELASTICITE

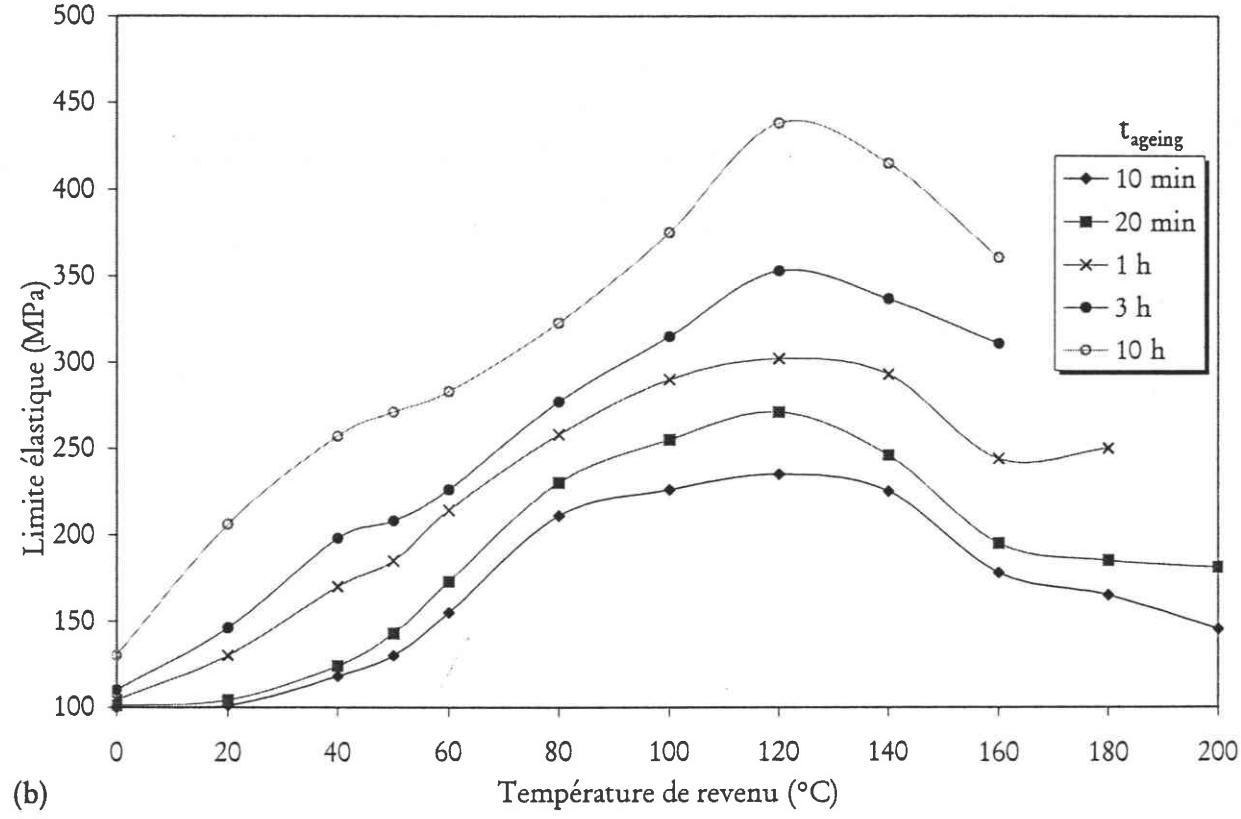
Un des effets les plus connus de la précipitation structurale est l'augmentation de la résistance à la déformation plastique de l'alliage. En effet, l'apparition de phases métastables provoque un durcissement progressif de l'alliage 7475 dont l'ampleur est étroitement liée à la nature et à la taille des précipités en présence mais aussi au degré de cohérence que ceux-ci peuvent avoir avec la matrice.

La figure III.16a montre que la limite d'élasticité σ_E augmente avec le temps de revenu t_{ageing} entre 10 min et 24 h aux différentes températures de revenu étudiées. Deux périodes apparaissent sur ces courbes : jusqu'à environ 2 h de revenu, les courbes sont caractérisées par une pente douce correspondant à une phase de nucléation des zones GP et des précipités; au delà de 2 h, leur phase de croissance entraîne une augmentation plus rapide de la limite élastique avec le temps de vieillissement.

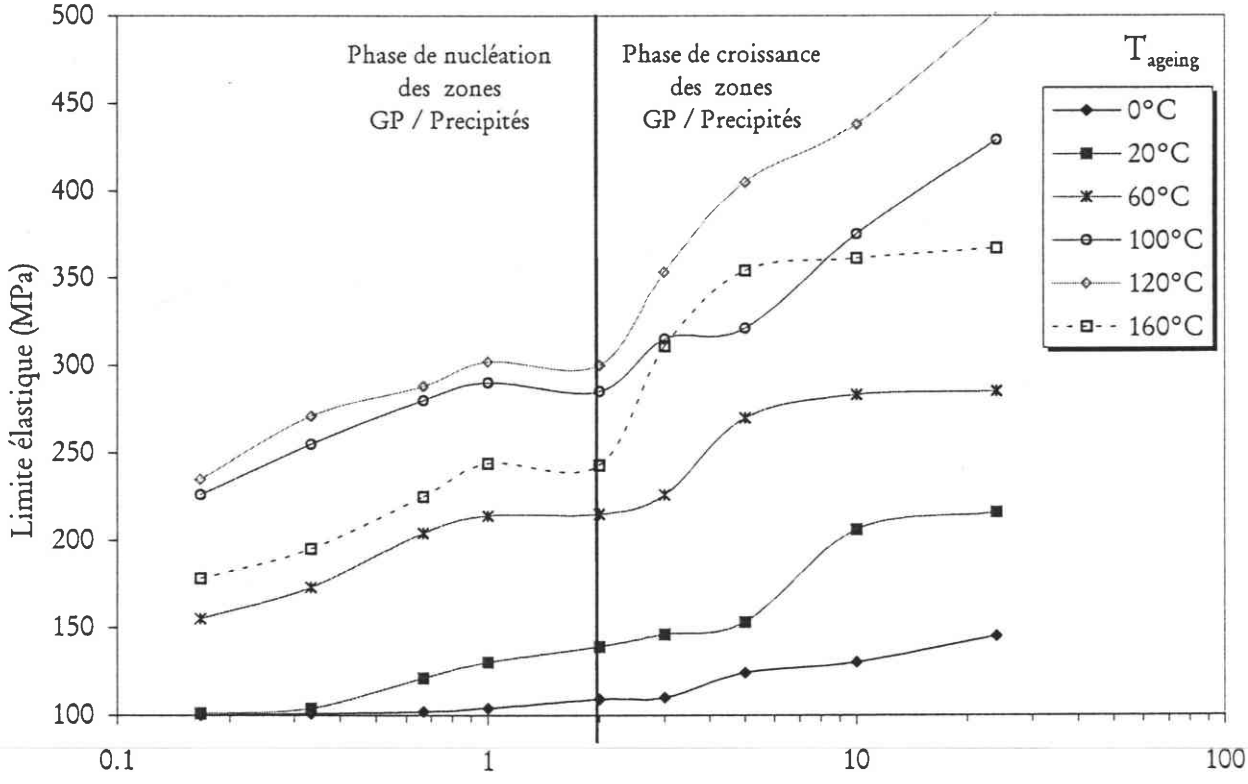
Sur la figure III.16b, où est représentée l'évolution de la limite élastique avec la température de revenu, nous pouvons noter le pic de durcissement bien connu pour une température de revenu voisine de 120°C. En fait, la phase cohérente η', apparaissant entre 80°C et 170°C et largement présente à une température de 120°C, améliore considérablement les caractéristiques mécaniques de l'alliage 7475. En effet, suite à un revenu de 24 h à 120°C, la phase η' représente près de 70% du volume total des précipités [88], ce qui conduit à un durcissement maximum de l'alliage. Au delà de 120°C, la phase η' est progressivement remplacée par la phase incohérente η, ce qui diminue la limite élastique.

Nous avons également reporté sur la figure III.17 la variation de la taille des zones GP avec le temps de vieillissement à la température ambiante; ces mesures proviennent d'une étude par diffusion centrale des rayons X de la précipitation, effectuée par le CRV de Péchiney. On observe alors une corrélation entre l'accroissement de la taille des zones GP et de la limite élastique lorsque le temps de revenu augmente.

Ces résultats montrent clairement que la précipitation joue un rôle important non seulement sur le déclenchement des instabilités PLC mais aussi sur la limite d'écoulement du matériau.



(b)



(a)

Figure III.16 :
Evolution de la limite élastique pour l'alliage 7475 en fonction :
(a) du temps de revenu,
(b) de la température de revenu.

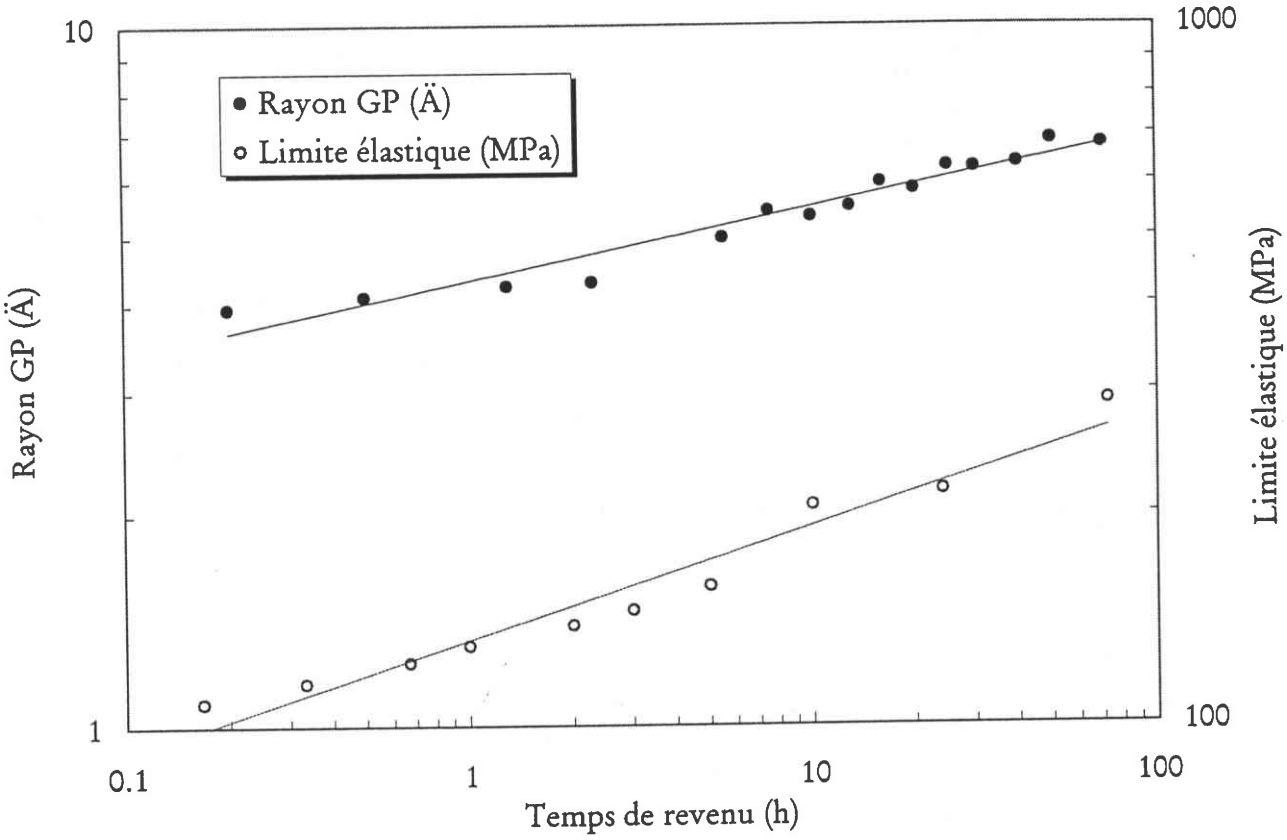


Figure III.17 :
Evolution de la taille des zones GP et de la limite élastique après trempe et revenu à l'ambiante pour l'alliage 7475 en fonction du temps de revenu.[CRV, Péchiney]

3.3. DEFORMATION CRITIQUE

L'effet PLC se manifeste lors d'essais sur machine dure par une série de décrochements visibles sur la courbe de traction, ce phénomène trouve ses origines dans le vieillissement dynamique qui se produit en cours de déformation : les atomes de solutés (Mg, Zn, Cu,...) vont diffuser vers les dislocations mobiles et ainsi provoquer leur blocage. Les décrochements vont alors se produire à partir d'une certaine déformation appelée déformation critique.

3.3.1. EFFET DE LA VITESSE DE DEFORMATION APRES MATURATION A L'AMBIANTE

Les tests réalisés après une maturation à l'ambiante (20°C) nous ont permis d'établir l'évolution de la déformation critique ε_c en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ et ce, pour différents temps de revenu (voir figure III.18).

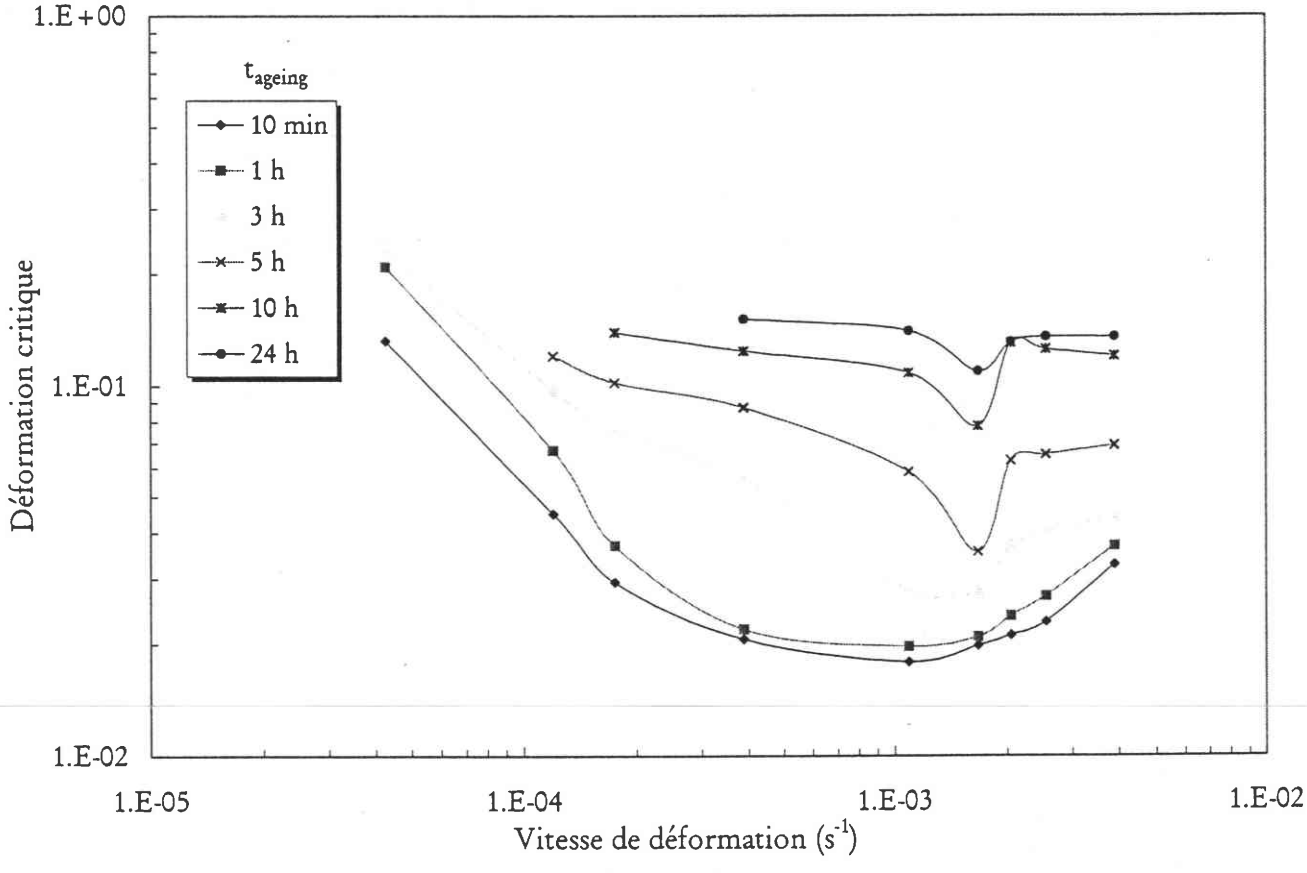


Figure III.18 :
Déformation critique en fonction de la vitesse de déformation pour divers temps de revenu à 20°C.

Généralement, les modèles du PLC basés sur le vieillissement dynamique (voir Chapitre I) prévoient une croissance de la déformation critique avec la vitesse de déformation, ce comportement est qualifié de normal. Toutefois, certains auteurs [40, 110, 111, 112] ont pu observer un autre type de comportement, dit inverse, au cours duquel la déformation critique décroît lorsque la vitesse de déformation augmente dans le domaine des faibles vitesses de déformation. Ces deux types de comportements, inverse et normal, qui donnent alors une allure en V à la courbe $\varepsilon_c - \dot{\varepsilon}$, ont été modélisés par Bréchet et Estrin [22].

Toutes les courbes de la figure III.18 présentent ici une forme en V dont l'amplitude tend à s'atténuer lorsque la durée du revenu augmente pour finalement quasiment s'aplatir au bout de 24 h de revenu à 20°C. Ainsi, pour des vitesses de déformation élevées, nous observons une augmentation de la déformation critique lorsque la vitesse de déformation croît (comportement normal), alors que pour des vitesses de déformation faibles, le phénomène inverse est observé : ε_c diminue quand la vitesse de déformation augmente (comportement inverse).

Par ailleurs, pour des durées de revenu inférieures à $t_{ageing} = 3$ h, nous pouvons noter que toutes ces courbes présentent un minimum commun se situant aux alentours de $\dot{\varepsilon}_{min} = 1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ et indépendant de la durée de revenu. Pour des durées de vieillissement supérieures à $t_{ageing} = 3$ h, ce minimum se décale légèrement vers la droite pour atteindre une vitesse de déformation $\dot{\varepsilon} = 1.67 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ et demeure une fois de plus indépendant de t_{ageing}.

Enfin, pour une vitesse de déformation donnée, la déformation critique tend à augmenter avec la durée du revenu, élevant ainsi le niveau général de la courbe $\varepsilon_c - \dot{\varepsilon}$ avec le temps de vieillissement.

3.3.2. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE REVENU

L'étude de l'influence de la température de revenu T_{ageing} sur la déformation critique est réalisée pour trois vitesses de déformation distinctes : $\dot{\varepsilon}_{min}$ correspondant au minimum des courbes $\varepsilon_c - \dot{\varepsilon}$ (voir figure III.18), $\dot{\varepsilon}_1$ et $\dot{\varepsilon}_2$ étant situées de part et d'autre de ce minimum.

Nous pouvons noter une augmentation de ε_c avec T_{ageing} pour des températures inférieures à 80–90°C suivie d'une décroissance jusqu'à 160°C et d'une légère remontée qui maintient les courbes à un niveau plus élevé qu'aux faibles températures de vieillissement (voir figures III.19, III.20 et III.21).

Les courbes $\varepsilon_c - T_{ageing}$ présentent toutes la forme d'une "cloche", un maximum de retard de l'écoulement en dents de scie apparaît pour une température de revenu T_{ageing} d'environ 85°C indépendamment de la durée du revenu t_{ageing} mais aussi de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$. Au delà de 2 h de vieillissement à des températures supérieures à 70°C, l'effet PLC n'est plus observé.

Pour une température et une durée de revenu données, les valeurs de ε_c semblent décroître lorsque la vitesse de déformation augmente. De plus, l'amplitude de la remontée située au delà de 160°C, très faible pour 3.89×10^{-4} s^{-1} demeure plus importante lorsque la vitesse de déformation augmente.

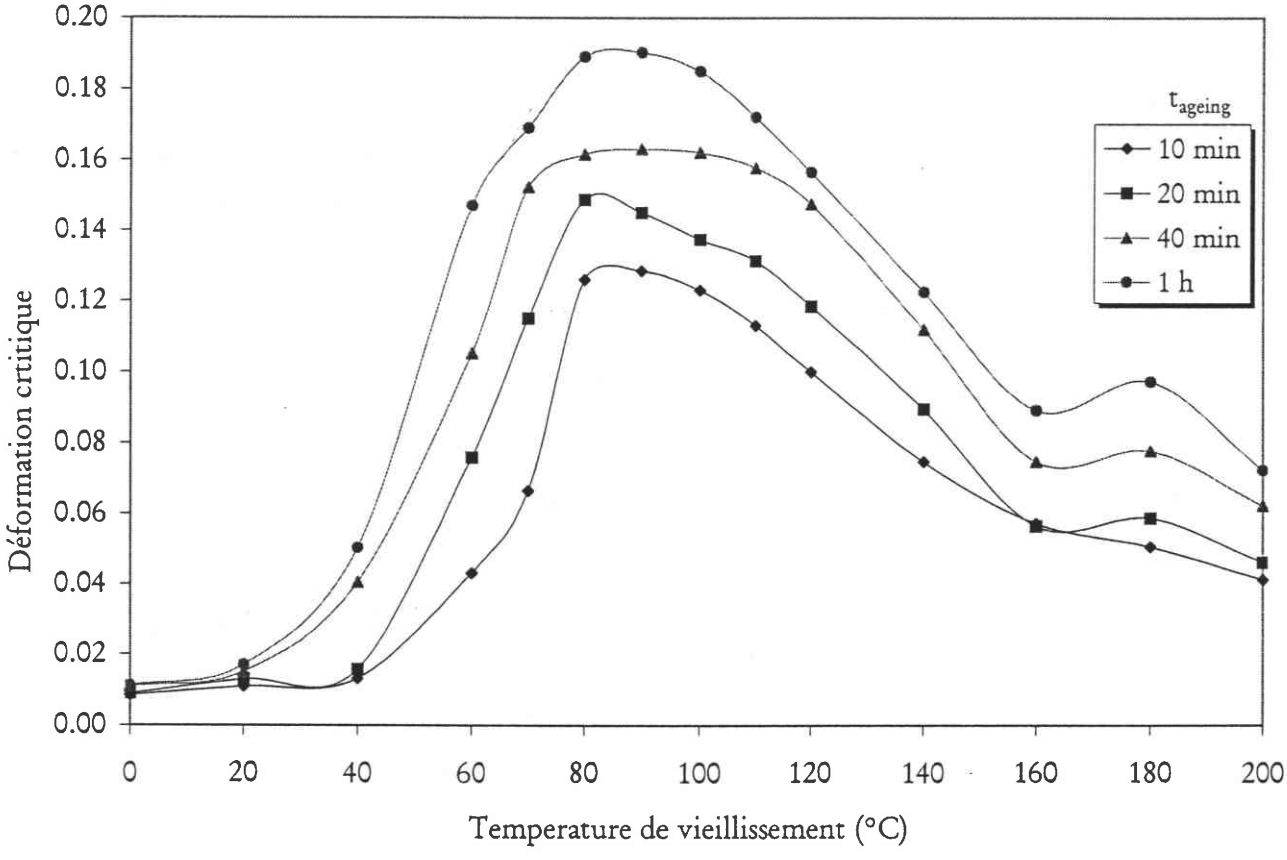


Figure III.19 :
Déformation critique en fonction de la température de revenu pour divers temps de revenu et pour une vitesse de déformation de $\dot{\varepsilon}_{min} = 1.09 \times 10^{-3}$ s^{-1}.

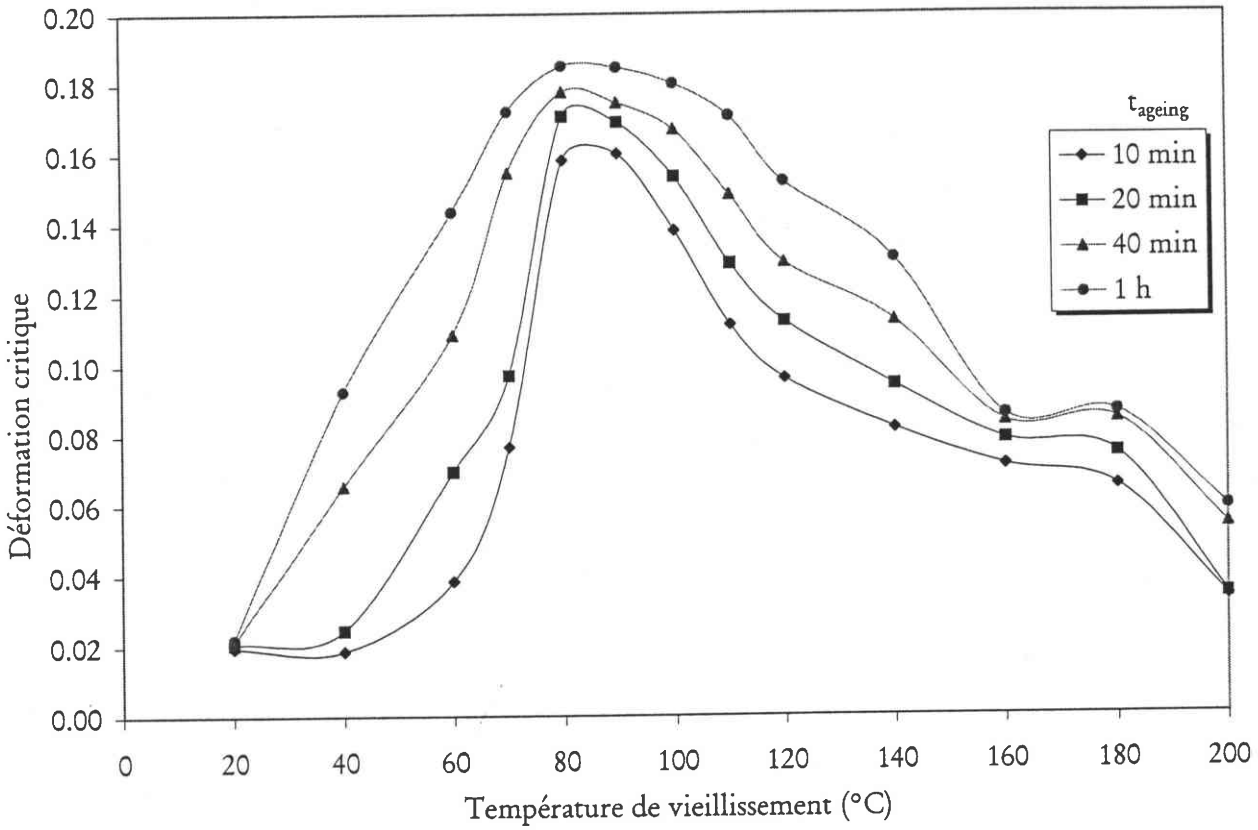


Figure III.20 :
Déformation critique en fonction de la température de revenu pour divers temps de revenu et pour une vitesse de déformation de $\dot{\varepsilon}_1 = 3.89 \times 10^{-4}\ s^{-1}$.

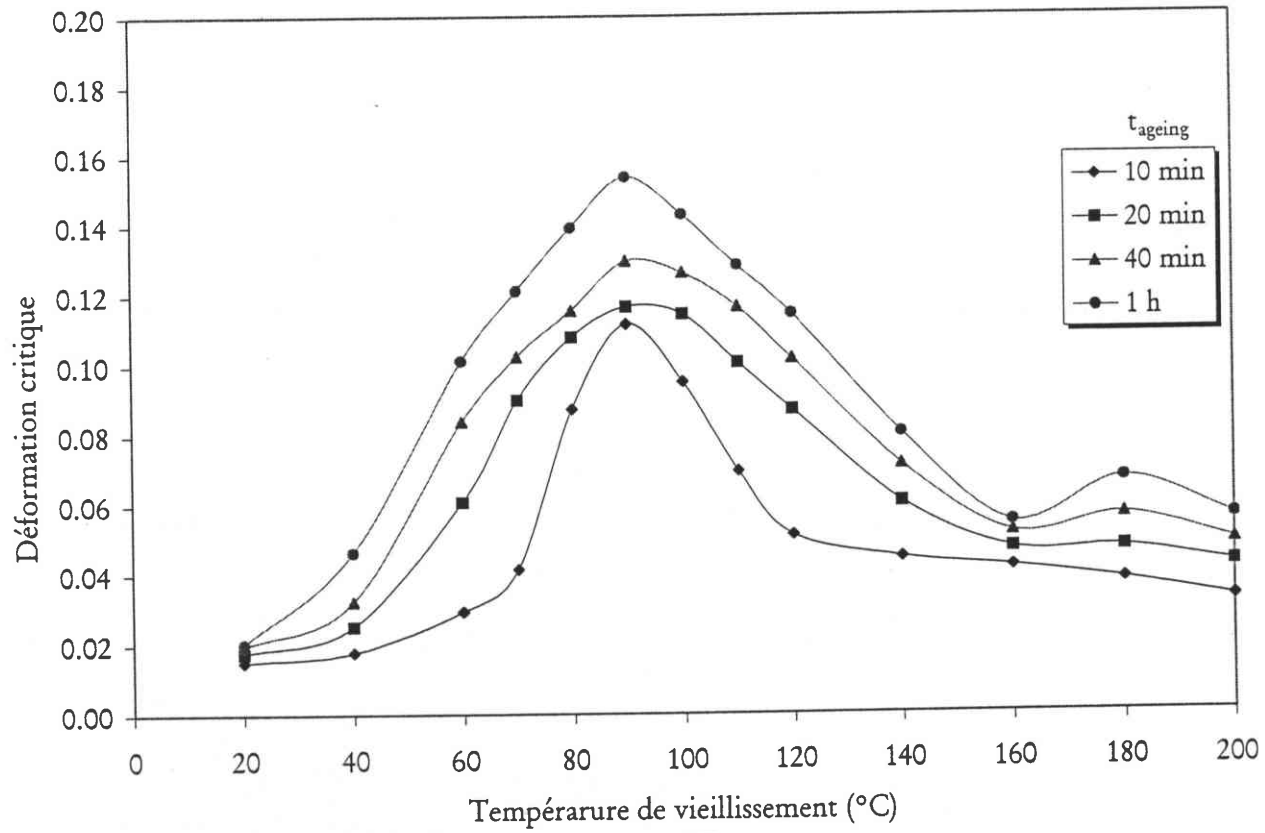


Figure III.21 :
Déformation critique en fonction de la température de revenu pour divers temps de revenu et pour une vitesse de déformation de $\dot{\varepsilon}_2 = 2.12 \times 10^{-3}\ s^{-1}$.

3.4. CHUTE DE CONTRAINTE ET TEMPS DE RECHARGEMENT

Sur machine dure, les courbes de traction présentent une succession de décrochements lorsque l'effet PLC apparaît. Chaque bande provoque, lors de son déclenchement, une chute de contrainte puis se propage le long de l'éprouvette. Les décrochements de type B et C présentent donc deux parties distinctes : la première partie (décroissante) correspond à une chute de contrainte qui débute à partir de la contrainte d'initiation des bandes et se poursuit jusqu'à ce que la contrainte d'arrêt soit atteinte; la deuxième partie (croissante) correspondant au rechargement qui s'effectue jusqu'à ce que la contrainte d'initiation soit de nouveau atteinte, provoquant ainsi la propagation d'une nouvelle bande PLC.

3.4.1. CHUTE DE CONTRAINTE

Le passage de chaque bande s'accompagne d'une chute de contrainte qui sera suivie d'un durcissement de l'alliage; ainsi, un niveau de contrainte plus élevé sera nécessaire pour que la bande suivante puisse se former.

3.4.1.1. Influence de la déformation

Les figures III.22 et III.23 représentent les variations des chutes de contrainte avec la déformation après un revenu à T_{ageing} =20°C respectivement à différentes vitesses de déformation $\dot{\varepsilon}$ pour 10 min de revenu et à 1.67×10^{-3} s^{-1} pour divers temps de revenu t_{ageing}. Comme nous pouvons le constater lors des essais réalisés sur machine dure, l'amplitude de la chute de contrainte augmente avec la déformation conformément aux résultats obtenus dans la littérature [64, 67]. Toutefois, dans le cas de l'alliage 7475 et contrairement à ce qui a pu être observé dans d'autres alliages d'aluminium [54, 55, 117], la chute de contrainte ne semble pas atteindre de valeur de saturation lorsque de grandes valeurs de la déformation sont atteintes. L'augmentation de $\Delta\sigma$ est, par ailleurs, d'autant plus importante que la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ employée est faible (figure III.22). La même tendance est observée lorsque le temps de revenu t_{ageing} croît (figure III.23).

Afin de déterminer l'allure générale du nuage de points qui caractérise l'évolution de $\Delta\sigma$ avec la déformation, nous avons ici décidé d'effectuer une interpolation polynomiale de $\Delta\sigma(\varepsilon)$.

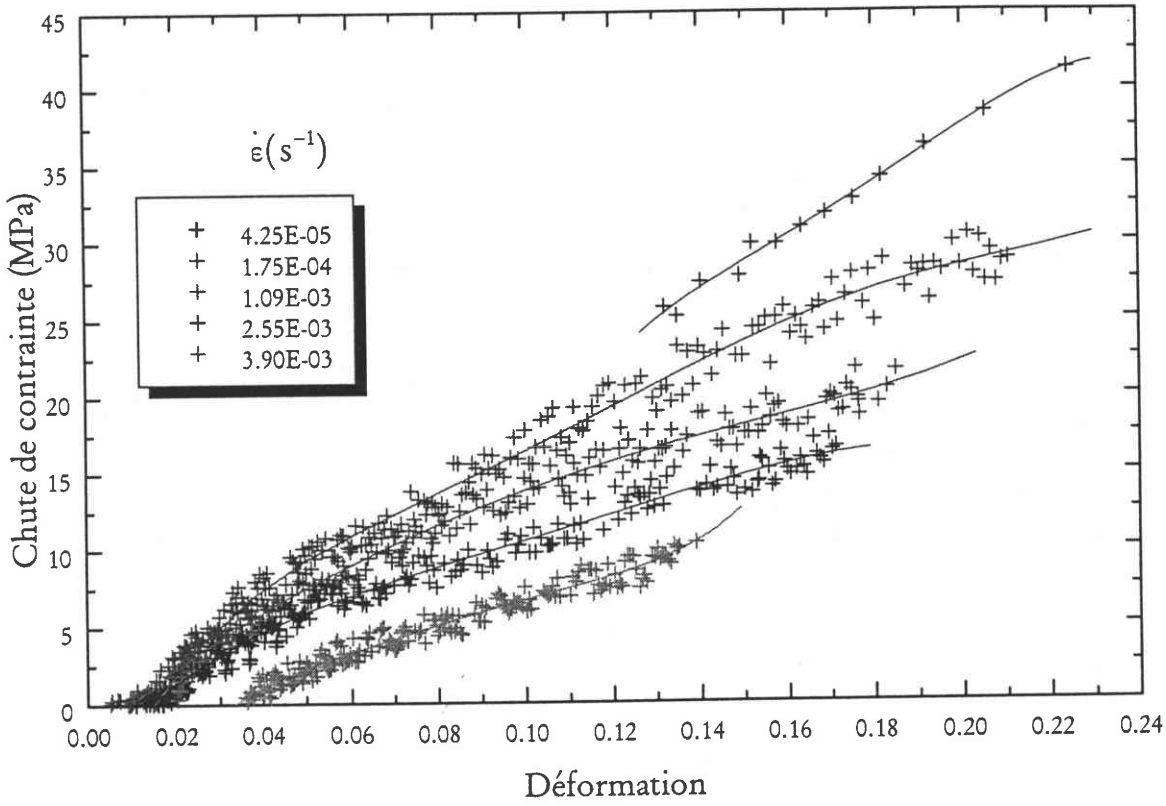


Figure III.22 :
Amplitude des chutes de contrainte en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation après un revenu à l'ambiante de 10 min.

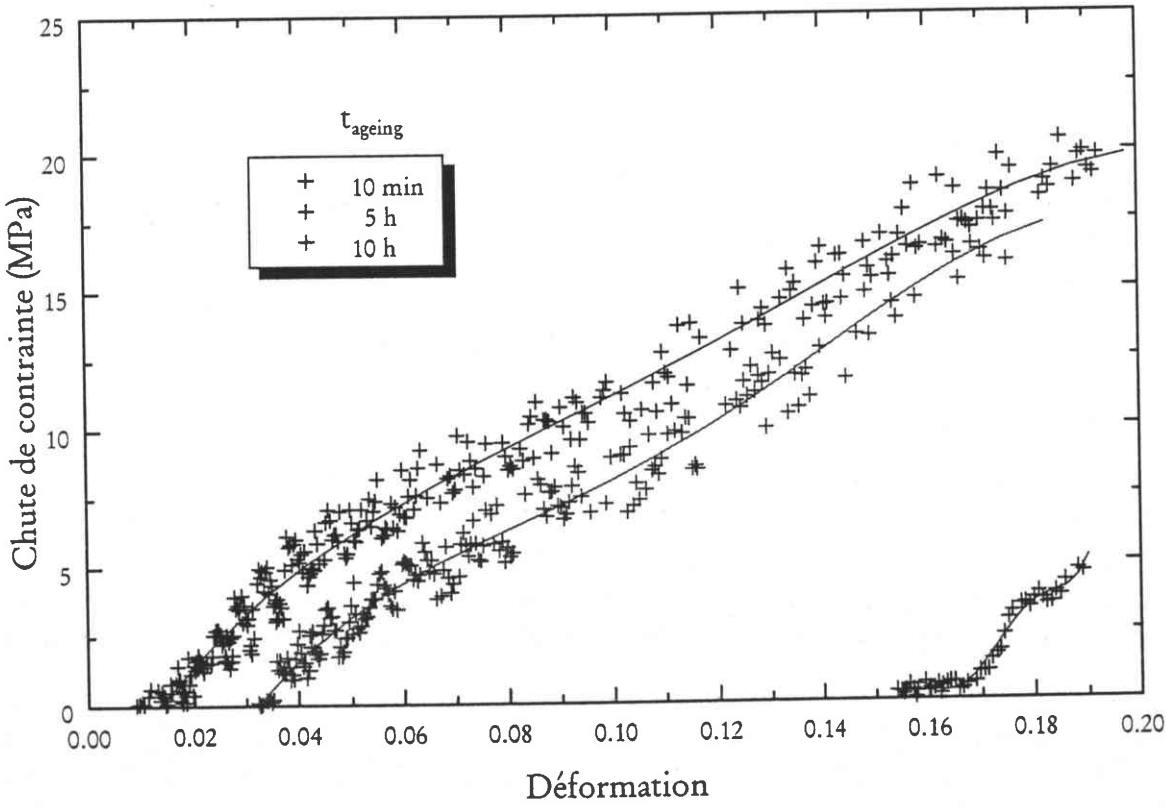


Figure III.23 :
Amplitude des chutes de contrainte en fonction de la déformation pour différents temps de revenu à l'ambiante et une vitesse de 1.67×10^{-3} s^{-1}.

Lors d'essais réalisés à la même vitesse de déformation, nous avons pu étudier séparément l'amplitude relative aux décrochements de type de A (figure III.24a) et de type B (figure III.24b) et mesurer l'influence de la déformation pour différentes températures de revenu T_{ageing}. De la même manière que précédemment, nous pouvons noter une augmentation de $\Delta\sigma$ avec la déformation ε. Cette croissance en fonction de ε est d'ailleurs d'autant plus importante dans le cas du type A que dans le cas du type B. Tout comme dans le cas d'un revenu à l'ambiante, nous n'observons pas de saturation de la chute de contrainte avec la déformation.

Nous pouvons, par ailleurs, remarquer une concavité différente suivant le type de PLC rencontré : les courbes $\Delta\sigma(\varepsilon)$ présentent, en effet, une concavité vers le haut dans le cas du PLC de type A alors que cette tendance est inversée (concavité vers le bas) dans le cas du type B pour les faibles chutes de contrainte.

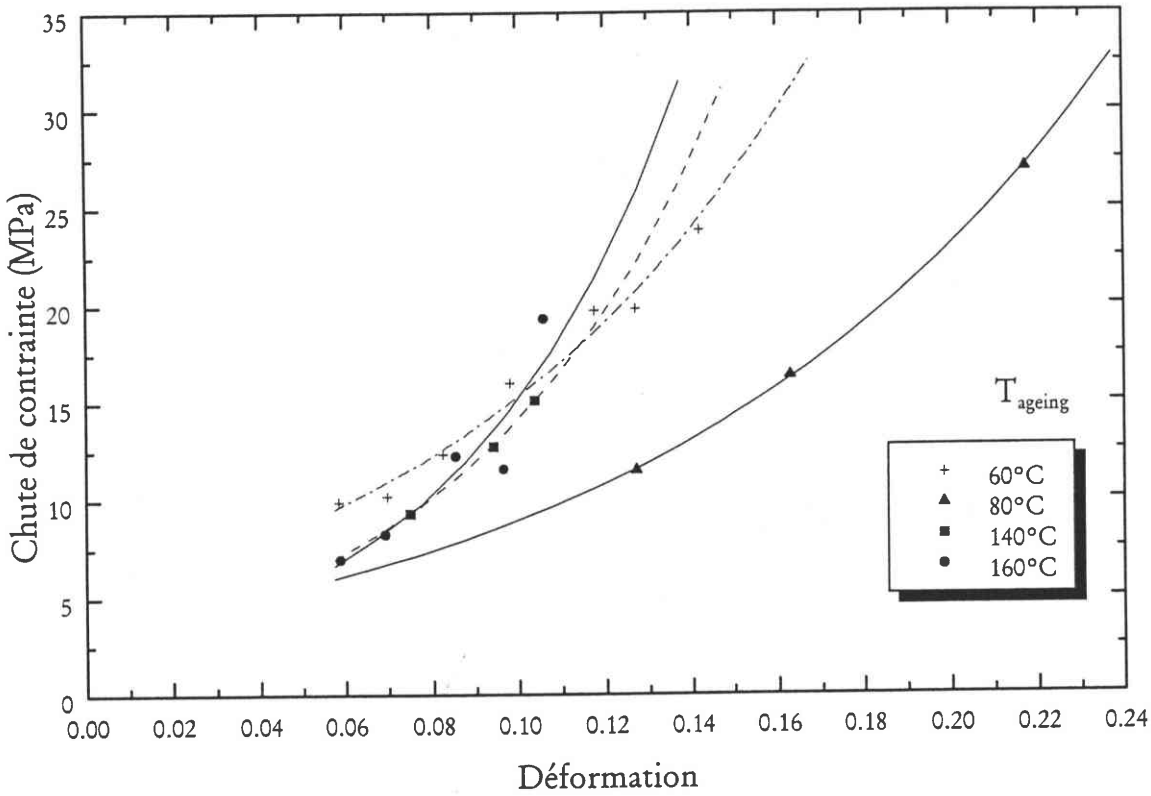
Enfin, nous avons représenté sur la figure III.25, l'évolution de $\Delta\sigma$ en fonction de la déformation pour différents temps de revenu à $T_{ageing} = 180°C$ pour les décrochements de type A. Nous observons alors les mêmes variations de $\Delta\sigma$ que sur la figure III.24a.

3.4.1.2. Influence de la vitesse de déformation

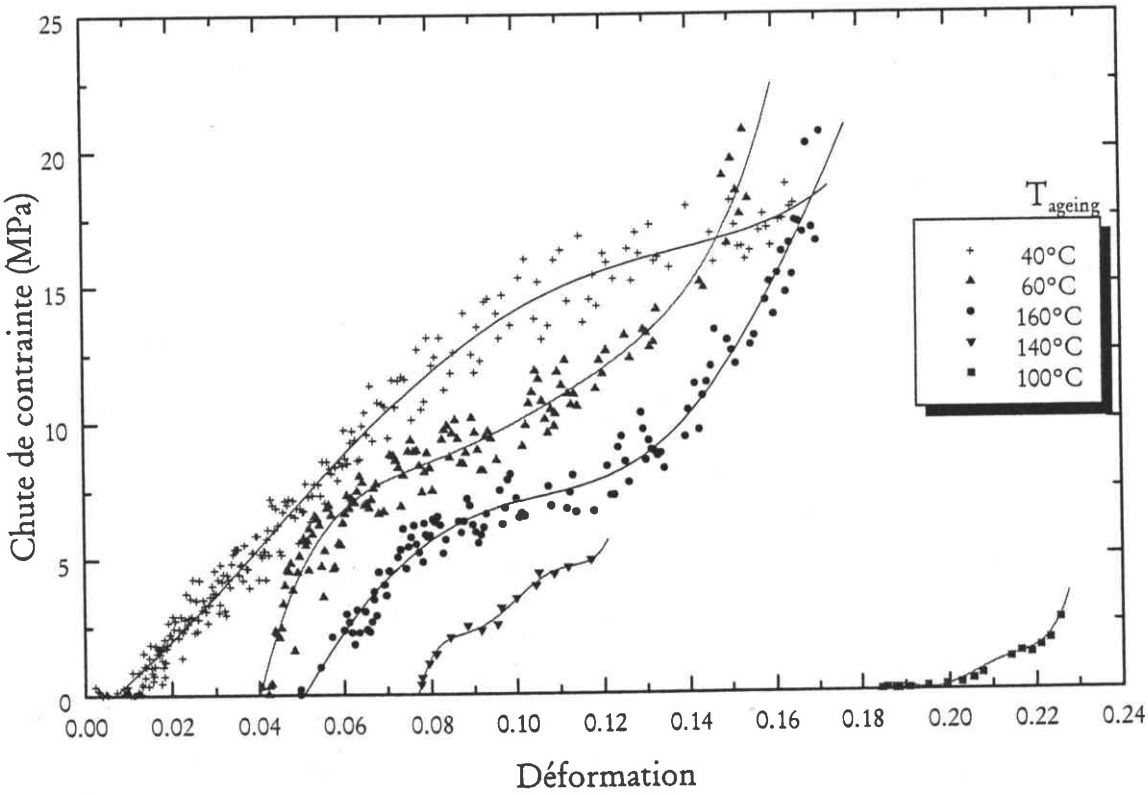
Nous nous sommes aussi intéressés à l'influence de la vitesse de déformation sur l'amplitude des chutes de contrainte pour différents temps de revenu et pour une valeur de la déformation égale à 10% (figure III.26). On observe alors deux régimes distincts caractérisés par deux pentes différentes (n_1 et n_2). Les valeurs obtenues pour les pentes, issues des variations de $\log \Delta\sigma$ en fonction de $\log \dot{\varepsilon}$, sont regroupées dans le tableau III.1. Les valeurs obtenues pour la pente n_2 ne semblent pas dépendre du tout de la durée du vieillissement. Quant aux variations de la pente n_1 avec t_{ageing}, celles-ci demeurent très faibles. Le changement de pente des courbes $\log \Delta\sigma - \log \dot{\varepsilon}$ s'effectue indépendamment du temps de revenu pour une même vitesse de déformation de $1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$. Nous pouvons par ailleurs noter ici une sensibilité macroscopique négative de $\Delta\sigma$ à la vitesse de déformation.

t_{ageing}	Pente n_1	Pente n_2
10 min.	- 0.15	- 0.51
1 h.	- 0.17	- 0.52
3 h.	- 0.19	- 0.53

Tableau III.1 :
Valeurs des pentes des courbes représentant $\log \Delta\sigma$ en fonction de $\log \dot{\varepsilon}$ pour l'alliage 7475 pour différents temps de revenu.



(a)



(b)

Figure III.24 :
Amplitude des chutes de contrainte en fonction de la déformation après 10 min de revenu à une vitesse $\dot{\varepsilon}_{min} = 1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ pour les décrochements :
(a) de type A
(b) de type B.

UNIVERSITE DE METZ
S.C.D.

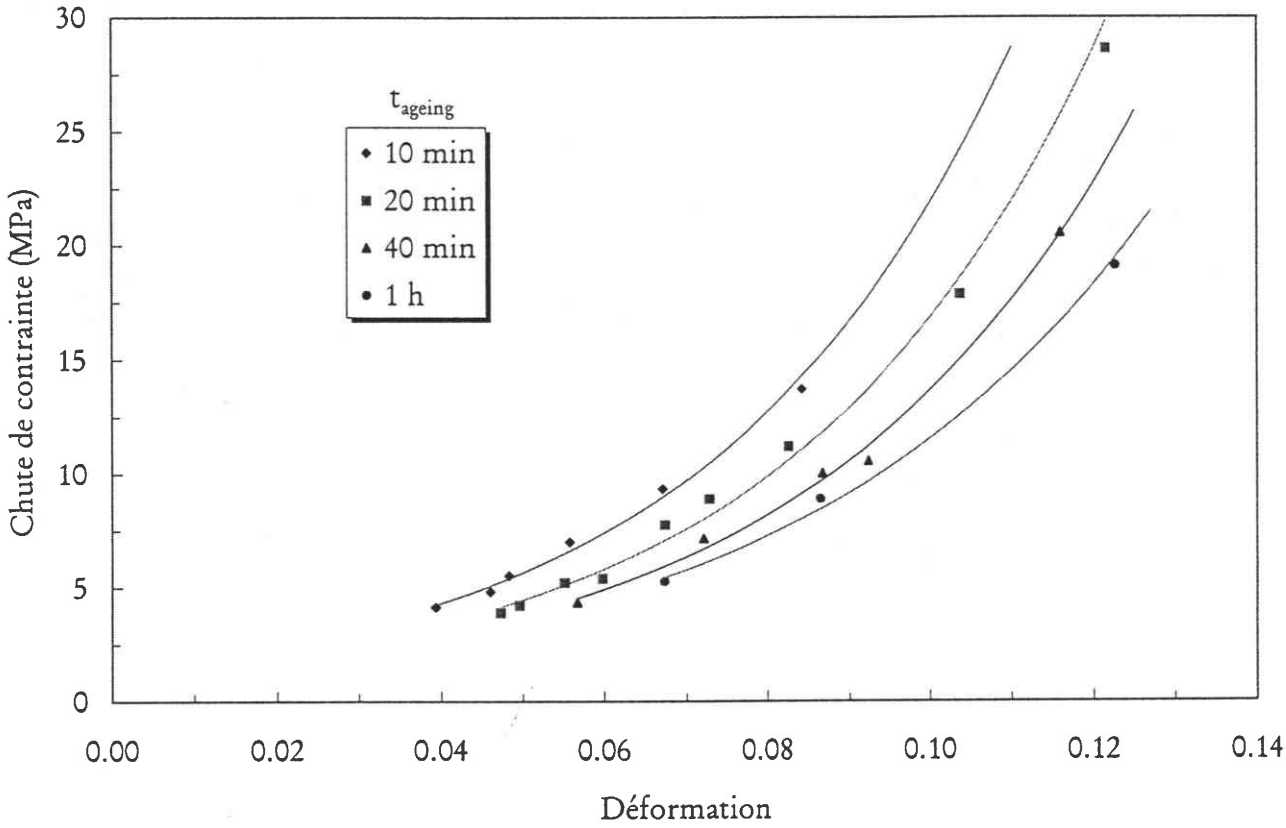


Figure III.25 :
Evolution de la chute de contrainte en fonction de la déformation pour $\dot{\varepsilon}_{min} = 2.12x10^{-3}\ s^{-1}$ et $T_{ageing} = 180°C$ pour le type A.

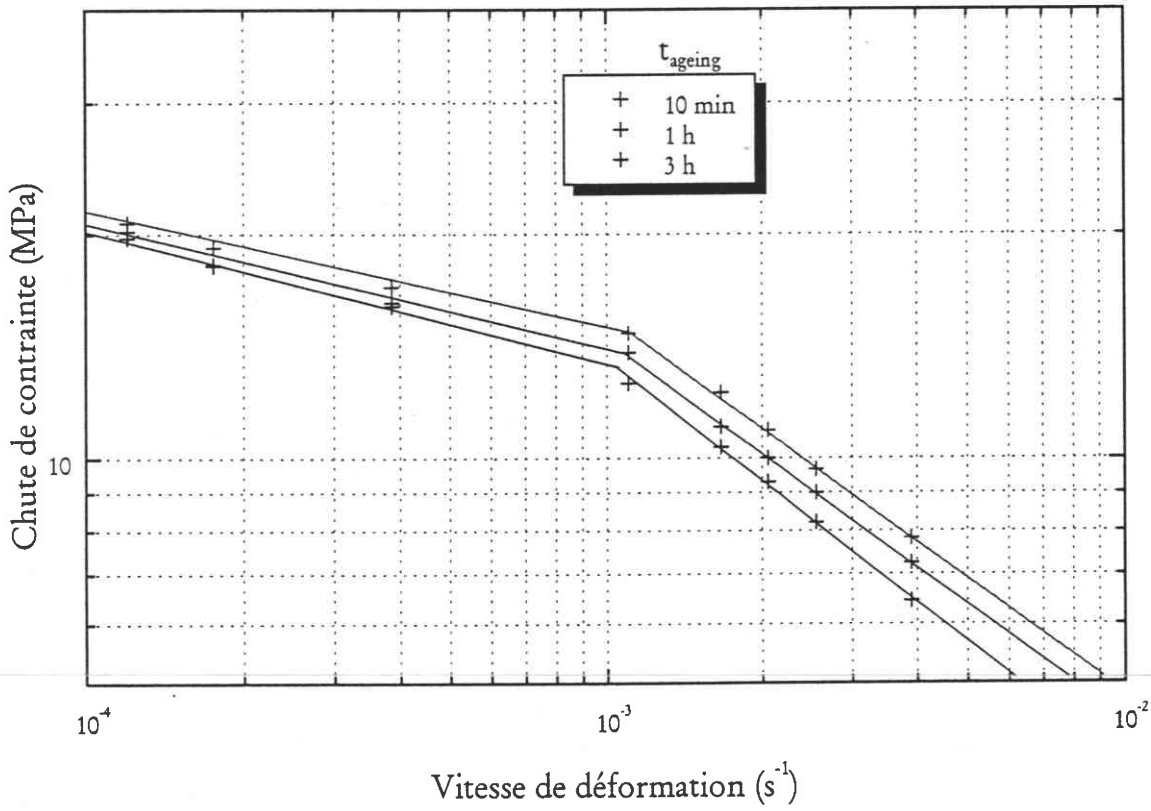


Figure III.26 :
Amplitude des chutes de contrainte en fonction de la vitesse déformation pour $\varepsilon = 10\%$ et $T_{ageing} = 20°C$ pour le type B.

3.4.1.3. Influence du temps de revenu

L'influence du temps de revenu sur la chute de contrainte est étudiée pour la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_{min}$. La figure III.27 représente cette influence pour une température de revenu de 40°C et pour une déformation de 10%. Nous observons que $\Delta\sigma$ décroît en fonction de t_{ageing} et s'annule pratiquement lorsque l'effet PLC tend à disparaître au delà d'une durée t_{ageing} égale à 5 heures. Nous pouvons aussi noter une variation de pente significative après environ une heure de revenu. Les pentes associées à ces deux domaines, qui ne semblent pas réellement varier avec la température et la vitesse de déformation, sont respectivement de n= - 1.42 et n'= - 7.15 MPa.h^{-1}, soit un rapport de pentes n/n' égal à 0.198.

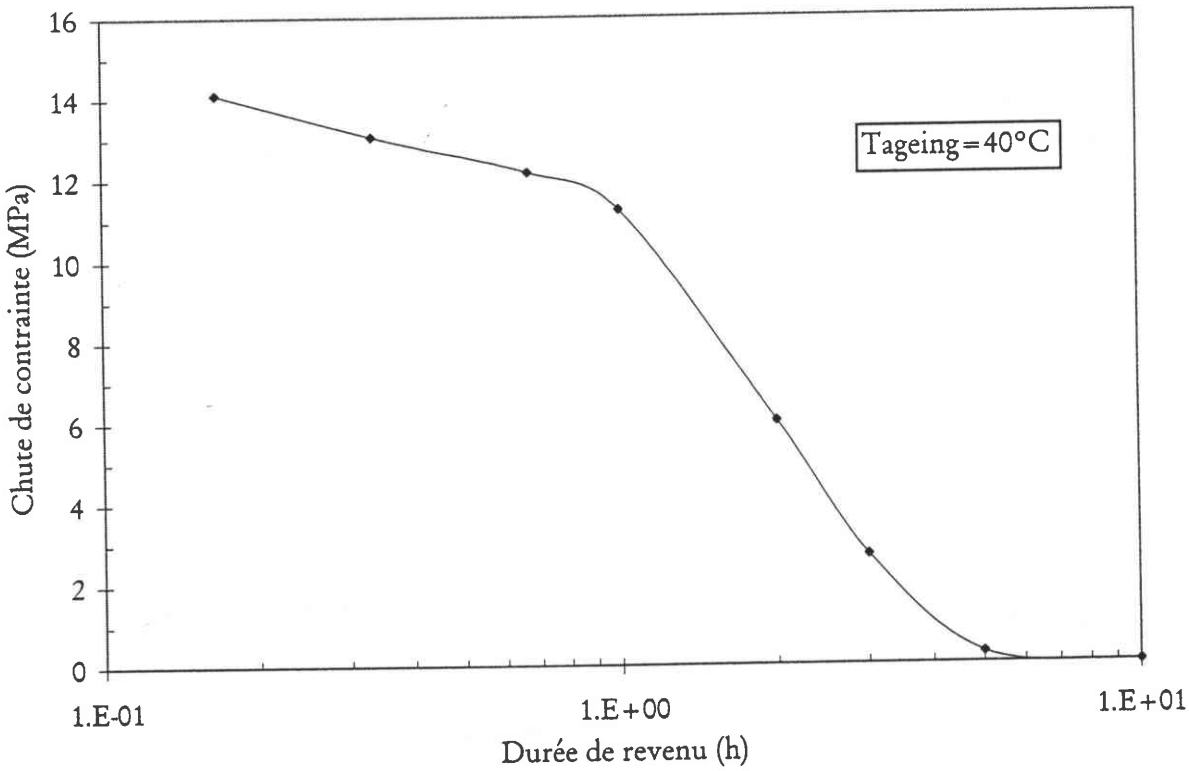


Figure III.27 :
Amplitude des chutes de contrainte en fonction du temps de revenu pour ε=10%, $\dot{\varepsilon}_{min}$ = 1.09x10^{-3} s^{-1} et T_{ageing} =40°C dans le cas du type B.

3.4.1.4. Influence de la température de revenu

La figure III.28 regroupe les variations des chutes de contrainte $\Delta\sigma$ en fonction de T_{ageing} après 10 min de revenu pour trois vitesses de déformation dans le cas du PLC de type B. L'amplitude des chutes $\Delta\sigma$ diminue lorsque T_{ageing} augmente et ce, jusqu'à environ 80 - 90°C où il n'y a plus de PLC de type B ($\Delta\sigma \approx 0$ MPa), puis elle augmente de nouveau à partir de 120°C. Dans le cas du PLC type A, on observe des évolutions similaires de $\Delta\sigma$ - T_{ageing}.

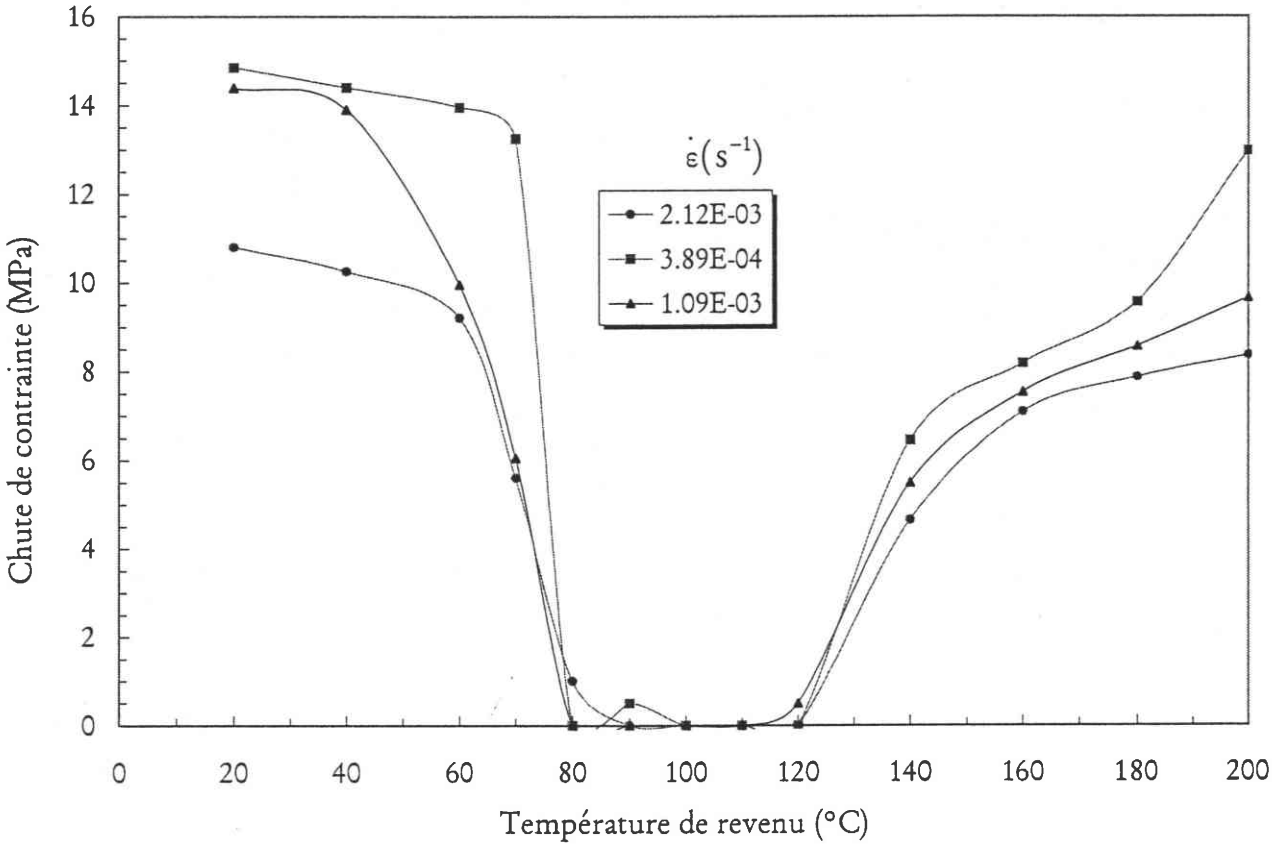


Figure III.28 :
Amplitude des chutes de contrainte en fonction de la température de revenu pour $\varepsilon = 10\%$ et $t_{ageing} = 10$ min dans le cas du type B.

Nous observons également pour des températures inférieures à 80°C, que $\Delta\sigma$ est sensible à la vitesse de déformation imposée. Au delà de 120°C, l'écart semble se réduire entre les différentes courbes $\Delta\sigma - T_{ageing}$ aux trois vitesses de déformation étudiées.

3.4.2. TEMPS DE RECHARGEMENT

Tant que l'effet PLC ne s'est pas manifesté ($\varepsilon < \varepsilon_c$), une dislocation en mouvement est soumise à un système de forces en équilibre. Lorsque celui-ci apparaît ($\varepsilon \geq \varepsilon_c$), l'équilibre de ces forces est rompu, la dislocation est accélérée, sa vitesse augmente et devient donc supérieure à celle qui est nécessaire pour poursuivre la déformation. La vitesse de déformation devient elle aussi supérieure à la vitesse de déformation imposée : la contrainte chute. La dislocation mobile va alors poursuivre son chemin jusqu'à ce qu'elle soit finalement bloquée par un nuage d'atomes de soluté. On assiste alors à une mise en charge de la dislocation de manière élastique : la contrainte augmente de nouveau. Toutefois, cette mise en charge peut aussi se faire, dans un premier temps, de manière plastique, ce qui correspond en fait à un traînage des atomes de soluté par la dislocation pendant une courte période jusqu'à ce que celle-ci soit entièrement bloquée. Ainsi, le temps de blocage des dislocations par les atomes de soluté correspond approximativement au temps de rechargement t_R, et représente donc une caractéristique importante de l'effet PLC.

3.4.2.1. Influence de la déformation

Le temps de rechargement t_R, tout comme la chute de contrainte $\Delta\sigma$, évolue avec la déformation. Ses variations sont reportées en fonction de la déformation pour différentes vitesses sur la figure III.29 après un revenu à l'ambiante pendant 10 minutes. L'allure globale de l'évolution de t_R en fonction de ε rappelle celle observée pour les courbes relatives à $\Delta\sigma$ (voir figure III.22). En particulier, une croissance avec ε apparaît. Celle-ci présente deux parties distinctes : une croissance rapide pour les faibles déformations suivie d'un domaine caractérisé par une pente plus douce. Bien entendu, si nous nous plaçons à une déformation ε fixée, le temps de rechargement diminue lorsque la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ augmente mais les pentes associées aux courbes $t_R(\varepsilon)$ ne semblent pas dépendre de la vitesse employée. Enfin, nous n'observons guère de phénomène de saturation pour de grandes valeurs de ε.

Nous retrouvons une influence de la déformation sur le temps de rechargement t_R comparable à celle observée pour $\Delta\sigma$ à différentes températures de revenu (voir figures III.24b et III.30). Enfin, nous avons corrélé l'évolution de t_R avec la déformation ε à l'aide d'un polynôme.

3.4.2.2. Influence de la vitesse de déformation

L'évolution du temps de rechargement t_R en fonction de la vitesse de déformation est représentée sur la figure III.31 après divers temps de revenu à T_{ageing} =20°C. Les mesures ont été effectuées pour une déformation ε de 10 %. Nous observons alors une décroissance de t_R lorsque $\dot{\varepsilon}$ augmente jusqu'à ce que t_R atteigne la valeur nulle, c'est-à-dire pour des vitesses de déformation assurant la disparition de l'effet PLC. Nous pouvons aussi noter que cette décroissance de log t_R avec log $\dot{\varepsilon}$ s'effectue de manière linéaire ce qui correspond donc à une évolution de la forme : $t_R = t_o\dot{\varepsilon}^{n_R}$. Les valeurs obtenues pour les pentes n_R, relatives aux courbes log t_R - log $\dot{\varepsilon}$, sont indiquées dans le tableau III.2. Celles-ci demeurent proche de - 1.0 et varient très peu avec la durée de revenu t_{ageing}.

t_{ageing}	Pente n_R
10 min.	- 1.11
1 h.	- 1.19
3 h.	- 1.29

Tableau III.2 :
Valeurs des pentes des courbes représentant log t_R en fonction de log $\dot{\varepsilon}$ pour l'alliage 7475 pour différents temps de revenu.

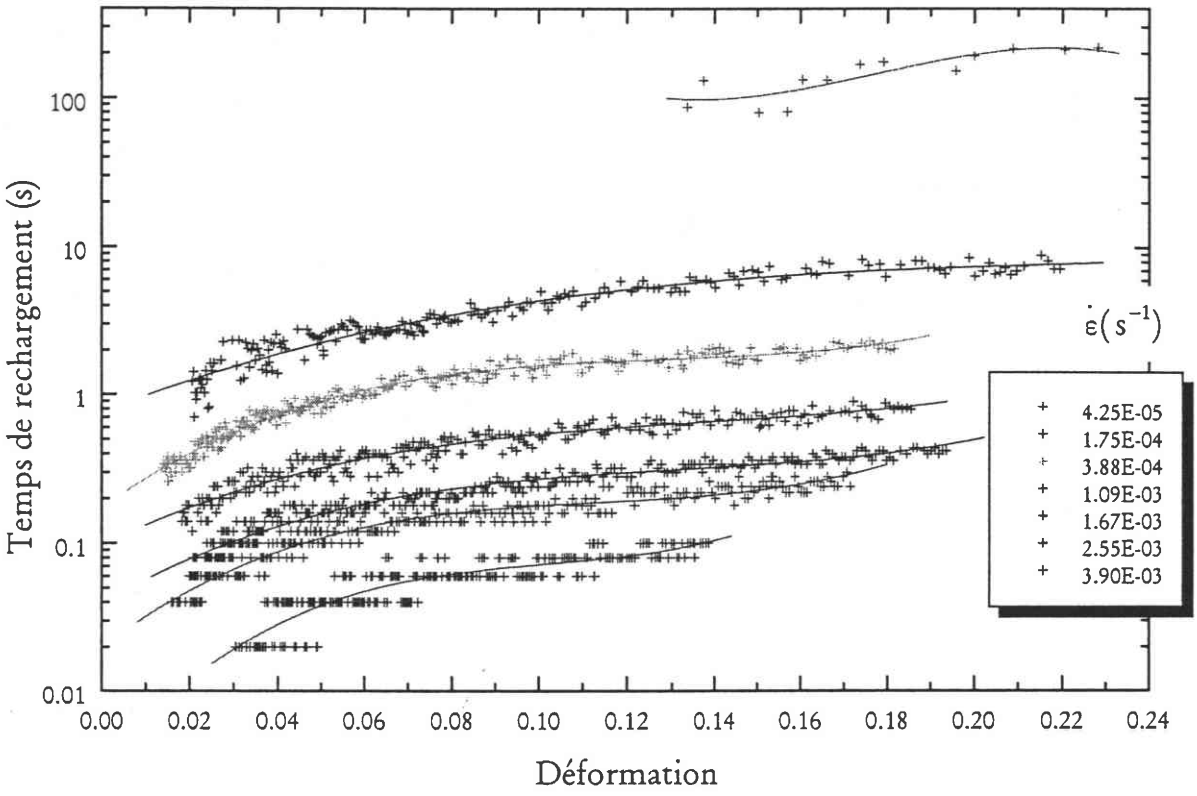


Figure III.29 :
Temps de rechargement en fonction de la déformation après un revenu à l'ambiante de 10 min pour différentes vitesses de déformation.

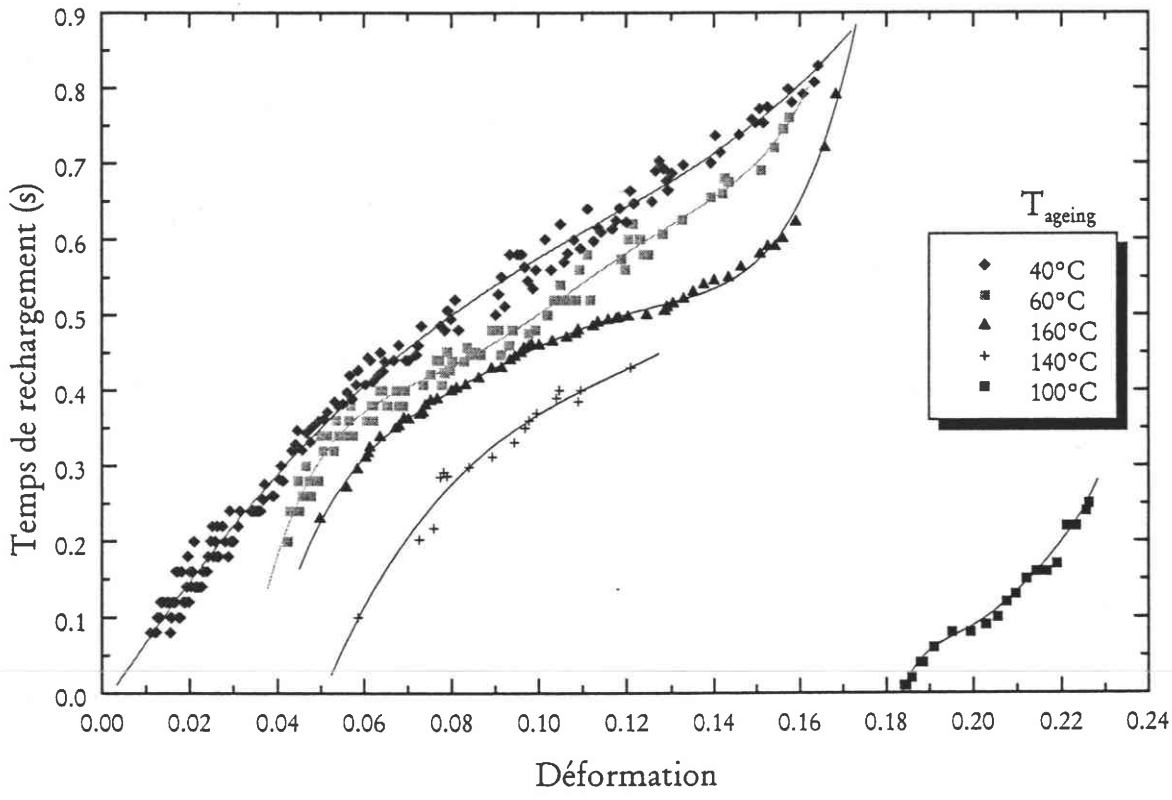


Figure III.30 :
Temps de rechargement en fonction de la déformation pour un revenu de 10 min à différentes températures et à la vitesse de $\dot{\varepsilon}_{min} = 1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$.

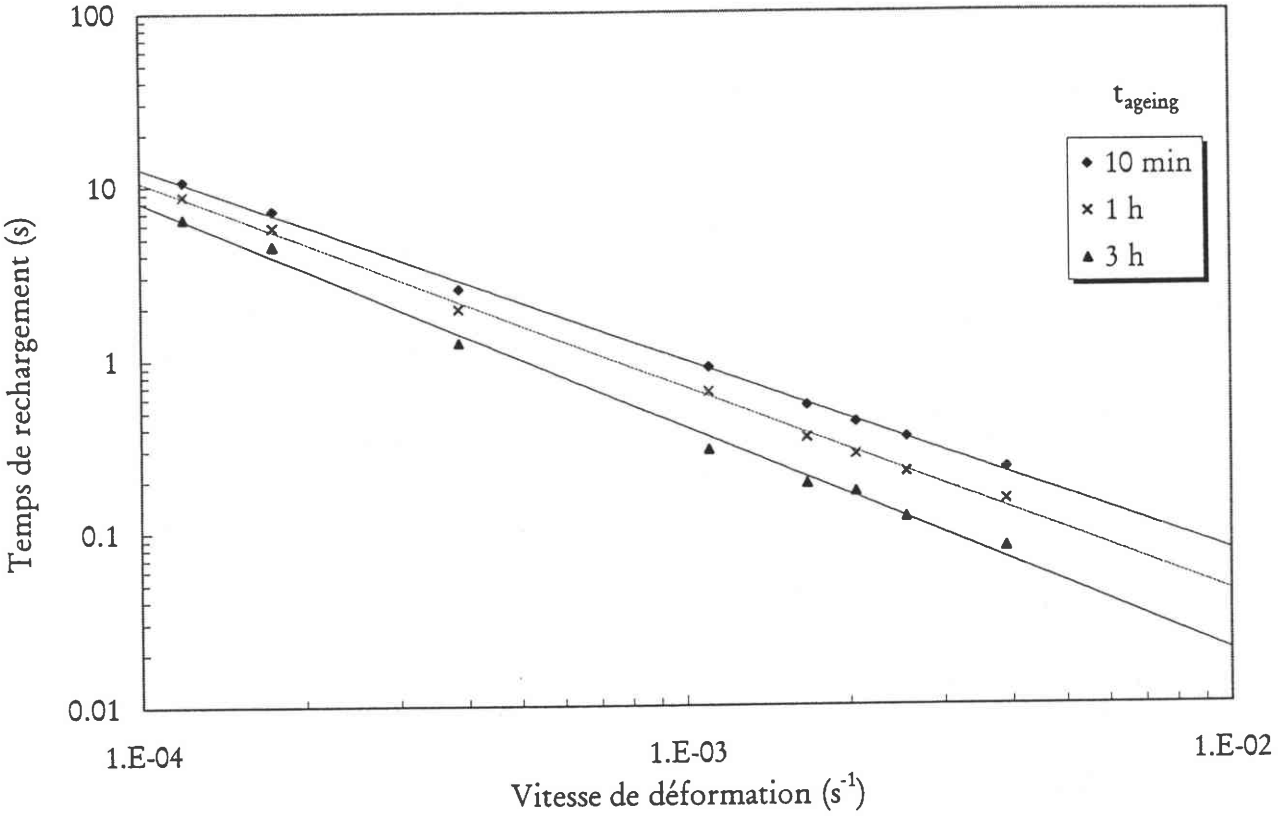


Figure III.31 :
Temps de rechargement en fonction de la vitesse de déformation pour $\varepsilon = 10\%$ et pour différents temps de revenu à $T_{ageing} = 20°C$.

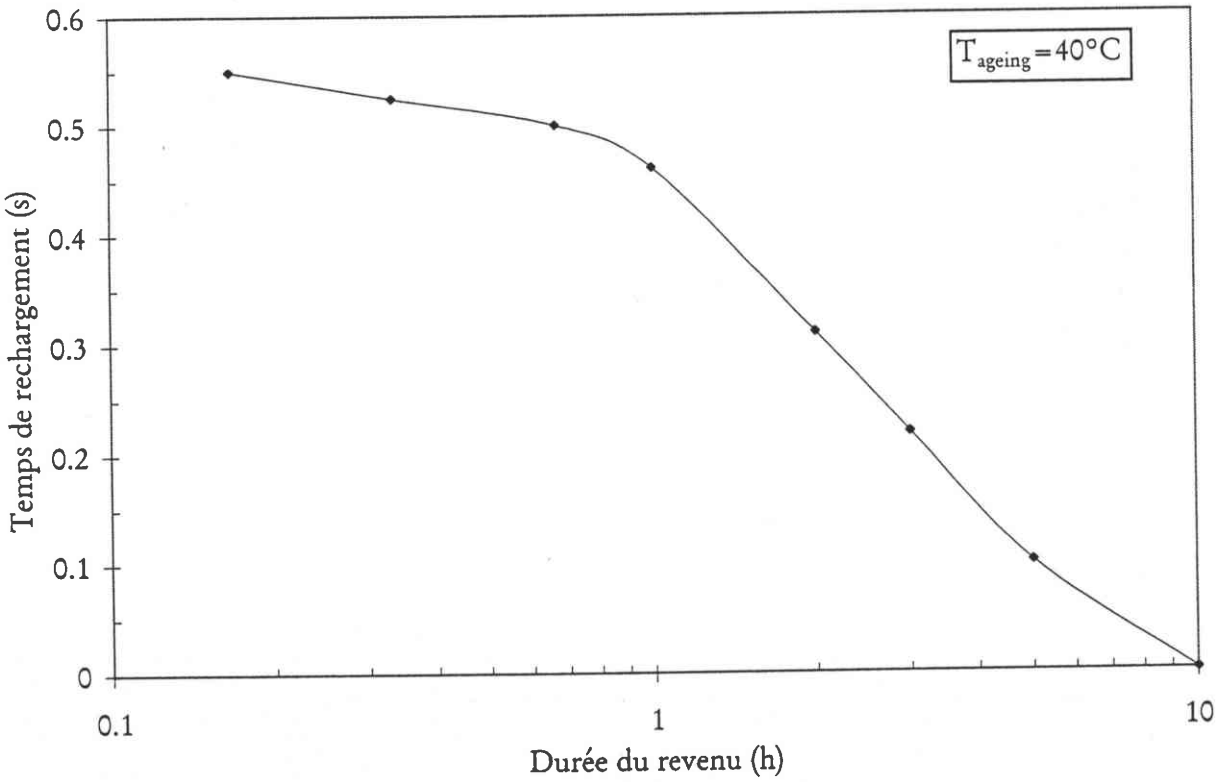


Figure III.32 :
Temps de rechargement en fonction du temps de revenu pour $\varepsilon = 10\%$, $\dot{\varepsilon}_{min} = 1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ et $T_{ageing} = 40°C$.

3.4.2.3. Influence du temps de revenu

Les variations du temps de rechargement avec la durée du revenu sont reproduites sur la figure III.32 après un revenu à 40°C et une déformation $\varepsilon = 10\%$. Seule la courbe pour $T_{ageing} = 40°C$ a été représentée car pour des températures supérieures à $T_{ageing} = 40°C$, le phénomène PLC apparaît après une déformation ε de 10% ou disparaît complètement pour des temps de revenu élevés et la valeur de t_R devient donc nulle.

Le temps t_R chute lorsque t_{ageing} augmente et un changement caractéristique de pente se produit aux alentours de $t_{ageing} = 1h$ avant que cette pente ne s'annule définitivement après 10h de revenu. Les valeurs des pentes sont ici respectivement de $n = -6.58 \times 10^{-4}$ et $n' = -3.42 \times 10^{-3}$, soit un rapport des pentes n/n' de 0.193. Ce comportement est similaire à celui de l'amplitude de la chute de contrainte (voir figure III.27). Nous observons d'ailleurs que le rapport des pentes n/n' obtenu est pratiquement le même que celui pour $\Delta\sigma$.

3.4.2.4. Influence de la température de revenu

Nous avons aussi étudié l'influence de la température de revenu sur le temps de rechargement (figure III.33) pour trois vitesses de déformation différentes. Nous retrouvons un comportement semblable à celui de la chute de contrainte avec la température de vieillissement (voir figure III.28), à savoir, une décroissance de t_R jusqu'à $T_{ageing} = 80°C$, suivi jusqu'à 120°C, d'un fossé où t_R demeure quasiment nul; enfin, nous assistons à une remontée de t_R jusqu'à $T_{ageing} = 200°C$. Cette allure reste observable quelque soit la vitesse de l'essai.

Si l'on compare maintenant le rapport de deux vitesses de déformation employées avec celui lié aux valeurs obtenues pour le temps de rechargement t_R, nous constatons que nous pouvons écrire la relation suivante :

$$\dot{\varepsilon}_1/\dot{\varepsilon}_2 \approx t_{R_2}/t_{R_1}$$

3.4.3. PENTES DE DECHARGEMENT ET DE RECHARGEMENT

Les phases de décharge et de recharge de chaque décrochement étant quasiment linéaires, il nous a paru intéressant, dans un dernier temps, d'étudier les variations des pentes relatives aux chutes de contrainte et aux rechargements. Toutefois, ces pentes ne semblent pas varier de manière significative avec la déformation, la vitesse de déformation ni même d'ailleurs avec la température et le temps de revenu. On peut toutefois noter une très légère croissance de ces pentes avec la déformation (figure III.34).

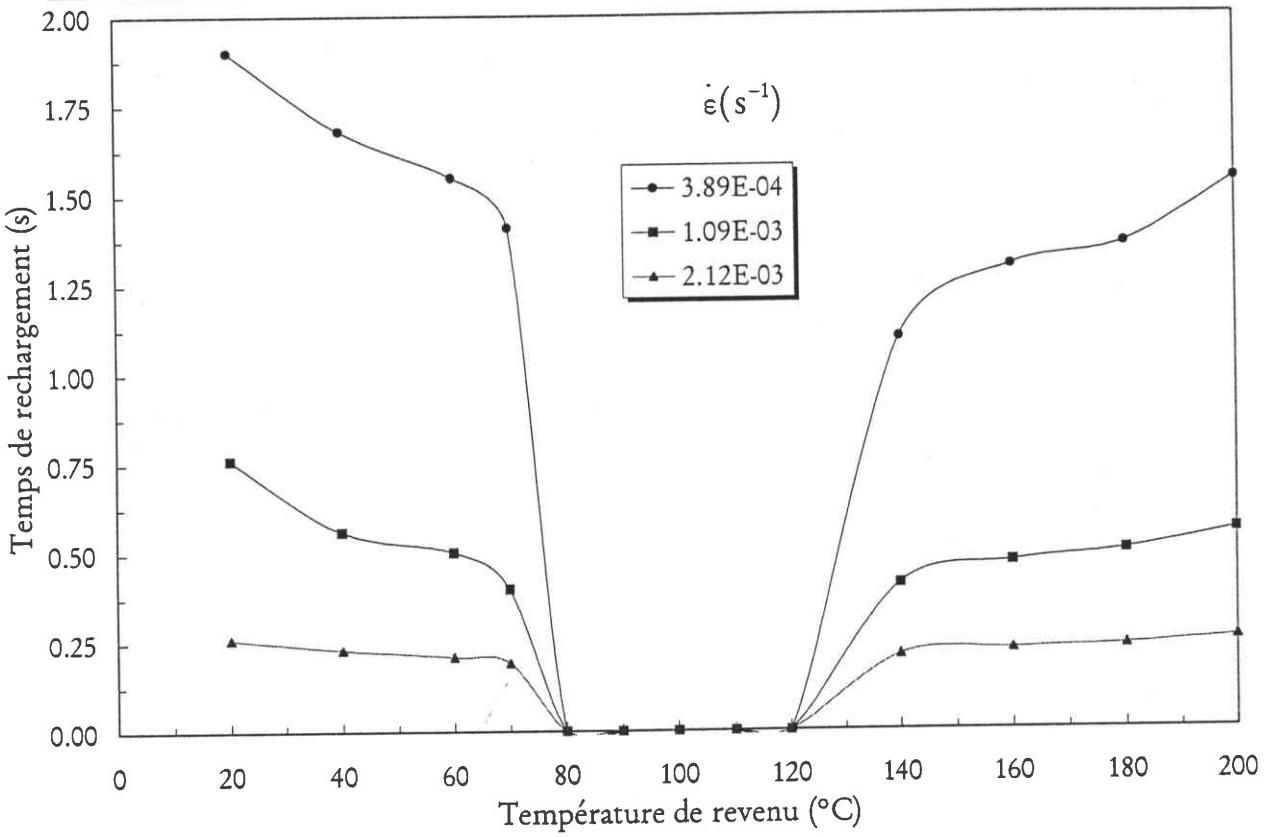


Figure III.33 :
Temps de rechargement en fonction de la température de revenu pour $\varepsilon = 10\%$ et $t_{ageing} = 10$ min dans le cas du type B.

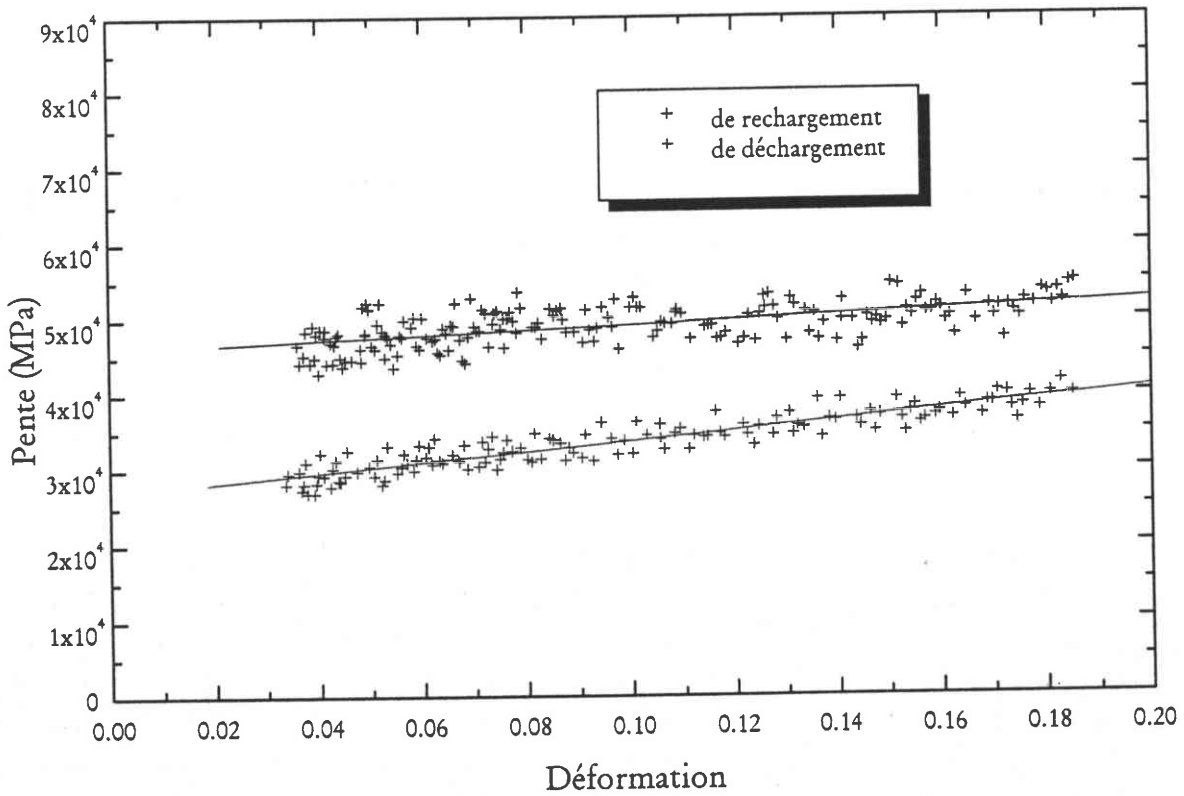


Figure III.34 :
Pentes de rechargement et de déchargement pour l'alliage 7475 à une vitesse de déformation de 1.09×10^{-3} s^{-1} et pour un revenu de 10 min à l'ambiante.

3.5. TAUX D'ECROUISSAGE

Le taux d'écrouissage $(h = d\sigma/d\varepsilon)$ peut être déterminé en considérant la courbe d'écrouissage supérieure dans le cas de courbes présentant un effet PLC de type C et en considérant la courbe moyenne dans la cas de PLC de type A et B. L'évolution du taux d'écrouissage en fonction de la déformation ε a été représentée sur la figure III.35, nous pouvons constater une décroissance très rapide dans la première partie de la courbe suivie d'une décroissance plus faible jusqu'à la rupture de l'échantillon.

L'influence de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ sur le taux d'écrouissage h a aussi été examinée et mise en évidence sur la figure III.36 où nous avons reproduit l'évolution de log h en fonction de log $\dot{\varepsilon}$ pour une déformation $\varepsilon = 10\%$ après divers temps de revenu t_{ageing} à l'ambiante. Nous notons alors une légère décroissance de h lorsque $\dot{\varepsilon}$ augmente. Les courbes log h - log $\dot{\varepsilon}$ prennent en fait la forme de droites décroissantes dont les coefficients directeurs ne dépendent quasiment pas du temps de revenu t_{ageing}. Nous pouvons donc établir une corrélation entre h et $\dot{\varepsilon}$ de la forme suivante : $h = h_o (\dot{\varepsilon})^{-n}$ où h_o et n représentent deux constantes positives.

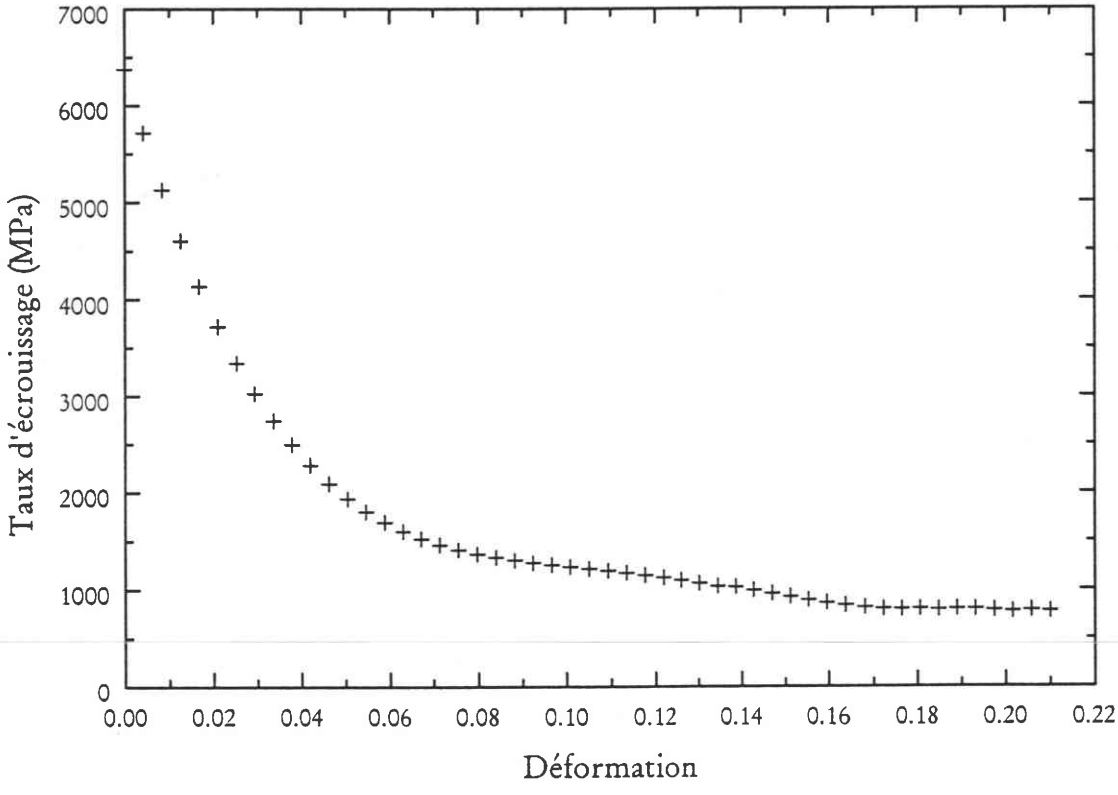


Figure III.35 :
Courbes h(ε) pour l'alliage 7475 après 5h de revenu à l'ambiante et à une vitesse de déformation de 1.75×10^{-4} s^{-1}.

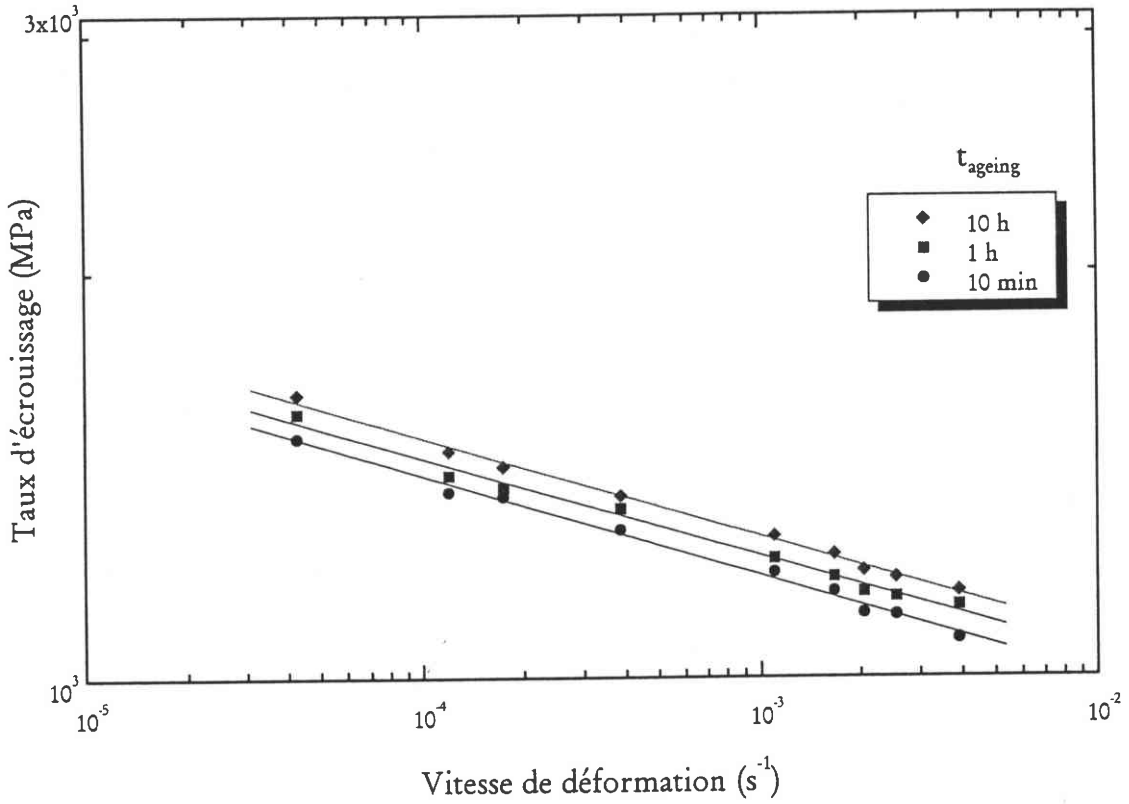


Figure III.36 :
Courbes log h - log $\dot{\varepsilon}$ pour l'alliage 7475 et pour différents temps de revenu à l'ambiante.

Grâce au calcul d'un taux d'écrouissage moyen h_m, nous pourrons comparer les vitesses de contrainte sur machine molle et celles sur machine dure pour lesquelles le phénomène PLC apparaît et disparaît en considérant que $\dot{\sigma} \approx h_m \dot{\varepsilon}$.

3.6. CHANGEMENTS DE VITESSE

3.6.1. ESSAIS AVEC CHANGEMENTS DE VITESSE

Le phénomène PLC est très souvent associé à une sensibilité négative à la vitesse de déformation ($S = d\sigma/d\,Ln\,\dot{\varepsilon} < 0$) tant sur le plan théorique (voir Chapitre I) que sur le plan expérimental. En effet, de nombreuses vérifications ont été faites dans ce domaine et plusieurs auteurs [111, 112] ont pu observer une sensibilité négative sur différents types d'alliages tels que Cu-Ge, Al_3Ti-Li_2.

Nous avons procédé à des essais de traction avec changements de vitesse en cours de déformation, pour cela nous nous sommes fixés un pas de déformation $\Delta\varepsilon$ pour lequel la vitesse varie de $\dot{\varepsilon}_1$ à $\dot{\varepsilon}_2$ ou de $\dot{\varepsilon}_2$ à $\dot{\varepsilon}_1$ successivement. Les figures III.37 et III.38 représentent respectivement les courbes de traction issues de tels essais pour différents changements de vitesse avec et sans traitement thermique. Dans le premier cas (figure III.37), les deux vitesses choisies sont $\dot{\varepsilon}_1 = 2.40\text{x}10^{-4}$ s^{-1} et $\dot{\varepsilon}_2 = 1.20\text{x}10^{-4}$ s^{-1} avec changement à chaque variation $\Delta\varepsilon = 0.5\%$, chacune de ces variations étant indiquée par une marque rouge (diminution) ou bleue (augmentation). Dans le second cas (figure III.38), nous avons utilisé les vitesses $\dot{\varepsilon}_1 = 4.25\text{x}10^{-5}$ s^{-1} et $\dot{\varepsilon}_2 = 1.00\text{x}10^{-5}$ s^{-1} avec changement de vitesse à chaque variation de $\Delta\varepsilon = 0.4\%$.

Nous pouvons, d'ores et déjà, noter une augmentation du niveau de la contrainte lorsque l'on diminue la vitesse de déformation (passage de $\dot{\varepsilon}_2$ à $\dot{\varepsilon}_1$) au cours de l'essai et un abaissement du niveau de la contrainte lorsque la vitesse augmente (passage de $\dot{\varepsilon}_1$ à $\dot{\varepsilon}_2$) pour un grand nombre de changements de vitesse d'où, bien entendu, une sensibilité négative à la vitesse.

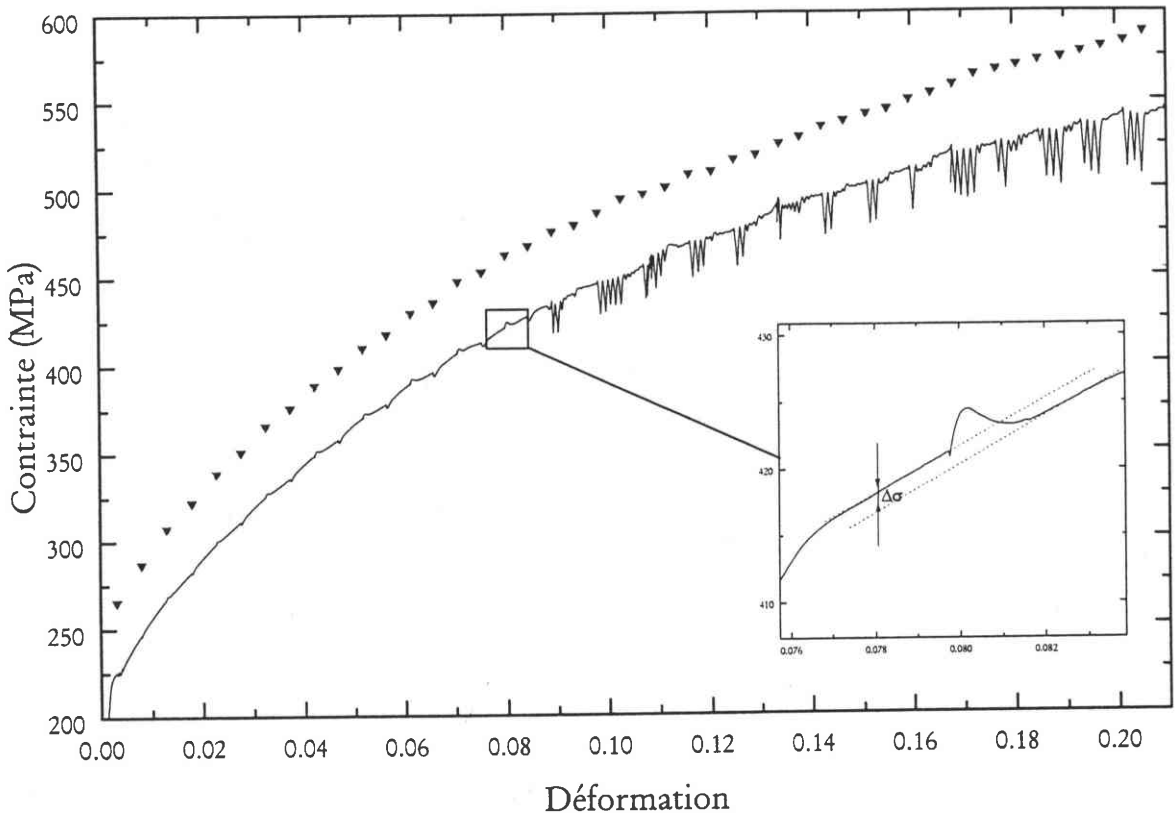


Figure III.37 :
Courbes de traction avec changements de vitesse de 2.40×10^{-4} s^{-1} à 1.20×10^{-4} s^{-1} et inversement à chaque $\Delta\varepsilon = 0.5\%$ après un revenu de 10 h à 20°C.

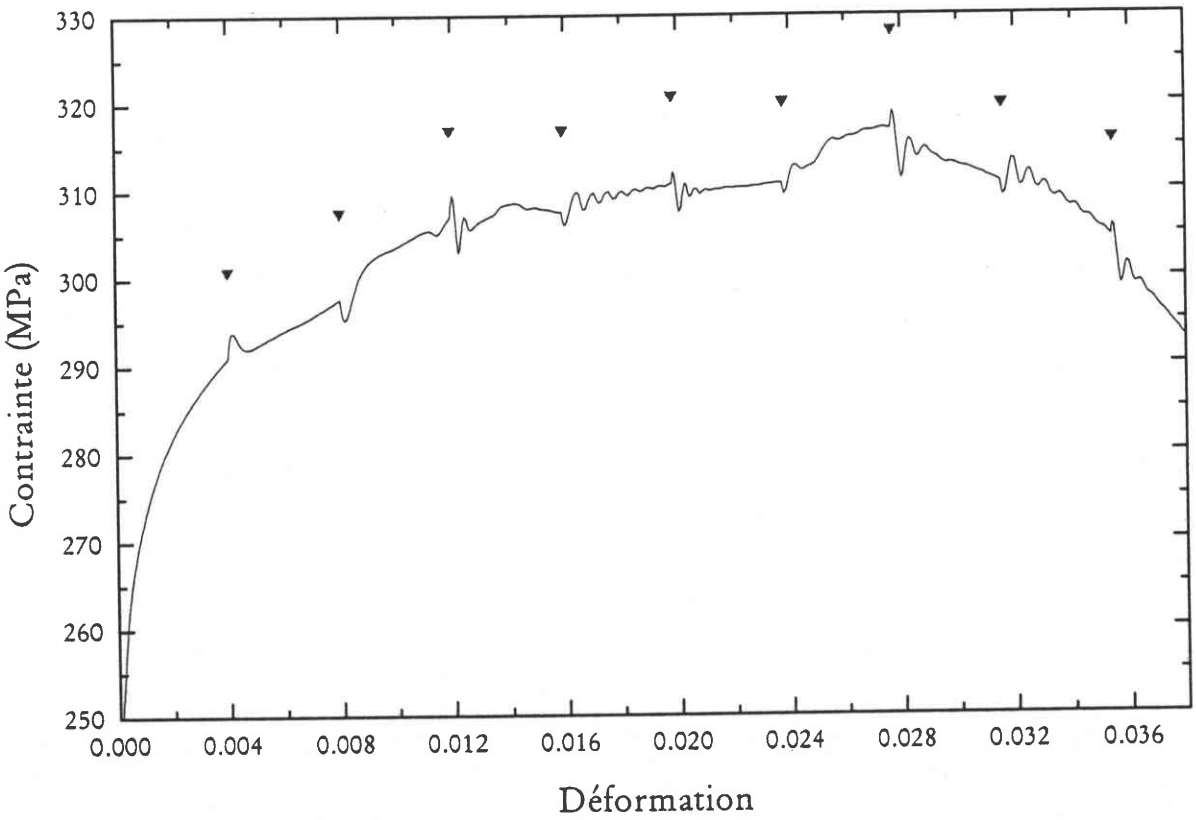


Figure III.38 :
Courbes de traction avec changements de vitesse de 1.00×10^{-5} s^{-1} à 4.25×10^{-5} s^{-1} et inversement à chaque $\Delta\varepsilon = 0.4\%$ sans aucun traitement thermique.

3.6.2. SENSIBILITE A LA VITESSE DE DEFORMATION

Grâce à ce type d'essai, nous avons pu déterminer la sensibilité S à la vitesse de déformation pour chaque saut de vitesse. Ainsi, nous avons représenté les variations de S en fonction de la déformation ε. Bien entendu, il ne s'agit ici que de la sensibilité macroscopique à la vitesse de déformation. Comme nous pouvons le remarquer sur la figure III.39, les variations de la sensibilité S avec la déformation montre l'existence de deux domaines où S est positive et d'une zone de déformation où S devient négative. La zone où S est positive correspond à une déformation macroscopiquement hétérogène sur la courbe de traction (pas d'effet PLC), par contre, lorsque S devient négative, on observe l'apparition du phénomène PLC. Nous pouvons toutefois noter que l'effet PLC persiste malgré une sensibilité à la vitesse qui redevient positive. Chihab [49] a d'ailleurs lui aussi observé, dans des alliages Al-Mg, que le phénomène PLC pouvait persister dans un domaine où la sensibilité macroscopique à la vitesse de déformation est légèrement positive.

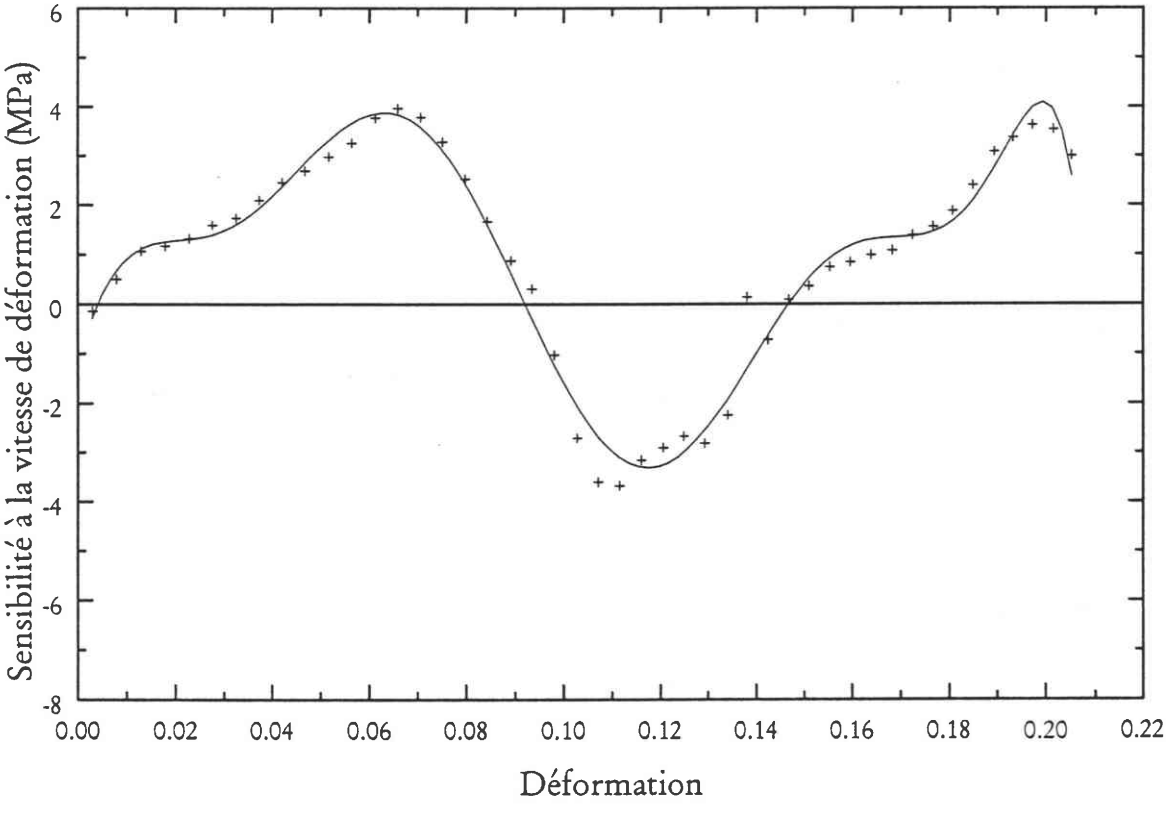


Figure III.39 :
Sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la déformation avec changements de vitesse de 2.40×10^{-4} s^{-1} à 1.20×10^{-4} s^{-1} et inversement à chaque $\Delta\varepsilon = 0.5\%$ après un revenu de 10 h à 20°C.

Enfin, nous pouvons aussi mettre en évidence une sensibilité négative à la vitesse de déformation ($S = d\sigma / d\,Ln\,\dot{\varepsilon} < 0$). En effet, nous avons examiné l'influence de $\dot{\varepsilon}$ sur la

contrainte d'écoulement F, où $F = \sigma - h\varepsilon$ et reproduit son évolution sur la figure III.40 pour différents temps de revenu à l'ambiante et pour une valeur de la déformation ε égale à 10%. Nous observons alors qu'il existe un domaine de vitesses de déformation où la sensibilité S est négative et que celui-ci dépend du temps de revenu t_{ageing}.

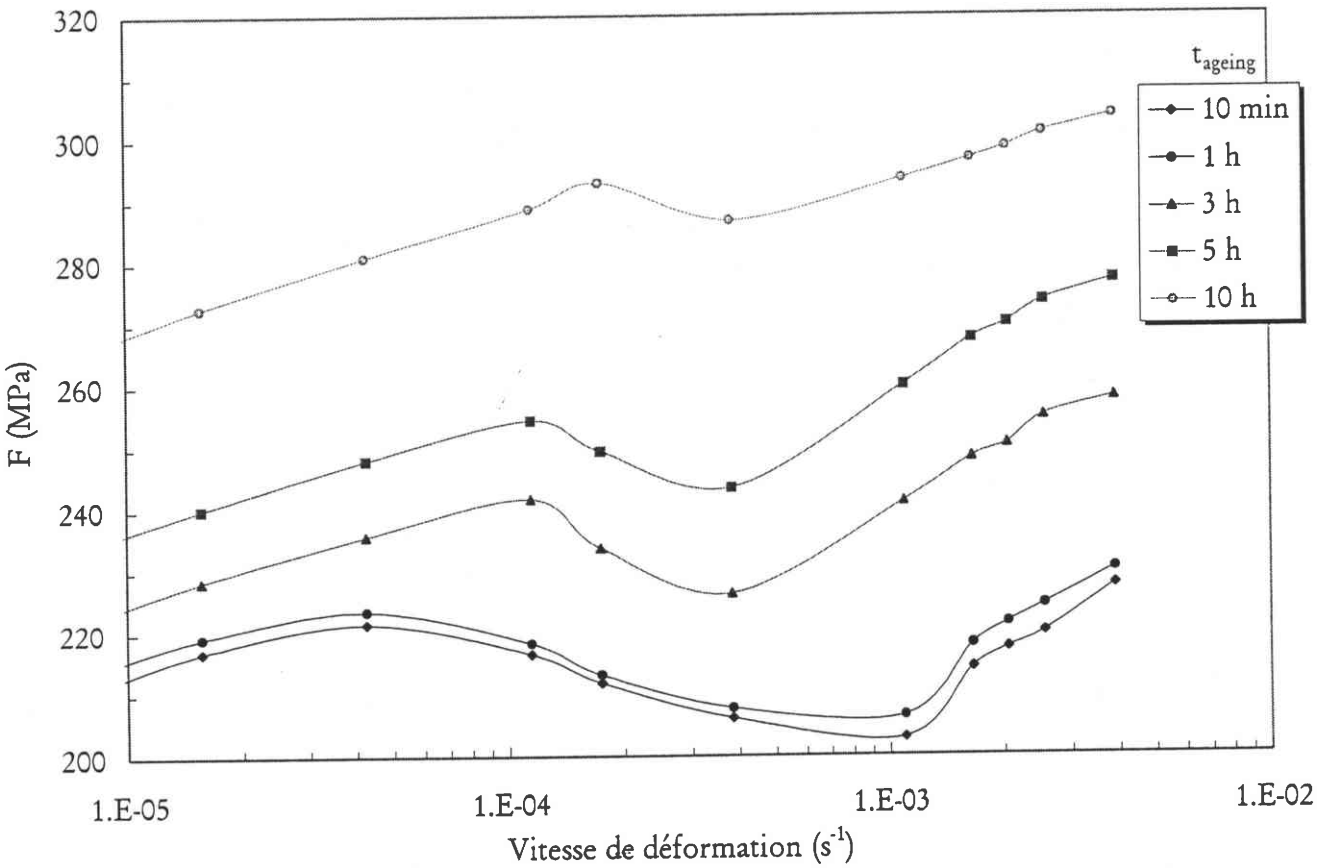


Figure III.40 :
Courbes $F(\dot{\varepsilon})$ pour l'alliage 7475 après différents revenus à 20°C et pour une déformation $\varepsilon = 10\%$.

Ce domaine tend, en effet, à se réduire lorsque la durée du vieillissement augmente, conformément à ce qui a été observé précédemment lors des essais de traction sur machine dure où l'on a pu voir que les temps de revenu longs tendaient à faire disparaître l'effet PLC.

3.7. CONCLUSION

Cette étude expérimentale de l'effet PLC sur machine dure nous a permis d'aboutir à un grand nombre de résultats expérimentaux. Nous avons pu étudier l'influence de différents paramètres sur ce phénomène PLC tels que la déformation, la vitesse de déformation, la durée et la température de revenu.

Hormis les modifications des caractéristiques mécaniques de l'alliage dues à la précipitation structurale, il apparaît que ces phénomènes de précipitation possèdent une influence considérable sur les caractéristiques de l'effet PLC. En particulier, nous avons pu observer l'existence de comportements inverse et normal dans les variations de la déformation critique avec la vitesse de déformation, respectivement dans le domaine des vitesses basses et des vitesses élevées. Une transition entre ces deux domaines apparaît pour $\dot{\varepsilon} = 1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$, minimum qui semble indépendant de la durée du revenu. Nous avons pu aussi mettre en évidence l'évolution de la déformation critique ε_c avec la température de revenu T_{ageing} qui demeure ici très originale par son aspect en "cloche" et qui se reproduit pour différentes vitesses de déformation. On notera la présence d'un maximum commun aux alentours de 85°C quelque soit la durée de revenu.

Il a aussi été possible de mesurer l'influence des paramètres de revenu, T_{ageing} et t_{ageing}, sur les différents types de PLC sur les courbes contrainte-déformation : les décrochements de type A évoluent au détriment de ceux de type B, largement présents à basse température, jusqu'à $T_{ageing} = 120°C$ puis ils finissent par cohabiter lorsque la température de revenu augmente. Le temps de revenu t_{ageing} tend, quant à lui, à retarder l'effet PLC et à l'atténuer dans l'intensité de ses décrochements et seul le type A semble persister lorsque t_{ageing} augmente. Il a aussi été possible d'établir un domaine d'existence $T_{ageing} - t_{ageing}$ du phénomène PLC pour une vitesse de déformation donnée.

L'amplitude des chutes de contrainte $\Delta\sigma$ augmente avec la déformation mais ne semble pas saturer pour les grandes déformations contrairement à ce qui a pu être observé dans d'autres alliages d'aluminium. Cette amplitude décroît lorsque la vitesse de déformation augmente. Les valeurs obtenues pour les chutes de contrainte $\Delta\sigma$ et les temps de rechargement t_R nous ont permis de noter des évolutions similaires lorsque l'on fait varier les différents paramètres.

Enfin, les essais au cours desquels nous avons procédé à des changements de vitesse nous ont montré l'existence d'un domaine de vitesses de déformation où la sensibilité macroscopique à la vitesse de déformation est négative.

CHAPITRE IV

RESULTATS EXPERIMENTAUX SUR MACHINE SOUPLE

L'étude effectuée sur machine dure nous a permis d'obtenir un certain nombre de caractéristiques classiques du phénomène PLC et de s'intéresser à leurs évolutions. Toutefois, afin de mieux cerner l'effet PLC dans l'alliage d'aluminium 7475, il nous faut maintenant déterminer d'autres caractéristiques très importantes telles que la déformation contenue dans la bande, la vitesse de propagation des bandes, la largeur des bandes ou encore la vitesse de déformation dans la bande. Ces caractéristiques n'ont pu être obtenues sur machine dure en raison d'une propagation généralement discontinue des bandes PLC sur ce type de machine. Aussi, dans la suite de cette étude, nous allons utiliser cette fois la machine dite souple (ou molle) pour effectuer les essais de traction. Ces essais, réalisés à vitesse de contrainte imposée, n'ont fait l'objet que de peu d'études expérimentales dans la littérature, ils vont alors nous permettre de tirer profit de la propagation continue des bandes de déformation plastique dans l'éprouvette. Nous pourrons alors examiner conjointement l'influence des paramètres liés directement aux essais (vitesse de contrainte, déformation) mais aussi des différents paramètres associés au revenu (temps et température de vieillissement).

SOMMAIRE DU CHAPITRE IV

Sommaire du Chapitre IV 118

4.1. COURBES DE TRACTION 119

4.1.1. COURBES DE TRACTION OBTENUES APRÈS MATURATION À L'AMBIANTE 120

4.1.2. INFLUENCE DES CONDITIONS DE REVENU SUR LES COURBES DE TRACTION 122

4.1.3. DOMAINE D'EXISTENCE DE L'EFFET PLC EN FONCTION DES CONDITIONS DE REVENU 124

4.2. DÉFORMATION CRITIQUE 125

4.2.1. EFFET DE LA VITESSE DE DÉFORMATION APRÈS MATURATION À L'AMBIANTE 125

4.2.2. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE REVENU 125

4.3. PROFILS DE DÉFORMATION ET DE VITESSE DE DÉFORMATION 127

4.4. DEFORMATION CONTENUE DANS LA BANDE 129

4.4.1. INFLUENCE DE LA DÉFORMATION 129

4.4.2. INFLUENCE DE LA VITESSE DE CONTRAINTE 129

4.4.3. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE REVENU 131

4.4.4. INFLUENCE DE LA DURÉE DE REVENU 132

4.5. VITESSE DE DEFORMATION DANS LA BANDE 135

4.6. VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES 137

4.6.1. INFLUENCE DE LA DÉFORMATION 137

4.6.2. INFLUENCE DE LA VITESSE DE CONTRAINTE 137

4.6.3. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE DE REVENU 139

4.6.4. INFLUENCE DE LA DURÉE DE REVENU 139

4.7. LARGEUR DE BANDES 142

4.8. CONCLUSION 144

4.1. COURBES DE TRACTION

Les éprouvettes utilisées pour les essais sur machine molle sont, dans un premier temps, recuites pendant une heure à 475°C et trempées à l'eau froide (voir Chapitre II). Dans un second temps, elles subissent un revenu d'une durée t_{ageing} variant de 10 min à 2 h à des températures T_{ageing} allant de 20 à 200°C. Juste après, chaque éprouvette sera finalement placée dans la machine de traction souple afin de la soumettre à un essai de traction à vitesse de contrainte imposée réalisé à l'ambiante (T_{test} =20°C) jusqu'à ce que la rupture de l'éprouvette se produise.

Les essais de traction sur machine molle dans l'alliage 7475 furent effectués pour des vitesses de contrainte variant de 2.48×10^{-1} à 3.12×10^{1} MPa.s^{-1}. La vitesse la plus importante correspondant en réalité à la vitesse maximum de la traverse de la machine.

Lorsque les éprouvettes ne subissent aucun traitement thermique, les courbes contrainte-déformation sont complètement lisses : le phénomène PLC ne se manifestant pas (voir figure IV.1). De plus, l'allongement à rupture atteint seulement la valeur de 5%.

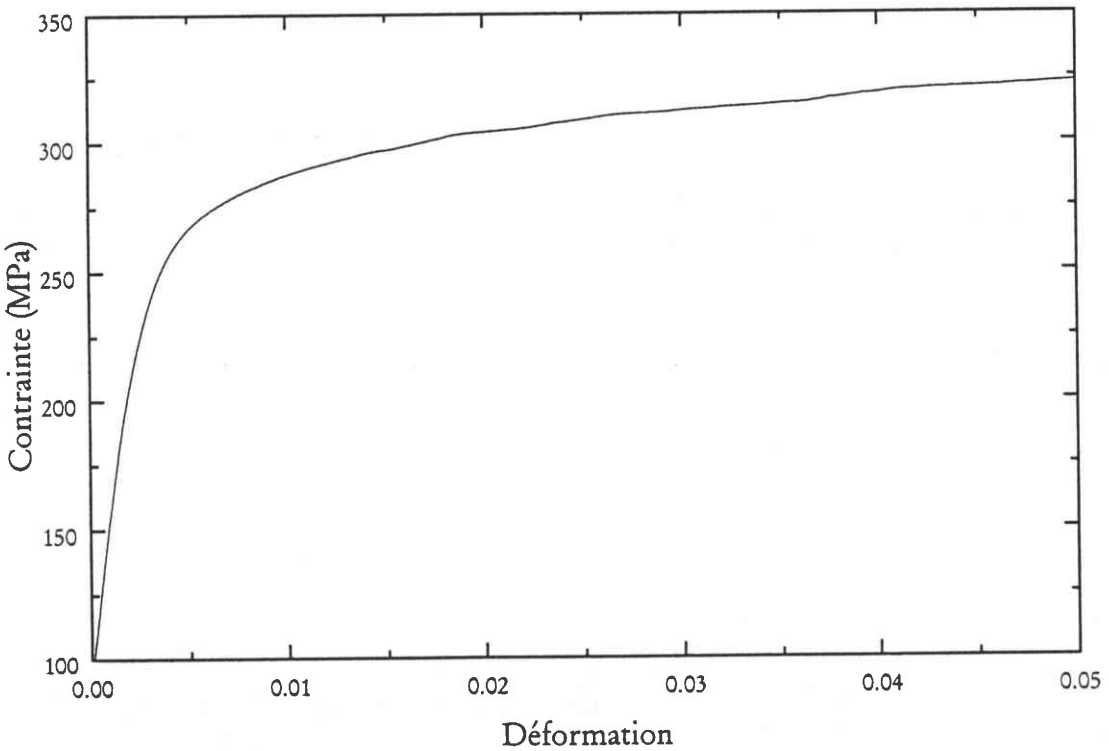


Figure IV.1 :
Courbe de traction obtenue pour l'alliage 7475 sans traitement thermique pour une vitesse de contrainte 0.248 MPa.s^{-1}.

4.1.1. COURBES DE TRACTION OBTENUES APRES MATURATION A L'AMBIANTE

Les essais sur machine molle furent tout d'abord réalisés après un revenu à l'ambiante (T_{ageing} =20°C) et pour des temps t_{ageing} différents en utilisant une palette assez large de vitesses de contrainte $\dot{\sigma}$. Nous avons regroupé sur la figure IV.2 un ensemble de courbes de traction issues d'essais effectués à différentes vitesses après un revenu de 30 min à 20°C. Ces courbes ont été volontairement décalées de 25 MPa les unes par rapport aux autres pour des raisons de lisibilité sur la figure.

Contrairement à la machine dure et aux différents types d'effets PLC qui pouvaient en découler, toutes les courbes contrainte–déformation présentent, au cours de cette étude sur machine molle, des paliers (effet PLC de type D) dont les caractéristiques évoluent au cours de la déformation. Pour des vitesses faibles, nous constatons que peu de plateaux apparaissent mais ceux-ci demeurent de grande amplitude, puis, au fur et à mesure que la vitesse augmente, ces plateaux deviennent de plus en plus nombreux sur la courbe de traction en subissant une diminution d'amplitude. Toutefois, si nous poursuivons l'augmentation de la vitesse de contrainte, les paliers disparaissent petit à petit pour redevenir moins nombreux tout en possédant une amplitude plus importante. Ces paliers peuvent même parfois débuter dès le dépassement de la limite élastique.

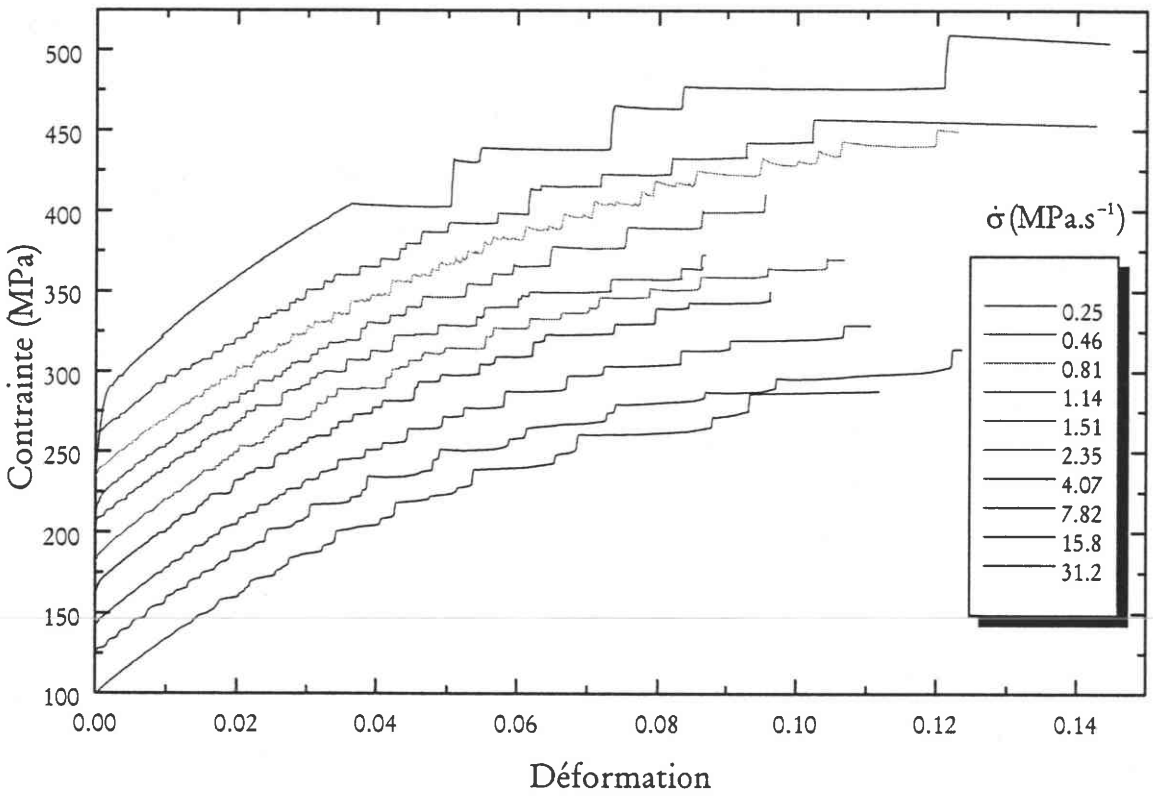


Figure IV.2 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à différentes vitesses de contrainte après un revenu de 30 min à 20°C.

Ces plateaux sont quasiment horizontaux dans la plupart des cas, excepté pour les vitesses de contrainte $\dot{\sigma}$ élevées où la contrainte continue de croître lorsque la déformation augmente. Ces paliers, qui accompagnent la propagation d'une bande, trouvent leur origines dans le phénomène de vieillissement dynamique agissant pendant une durée t_R, où t_R désigne le temps de rechargement c'est-à-dire, de la même manière qu'en machine dure, le temps séparant le passage de deux bandes consécutives. Pendant ce temps de rechargement, les atomes de soluté vont diffuser vers la dislocation jusqu'à l'arrêt total et momentané de celle-ci. Lorsque la dislocation parvient à s'échapper de l'emprise des atomes de soluté, elle va provoquer l'apparition d'un palier sur la courbe contrainte-déformation à condition que t_R soit suffisamment important donc si la vitesse de contrainte demeure assez faible. Dans le cas contraire, c'est une augmentation de contrainte qui apparaîtra.

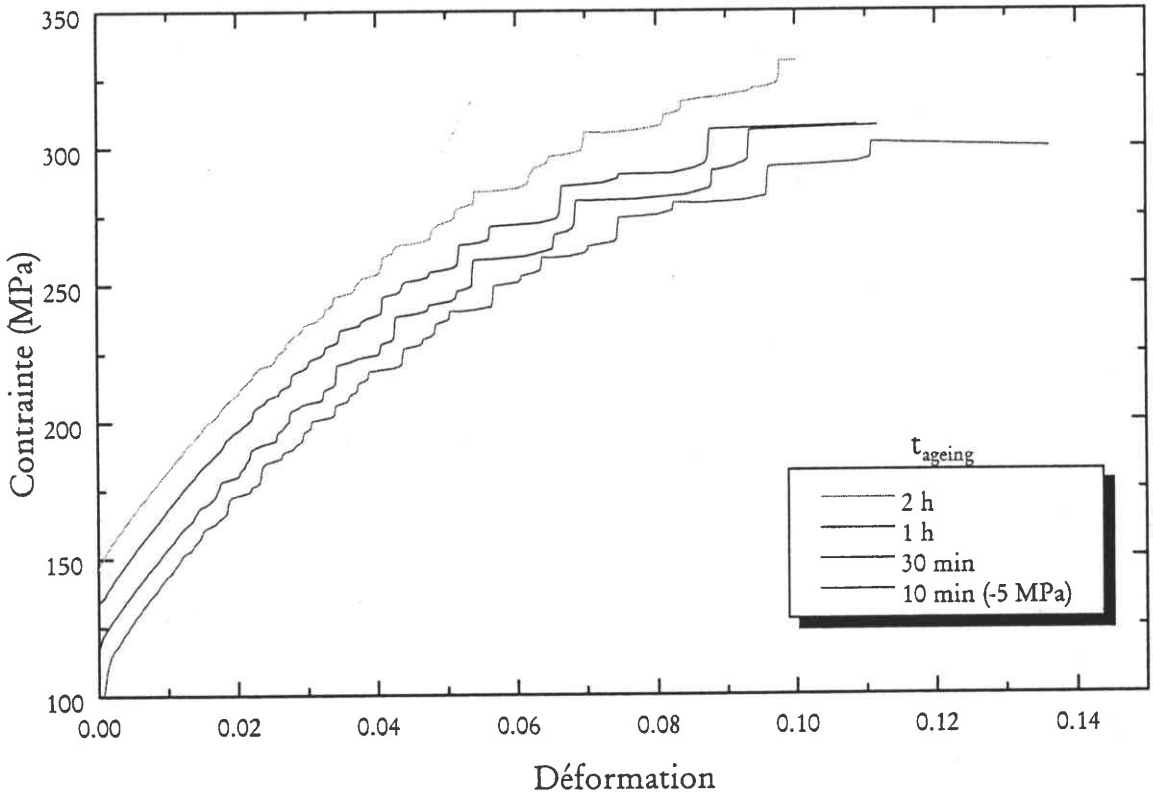


Figure IV.3 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à une vitesse de 31.2 MPa.s^{-1} après différents temps de revenu à 20°C.

Les figures IV.3 et IV.4 permettent de mettre en évidence l'influence du temps de vieillissement t_{ageing} à la température ambiante sur le phénomène PLC pour deux vitesses de contrainte différentes. Tout comme en machine dure, une augmentation de la durée t_{ageing} retarde l'apparition du PLC et agit sur les caractéristiques des paliers qui deviennent moins nombreux.

Enfin, nous pouvons ajouter que la propagation des bandes PLC s'accompagne de marques visibles à l'œil nu sur la surface de l'éprouvette. Ces bandes sont inclinées d'un angle d'environ 58° par rapport à l'axe de traction.

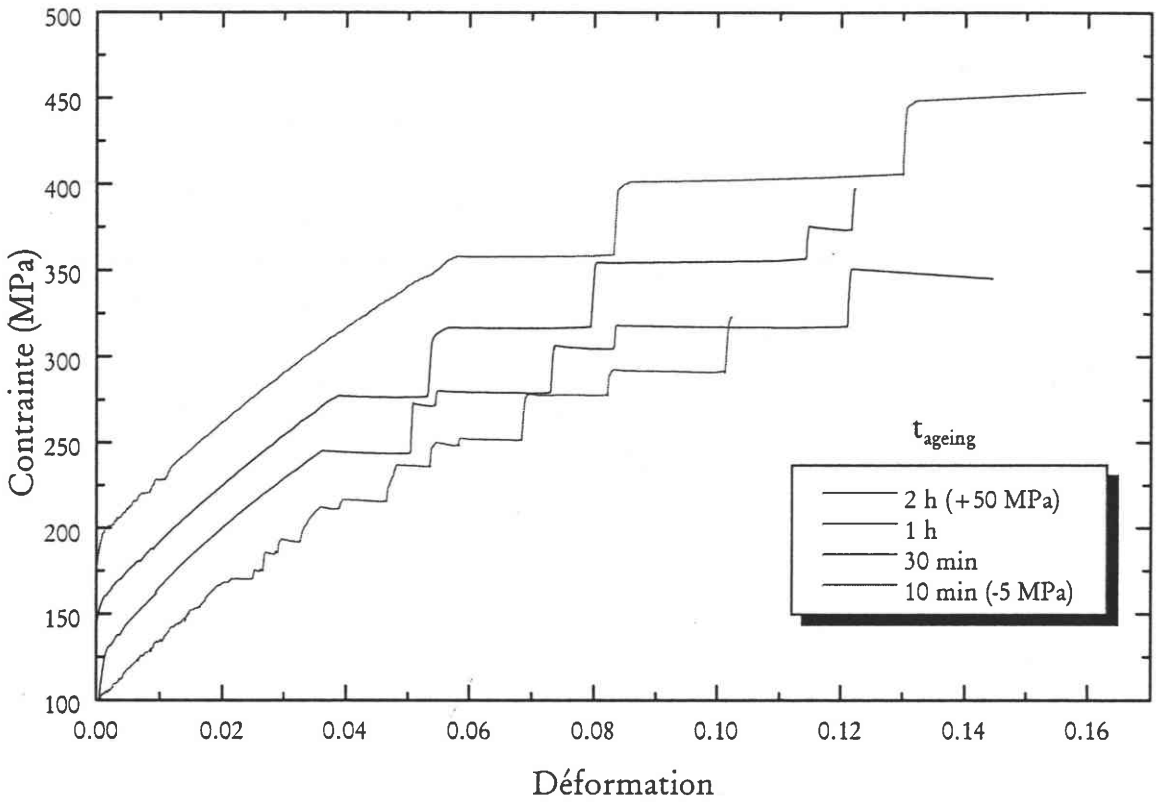


Figure IV.4 :
Courbes de traction obtenues pour l'alliage 7475 à une vitesse de 0.248 MPa.s^{-1} après différents temps de revenu à 20°C.

4.1.2. INFLUENCE DES CONDITIONS DE REVENU SUR LES COURBES DE TRACTION

Afin d'étudier l'influence de la température de vieillissement T_{ageing} et donc des phénomènes de précipitation structurale sur l'effet PLC, nous avons effectué des essais de traction pour une seule et même vitesse de contrainte $\dot{\sigma}_{min} = 1.51$ MPa.s^{-1}. Nous avons représenté sur la figure IV.5 différentes courbes contrainte-déformation pour plusieurs températures de revenu T_{ageing} à $t_{ageing} = 10$min. L'effet PLC se manifeste toujours sous la forme de décrochements de type D. Nous remarquons sur cette figure l'influence particulièrement importante de la température de revenu T_{ageing} sur l'allure des courbes de traction. Hormis les aspects liés aux modifications des caractéristiques mécaniques de l'alliage, les paliers varient beaucoup avec T_{ageing} tant sur le plan de leur nombre que sur leur forme. En particulier, pour $T_{ageing} = 120$°C, les plateaux s'accompagnent d'une légère augmentation de contrainte alors que la contrainte reste constante dans le cas des autres températures de revenu.

La figure IV.6 nous indique que la durée du vieillissement t_{ageing} influe qualitativement de la même manière sur le phénomène PLC quelque soit la température de revenu, c'est-à-dire qu'une augmentation de t_{ageing} retarde l'apparition de l'effet PLC et favorise l'existence de plateaux plus longs.

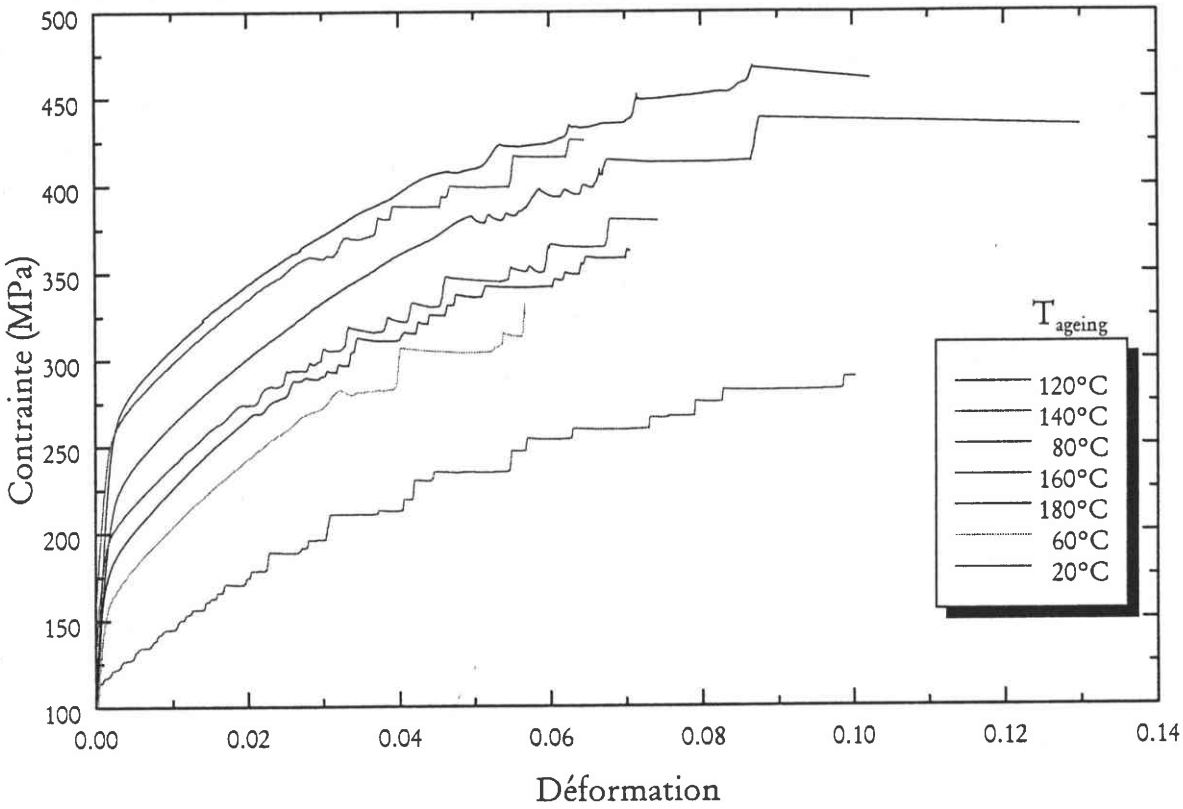


Figure IV.5 :
Courbes de traction obtenues dans l'alliage 7475 à une vitesse de 1.51 MPa.s^{-1} pour différentes températures de revenu pendant 10 min.

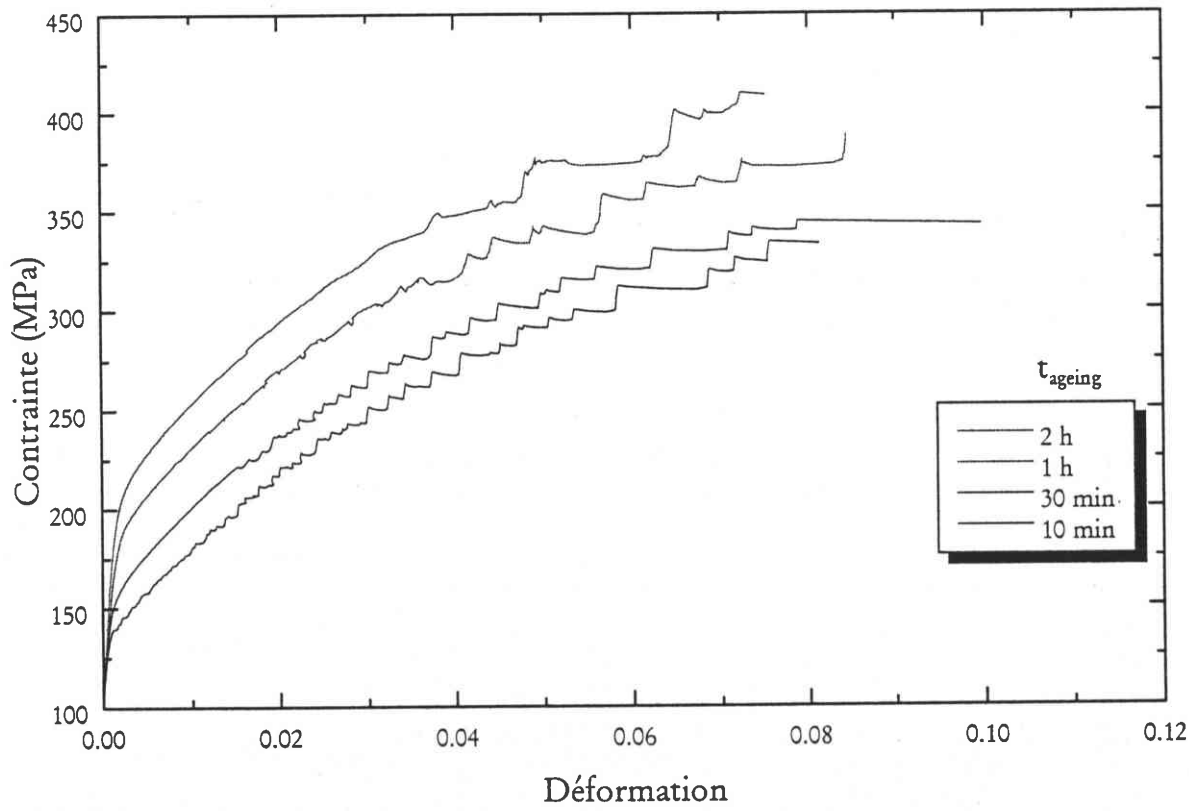


Figure IV.6 :
Courbes de traction obtenues dans l'alliage 7475 à une vitesse de 1.51 MPa.s^{-1} pour différents temps de revenu et une température de revenu de 40°C.

4.1.3. DOMAINE D'EXISTENCE DE L'EFFET PLC EN FONCTION DES CONDITIONS DE REVENU

Les essais de traction réalisés à la température ambiante (T_{test} =20°C) et à la vitesse de contrainte de $\dot{\sigma}_{min}$ =1.51 MPa.s^{-1} pour différentes températures T_{ageing} et temps de revenu t_{ageing} nous ont permis de déterminer les limites d'apparition de l'effet PLC. Aussi, nous avons reproduit dans un diagramme $T_{ageing} - t_{ageing}$, l'existence ou l'absence d'effet PLC sur les courbes de traction (figure IV.7) : chaque disque noir représentant un essai où la déformation est macroscopiquement hétérogène, les points correspondant à une courbe de traction lisse étant désignés par des cercles rouges sur la figure IV.7.

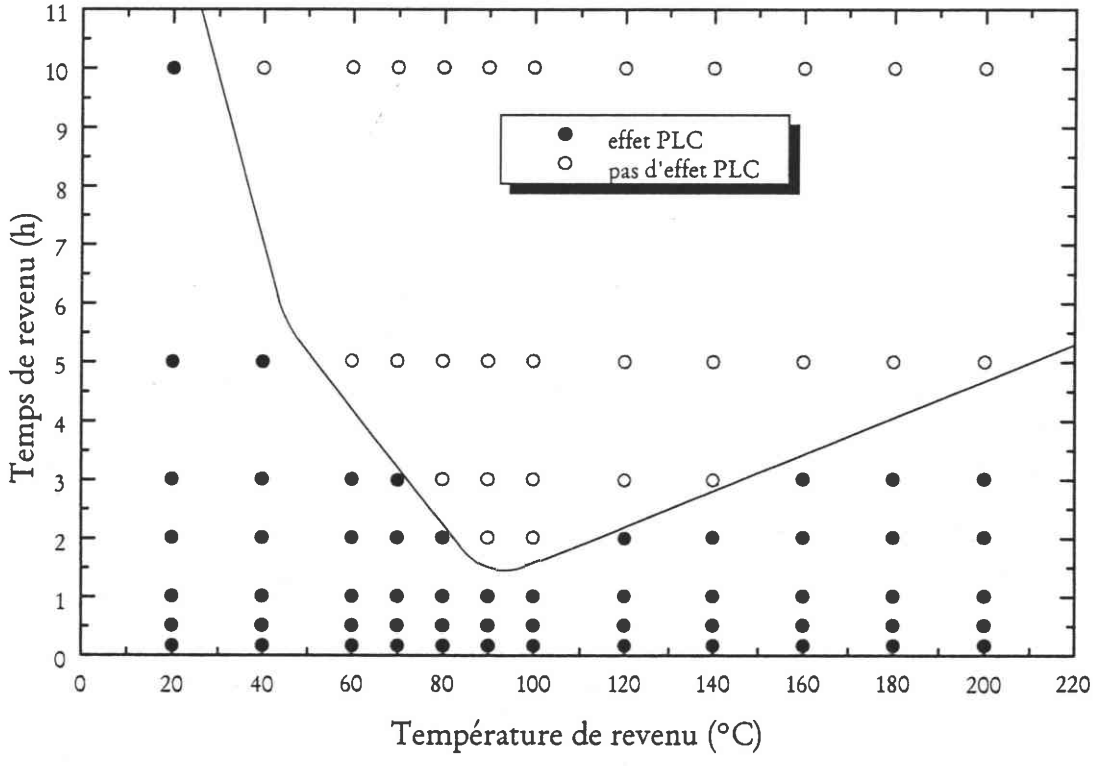


Figure IV.7 :
Domaine d'existence de l'effet PLC en relation avec les conditions de revenu pour l'alliage 7475 à une vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1} et à la température ambiante.

Nous avons ainsi pu fixer les limites du domaine d'existence du phénomène PLC à la température ambiante. Cette courbe laisse apparaître une température de revenu critique T_{ageing} d'environ 90°C pour laquelle l'effet PLC n'est plus présent après une durée de revenu t_{ageing} de l'ordre de 1 h. A droite de ce point critique et pour une température de revenu T_{ageing} fixée, la plage des temps de revenu pour laquelle l'effet PLC apparaît est d'autant plus importante que T_{ageing} est élevée. En revanche, à gauche du point critique et pour un temps de revenu t_{ageing} fixé, l'intervalle de températures où se manifeste l'effet PLC est d'autant plus large que la durée de revenu est faible.

4.2. DEFORMATION CRITIQUE

La déformation critique pour laquelle l'effet PLC apparaît demeure toujours une caractéristique importante à étudier qu'il s'agisse de machine dure ou machine souple. Nous avons étudié l'influence de la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$, de la durée et de la température de revenu sur cette déformation critique ε_c.

4.2.1. EFFET DE LA VITESSE DE DEFORMATION APRES MATURATION A L'AMBIANTE

La figure IV.8 représente l'évolution de la déformation critique ε_c en fonction de la vitesse de contrainte imposée $\dot{\sigma}$ dans le cas d'un revenu à l'ambiante et pour différents temps de vieillissement. L'allure générale des courbes ε_c – $\dot{\sigma}$ prend la forme d'un V sur cette figure. En effet, deux régimes apparaissent sur l'ensemble de ces courbes, une phase descendante assez rapide pour les faibles vitesses de contrainte suivi d'une phase ascendante plus douce pour les grandes vitesses. Nous retrouvons donc ici les comportements dits normal et inverse déjà observés en machine dure. Ces courbes présentent toutes un minimum commun pour environ $\dot{\sigma}_{min} = 1.51$ MPa.s^{-1} qui est décalé de plus en plus vers le bas quand la durée du revenu t_{ageing} diminue. Si nous nous plaçons maintenant à une vitesse $\dot{\sigma}$ donnée, les valeurs de ε_c augmentent avec le temps de revenu.

4.2.2. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE REVENU

Par la suite, nous avons mené des essais de traction à la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}_{min} = 1.51$ MPa.s^{-1} correspondant au minimum des courbes ε_c – $\dot{\sigma}$ observées précédemment. Les variations de la déformation critique avec la température sont représentées sur la figure IV.9 pour différents temps de revenu. Nous pouvons alors noter que, quelque soit la durée du revenu utilisée, toutes les courbes sont caractérisées par la même allure : pour des températures de revenu T_{ageing} comprises entre 20°C et environ 80–90°C, nous assistons à une augmentation de la déformation critique avec T_{ageing} puis, ces courbes atteignent un maximum avant d'entamer une phase décroissante jusqu'à $T_{ageing} = 160$°C où une légère remontée s'initie jusqu'à 180°C; enfin, le niveau des courbes diminue de nouveau jusqu'à 200°C. Tout comme dans le cas des essais réalisés à vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ imposée, nous pouvons donc de nouveau noter la forme en "cloche" des courbes ε_c – T_{ageing} (voir Chapitre III).

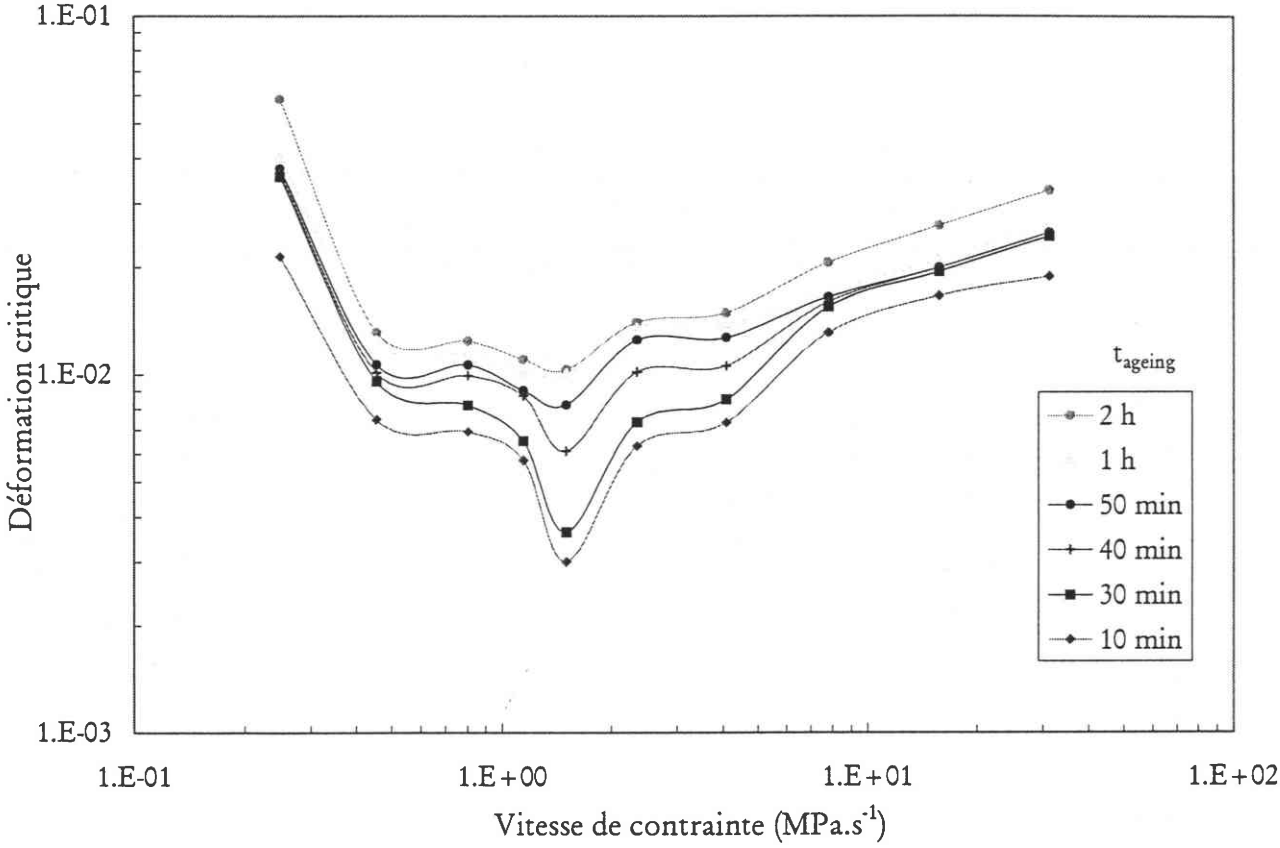


Figure IV.8 :
Déformation critique en fonction de la vitesse de contrainte pour un revenu à l'ambiante de différentes durées.

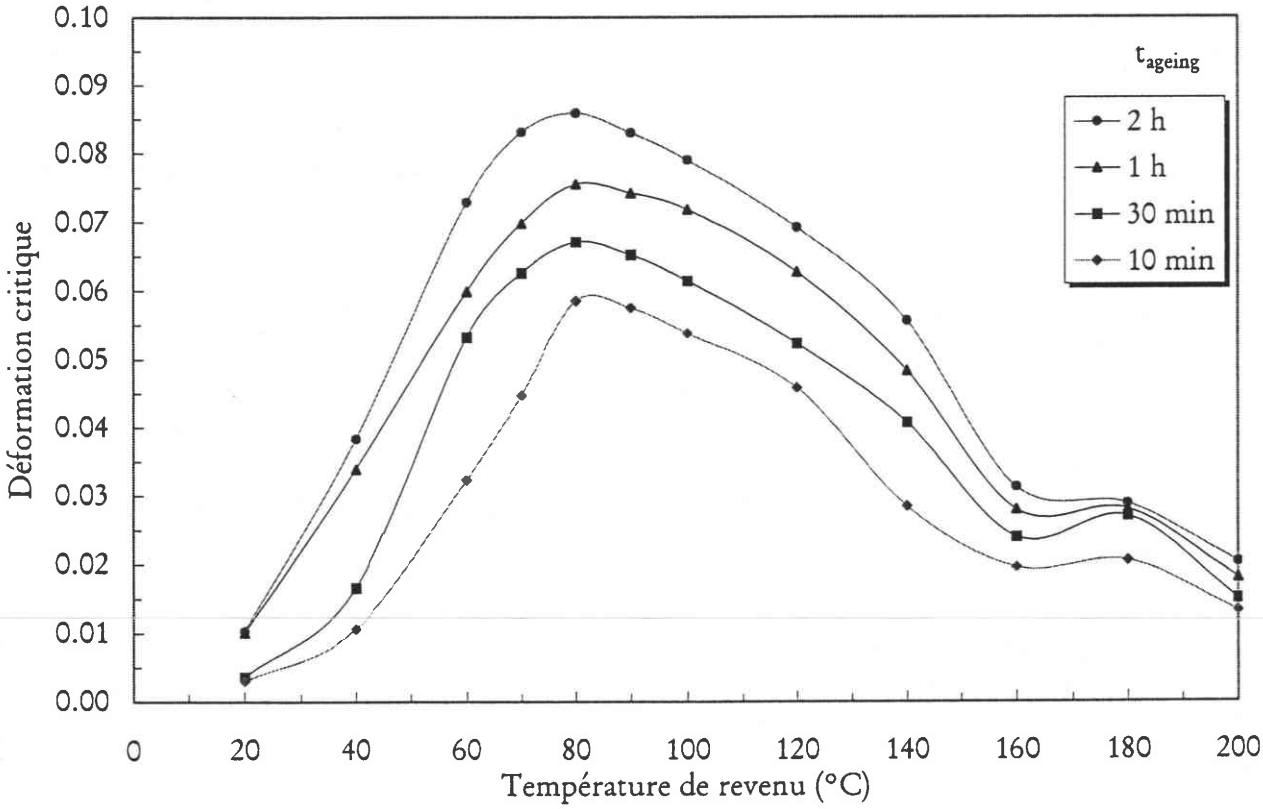


Figure IV.9 :
Déformation critique en fonction de la température de revenu pour divers temps de revenu à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1}.

4.3. PROFILS DE DEFORMATION ET DE VITESSE DE DEFORMATION

Lorsque l'effet PLC se manifeste, les atomes de soluté présents dans l'alliage 7475 vont diffuser vers les dislocations mobiles pour finalement parvenir à les bloquer. La déformation cesse alors quasiment d'évoluer pendant un temps d'attente variable et dépendant principalement de la vitesse de contrainte employée puis les dislocations finissent pas se libérer de l'atmosphère de solutés provoquant ainsi le déclenchement d'une bande PLC qui s'accompagne d'un accroissement soudain de la déformation ε et de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$. Ceci se traduit, lors d'un essai réalisé sur machine molle, par l'apparition d'une succession de plateaux quasi-horizontaux sur les courbes de traction.

La figure IV.10 indique un exemple de variation de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ et de la déformation ε en fonction du temps, à la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}_{min} = 1.51$ MPa.s^{-1} et un revenu à l'ambiante d'une durée $t_{ageing} = 30$ min. Nous observons alors une augmentation particulièrement importante de $\dot{\varepsilon}$ lorsque la bande PLC s'initie suivie d'un intervalle de temps au cours duquel $\dot{\varepsilon}$ se maintient à une valeur élevée quasiment constante et reste inférieure à 0.4 s^{-1}. Enfin, nous assistons à une chute brutale de $\dot{\varepsilon}$ correspondant à la fin de la propagation de la bande PLC. En ce qui concerne la déformation, nous retrouvons là aussi trois phases distinctes : une première zone où la déformation évolue très peu suivie d'une augmentation à pente pratiquement constante qui traduit la propagation d'une bande PLC et enfin, un retour à un régime stationnaire où la déformation ε ne varie quasiment pas.

Toutefois, comme nous avons pu le voir sur les courbes contrainte-déformation précédentes (voir § 4.1.), les paliers horizontaux ne possèdent pas toujours le même aspect, les profils de déformation des bandes $\varepsilon = \varepsilon(t)$ vont donc présenter eux aussi des différences. Les bandes PLC ont, dans la plupart des cas, un profil de déformation symétrique comme celui indiqué sur la figure IV.10 mais des dissymétries peuvent parfois apparaître (figure IV.11). En effet, nous pouvons rencontrer deux autres cas de figures principaux :

- une rupture de pente correspondant à un ralentissement de la bande au cours de sa propagation sans pour autant qu'elle ne soit arrêtée (cas α).

- une partie avale de la pente plus étendue que la partie amont correspondant à une traînée de déformation plastique qui se produit suite à l'allongement brutal de l'échantillon (cas β).

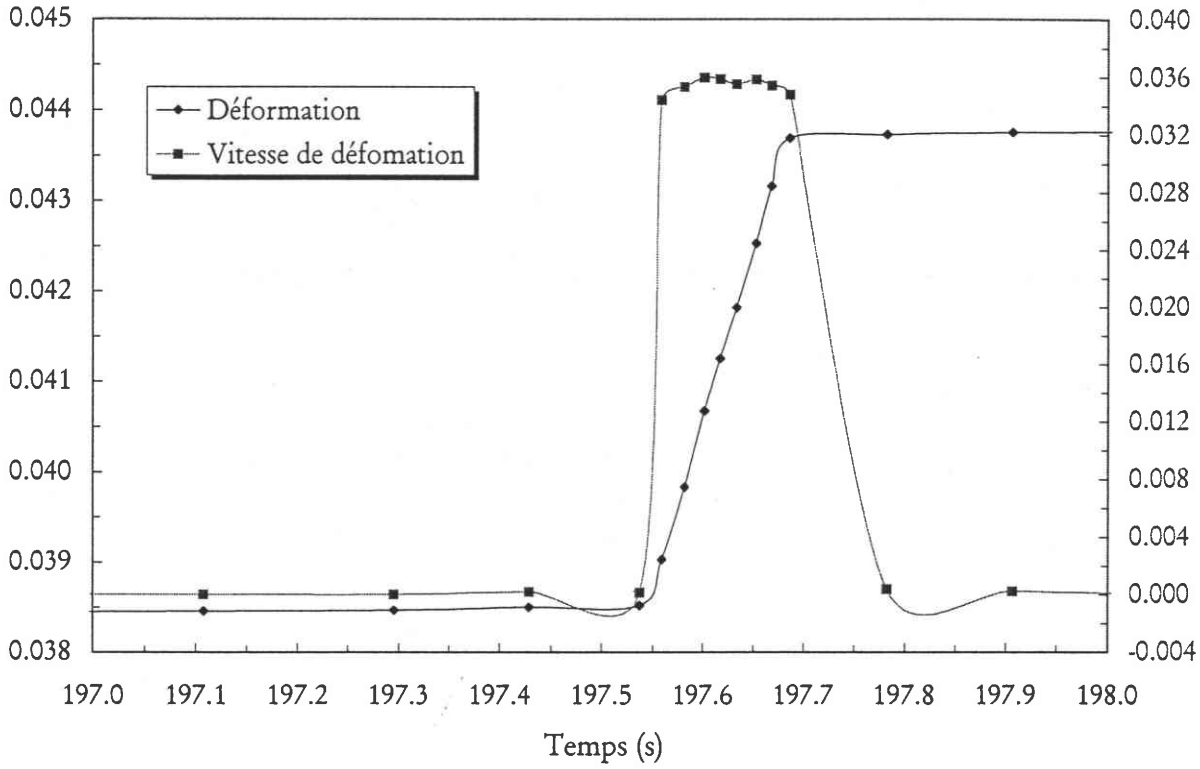


Figure IV.10 :
Evolution de la déformation et de la vitesse de déformation en fonction du temps à la vitesse de contrainte de 0.805 MPa.s^{-1} après un revenu de 50 min à l'ambiante.

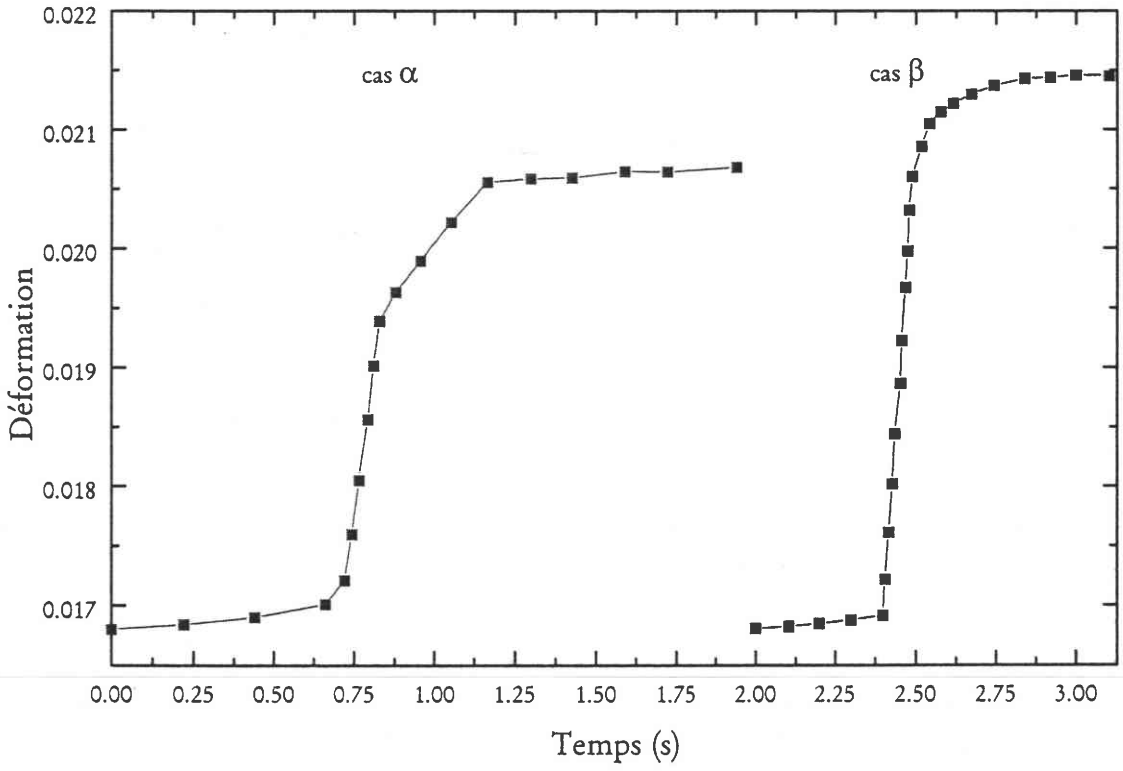


Figure IV.11 :
Différents types d'évolution de la déformation en fonction du temps à la vitesse de contrainte de :
(α) 1.51 MPa.s^{-1} après un revenu de 10 min à 200°C,
(β) 4.07 MPa.s^{-1} après un revenu de 30 min à 20°C.

4.4. DEFORMATION CONTENUE DANS LA BANDE

Lors d'un essai sur machine molle, les courbes contrainte-déformation présentent une succession de plateaux quasi-horizontaux lorsque le phénomène PLC se manifeste. L'examen de ces paliers, qui correspondent chacun à la propagation d'une bande de déformation plastique le long de l'éprouvette, va en fait conduire à la détermination des quatre caractéristiques principales des bandes PLC, à savoir ε_B, $\dot{\varepsilon}_B$, V_B, L_B. Le passage d'une de ces bandes PLC est donc accompagné d'une augmentation rapide de la déformation, la valeur associée à cet accroissement soudain de la déformation correspond en fait à la déformation contenue dans la bande et est notée ε_B.

4.4.1. INFLUENCE DE LA DEFORMATION

La figure IV.12 représente les variations de la déformation contenue dans la bande ε_B avec la déformation pour plusieurs vitesses de contrainte après un revenu de 10 min à l'ambiante (T_{ageing} =20°C). Quelque soit la vitesse de contrainte utilisée lors de l'essai, nous pouvons noter une augmentation systématique de ε_B avec la déformation ε. Les courbes ε_B - ε présentent toutes la même concavité vers le haut. Ces résultats demeurent conformes avec ceux obtenus sur d'autres types d'alliages [47, 48, 104, 108]. Afin de caractériser l'évolution de ε_B avec la déformation ε, nous avons utilisé une interpolation polynomiale qui donne la meilleure corrélation avec les points expérimentaux.

4.4.2. INFLUENCE DE LA VITESSE DE CONTRAINTE

La figure IV.13, qui représente les fluctuations de la déformation contenue dans la bande ε_B avec la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ pour différents temps de revenu à l'ambiante et pour une déformation ε=6% , laisse apparaître deux régimes distincts. En effet, pour les faibles vitesses de contrainte ($\dot{\sigma} < 1.0$ MPa.s^{-1}), nous observons une décroissance rapide de ε_B lorsque $\dot{\sigma}$ augmente. Par contre, pour les vitesses de contrainte plus élevées ($\dot{\sigma} > 1.5$ MPa.s^{-1}), ε_B croît plus lentement avec la vitesse $\dot{\sigma}$. Nous pouvons noter, de plus, la présence d'un minimum commun à l'ensemble de ces courbes. Ce minimum semble ici indépendant de la durée du revenu t_{ageing} à l'ambiante et se situe entre 1.0 et 1.5 MPa.s^{-1}. Cette valeur est proche du minimum déjà observé précédemment sur les courbes ε_c-$\dot{\sigma}$ (voir § 4.2.).

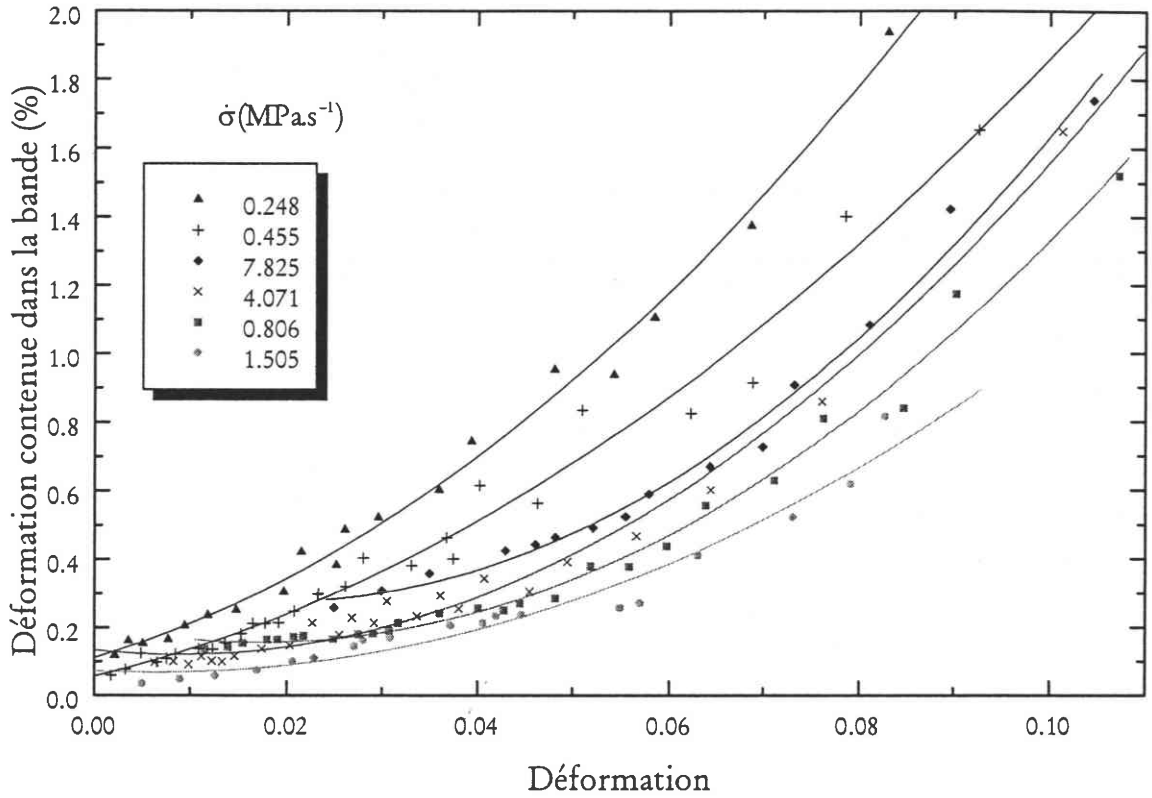


Figure IV.12 :
Déformation contenue dans la bande en fonction de la déformation pour divers vitesses de contrainte après un revenu de 10 min à l'ambiante.

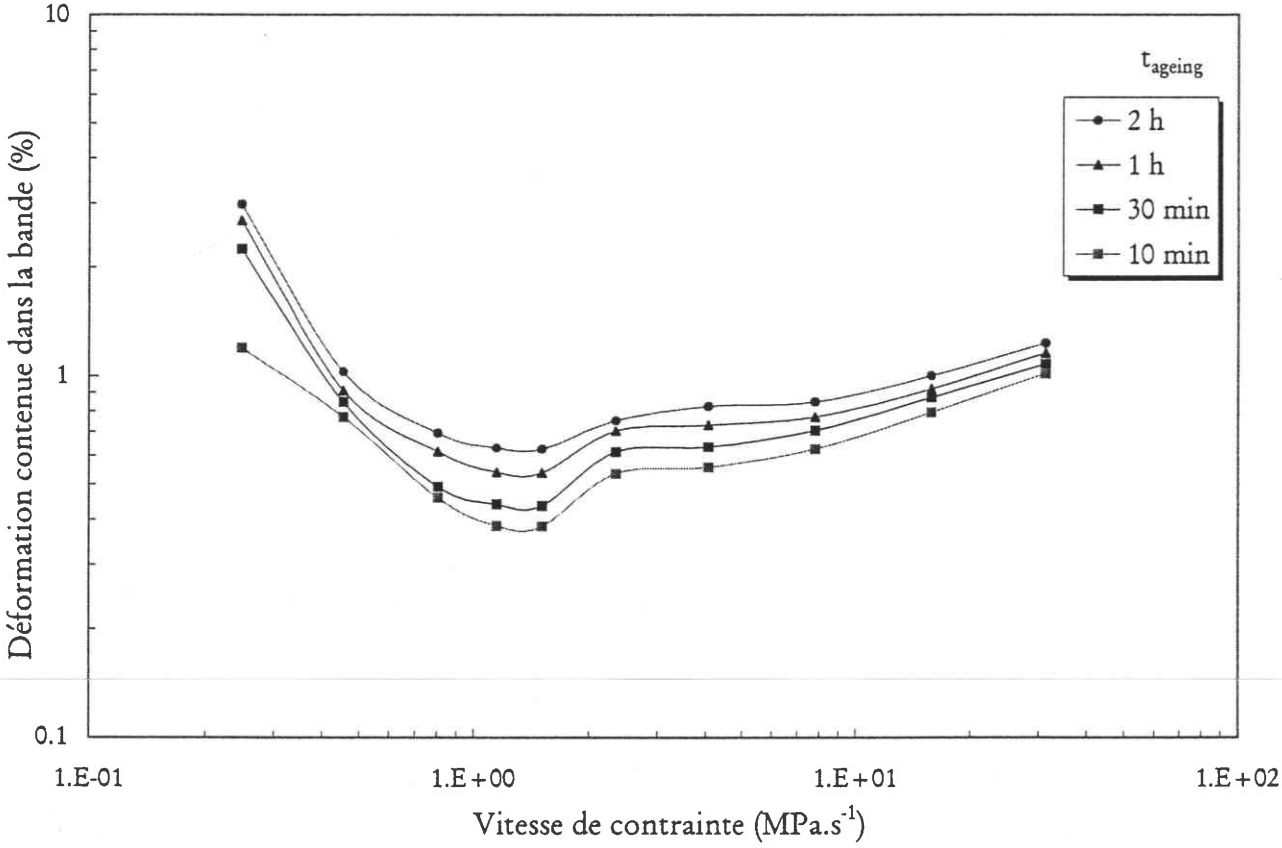


Figure IV.13 :
Déformation contenue dans la bande en fonction de la vitesse de contrainte pour divers temps de revenu à l'ambiante ($\varepsilon = 6\%$).

4.4.3. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE REVENU

Nous avons, tout d'abord, représenté les variations de ε_B avec la déformation pour différentes températures de revenu avec $t_{ageing} = 10$ min et $\dot{\sigma}_{min} = 1.51$ MPa.s^{-1} (figure IV.14) afin d'étudier l'influence de la température de revenu. La déformation contenue dans la bande ε_B croît avec la déformation et ce, quelque soit la température de revenu T_{ageing}. Pour les faibles températures de revenu ($T_{ageing} < 80°C$), les courbes $\varepsilon_B - \varepsilon$ présentent une pente relativement douce; par contre, pour des températures de revenu comprises entre 80 et 120°C, cette croissance avec la déformation s'accentue. Enfin, pour des températures de vieillissement supérieures ($T_{ageing} > 120°C$), la croissance des courbes $\varepsilon_B - \varepsilon$ redevient proche de celle observée pour les faibles températures.

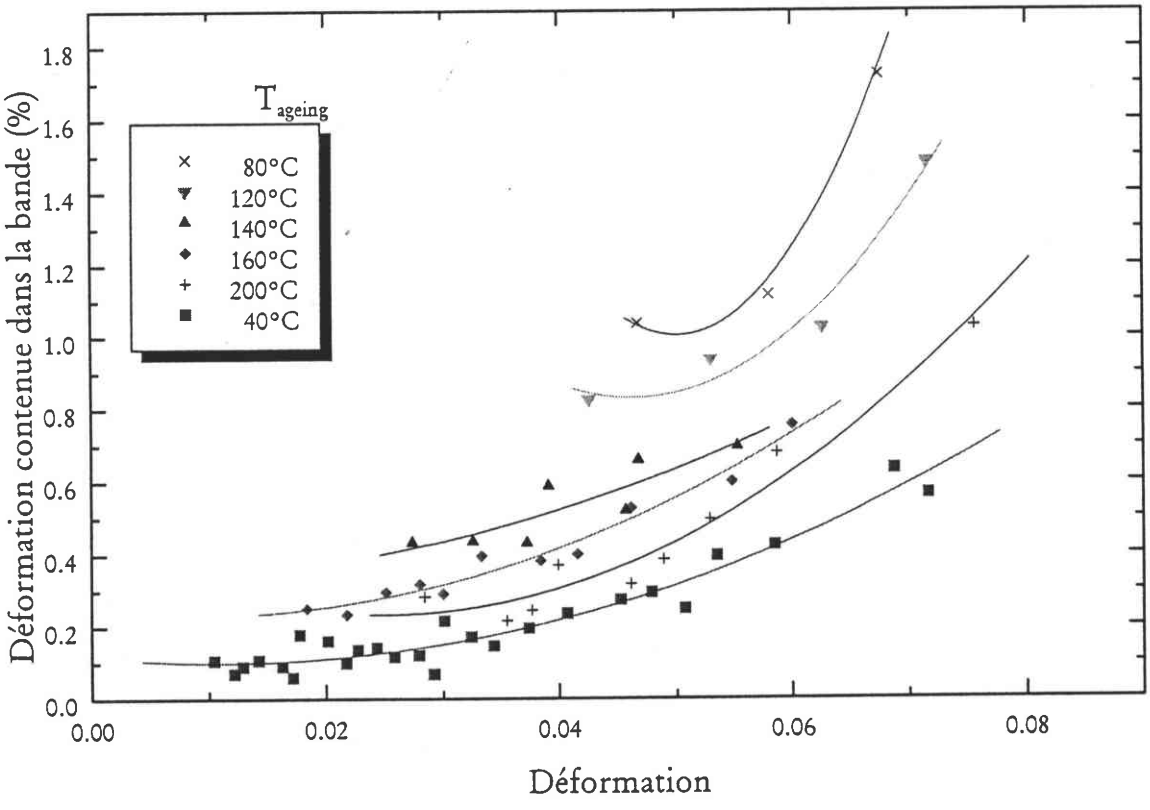


Figure IV.14 :
Déformation contenue dans la bande en fonction de la déformation après 10 min de revenu à diverses températures de revenu et à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1}.

Les essais, qui ont été effectués à la vitesse $\dot{\sigma}_{min}$ correspondant au minimum des courbes $\varepsilon_c - \dot{\sigma}$, nous ont permis d'étudier l'évolution de ε_B avec la température de revenu T_{ageing} pour différentes durées de vieillissement t_{ageing} et une déformation $\varepsilon = 6\%$ (figure IV.15). Pour des températures inférieures à 80°C, la déformation contenue dans la bande croît lorsque T_{ageing} augmente puis, au delà de 80-90°C, ε_B amorce une phase décroissante

jusqu'à ce que T_{ageing} atteigne 200°C. Pour t_{ageing} =2h et T_{ageing} compris entre 80°C et 120°C, l'effet PLC apparaît pour des déformations supérieures à 7%; aussi, nous n'avons pu déterminer les valeurs de ε_B correspondant à ε=6%. Toutefois, nous pouvons noter la présence d'un maximum sur l'ensemble de ces courbes. Cette valeur maximale de ε_B est atteinte pour une même température de revenu, indépendamment de t_{ageing}, et voisine de 85°C. Les variations de ε_B avec T_{ageing} conservent donc la même allure, quelque soit la durée de revenu t_{ageing}, et nous retrouvons la forme en "cloche" déjà observée pour les courbes ε_c - T_{ageing} (voir § 4.2.2.)

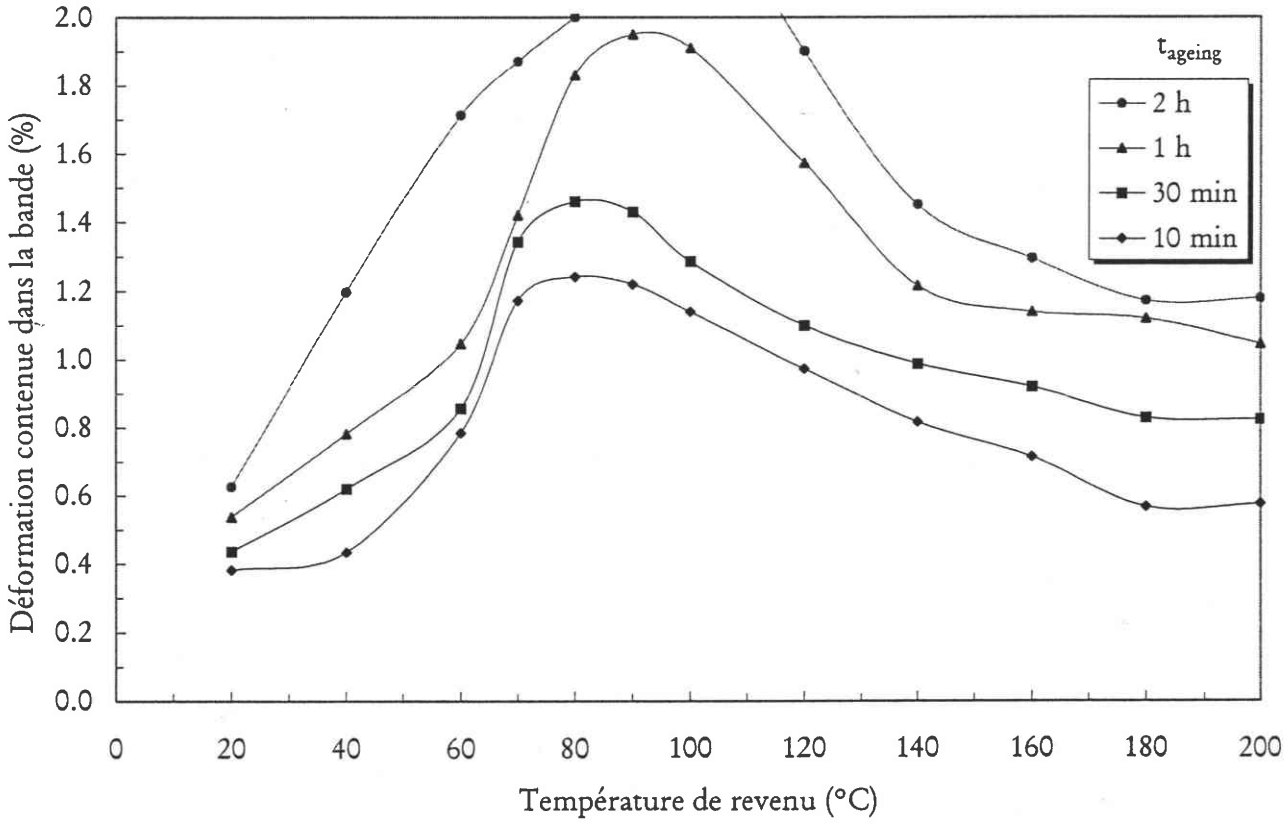


Figure IV.15 :
Déformation contenue dans la bande en fonction de la température de revenu pour différentes durées de revenu et à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1} (ε=6%).

4.4.4. INFLUENCE DE LA DUREE DE REVENU

La figure IV.16 montre l'évolution de ε_B avec la durée du revenu t_{ageing} pour différentes températures de revenu. Nous observons, en échelle semi-logarithmique, une augmentation quasiment linéaire de ε_B avec log t_{ageing}. L'augmentation de la durée de revenu t_{ageing}, qui retarde l'apparition de l'effet PLC et donc augmente ε_c, tend aussi à accroître la valeur de la déformation contenue dans la bande ε_B et ce, quelque soient les conditions de revenu employées. Par ailleurs, la pente relative aux courbes ε_B - log

t_{ageing}, particulièrement faible pour les faibles températures de revenu, augmente jusqu'à environ 80-90°C où elle atteint sa valeur la plus élevée et semble ensuite s'y maintenir jusqu'à environ 120°C. Puis, pour des températures de revenu T_{ageing} supérieures à 120°C, celle-ci ne semble plus varier et demeure quasiment constante jusqu'à 200°C.

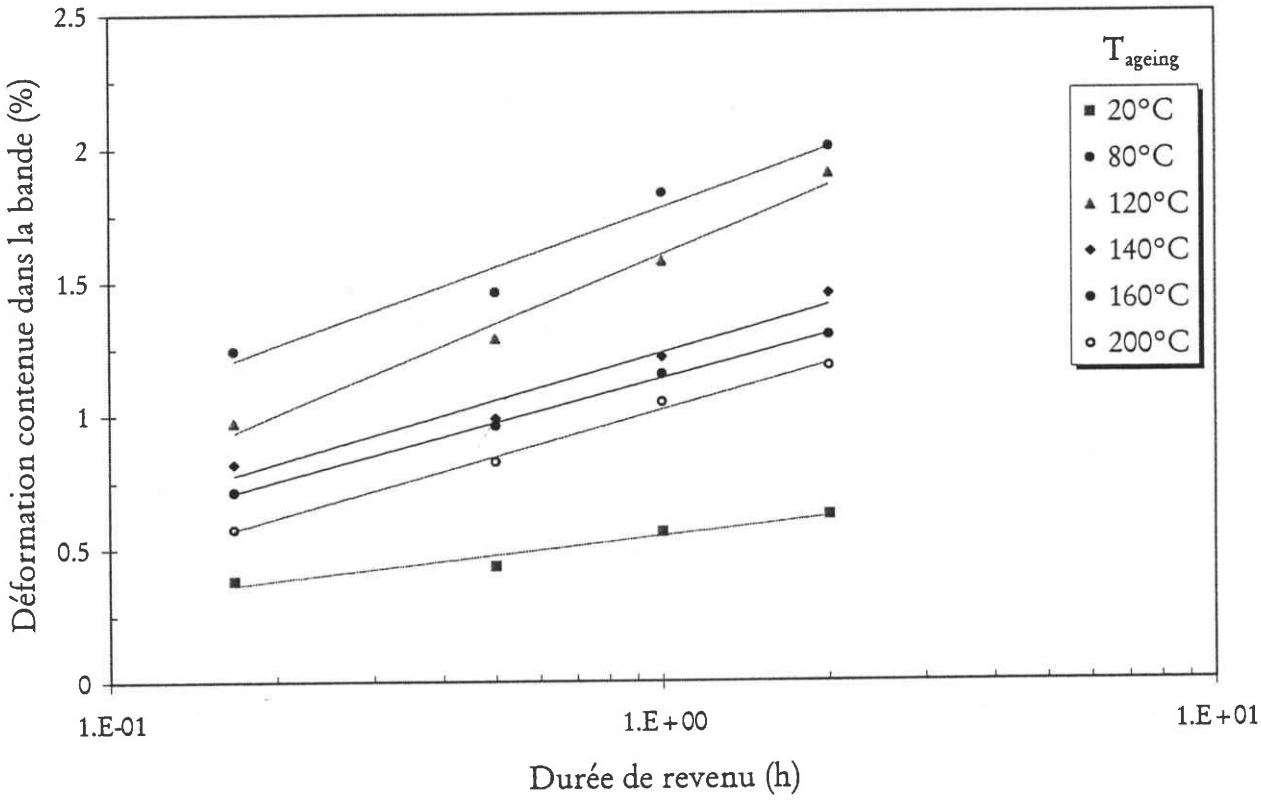


Figure IV.16 :
Déformation contenue dans la bande en fonction du temps de revenu pour diverses températures de revenu et à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1} (ε=6%).

Les variations de ε_B avec la déformation pour différents temps de revenu à T_{ageing} =160°C et $\dot{\sigma}_{min}$ =1.51 MPa.s^{-1} ont aussi été représentées (figure IV.17). La déformation dans la bande ε_B croît avec la déformation pour toutes les durées de vieillissement t_{ageing} employées.

Bien que les valeurs présentées ici pour ε_B demeurent rarement supérieures à 5%, ε_B peut atteindre des valeurs voisines de 6 ou 7% pour des temps de revenu relativement élevés et dans le cas où l'allongement avant la rupture de l'échantillon est suffisamment important pour permettre à la bande de se propager totalement. Après un revenu de 24h à 20°C, nous avons pu mesurer une bande de déformation plastique de 6.4%.

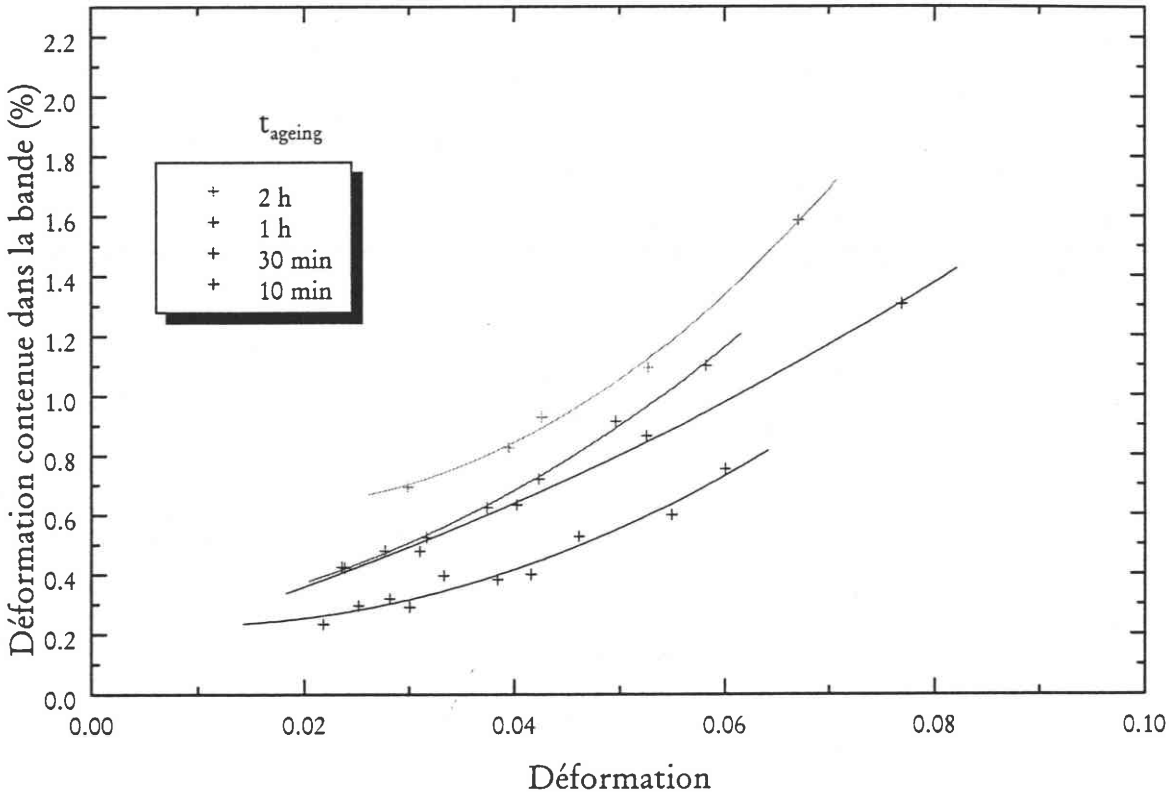


Figure IV.17 :
Déformation contenue dans la bande en fonction de la déformation pour divers temps de revenu à 160°C et à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1}.

4.5. VITESSE DE DEFORMATION DANS LA BANDE

Comme nous venons de le voir, lorsqu'une bande PLC se propage au travers de l'éprouvette, un palier apparaît sur la courbe de traction et la déformation augmente alors brutalement; aussi, la vitesse de déformation va croître subitement au cours de l'essai pour atteindre une valeur maximale correspondant à la vitesse de déformation dans la bande et notée $\dot{\varepsilon}_B$, puis, elle retombe lorsque l'écoulement redevient homogène. La vitesse de déformation connaîtra ensuite une nouvelle augmentation lorsqu'une autre bande PLC s'initiera.

Les variations de la vitesse de déformation dans la bande $\dot{\varepsilon}_B$ en fonction de la déformation ont été reproduites sur les figures IV.18 et IV.19 respectivement pour différentes vitesses de contrainte $\dot{\sigma}$ et un temps de revenu à l'ambiante de 10 min puis à la vitesse $\dot{\sigma}_{min} = 1.51$ MPa.s^{-1} pour $T_{ageing} = 160°C$ et différents temps de revenu t_{ageing}.

Nous remarquons une croissance de la vitesse de déformation dans la bande $\dot{\varepsilon}_B$ lorsque la déformation augmente quelque soit la vitesse de contrainte employée. L'évolution de $\dot{\varepsilon}_B$ avec la déformation ε, a été interpolée à l'aide d'un polynôme de degré deux pour les différentes vitesses de contrainte. Aussi, nous pouvons noter que ces courbes présentent toutes la même allure générale : une concavité orientée vers le haut et deux pentes légèrement distinctes caractérisant l'évolution de $\dot{\varepsilon}_B$ avec ε (une pente douce pour les petites déformations suivie d'une pente plus importante pour les grandes déformations). Ces résultats sont, bien entendu, en parfait accord avec ceux obtenus dans la littérature sur d'autres types d'alliages [7, 46, 59].

Comme nous pouvons nous en rendre compte en comparant les évolutions respectives de ε_B et $\dot{\varepsilon}_B$ (voir figures IV.12, IV.17, IV.18 et IV.19), de grandes similitudes apparaissent dans les comportements de ces deux grandeurs vis-à-vis des différents paramètres tels que ε, $\dot{\sigma}$, T_{ageing} et t_{ageing}. Aussi, dans la suite de ce travail, nous ne mènerons pas d'études approfondies de $\dot{\varepsilon}_B$ comme nous l'avons fait pour la déformation contenue dans la bande ε_B. Toutefois, nous reviendrons en détail dans le chapitre V sur la comparaison des variations de $\dot{\varepsilon}_B$ et de ε_B pour ces différents paramètres.

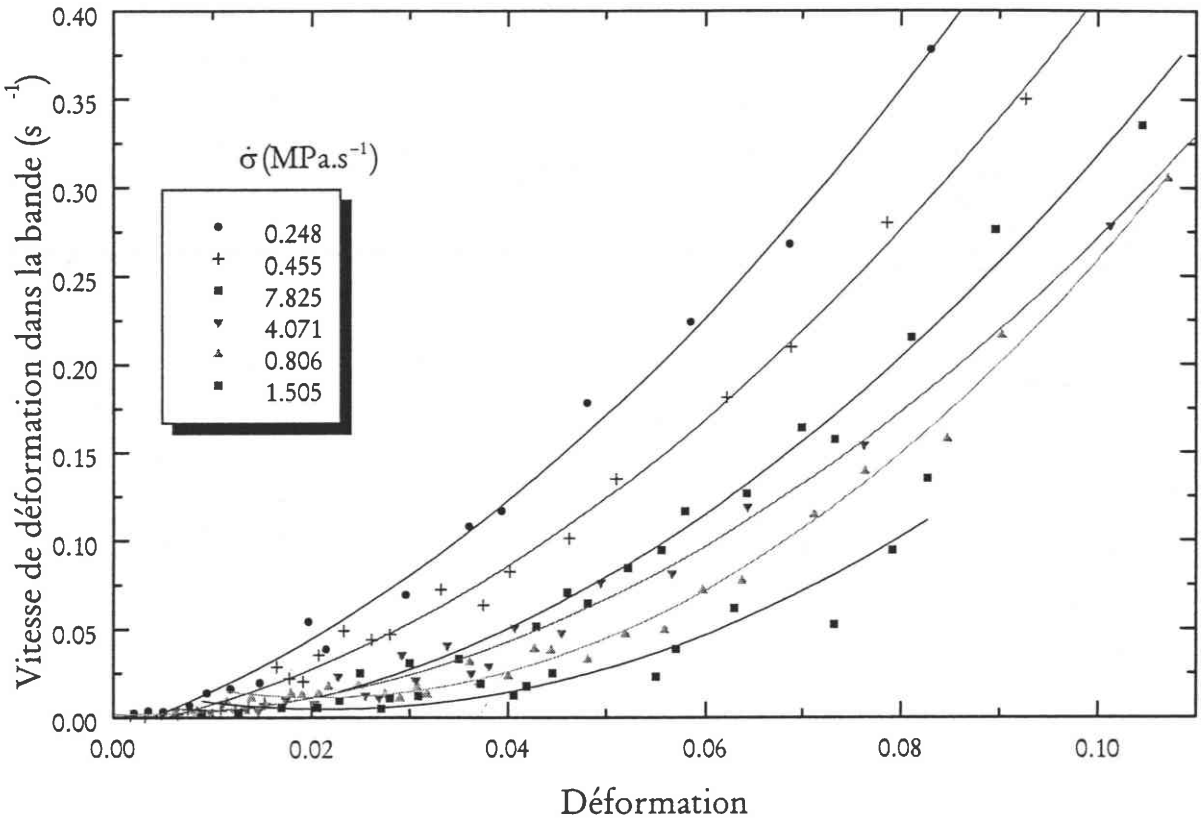


Figure IV.18 :
Vitesse de déformation dans la bande en fonction de la déformation après 10 min de revenu à l'ambiante à diverses vitesses de contrainte.

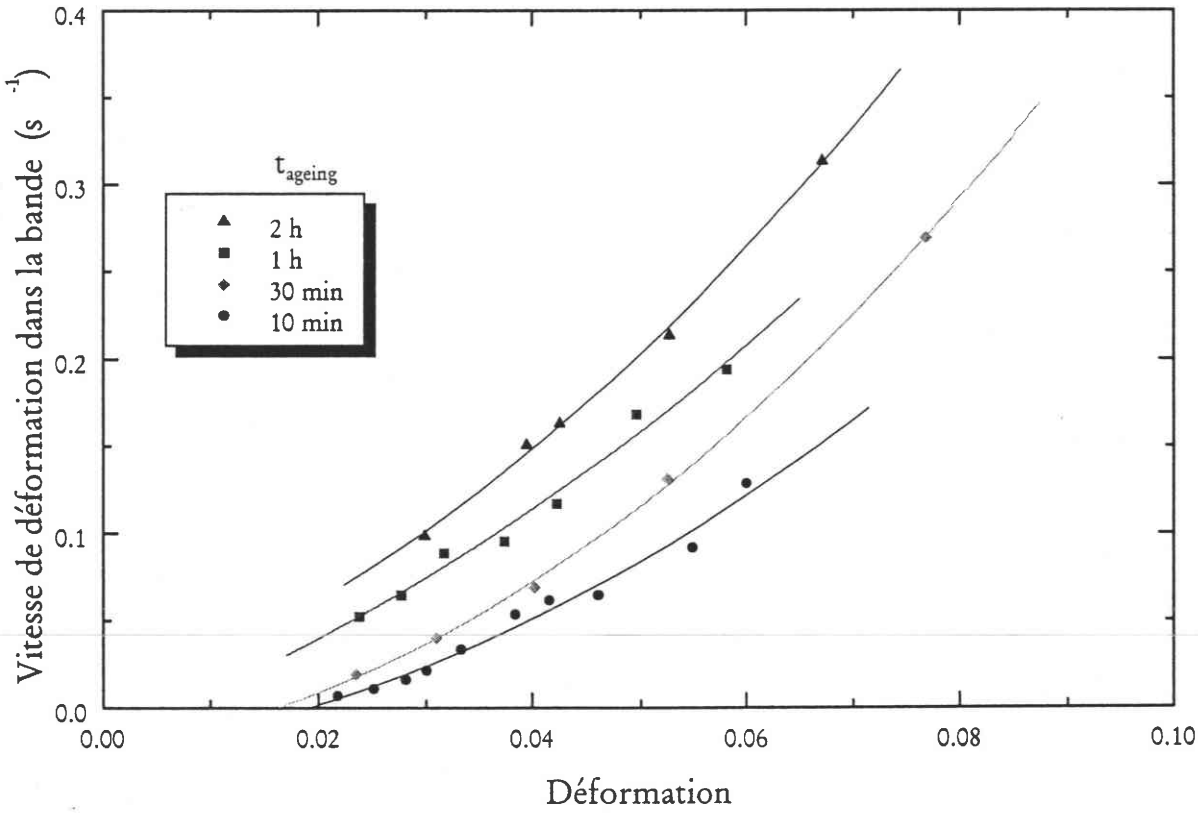


Figure IV.19 :
Vitesse de déformation dans la bande en fonction de la déformation après un revenu à 160°C à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1}.

4.6. VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES

Une bande PLC, une fois initiée près de l'un des congés de l'éprouvette, va se propager le long de celle-ci pour finalement disparaître au niveau du congé opposé. La vitesse de propagation des bandes représente alors la vitesse à laquelle les bandes PLC parcourent l'éprouvette et est notée V_B. Elle est égale au rapport entre la distance parcourue par la bande le long de l'éprouvette et la durée de propagation de cette bande PLC.

4.6.1. INFLUENCE DE LA DEFORMATION

Nous avons tout d'abord étudier l'influence que pouvait avoir la déformation sur la vitesse de propagation des bandes V_B. Pour cela, nous avons représenté sur la figure IV.20 les variations de V_B avec la déformation ε pour différentes vitesses de contrainte $\dot{\sigma}$ après un revenu de 10 min à l'ambiante. Nous observons alors une croissance de V_B lorsque la déformation augmente pour toutes les vitesses de contrainte utilisées. Nous pouvons en fait ici noter deux régimes de croissance : dans un premier temps, pour les faibles déformations, V_B augmente rapidement avec la déformation puis, dans un second temps, la croissance de V_B ralentit pour finalement atteindre une valeur de saturation au delà de 7%. Enfin, nous avons corrélé l'évolution de V_B avec ε a l'aide d'un polynôme.

Les valeurs atteintes par V_B dans l'alliage 7475 sont ici particulièrement élevées par rapport aux vitesses de propagation rencontrées dans la littérature [44, 49, 75, 109]; en effet, celles-ci peuvent avoisiner 600 $mm.s^{-1}$ dans le cas où la vitesse de contrainte est suffisamment faible.

4.6.2. INFLUENCE DE LA VITESSE DE CONTRAINTE

La figure IV.21 illustre les variations de la vitesse de propagation des bandes V_B avec la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ pour divers temps de revenu t_{ageing} à l'ambiante. Pour cela, nous avons utilisé la valeur moyenne de V_B pour des valeurs de la déformation supérieures à ε=7% au delà de laquelle V_B varie peu avec la déformation. Nous observons alors une décroissance de V_B lorsque $\dot{\sigma}$ augmente quelque soit la valeur de t_{ageing}. Pour des vitesses de contrainte inférieures à 4 $MPa.s^{-1}$, la vitesse de propagation des bandes V_B évolue très peu; par contre, au delà de 4 $MPa.s^{-1}$, un changement brutal de pentes, conduisant à une décroissance plus rapide, s'opère sur l'ensemble des courbes $V_B - \dot{\sigma}$.

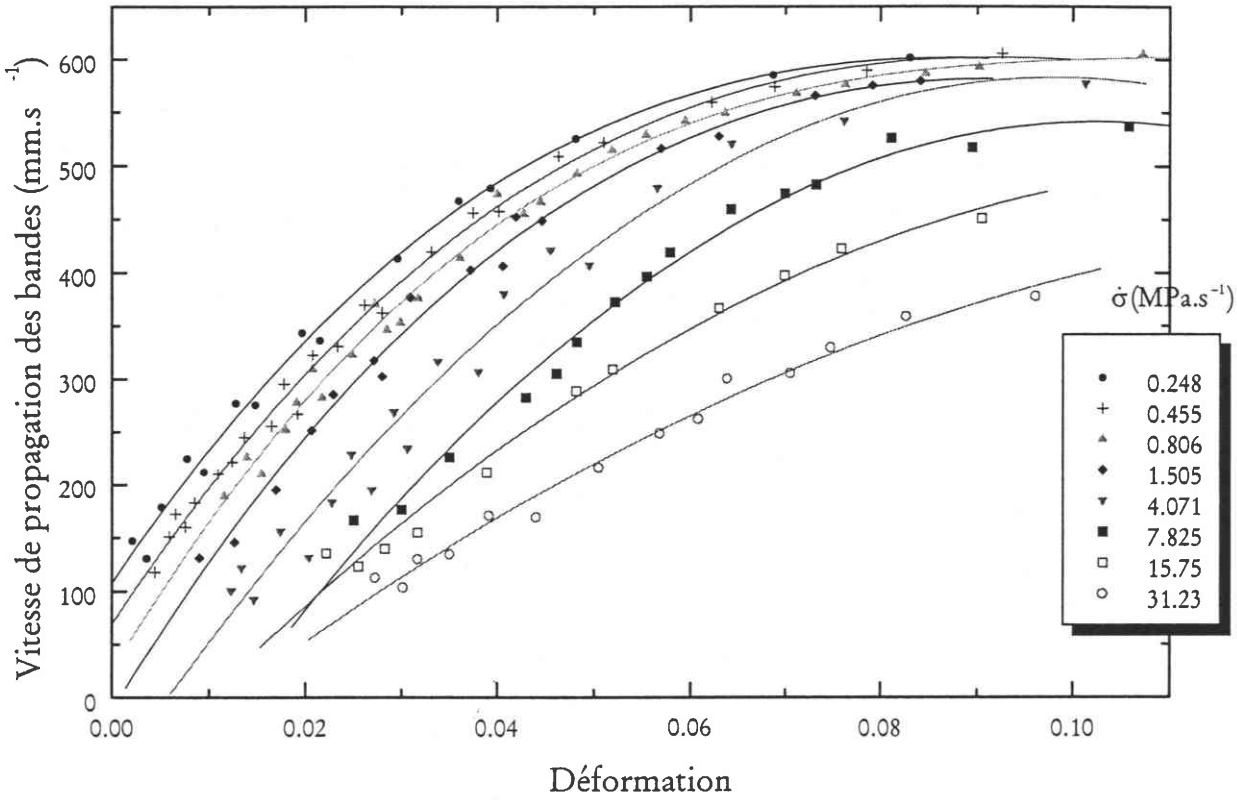


Figure IV.20 :
Vitesse de propagation des bandes en fonction de la déformation après 10 min de revenu à l'ambiante à diverses vitesses de contrainte.

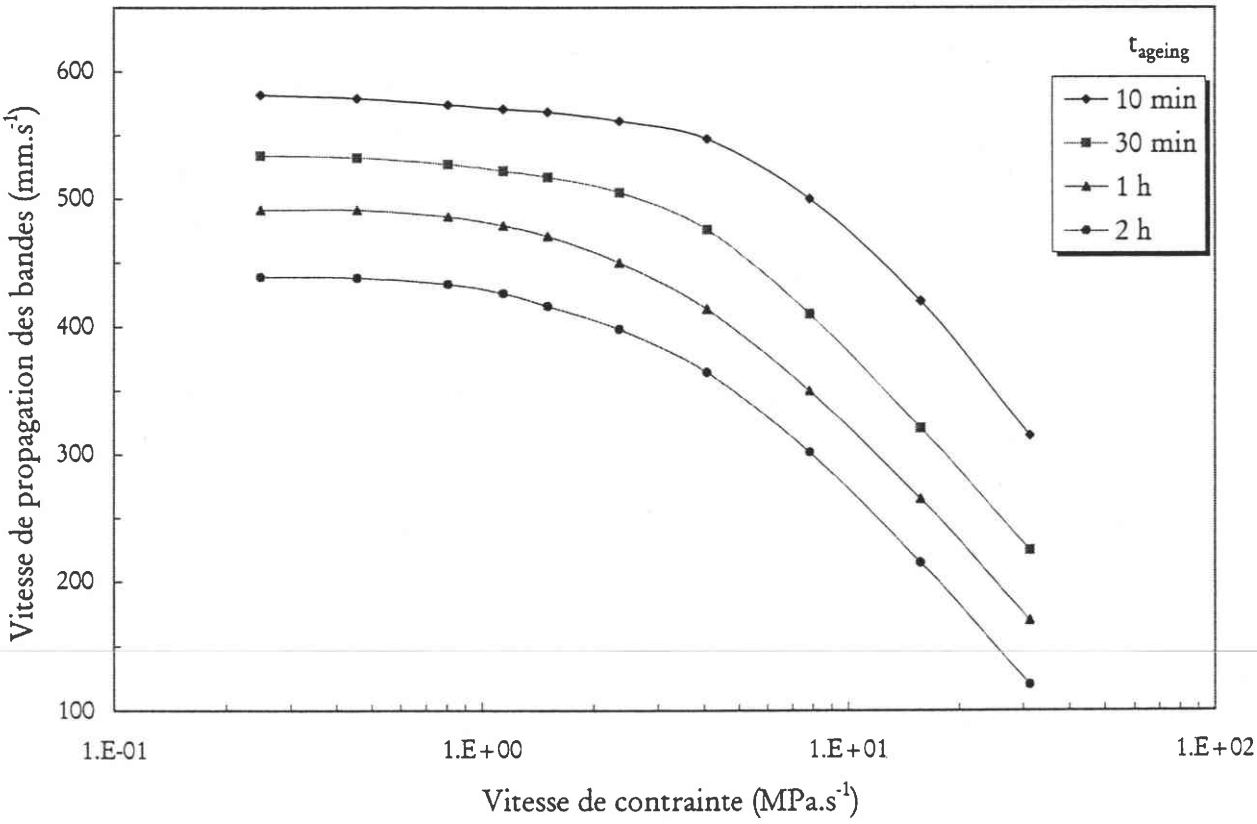


Figure IV.21 :
Vitesse de propagation des bandes en fonction de la vitesse de contrainte après revenu à l'ambiante.

Cette variation significative de pente s'effectue de manière quasi-indépendante de t_{ageing} pour une vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ comprise en 3 et 4 MPa.s^{-1}. Ces résultats expérimentaux ne vont bien sûr pas sans rappeler les prévisions théoriques détaillées au Chapitre I comme celle de Hähner [30, 31] notamment.

4.6.3. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE REVENU

Nous avons représenté sur la figure IV.22 les variations de la vitesse de propagation des bandes V_B avec la déformation à la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}_{min}$ =1.51 MPa.s^{-1} après un revenu de 10 min à différentes températures T_{ageing}. V_B croit avec la déformation pour toutes les températures de revenu employées. Les pentes relatives aux courbes V_B - ε restent sensiblement les mêmes lorsque T_{ageing} varie, hormis entre 80°C et 120°C, où celles-ci demeurent particulièrement faibles.

La figure IV.23 illustre, quant à elle, les variations de V_B avec la température de revenu T_{ageing} pour quatre temps de revenu différents t_{ageing}. Nous avons ici pris la valeur de V_B pour une déformation ε=6%. Dans un premier temps, l'amplitude de V_B diminue lorsque T_{ageing} croît jusqu'à environ 80-90°C où V_B atteint une valeur minimale d'environ 95 mm.s^{-1}. Puis, pour des températures de revenu comprises entre 80°C et 120°C, V_B se maintient à cette valeur minimale. Enfin, au delà de 120°C, V_B augmente de nouveau avec la température jusqu'à T_{ageing} =200°C.

4.6.4. INFLUENCE DE LA DUREE DE REVENU

La figure IV.24 indique l'évolution de V_B avec la déformation après un revenu réalisé à 200°C pour différentes durées et pour une vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1}. Nous notons à nouveau un augmentation de la vitesse de propagation des bandes lorsque la déformation croît quelque soit la durée du revenu. L'évolution de V_B avec la déformation est, par ailleurs, d'autant plus faible que le temps de revenu t_{ageing} est élevé.

Nous avons regroupé sur la figure IV.25 les variations de la vitesse de propagation des bandes V_B avec le temps de revenu pour différentes températures de revenu à la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}_{min}$ =1.51 MPa.s^{-1} et une déformation ε=6%. En échelle semi-logarithmique, V_B diminue linéairement lorsque log t_{ageing} augmente. Cette décroissance de V_B avec t_{ageing} tend à s'atténuer lorsque T_{ageing} augmente conduisant ainsi à une pente de plus en plus faible pour les courbes V_B - log t_{ageing} jusqu'à 90°C où la pente des courbes V_B - log t_{ageing} atteint une valeur quasiment nulle qu'elle conserve jusqu'à 120°C. Enfin, entre 140 et 200°C, V_B décroît de nouveau avec la durée de revenu mais cette fois-ci, en conservant une pente quasiment constante et indépendante de T_{ageing}.

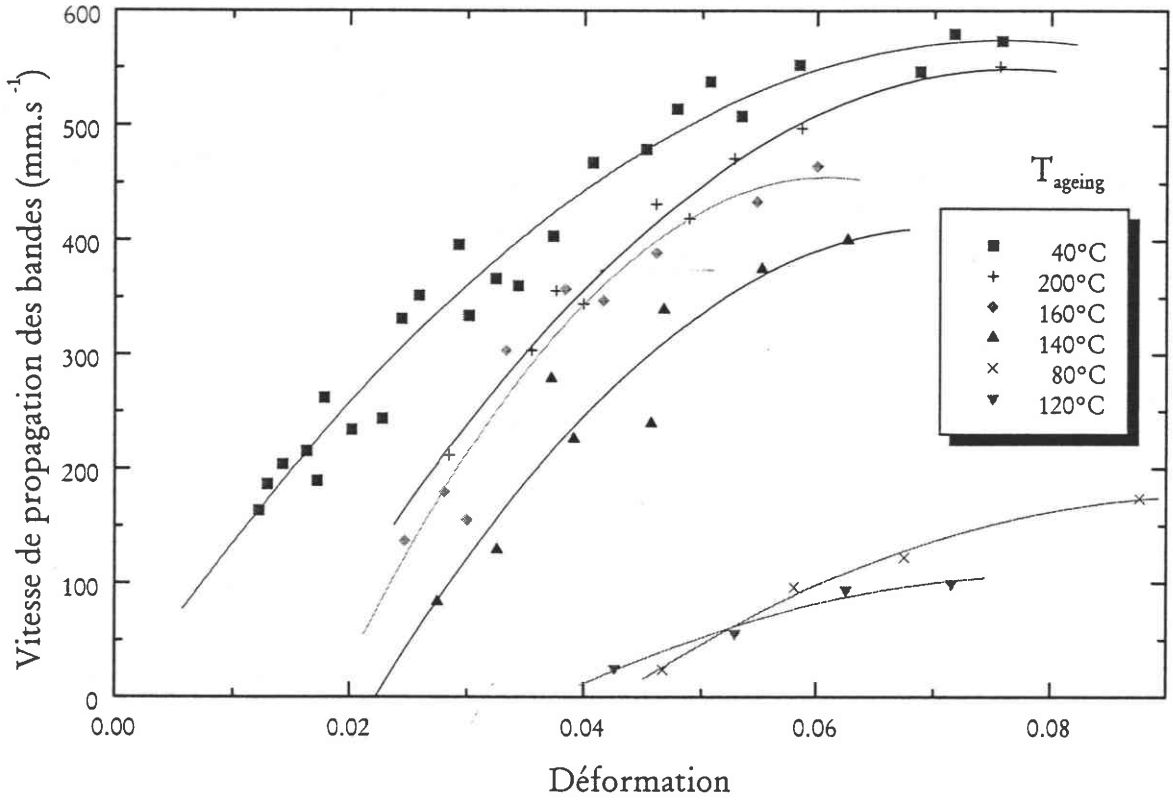


Figure IV.22 :
Vitesse de propagation des bandes en fonction de la déformation après 10 min de revenu à différentes températures de revenu et à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1}.

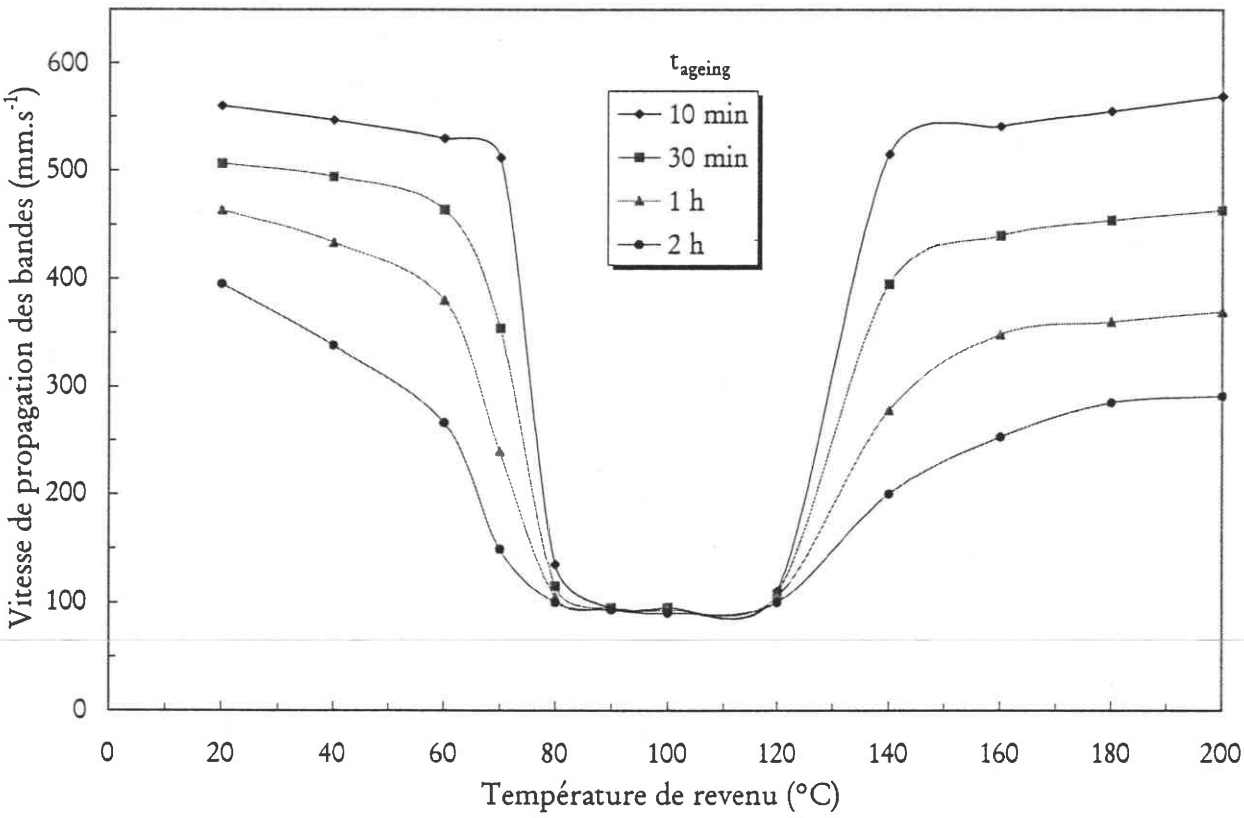


Figure IV.23 :
Vitesse de propagation des bandes en fonction de température de revenu et à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1} (ε=6%).

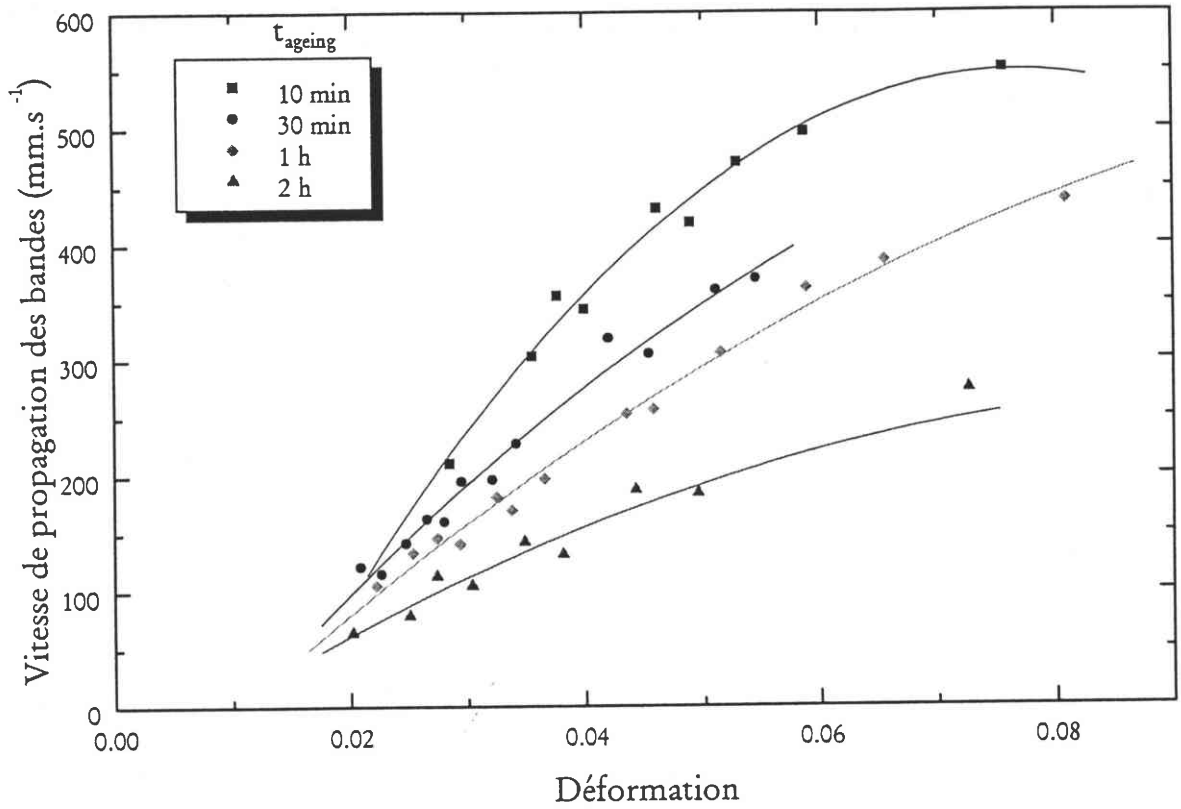


Figure IV.24 :
Vitesse de propagation des bandes en fonction de la déformation pour différents temps de revenu à 200°C et à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1}.

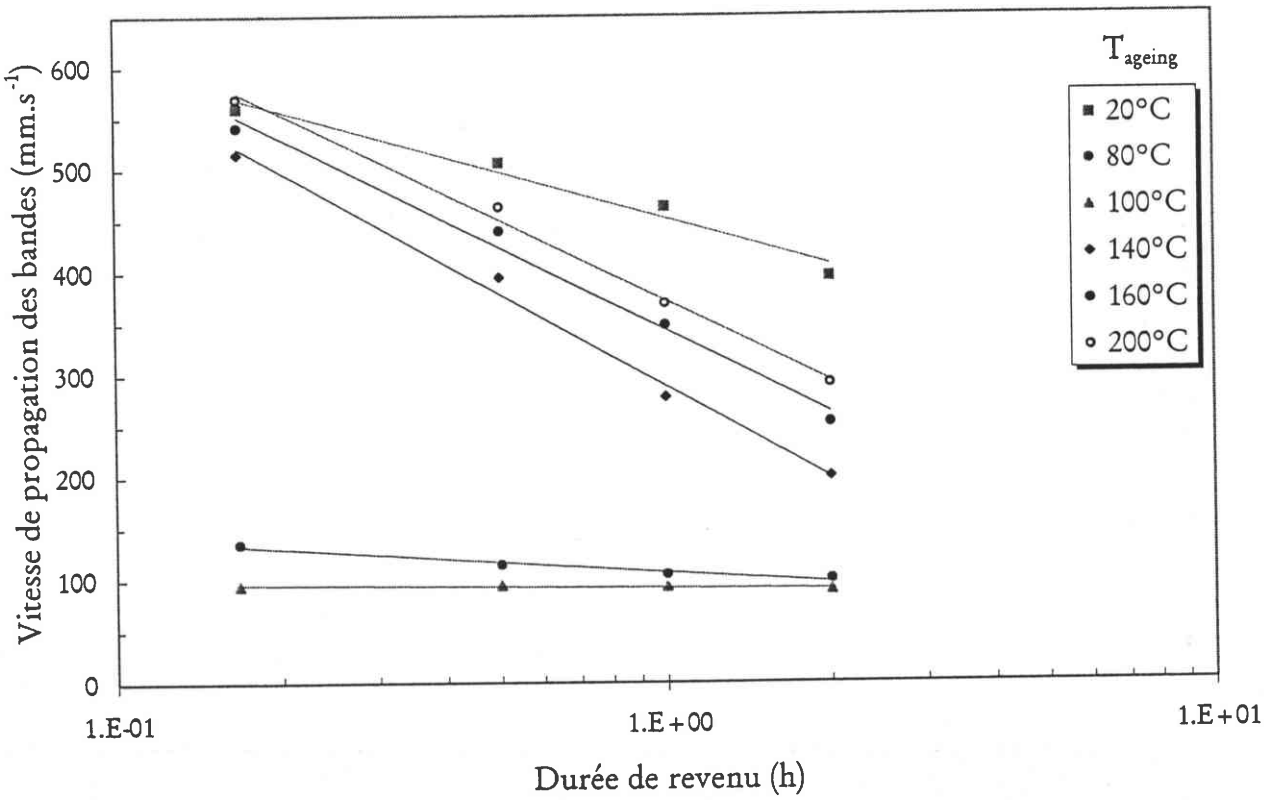


Figure IV.25 :
Vitesse de propagation des bandes en fonction de la durée de revenu et à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1} (ε=6%).

4.7. LARGEUR DE BANDES

Comme il a été dit précédemment, les bandes PLC, qui se propagent le long du fût de l'éprouvette avec une inclinaison d'environ 60° par rapport à l'axe de traction, possède une certaine taille appelée largeur de bandes et notée L_B. Elle est égale au produit de la vitesse de propagation des bandes V_B et de l'intervalle de temps δt nécessaire à la bande PLC pour traverser une section donnée de l'éprouvette. Les valeurs obtenues pour la largeur de bandes L_B tiennent aussi compte de l'inclinaison des bandes. Jusqu'à présent, peu de travaux expérimentaux concernant la largeur de bandes L_B ont été effectués dans la littérature. Pourtant, cette grandeur demeure une caractéristique importante de l'effet PLC.

Les variations de la largeur de bandes L_B en cours d'essai montrent que L_B augmente avec la déformation ε respectivement pour différentes vitesses de contrainte $\dot{\sigma}$ et un temps de revenu à l'ambiante de 10 min (figure IV.26) mais aussi pour différents temps de revenu t_{ageing} à la température $T_{ageing} = 160°C$ et à la vitesse $\dot{\sigma}_{min} = 1.51$ MPa.s^{-1} (figure IV.27). Toutes ces courbes présentent ici le même comportement général : une concavité orientée vers le bas et deux progressions distinctes. En effet, nous assistons tout d'abord à une augmentation rapide de L_B avec ε puis nous observons une saturation de L_B à une valeur quasiment constante au delà d'une déformation de 7%.

Ces résultats demeurent, par ailleurs, en contradiction avec les études expérimentales effectuées dans le passé par Karimi [7] et Blanc [43], où une décroissance de L_B avec la déformation (voire même une constance de L_B) avait été observée mais ils se rapprochent de ceux obtenus par Dablij [59].

Si nous comparons maintenant les variations respectives de la vitesse de propagation des bandes V_B (voir figures IV.20 et IV.24) avec celles de la largeur de bandes L_B (voir figures IV.26 et IV.27), nous pouvons remarquer que de nombreuses similitudes se manifestent. En effet, les variations des différents paramètres d'étude (ε, $\dot{\sigma}$, T_{ageing} et t_{ageing}) entraînent les mêmes modifications d'un point de vue comportemental sur les tendances obtenues pour V_B et pour L_B. Aussi, dans ce qui suit, nous n'allons pas présenter de manière détaillée l'influence des différents paramètres cités précédemment sur la largeur des bandes, comme cela a déjà été entrepris pour la vitesse de propagation des bandes V_B, mais nous reviendrons plus en avant dans le chapitre V sur la comparaison des évolutions de V_B et de L_B avec ces divers paramètres.

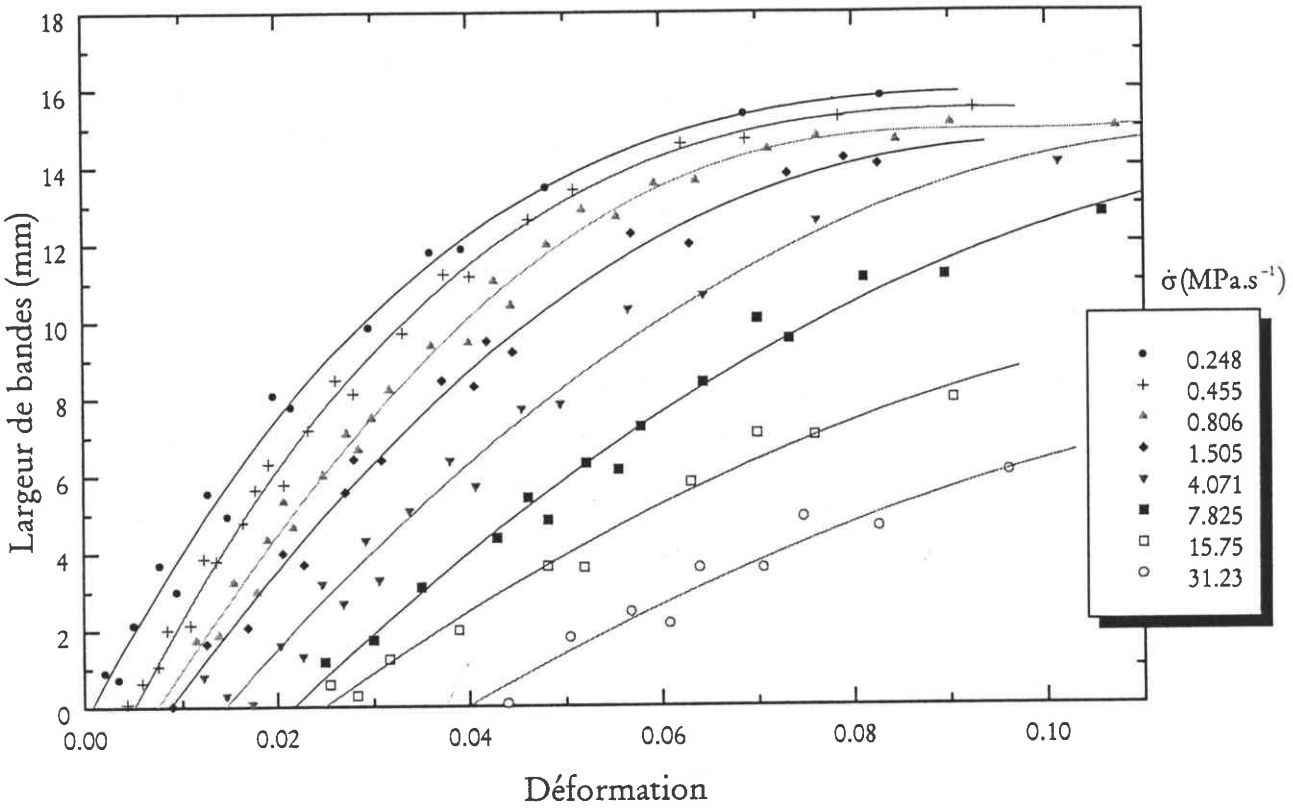


Figure IV.26 :
Largeur des bandes en fonction de la déformation après 10 min de revenu à l'ambiante à diverses vitesses de contrainte.

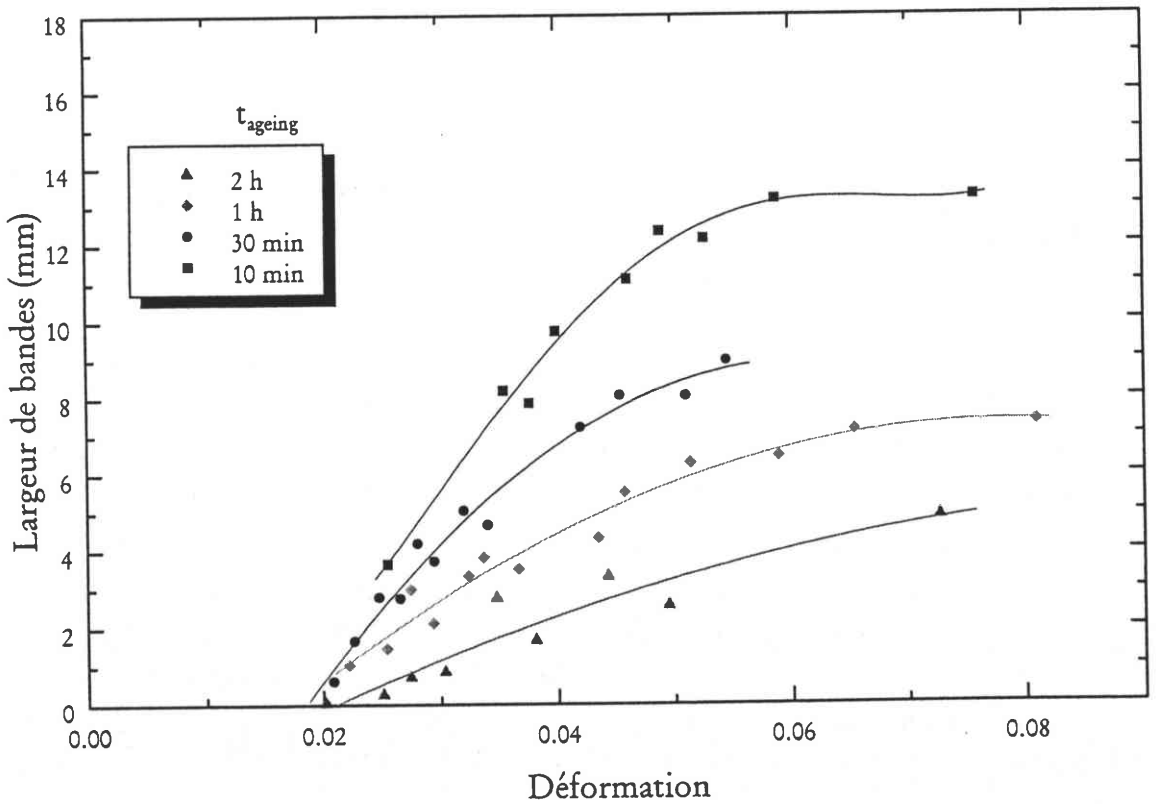


Figure IV.27 :
Largeur des bandes en fonction de la déformation après un revenu à 200°C et à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1}.

4.8. CONCLUSION

L'étude expérimentale menée sur machine souple nous a permis d'examiner de manière rigoureuse l'influence de plusieurs paramètres tels que la déformation, la vitesse de contrainte, la température de revenu ou encore le temps de revenu sur le phénomène PLC. Les nombreux résultats obtenus viennent alors s'ajouter à ceux issus de l'étude réalisée sur machine dure (voir Chapitre III) mais de manière complémentaire puisque nous avons, cette fois, pu tirer profit de la propagation continue des bandes de déformation plastique dans l'éprouvette.

L'influence des phénomènes de précipitation sur l'effet PLC reste à nouveau visible sur machine souple. Aussi, nous avons dans un premier temps, déterminé le domaine d'existence de l'effet PLC $t_{ageing} - T_{ageing}$ pour l'alliage 7475 pour une vitesse de contrainte donnée. Aux cours de ces essais, tous les décrochements rencontrés sur les courbes de traction sont de type D. Nous retrouvons les comportements inverse et normal liés aux variations de la déformation critique ε_c avec la vitesse de contrainte, déjà observés sur machine dure, respectivement pour les faibles vitesses et les vitesses élevées. La transition entre ces deux domaines s'effectue en fait indépendamment de la durée du revenu et pour une vitesse de contrainte $\dot{\sigma}_{min} = 1.51$ MPa.s^{-1}. L'évolution de ε_c avec T_{ageing} se maintient elle aussi en forme de "cloche" avec la présence d'un maximum situé aux environs de $T_{ageing} = 85°C$ et indépendant du temps de revenu t_{ageing}.

Ces phénomènes de précipitation structurale possèdent de plus une influence importante sur l'ensemble des caractéristiques des bandes PLC. En particulier, la déformation contenue dans la bande ε_B croît avec la déformation quelque soient les conditions de revenu et la vitesse de contrainte utilisées sans toutefois présenter de saturation. L'évolution de ε_B présente les deux comportements inverse et normal avec la vitesse de contrainte et elle laisse apparaître une forme en "cloche" avec la température de revenu. On note d'ailleurs une grande similitude avec les variations observées pour la déformation critique ε_c. La vitesse de déformation dans la bande $\dot{\varepsilon}_B$ évolue, quant à elle, de la même manière lorsque l'on fait varier les divers paramètres.

La vitesse de propagation des bandes V_B augmente avec la déformation et parvient cette fois à une valeur de saturation pour les grandes déformations. Les valeurs expérimentales de V_B peuvent même parfois atteindre 600 mm.s^{-1}. De plus, les valeurs de V_B décroissent lorsque la vitesse de contrainte augmente ou quand la durée de revenu croît. Enfin, la largeur de bandes L_B présente une évolution similaire à V_B pour l'ensemble des paramètres étudiés.

CHAPITRE V

DISCUSSION DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

Les études que nous venons de mener conjointement sur machine dure puis sur machine souple nous ont permis d'aboutir à un très grand nombre de résultats expérimentaux qui demeurent complémentaires. Ces résultats sont enrichissants dans la mesure où ils contribuent à une meilleure compréhension du phénomène PLC mais demeurent, dans certains cas, particulièrement originaux. Aussi, le temps est désormais venu pour nous d'effectuer une synthèse des résultats les plus importants et de les confronter à la connaissance microstructurale de l'alliage 7475 acquise dans le Chapitre II afin d'examiner et de comprendre les interactions qui se produisent entre les phénomènes de précipitation et l'effet PLC. Après nous être penchés sur les caractéristiques de l'effet PLC, nous nous intéresserons aux similitudes qui existent entre les différentes caractéristiques des bandes PLC. Enfin, nous effectuerons une comparaison entre nos résultats expérimentaux et les prévisions des divers modèles théoriques afin d'apprécier les éventuelles convergences et de dégager les insuffisances.

SOMMAIRE DU CHAPITRE V

Sommaire du Chapitre V 146

5.1. CARACTÉRISTIQUES DE L'EFFET PLC 147

5.1.1. TYPES DE PLC 147

5.1.2. DÉFORMATION CRITIQUE 147

5.1.3. CHUTE DE CONTRAINTE 150

5.1.4. TEMPS DE RECHARGEMENT ET CHUTE DE CONTRAINTE 153

5.2.COMPARAISON ENTRE LES CARACTÉRISTIQUES DES BANDES PLC 156

5.2.1. DÉFORMATION CONTENUE DANS LA BANDE ET DÉFORMATION CRITIQUE 156

5.2.2. VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES ET LARGEUR DE BANDES 158

5.2.3. VITESSE DE DÉFORMATION DANS LA BANDE ET DÉFORMATION CONTENUE DANS LA BANDE 160

5.3. COMPARAISON ENTRE THÉORIE ET EXPÉRIENCE 164

5.3.1. MODÈLE DE KUBIN-ESTRIN 164

5.3.2. MODÈLE DE BRÉCHET-ESTRIN 167

5.3.3. MODÈLE DE HÄHNER 170

5.1. CARACTERISTIQUES DE L'EFFET PLC

5.1.1. TYPES DE PLC

Lors d'essais réalisés sur machine molle, le type de PLC n'est pas affecté par les phénomènes de précipitation structurale et reste de type D. Par contre, dans le cas de la machine dure, l'aspect des décrochements varie avec les conditions de revenu et nous avons pu rencontrer les types A, B et C.

Pour des températures de revenu T_{ageing} inférieures à 70°C, nous pouvons constater que l'effet PLC de type B demeure prédominant, ce qui est probablement dû ici à une concentration élevée en atomes de solutés. Graduellement, lorsque la température de revenu augmente, des décrochements de type A apparaissent entre ceux de type B et tendent à devenir de plus en plus nombreux au détriment de ceux de type B. En particulier, entre 70°C et 120°C, lorsque les zones GP demeurent prédominantes, seuls des décrochements de type A, séparés par de larges intervalles de déformation, sont observables sur les courbes de traction, ce qui peut en fait être lié cette fois à un appauvrissement de la matrice en atomes de soluté. Enfin, pour des températures supérieures à 120°C, lorsque les zones GP ont disparu au profit de la phase η', les décrochements de type B réapparaissent et coexistent avec ceux de type A jusqu'à 200°C. Nous pouvons en fait remarquer que lorsque l'on se rapproche des limites du domaine d'existence de la figure V.1 le PLC est uniquement de type A alors qu'au cœur même du domaine il serait plutôt de type B voire C.

5.1.2. DEFORMATION CRITIQUE

Nous pouvons tout d'abord remarquer que si nous employons une relation entre la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ et la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ du type :

$$\dot{\sigma} = h_{moy}\ \dot{\varepsilon} \qquad \text{(V-1)}$$

où $h_{moy} = 1150$ MPa est le taux d'écrouissage moyen, nous retrouvons des évolutions similaires en ce qui concerne les courbes $\varepsilon_c - \dot{\varepsilon}$ et $\varepsilon_c - \dot{\sigma}$ des figures III.16 et IV.9. Nous notons, dans les deux cas, la présence d'une branche ascendante associée au vieillissement dynamique ainsi que d'une branche descendante généralement attribuée à un phénomène de précipitation en cours de déformation [22]. Enfin, les minimums

respectifs de ces courbes demeurent quasiment équivalents et proches de $\dot{\varepsilon}_{min} = 1.10x10^{-3}\ s^{-1}$. L'influence de la durée de revenu t_{ageing} sur l'allure de ces courbes est aussi la même, à savoir que pour une vitesse de chargement donnée, ε_c croît lorsque t_{ageing} augmente.

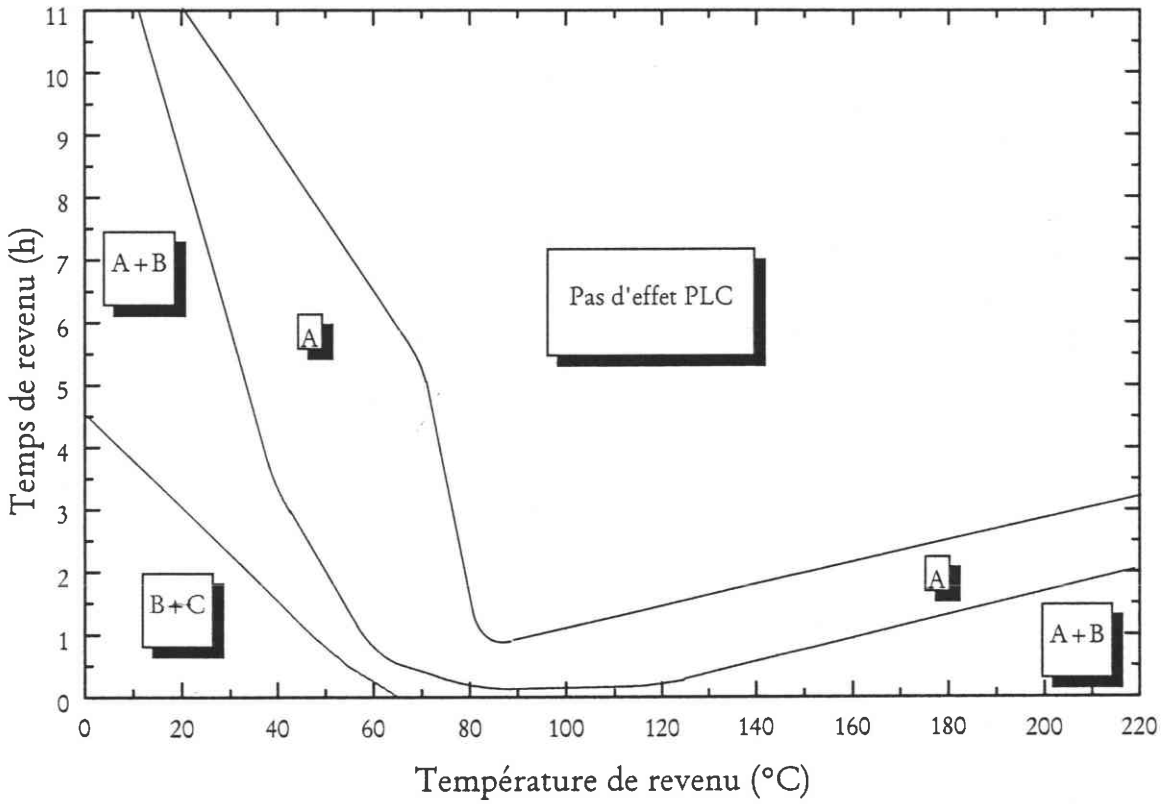


Figure V.1 :
Domaine d'existence de l'effet PLC associé aux différents types de bandes pour l'alliage 7475 à la vitesse de déformation de $1.09x10^{-3}\ s^{-1}$ et à la température ambiante.

Sur le plan microstructural, nous devons noter que lors de ces essais, réalisés après un revenu à $T_{ageing} = 20°C$, seules les zones GP peuvent apparaître et évoluer. Ces zones GP ont bien entendu un rôle significatif sur l'évolution des courbes $\varepsilon_c - \dot{\varepsilon}$ et $\varepsilon_c - \dot{\sigma}$ des figures III.16 et IV.9. Pour une vitesse de chargement donnée, les valeurs de la déformation critique ε_c croissent lorsque t_{ageing} augmente car les zones GP piègent les atomes de solutés et surtout les lacunes présents dans l'alliage. En effet, au fur et à mesure que le temps de revenu t_{ageing} augmente, le nombre et la taille des zones GP augmentent eux aussi, donc, il y a donc de plus en plus de lacunes piégées et ce quelque soit la vitesse de déformation employée, l'effet PLC tend alors à être retardé de la même manière : le manque de lacunes empêche les atomes de solutés de diffuser vers les dislocations et donc elles ne peuvent conduire à un blocage de celles-ci (ε_c croît).

Les résultats de la figure V.2, indiquant l'évolution de la déformation critique en fonction de la température de revenu T_{ageing} sur machine dure ou sur machine souple,

peuvent aussi être corrélés avec les phénomènes de précipitation. Dans ce but, nous avons mentionné sur cette figure les phases précipitées (zones GP, phases η' et η), associées aux plages de températures de revenu T_{ageing} pour lesquelles elles apparaissent, afin de pouvoir effectuer un parallèle entre les résultats expérimentaux obtenus sur la déformation critique et l'évolution de la microstructure de l'alliage d'aluminium 7475 lorsque les conditions de revenu évoluent. Il apparaît alors clairement que les phénomènes de précipitation possèdent une influence particulièrement importante sur l'effet PLC, en particulier lorsque les phases précipitées qui succèdent aux zones GP apparaissent.

Puisque le magnésium diffuse plus vite que le cuivre dans l'aluminium [118] et que des études expérimentales sur les alliages Al-Zn [68, 119] ont montré que l'effet PLC était inexistant, nous pouvons suggérer que le zinc n'est pas responsable de l'écoulement en dents de scie mais que les atomes de magnésium représentent certainement les atomes diffusants responsables de l'effet PLC dans l'alliage 7475.

Entre 20°C et 120°C, les zones GP se forment et leur nombre s'accroît avec un taux de formation maximal situé à environ T_{ageing} =80°C. Lorsque ces zones GP sont présentes dans l'alliage, elles peuvent piéger les lacunes et bien sûr, les atomes de soluté qui sont encore toutefois largement disponibles. Aussi, plus il y a de zones GP et moins d'atomes diffusants (Mg) atteignent les dislocations mobiles. Cela contribue à augmenter ε_c et le phénomène PLC ne se manifestera à nouveau que lorsqu'une quantité suffisante de lacunes aura pu être créée suite à l'accroissement important de la déformation. Ce phénomène tend à s'amplifier lorsque la température de revenu T_{ageing} augmente et s'approche du taux maximal de formation des zones GP qui correspond donc au maximum des courbes ε_c – T_{ageing} près de 80°C.

Au delà de 80°C, le niveau de formation des zones GP est moins important et les atomes de magnésium peuvent donc diffuser plus facilement vers les dislocations mobiles, ce qui va de nouveau permettre l'apparition de l'effet PLC à des déformations plus faibles comme nous pouvons le constater sur la figure V.2 où ε_c cesse d'augmenter. Nous pouvons aussi ajouter la contribution due à la dissolution des zones GP qui vont apporter de nouveaux atomes diffusants. De plus, un nouveau phénomène apparaît pour des températures supérieures à 80°C : la phase métastable η' précipite de manière homogène et quasi-cohérente et peut aussi influencer l'écoulement en dents de scie. En effet, nous remarquons que ε_c décroît mais reste à un niveau de déformation supérieur à celui obtenu pour les faibles températures de revenu. La diminution de la concentration en atomes de soluté due à la précipitation retarde l'apparition de l'effet PLC par rapport à l'état trempé et vieilli à l'ambiante. Finalement, pour des températures de revenu approchant 160°C, la phase incohérente η qui commence à apparaître à partir de 120°C, prend de l'ampleur et devient majoritaire par rapport à η' dans la matrice. La phase η demeure aussi particulièrement avide d'atomes de solutés, ce qui va provoquer un léger accroissement de ε_c qui sera suivi d'une faible décroissance due à la redissolution de la phase η'.

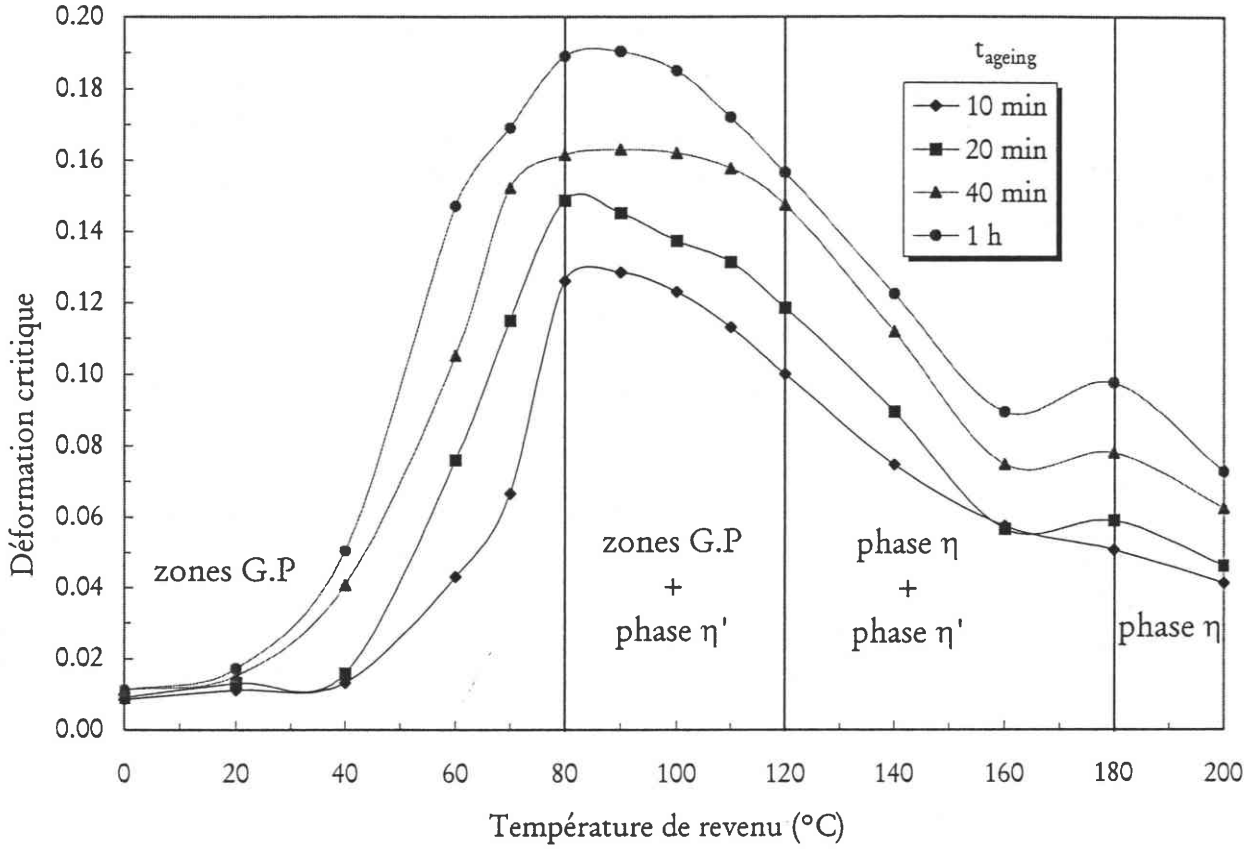


Figure V.2 :
Déformation critique en fonction de la température de revenu pour différentes durées de revenu à l'ambiante et à la vitesse de déformation de 1.09×10^{-3} s^{-1}.

5.1.3. CHUTE DE CONTRAINTE

Lorsque nous avons étudié l'influence de la vitesse de déformation sur l'amplitude des chutes de contrainte pour différents temps de revenu et pour une valeur de la déformation égale à 10% (figure V.3), nous avons pu observer deux régimes distincts caractérisés par deux pentes différentes quasiment indépendantes de la durée du vieillissement t_{ageing}. Les valeurs obtenues pour ces pentes (n_1 et n_2), issues des variations de $\log \Delta\sigma$ en fonction de $\log \dot{\varepsilon}$ sont alors : $n_1 = -0.17$ et $n_2 = -0.52$. Le changement de pente des courbes $\log \Delta\sigma - \log \dot{\varepsilon}$ s'effectuant ici indépendamment du temps de revenu t_{ageing} et pour une vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ proche de 1.09×10^{-3} s^{-1}. On notera que cette valeur de $\dot{\varepsilon}$ correspond en fait à la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_{min}$ pour laquelle la transition entre les comportements inverse et normal des courbes $\varepsilon_c - \dot{\varepsilon}$ apparaît (figure III.16).

Nous pouvons, par ailleurs, examiner la prévision faite par les modèles basés sur la diffusion [113] qui exprime la concentration C_s en soluté sur les dislocations de la façon suivante :

$$C_s = C_o \left(KD\, t_w\right)^n \qquad \text{(V-2)}$$

où C_o désigne la concentration en soluté dans l'alliage, D la constante de diffusion et K un constante dépendant de l'énergie de liaison soluté-dislocation. En admettant que la chute de contrainte $\Delta\sigma$ soit proportionnelle à la concentration C_s et que le temps d'attente t_w soit inversement proportionnel à la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$, la relation (V-2) s'écrit alors :

$$\Delta\sigma \approx K\dot{\varepsilon}^{-n} \qquad \text{(V-3)}$$

et nous invite à considérer une pente égale à (– n) pour les courbes log $\Delta\sigma$ – log $\dot{\varepsilon}$.

Si l'on se place tout d'abord dans le cas de vitesses de déformation élevées, les valeurs des pentes calculées (n_2) sont assez proches de la valeur prévue initialement par la théorie classique de la diffusion **[6, 113]** qui est de –2/3 et qui a déjà été observée dans d'autres études expérimentales **[52, 59]**. En effet, pendant une durée t_w, les atomes de solutés situés à une distance R d'une dislocation arrêtée peuvent diffuser vers celle-ci et pour des durées t suffisamment courtes, la distance de diffusion R évolue de manière proportionnelle à $t^{1/3}$. Le volume occupé par les atomes de soluté situés dans le cylindre de rayon R contenant la dislocation est alors proportionnel à R^2 et la concentration en soluté, dans le cas d'une diffusion libre en volume, demeure donc proportionnelle à $t_w^{2/3}$ c'est-à-dire $\dot{\varepsilon}^{-2/3}$ soit une pente $n_2 = -2/3$.

En revanche, si l'on se place maintenant dans le cas de vitesses plus faibles, nous retrouvons des valeurs de n_1 qui se rapprochent quelque peu de –1/3 tout en restant inférieure à cette valeur. La valeur de –1/3 est justifiée par le phénomène de "pipe-diffusion" et a déjà été obtenue expérimentalement par plusieurs auteurs **[114, 115, 116]**; des valeurs plus faibles sont même à noter dans la littérature **[59]**. Dans le cas de la "pipe-diffusion", les atomes de soluté se déplacent uniquement le long des dislocations et le trajet de diffusion est alors réduit à un segment de droite dont la longueur varie proportionnellement à R, ce qui ramène la concentration en soluté proportionnelle à $t_w^{1/3}$ et entraîne donc l'apparition d'une pente de coefficient directeur $n_1 = -1/3$.

Bien entendu, des écarts subsistent entre les valeurs théoriques et expérimentales des pentes n_1 car ces estimations de pentes ne tiennent pas compte des phénomènes de précipitation qui peuvent coexister avec le vieillissement dynamique à basse vitesse de déformation et qui peuvent réduire de manière considérable la concentration C_s en soluté sur les dislocations.

Si l'on examine désormais l'influence de la température de revenu T_{ageing} sur $\Delta\sigma$ (PLC de type B) sur la figure V.4 où nous avons ajouté les précipités en présence, nous retrouvons un comportement qui est à rapprocher de celui de ε_c. En effet, la formation accélérée de zones GP, pour des températures de revenu inférieures à 80–90°C, augmente la valeur de ε_c et donc retarde l'apparition de l'effet PLC, ce qui va finalement réduire aussi l'amplitude des décrochements pour une déformation donnée.

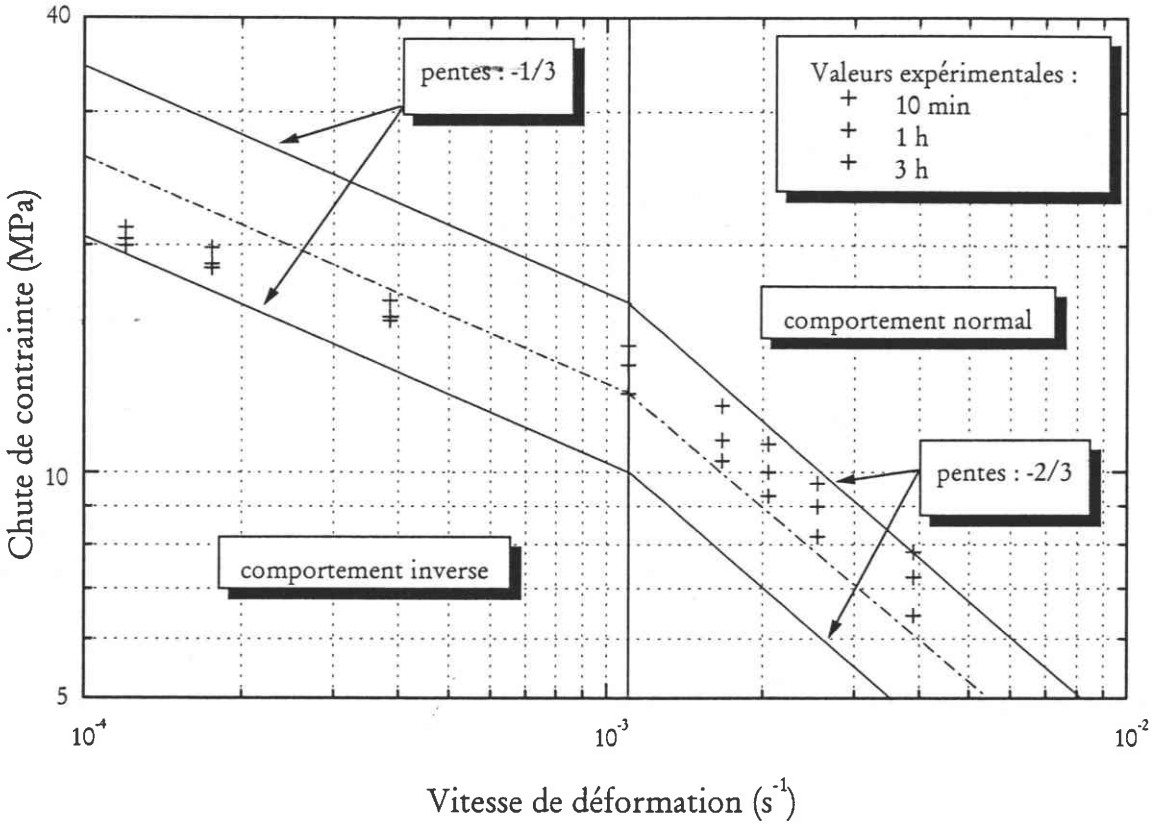


Figure V.3 :
Chute de contrainte en fonction de la vitesse de déformation pour $\varepsilon = 10\%$ et différents temps revenus à la température ambiante (PLC type B).

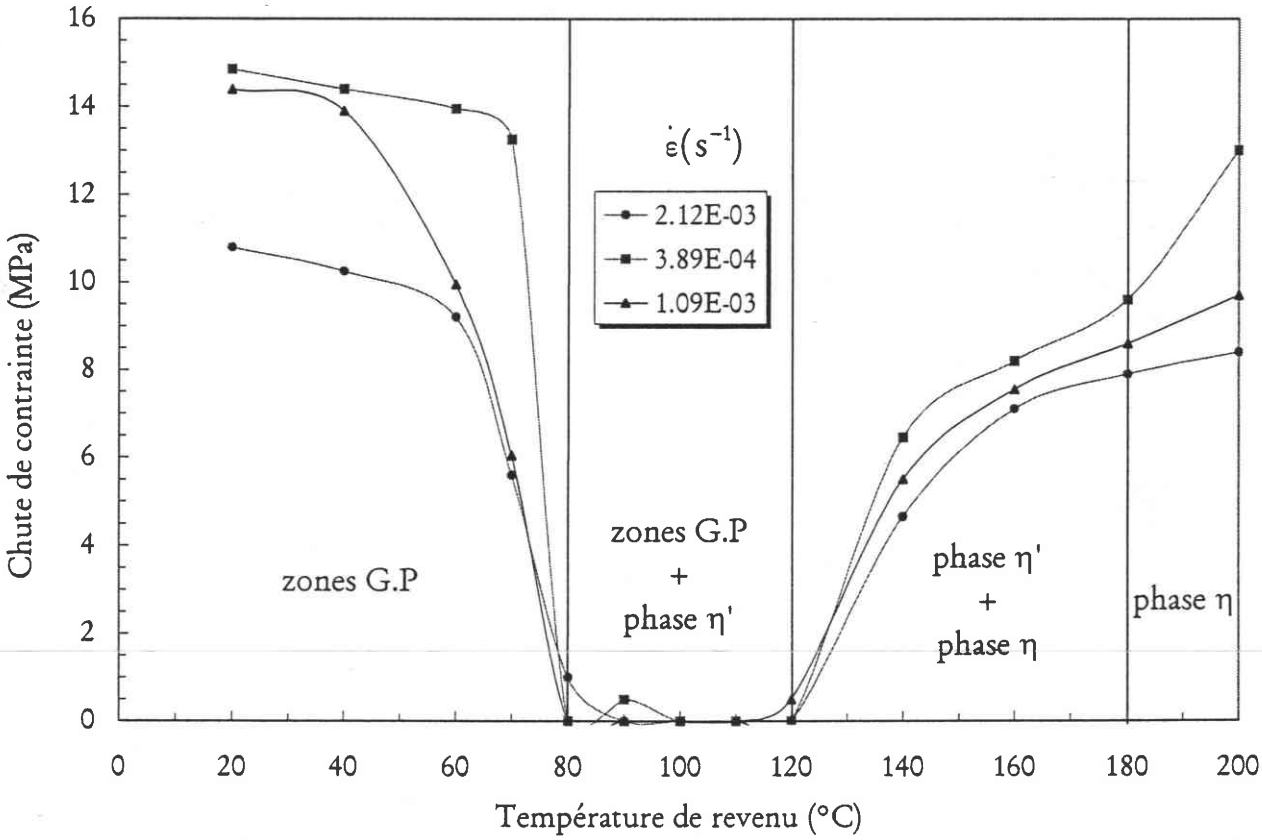


Figure V.4 :
Chute de contrainte en fonction de la température de revenu pour différentes durées de revenu à l'ambiante et à diverses vitesses de déformation (PLC type B).

Dès que la phase η' peut apparaître sans que les zones GP ne soient présentes (T_{ageing} > 120°C), l'effet PLC est renvoyé à des déformations critiques plus faibles et par conséquent, Δσ croît de nouveau avec la température de revenu T_{ageing} pour une déformation donnée. Les phases stables telles que η tendent, par contre, à diminuer la concentration en atomes de soluté, ce qui peut être responsable de la diminution de Δσ lorsque T_{ageing} se rapproche de 200°C par rapport à l'amplitude atteinte à T_{ageing} = 20°C.

5.1.4. TEMPS DE RECHARGEMENT ET CHUTE DE CONTRAINTE

L'évolution de la chute de contrainte Δσ en fonction du temps de rechargement t_R a été représentée sur la figure V.5 pour l'effet PLC de type B et pour divers temps de revenu t_{ageing} à la température ambiante. Chaque point correspond sur la figure à une vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ différente. Nous observons alors une bonne corrélation entre t_R et Δσ dans deux domaines distincts situés de part et d'autre de $\dot{\varepsilon}_{min} = 1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ et de la forme suivante :

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma_0 (t_R)^n \qquad \text{(V-4)}$$

Ceci apparaît conforme aux résultats obtenus précédemment concernant les évolutions respectives de t_R et Δσ en fonction de $\dot{\varepsilon}$ (voir § 3.4.1.2. et 3.4.2.2.). Le tableau V.1 donnent les valeurs de $\Delta\sigma_{01}$, $\Delta\sigma_{02}$, n_1 et n_2 pour différentes durées de revenu à T_{ageing} = 20°C.

Ce type de comportement est de plus prévu par les modèles basés sur la diffusion qui ont donné lieu à la relation (V-2). En supposant que le temps d'attente des t_w est équivalent au temps de rechargement t_R et que la chute de contrainte Δσ est proportionnelle à la concentration C_s nous aboutissons à une expression du type (V-4).

t_{ageing} (min)	$\Delta\sigma_{01}$ (MPa.s^{-n})	$\Delta\sigma_{02}$ (MPa.s^{-n})	n_1	n_2
10	14.58	15.47	0.145	0.443
60	13.71	15.38	0.176	0.368
180	14.25	17.77	0.183	0.367

Tableau V.1 :
Pentes des courbes représentant log Δσ en fonction de log t_R pour l'alliage 7475 pour différents temps de revenu (effet PLC type B).

Comme nous pouvons le constater sur la figure V.5, les droites log Δσ - log t_R apparaissent quasiment colinéaires pour les différents temps de revenu, les valeurs de leurs coefficients directeurs dépendent peu du temps de revenu t_{ageing} et restent

maintenues à une valeur proche de $n_1 = 0.16$ et $n_2 = 0.40$ suivant le domaine dans lequel nous nous trouvons. Il en est de même pour les valeurs de $\Delta\sigma_0$ qui varient très légèrement avec t_{ageing}.

Nous avons aussi reproduit l'évolution de la chute de contrainte $\Delta\sigma$ avec le temps de rechargement t_R pour l'effet PLC de type B et pour différentes températures de revenu T_{ageing} à la vitesse de contrainte de $1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ sur la figure V.6. Cette fois, nous faisons varier t_R par l'évolution de t_{ageing} et non plus de la vitesse $\dot{\varepsilon}$ afin de mieux mettre en évidence l'influence de la microstructure. Ainsi chaque point de la figure V.6 correspond à un temps de revenu différent. Nous retrouvons de nouveau une corrélation empirique entre $\Delta\sigma$ et t_R de la forme $\Delta\sigma = \Delta\sigma_0 (t_R)^n$. Les valeurs $\Delta\sigma_0$ et n sont données dans le tableau V.2 pour ces différentes températures de revenu.

T_{ageing}(°C)	$\Delta\sigma_0$ (MPa.s^{-n})	n
20	13.8	0.21
40	18.3	1.11
60	21.7	1.36
140	6.4	0.75
160	8.1	0.72
200	11.7	0.65

Tableau V.2 :
Pentes des courbes représentant log $\Delta\sigma$ en fonction de log t_R pour l'alliage 7475 pour diverses températures de revenu à la vitesse de $1.09 \times 10^{-3}\ s^{-1}$ (effet PLC type B).

Comme nous pouvons le remarquer dans ce tableau, pour des températures T_{ageing} comprises entre 20°C et 60°C, le coefficient directeur n subit une augmentation conséquente en passant de $n = 0.21$ à pratiquement $n = 1.4$ puis il continue d'augmenter jusqu'à ce que le PLC de type B disparaisse quasi-complètement, c'est-à-dire entre 80 et 120°C. Lorsque celui-ci réapparaît, le coefficient n décroît lorsque T_{ageing} augmente jusqu'à 200°C pour atteindre finalement une valeur proche de $n = 2/3$. Les résultats expérimentaux obtenus sont cohérents avec ceux observés par Pink et al. [67, 120] dans un alliage d'aluminium 7020.

Une fois de plus, les phénomènes de précipitation dans l'alliage 7475 vont modifier les caractéristiques de l'effet PLC. En effet, le développement des zones GP, entre 20 et 80°C, favorise une augmentation du coefficient directeur n qui va décroître, une fois la disparition des zones GP assurée ($T_{ageing} > 120$°C), lorsque les précipités η' et η apparaissent. On retrouve d'ailleurs ici un comportement de n vis-à-vis de T_{ageing} qui peut étroitement se comparer à celui observé sur les courbes $\varepsilon_c - T_{ageing}$ (voir § 5.1.).

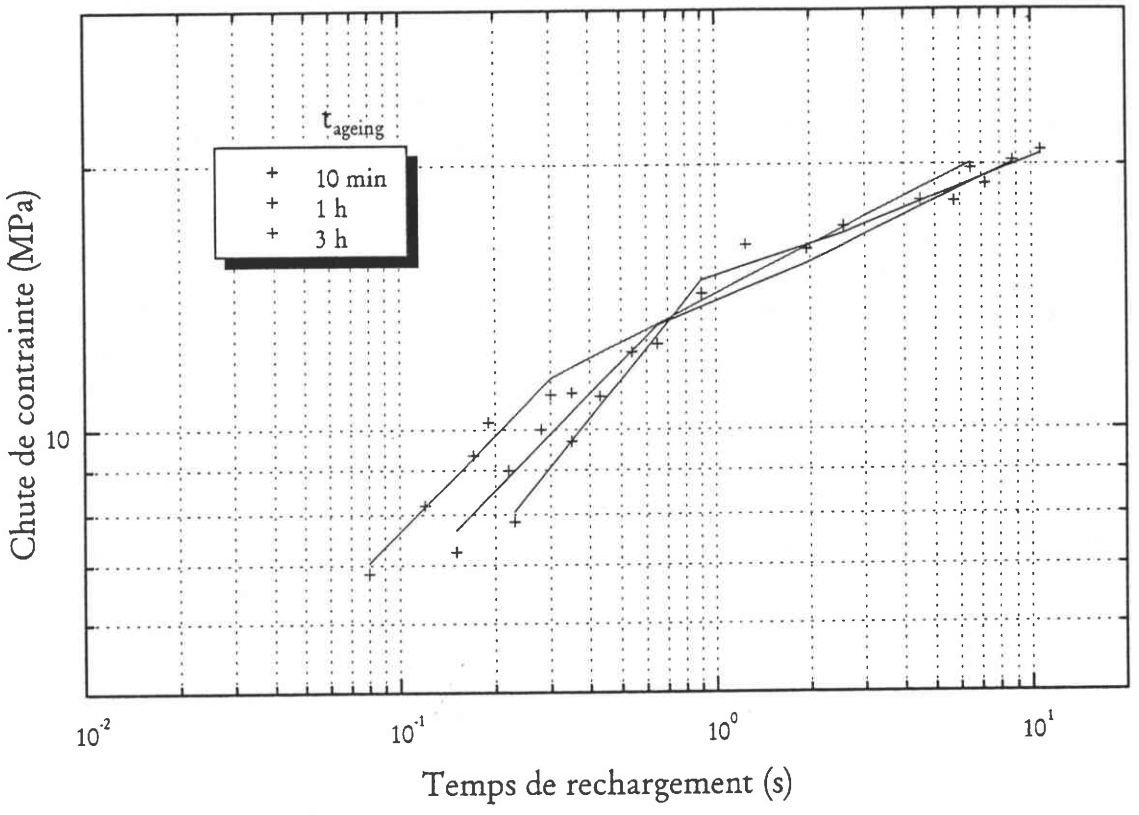


Figure V.5 :
Chute de contrainte en fonction du temps de rechargement pour différents temps de revenu à 20°C (ε=10% et effet PLC de type B).

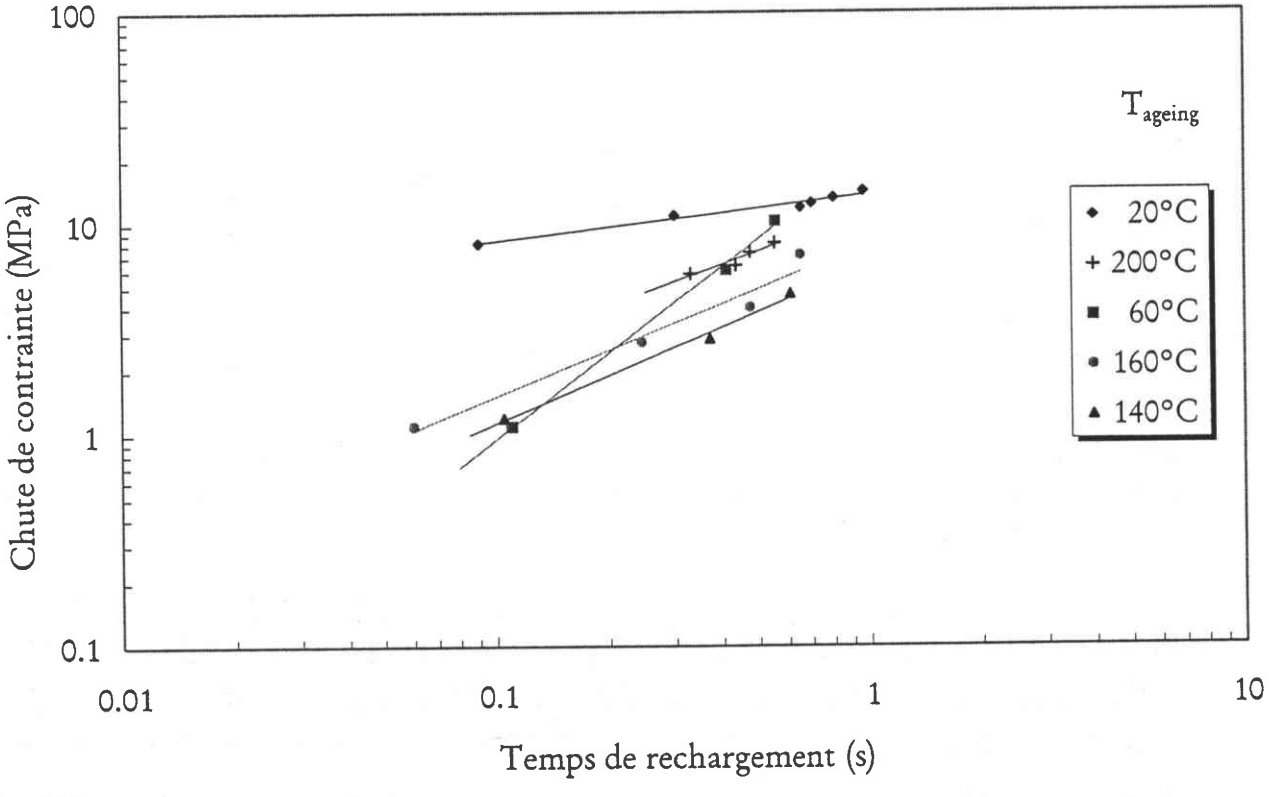


Figure V.6 :
Chute de contrainte en fonction du temps de rechargement à la vitesse de 1.09×10^{-3} s^{-1} après un revenu à diverses températures (ε=10% et effet PLC de type B).

5.2. COMPARAISON ENTRE LES CARACTERISTIQUES DES BANDES PLC

5.2.1. DEFORMATION CONTENUE DANS LA BANDE ET DEFORMATION CRITIQUE

Nous avons représenté sur une même figure les évolutions respectives de la déformation contenue dans la bande ε_B pour $\varepsilon = 6\%$ et de la déformation critique ε_c en fonction de la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ (figure V.7) et de la température de revenu T_{ageing} (figure V.8). Nous pouvons tout d'abord noter une bonne corrélation entre les variations de ε_c et ε_B en fonction de $\dot{\sigma}$ et T_{ageing}. Nous retrouvons, sur la figure V.7, des comportements inverse et normal très proches entre ε_c et ε_B, en particulier en ce qui concerne les pentes respectives des branches ascendante et descendante qui demeurent sensiblement égales. Enfin, la transition entre ces comportements, indépendante du temps de revenu t_{ageing}, se manifeste pour l'ensemble de ces courbes à la même vitesse de contrainte $\dot{\sigma}_{min} = 1.51$ MPa.s^{-1}. Il en est de même pour la figure V.8 où nous retrouvons la forme générale en "cloche" pour les évolutions de ε_c et ε_B. Le sommet de cette "cloche", qui demeure commun à ε_c et ε_B et de nouveau indépendant du temps de revenu t_{ageing}, se situe aux environs de $T_{ageing} = 80\text{–}90°C$.

Ces grandeurs représentent toutes deux des déformations : ε_c correspond à la déformation d'incubation de l'effet PLC et ε_B désigne en fait la déformation accumulée dans la bande suite au processus qui conduit au phénomène PLC. Les corrélations remarquables que l'on observe entre ces deux grandeurs constituent un résultat original qui mérite d'être approfondi.

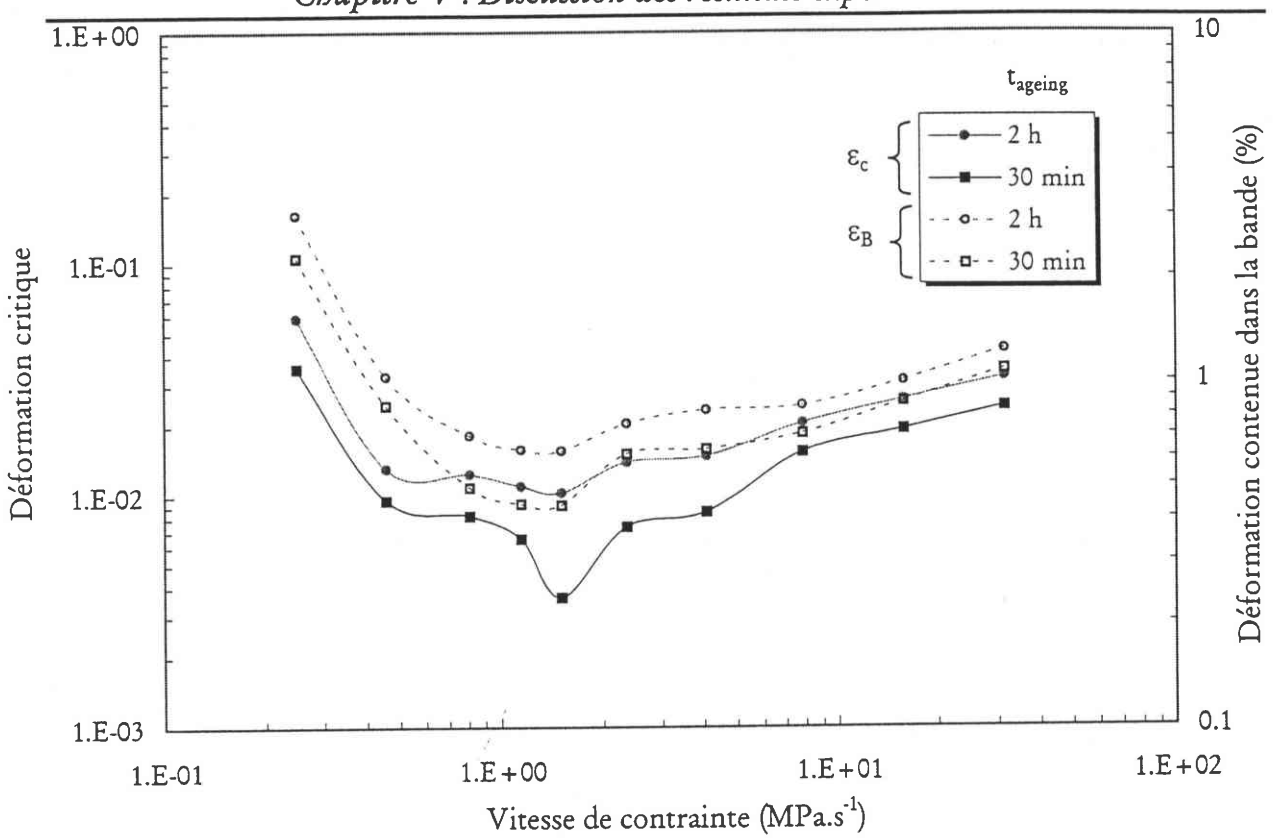


Figure V.7 :

Déformation contenue dans la bande pour ε=6% et déformation critique en fonction de la vitesse de contrainte pour différentes durées de revenu à l'ambiante.

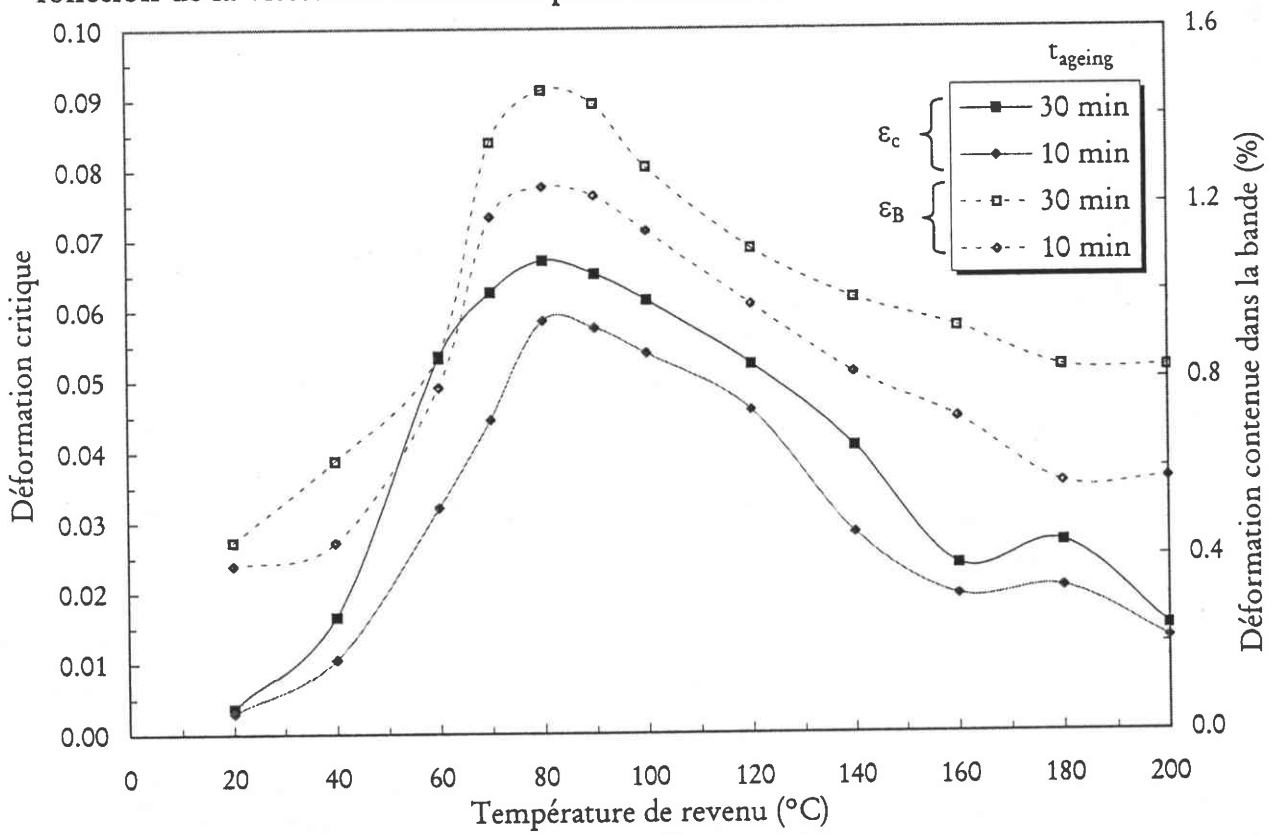


Figure V.8 :

Déformation contenue dans la bande pour ε=6% et déformation critique en fonction de la température de revenu pour différentes durées de revenu et à la vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1}.

5.2.2. VITESSE DE PROPAGATION DES BANDES ET LARGEUR DE BANDES

Comme nous avons pu le remarquer dans le Chapitre IV, des similitudes de comportement se manifestent entre la largeur de bandes L_B et la vitesse de propagation des bandes V_B quelque soient les paramètres d'études utilisés. Aussi, afin de visualiser plus facilement ces similitudes, nous avons représenté les variations de L_B en fonction de V_B successivement pour différents temps de revenu t_{ageing} (figure V.9) puis pour différentes températures de revenu T_{ageing} (figure V.10) avec, dans chacun des cas, une déformation ε=7%. Nous observons alors plusieurs droites dont les pentes n_{VL} ont été regroupées dans les tableaux V.3 et V.4. Lorsque la durée de revenu t_{ageing} augmente, nous notons une décroissance de la pente n_{VL} jusqu'à une valeur n_{VL} = 0.03 s.

t_{ageing} (min)	Pente n_{VL} (s)
10	0.044
30	0.033
60	0.031
120	0.030

Tableau V.3 :
Valeurs des pentes des courbes représentant V_B en fonction de L_B pour l'alliage 7475 pour différents temps de revenu.

T_{ageing} (°C)	Pente n_{VL} (s)
20	0.030
60	0.027
80	0.025
140	0.031
160	0.031
200	0.031

Tableau V.4 :
Valeurs des pentes des courbes représentant V_B en fonction de L_B pour l'alliage 7475 pour différentes températures de revenu.

La pente n_{VL} continue de décroître lorsque la température de revenu augmente jusqu'à T_{ageing} =80°C, puis une phase ascendante apparaît jusqu'à environ 120-140°C avant que la pente ne se maintienne finalement à la valeur précédemment atteinte : n_{VL} = 0.031 s. Ces comportements analogues entre V_B et L_B peuvent s'expliquer en considérant la relation établie par Blanc [43] entre différentes caractéristiques des bandes.

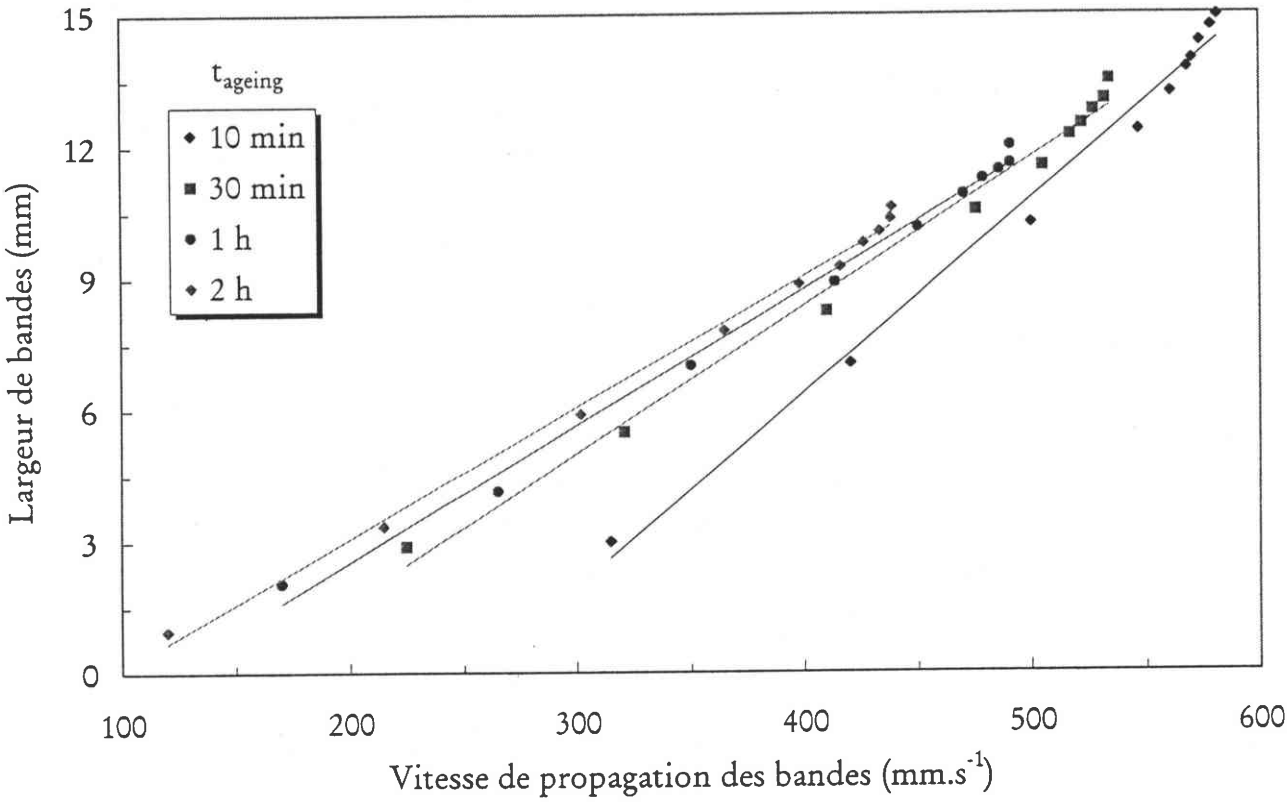


Figure V.9 :
Largeur de bande en fonction de la vitesse de propagation des bandes pour différentes durées de revenu à l'ambiante (ε=7%).

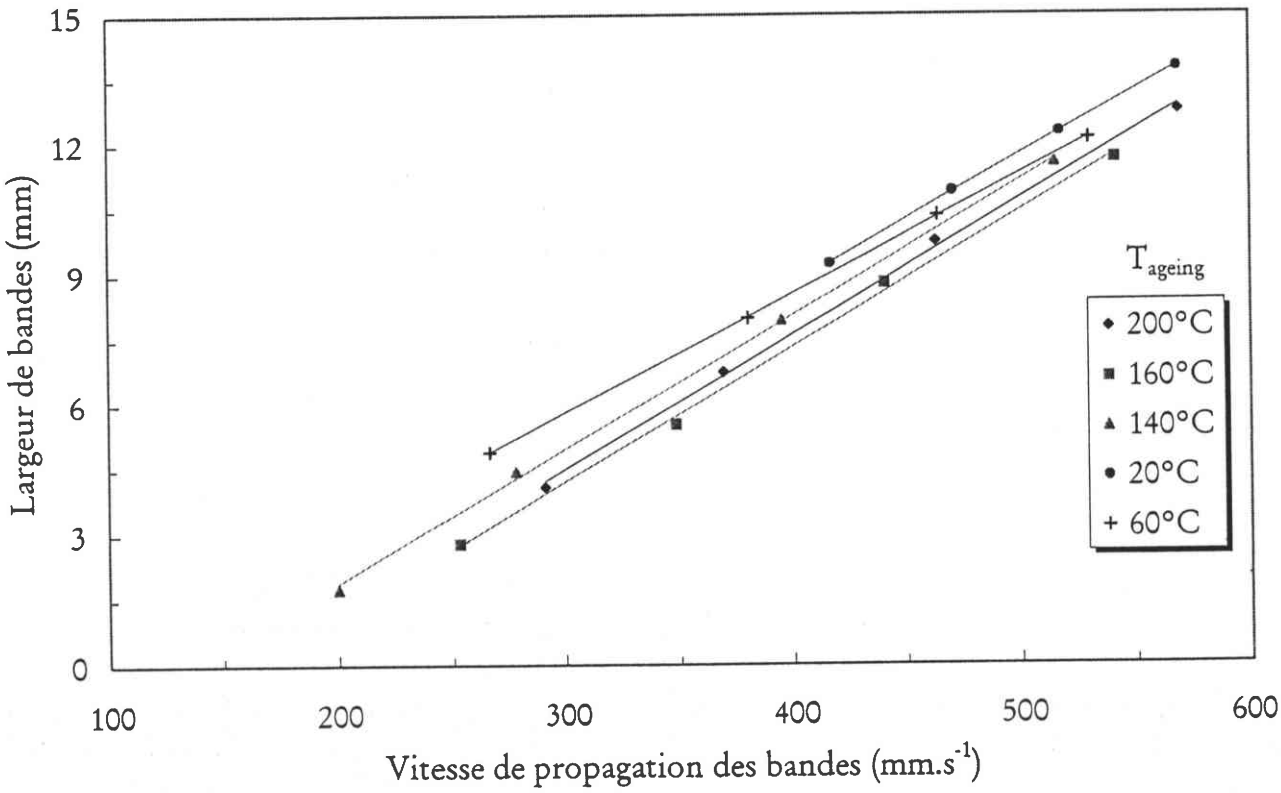


Figure V.10 :
Largeur de bande en fonction de la vitesse de propagation des à la vitesse de 1.51 MPa.s^{-1} après un revenu à diverses températures (ε=7%).

En effet, Blanc a démontré qu'il existait, lors d'un essai sur machine souple, une relation entre L_B, $\dot{\varepsilon}_B$ et L_B telle que :

$$L_B = V_B(t_2 - t_1)\left[1 - \dot{\varepsilon}_B \frac{(t_2 - t_1)}{2}\right] \qquad \text{(V-5)}$$

t_1 représentant l'instant où le premier couteau de l'extensomètre commence à détecter la bande PLC et t_2 l'instant correspondant au début de propagation de la bande entre les deux couteaux. La quantité $[\dot{\varepsilon}_B(t_2 - t_1)/2]$ de la relation (V-5), qui représente le déplacement du premier couteau de l'extensomètre lors du passage de la bande PLC, n'excède pas un maximum de $8x10^{-3}$ dans notre étude expérimentale, nous avons donc $[\dot{\varepsilon}_B(t_2 - t_1)/2] << 1$ et nous pouvons alors finalement écrire la relation suivante :

$$L_B \approx V_B(t_2 - t_1) \qquad \text{(V-6)}$$

Il s'agit, bien entendu ici, de la même expression que celle utilisée pour effectuer le dépouillement des résultats expérimentaux sur machine molle dont nous venons de justifier l'utilisation (voir Chapitre II). L'intervalle de temps $(t_2 - t_1)$ ne variant pas de manière significative lors des essais de traction avec la déformation, la vitesse de contrainte, il paraît alors tout à fait attendu que les évolutions de L_B et V_B soient quasiment semblables.

Il apparaît alors clairement, lors de l'examen des variations des pentes n_{VL} (voir tableaux V.13 et V14) que les zones GP ont une influence sur le coefficient de proportionnalité qui existe entre les caractéristiques des bandes V_B et L_B, y compris à la température ambiante. En effet, plus ces zones GP se développent (en nombre et en taille), et plus la pente n_{VL} diminue. On notera d'ailleurs que leur influence est la plus importante lorsque leur taux de formation est maximal (T_{ageing} = 80 - 90°C) où la pente atteint en fait un minimum (n_{VL} = 0.025 s). Leur influence sur n_{VL} demeure même notable jusqu'à ce que la température de revenu où elles sont amenées à disparaître soit atteinte (T_{ageing} = 120°C). Par contre, les différents autres précipités qui se forment pour des températures de revenu supérieures à 80°C et demeurent les seuls présents dans l'alliage à partir de 120°C, même s'ils possèdent une influence directe sur les valeurs atteintes par V_B et L_B, n'agissent pas sur le rapport qui existe entre elles.

5.2.3. VITESSE DE DEFORMATION DANS LA BANDE ET DEFORMATION CONTENUE DANS LA BANDE

Comme nous avions pu nous en rendre compte en comparant les évolutions respectives de ε_B et $\dot{\varepsilon}_B$ dans le Chapitre IV (voir § 4.4. et 4.5.), de grandes similitudes apparaissent dans les comportements de ces grandeurs vis-à-vis des différents paramètres tels que ε, $\dot{\sigma}$, T_{ageing}, t_{ageing}.

Aussi, afin de comparer plus en avant ces deux caractéristiques, nous avons représenté, dans un premier temps, les fluctuations de $\dot{\varepsilon}_B$ avec ε_B pour $\varepsilon=6\%$ et pour plusieurs durées de revenu à $T_{ageing}=20°C$ (figure V.11). Il apparaît clairement sur cette figure que les évolutions respectives de $\dot{\varepsilon}_B$ et de ε_B sont similaires puisque $\dot{\varepsilon}_B$ croît linéairement avec ε_B pour les divers temps de revenu t_{ageing}, aussi, il nous a paru intéressant de déterminer les pentes respectives de ces droites. Les valeurs des différentes pentes n_{VD} associées aux évolutions des courbes $\dot{\varepsilon}_B$ – ε_B sont indiquées dans le tableau V.5. Ces pentes demeurent quasiment indépendantes de t_{ageing}.

t_{ageing} (min)	Pente n_{VD} (s^{-1})
10	0.180
30	0.172
60	0.172
120	0.177

Tableau V.5 :
Valeurs des pentes des courbes représentant $\dot{\varepsilon}_B$ en fonction de ε_B pour l'alliage 7475 pour différentes durées de revenu.

La figure V.12 représente, quant à elle, l'évolution de $\dot{\varepsilon}_B$ avec ε_B à une vitesse de contrainte de 1.51 MPa.s^{-1} et pour $\varepsilon=6\%$ après avoir effectué un revenu à différentes températures. Quelque soit la température de revenu, toutes les courbes $\dot{\varepsilon}_B$ – ε_B évoluent de nouveau linéairement et de manière croissante. Le tableau V.6 rassemble les valeurs des pentes n_{VD} pour différents températures de revenu T_{ageing}. Nous pouvons alors constater que ces pentes demeurent quasiment constantes lorsque T_{ageing} varie. Toutefois, nous pouvons noter une très légère augmentation de la pente lorsque T_{ageing} croît de 20 à 80°C.

T_{ageing} (°C)	Pente n_{VD} (s^{-1})
20	0.181
80	0.191
140	0.203
160	0.204
200	0.205

Tableau V.6 :
Valeurs des pentes des courbes représentant $\dot{\varepsilon}_B$ en fonction de ε_B pour l'alliage 7475 pour différentes températures de revenu.

Ces différentes similitudes de comportement, qui se reproduisent pour tous les paramètres d'essais et de revenu, nous conduisent à rechercher une relation entre $\dot{\varepsilon}_B$ et ε_B comme l'a fait Dablij [59]. Si nous considérons une bande PLC contenant la déformation ε_B et dans laquelle la vitesse de déformation est $\dot{\varepsilon}_B$, nous pouvons alors écrire l'expression suivante :

$$\begin{aligned}\varepsilon_B &= \int_{t_i}^{t_a} \dot{\varepsilon}_B \approx \frac{1}{2}\sum_{k=1}^{n-1}\left(\dot{\varepsilon}_{k+1} + \dot{\varepsilon}_k\right)\left(t_{k+1} - t_k\right) \\ &= \dot{\varepsilon}_B \sum_{k=1}^{n-1} \frac{\left(\dot{\varepsilon}_{k+1} + \dot{\varepsilon}_k\right)\left(t_{k+1} - t_k\right)}{2\dot{\varepsilon}_B}\end{aligned} \qquad \text{(V-7)}$$

où n est le nombre de points acquis par le système lors du passage de la bande, t_i et t_a désignant respectivement les instants d'initiation et d'arrêt de la bande. Finalement, nous pouvons remplacer le terme $\sum_{k=1}^{n-1}\left(\dot{\varepsilon}_{k+1} + \dot{\varepsilon}_k\right)\left(t_{k+1} - t_k\right)/2\dot{\varepsilon}_B$ par un terme α, de sorte que l'expression (V-7) devienne alors:

$$\varepsilon_B = \alpha\,\dot{\varepsilon}_B \qquad \text{(V-8)}$$

Lors d'un essai réalisé sur machine souple, nous avons pu noter que les valeurs de $\dot{\varepsilon}_k$ et $\dot{\varepsilon}_{k+1}$ varient très peu pendant l'intervalle de temps $(t_{k+1} - t_k)$ existant entre deux mesures (voir § 4.3.), le terme $\left(\dot{\varepsilon}_{k+1} + \dot{\varepsilon}_k\right)/2\dot{\varepsilon}_B$ devient donc équivalent à 1 et du même coup, nous avons :

$$\alpha = \sum_{k=1}^{n-1}\left(t_{k+1} - t_k\right) = \left(t_a - t_i\right)$$

La déformation et la vitesse de contrainte ayant peu d'influence sur l'intervalle de temps nécessaire à la propagation d'une bande PLC, le terme α va donc demeurer lui aussi quasiment constant et égal à $(t_a - t_i)$ indépendamment de ε et $\dot{\sigma}$, ce qui explique ainsi la proportionnalité observée au Chapitre IV entre $\dot{\varepsilon}_B$ et ε_B ainsi que les aspects linéaires des courbes $\dot{\varepsilon}_B - \varepsilon_B$ représentées précédemment. Bakir [103] et Dablij [59] ont pu, eux aussi, mettre en évidence ces similitudes de comportement dans des alliages Al-Mg.

Encore une fois, l'influence des zones GP se manifeste, pour des températures de revenu comprises entre 20 et 80°C, même si celle-ci est ici très peu marquée alors que celle relative aux autres précipités (η' et η) demeure négligeable.

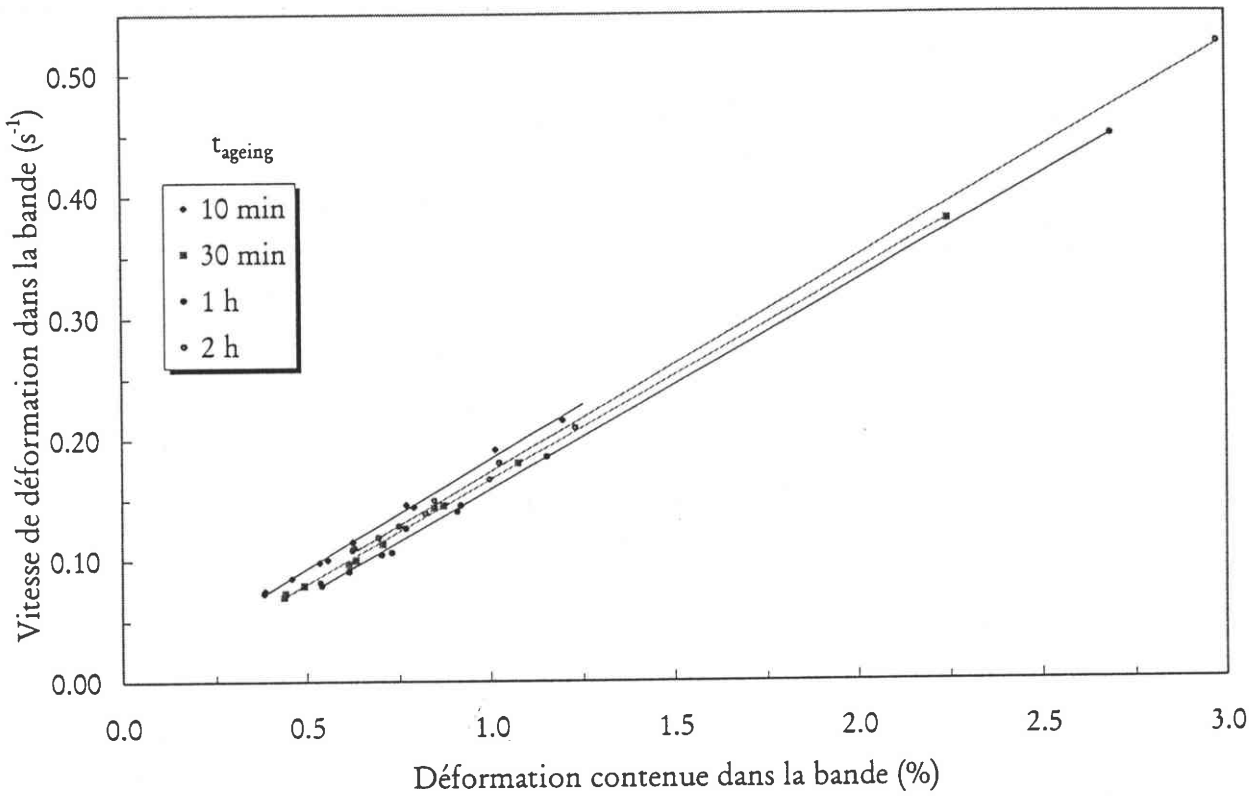


Figure V.11 :
Vitesse de déformation dans la bande en fonction de la déformation contenue dans la bande après différentes durées de revenu à l'ambiante (ε=6%).

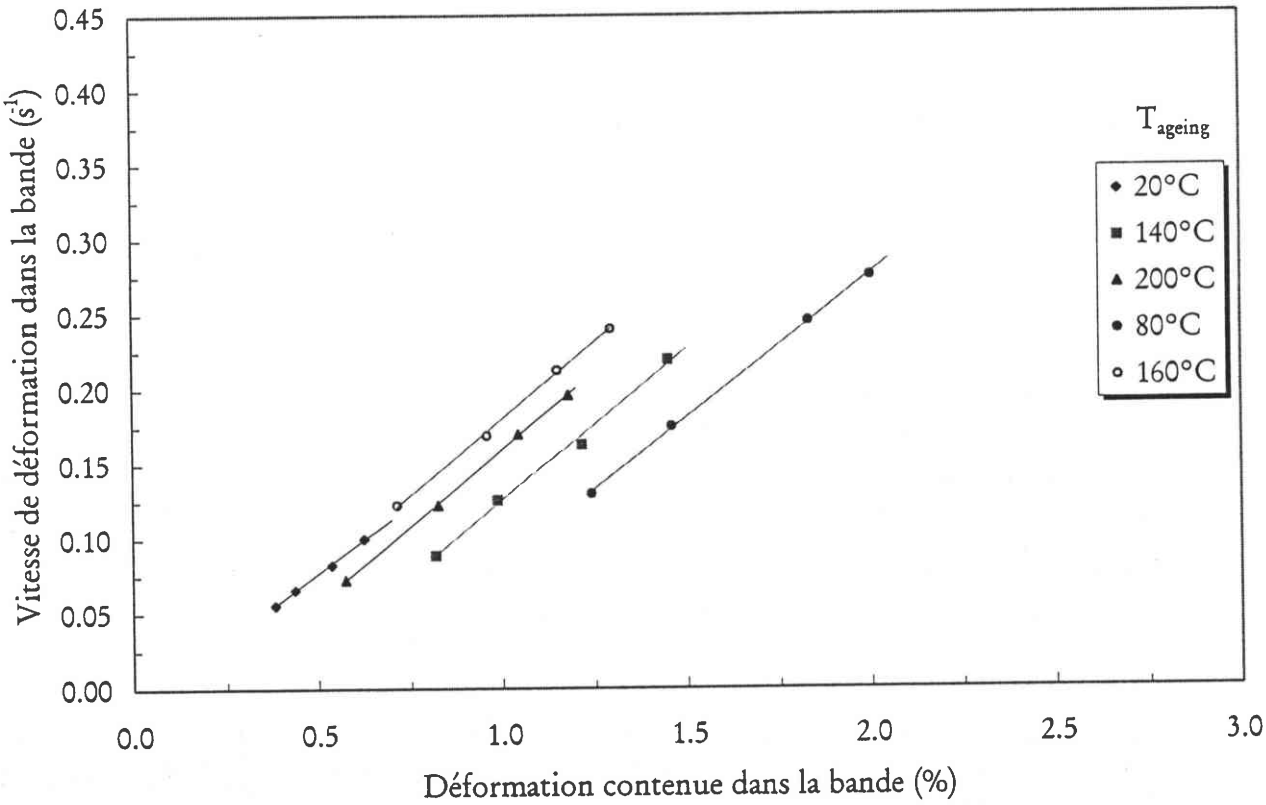


Figure V.12 :
Vitesse de déformation dans la bande en fonction de la déformation contenue dans la bande à la vitesse de 1.51 MPa.s^{-1} après un revenu à diverses températures (ε=6%).

5.3. COMPARAISON ENTRE THEORIE ET EXPERIENCE

5.3.1. MODELE DE KUBIN-ESTRIN

En considérant l'expression de la sensibilité S à la vitesse de déformation décrite par le modèle de Kubin-Estrin dans le Chapitre I (voir § 1.2.1.3.), nous avons :

$$S = S_o - \frac{2}{3}\beta C_m X \exp(-X) \qquad \text{(V-9)}$$

avec $X = \left(\frac{\Omega(\varepsilon)}{\tau\dot{\varepsilon}}\right)^{\frac{2}{3}}$ et $\Omega(\varepsilon) = b\frac{\rho_m}{\sqrt{\rho_f}}$

Dans l'expression de la déformation élémentaire $\Omega(\varepsilon)$, les densités de dislocations mobiles ρ_m et fixes ρ_f sont solutions des deux équations différentielles couplées suivantes :

$$\begin{cases} \frac{d\rho_m}{d\varepsilon} = \frac{C_1}{b^2} - C_2\rho_m - \frac{C_3}{b}\sqrt{\rho_f} \\ \frac{d\rho_f}{d\varepsilon} = C_2\rho_m + \frac{C_3}{b}\sqrt{\rho_f} - C_4\rho_f \end{cases} \qquad \text{(V-10)}$$

Nous pouvons donc maintenant, suite à la détermination de $\Omega(\varepsilon)$, en déduire l'évolution de S en fonction de la déformation ε . Pour l'estimation numérique de la sensibilité S donnée par le modèle de Kubin-Estrin, le choix des constantes relatives au matériau et intervenant dans les calculs est :

$$\begin{cases} b = 3.10^{-10}\ \text{m} \\ \lambda = 0.5 \\ \varepsilon_f = 0.1 \end{cases} \qquad \begin{cases} \dot{\varepsilon} = 1.05\text{x}10^{-4}\ \text{s}^{-1} \\ S_0 = 3\ \text{MPa} \\ \beta C_m = 40\,\text{MPa} \end{cases}$$

Les valeurs des densités de dislocations initiales (i) et à saturation (s) pour l'alliage 7475 sont pour leur part :

$$\begin{cases} \rho_{mi} = 10^{10}\ m^{-2} \\ \rho_{fi} = 10^{11}\ m^{-2} \end{cases} \qquad \begin{cases} \rho_{ms} = 5.10^{13}\ m^{-2} \\ \rho_{fs} = 10^{14}\ m^{-2} \end{cases}$$

Enfin, les constantes (C_i) peuvent être déterminées à l'aide des relations suivantes :

$$\frac{C_3}{b} = \frac{1}{\varepsilon_f}\frac{\sqrt{\rho_{fs}}}{1+\lambda} \qquad C_4 = \frac{1}{\varepsilon_f}$$

$$\frac{C_1}{b^2} = \frac{\rho_{fs}}{\varepsilon_f} \qquad C_2 = \frac{\lambda}{b}\frac{\sqrt{\rho_{fs}}}{\rho_{ms}}C_3 \qquad \text{(V-11)}$$

Les résultats de ces calculs sont reproduits dans les figures V.13 et V.14. Sur la figure V.13, la variation de la sensibilité à la vitesse de déformation S avec la déformation montre l'existence de deux domaines distincts où S est négative : un premier très court et n'excédant pas 1% de déformation suivi d'un second beaucoup plus long se poursuivant jusqu'à une déformation qui correspond à la rupture de l'éprouvette. La valeur de τ = 5.55 s, employée lors de ce calcul, a été estimée à partir du maximum de la déformation élémentaire $\Omega_{max} = 3.69\text{x}10^{-3}$.

D'après nos simulations numériques, l'influence du temps de vieillissement t_{ageing} à l'ambiante, qui modifie la taille des zones GP et retarde l'apparition de l'effet PLC, peut être décrite en faisant varier le temps de relaxation τ associé au processus de diffusion τ. En effet, celui-ci varie avec la concentration en atomes de solutés qui dépend directement du temps de revenu t_{ageing}. La figure V.14 reproduit les variations de S avec la déformation ε lorsque τ diminue, ce qui correspond alors à une augmentation de t_{ageing}. Nous retrouvons la même allure que pour τ = 5.55 s mais nous pouvons alors remarquer que S demeure positive sur une plage de déformation qui est d'autant plus importante que le temps de relaxation τ est petit.

L'ensemble de ces résultats est qualitativement cohérent avec les observations expérimentales effectuées en machine dure sur l'alliage 7475 puisque nous avions pu observer l'existence de ces deux zones distinctes qui contiennent des décrochements sur les courbes de traction sur la figure III.4 (voir § 3.1.2.). La première n'excédant pas 0.5% et contenant de très faibles décrochements, la suivante apparaissant après une zone de déformation homogène et jusqu'à la rupture de l'échantillon. De plus, l'allure des figures V.13 et V.14 ne va pas sans rappeler celle des courbes représentant S(ε) au Chapitre III (voir figure III.39). Les valeurs obtenues numériquement pour la sensibilité S restent très proches de celles mesurées expérimentalement lors d'essais avec changements de vitesse de déformation (voir § 3.6.2.), en particulier en ce qui concerne les valeurs positives atteintes par S. Il est toutefois bon de rappeler que la sensibilité mesurée lors des essais est une sensibilité macroscopique à la vitesse de déformation et que S est considérée comme la somme de deux contributions :

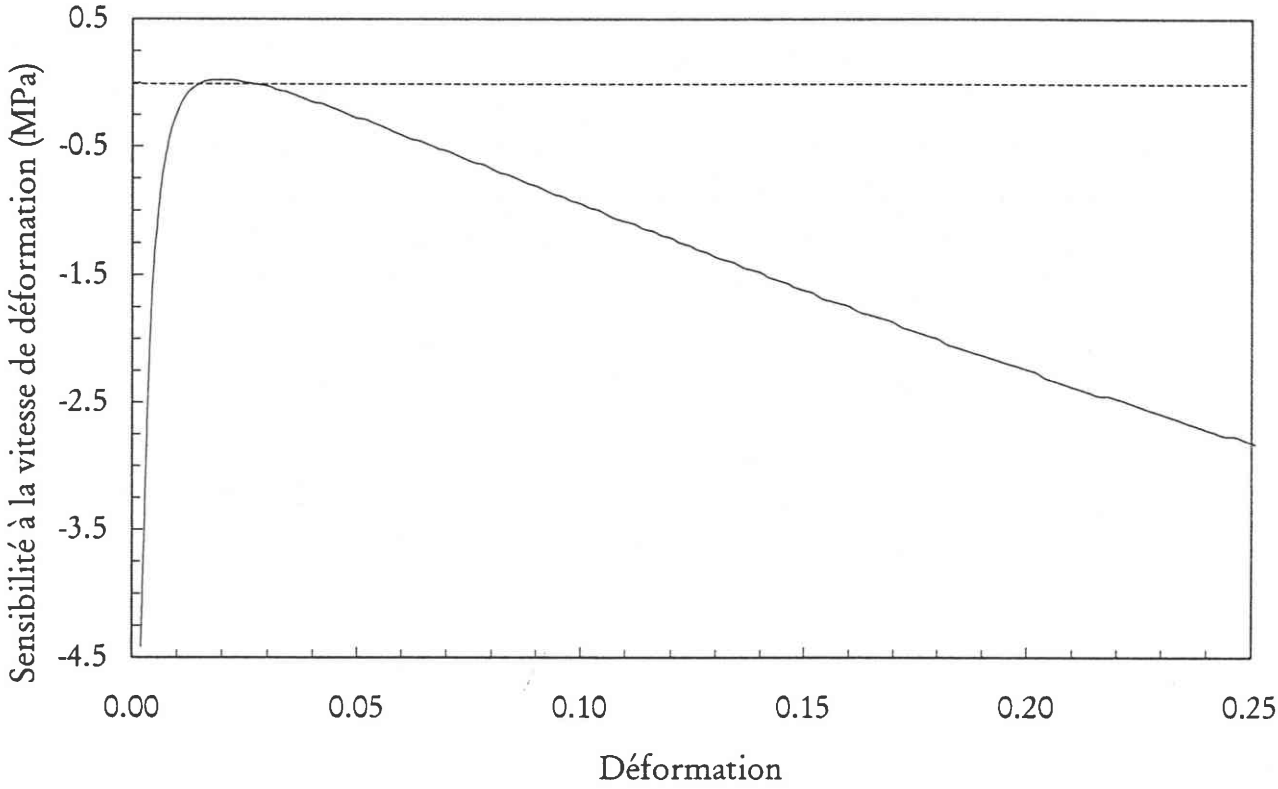


Figure V.13 :
Sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la déformation à la vitesse de 1.05×10^{-4} s^{-1} pour $\tau = 5.55$ s.

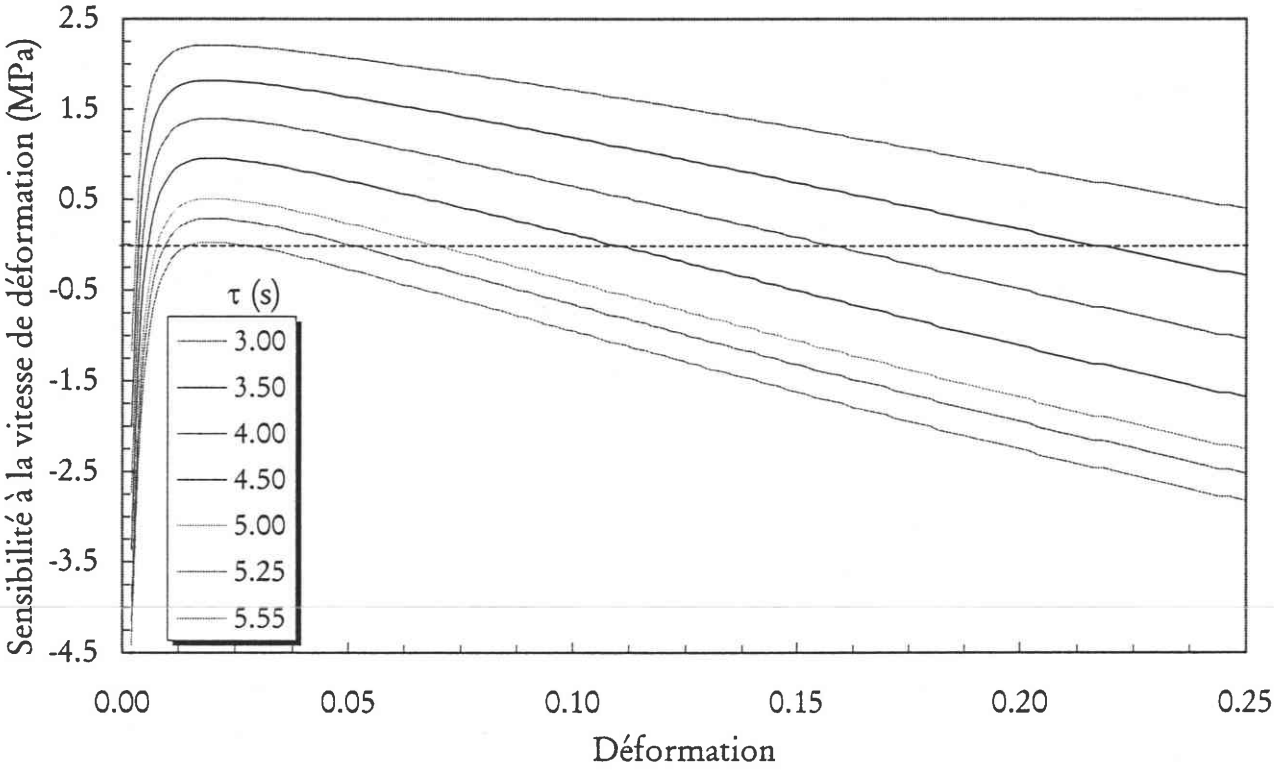


Figure V.14 :
Sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la déformation à la vitesse de 1.05×10^{-4} s^{-1} pour différentes valeurs de τ.

$$S = S_o + S_{ageing} \qquad \text{(V-12)}$$

où S_o représente la sensibilité en l'absence de vieillissement dynamique et S_{ageing} la contribution du vieillissement dynamique. Aussi, le terme S_{ageing} demeure toujours négatif si l'on considère S_o proche de 3 à 4 MPa. On remarque alors que l'effet PLC devient plus "intense" à chaque fois que S_{ageing} se rapproche de la valeur nulle, on observe un effet PLC de type C très marqué (voir figure III.37). L'effet PLC semble de plus continuer à se manifester lorsque la sensibilité S atteint des valeurs positives et s'y maintient.

Enfin, d'après le modèle de Kubin-Estrin, c'est une diminution du temps de relaxation τ qui entraîne une disparition progressive de l'effet PLC puisque celui-ci est renvoyé à des déformations critiques plus importantes. Toutefois, on pourrait plutôt s'attendre à un phénomène opposé. En effet, une augmentation de la concentration en soluté C_o, qui demeure équivalente à une diminution de τ, devrait conduire à un phénomène PLC plus précoce sur la courbe de traction. Des résultats expérimentaux examinant l'influence de la variation de la concentration en soluté sur la sensibilité S vont d'ailleurs dans ce sens [116].

5.3.2. MODELE DE BRECHET-ESTRIN

D'après les prévisions des divers modèles de vieillissement dynamique détaillés au Chapitre I, la déformation critique ε_c augmente avec la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ (comportement normal). Aussi, ces modèles ne permettent pas de décrire la branche descendante, associée à une précipitation en cours de déformation, où ε_c décroît lorsque $\dot{\varepsilon}$ augmente (comportement inverse) et qui apparaît dans de nombreuses études expérimentales [7, 49, 59, 63, 64]. Le modèle proposé par Bréchet et Estrin [22] prend, quant à lui, en compte la coexistence du vieillissement dynamique et de la précipitation aussi bien homogène que hétérogène et prévoit donc ce comportement inverse. L'évolution de ε_c avec $\dot{\varepsilon}$ est alors donnée par l'expression suivante (voir § 1.2.1.4.) :

$$\varepsilon_c = \left(\frac{3}{2}\frac{S_o}{\beta C_m}\right)^{\frac{3}{2}} \left[\frac{\dot{\varepsilon} - KI\dfrac{\gamma}{S_0}}{\dot{\varepsilon} - \dfrac{5}{2}KI\dfrac{C_P}{C_0}}\right]^{\frac{3}{2}} \frac{\tau\dot{\varepsilon}}{\omega} \qquad \text{(V-13)}$$

La valeur de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_{min}$, pour laquelle le minimum de la déformation critique ε_c est atteint, peut alors se déterminer en dérivant l'expression (V-13) par rapport à la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$:

$$\left(\frac{d\varepsilon_c}{d\dot{\varepsilon}}\right)_{\dot{\varepsilon}=\dot{\varepsilon}_{min}} = 0 \qquad \text{(V-14)}$$

Dans le cas où $\gamma/S_0 << 5C_p/2C_0$, le comportement de ε_c n'est pas monotone et la valeur du minimum $\dot{\varepsilon}_{min}$ peut être calculée à l'aide de l'expression suivante :

$$\dot{\varepsilon}_{min} = \frac{25}{6}\frac{K\,I\,C_P}{C_o} \qquad \text{(V-15)}$$

Les valeurs numériques utilisées lors de ces calculs sont :

$$\begin{cases} \dfrac{S_o}{\beta C_m} = 7.5\text{x}10^{-2} \\ \dfrac{\gamma}{S_o} = 0.1\dfrac{C_p}{C_o} \end{cases} \qquad \begin{cases} \tau = 5.55 \text{ s} \\ \omega = 3.25\text{x}10^{-2} \end{cases} \qquad \begin{cases} \dot{\varepsilon}_{min} = 1.09\text{x}10^{-4} \text{ s}^{-1} \\ \dot{\sigma}_{min} = 1.51 \text{ MPa.s}^{-1} \\ h_{moy} = 1150 \text{ MPa} \end{cases}$$

Les figures V.15 et V.16 représentent respectivement les résultats obtenus sur machine dure et souple comparés aux prévisions du modèle de Bréchet-Estrin. Afin de pouvoir comparer les résultats issus de la machine molle au modèle théorique, nous avons utilisé l'équivalence $\dot{\sigma} = h_{moy}\ \dot{\varepsilon}$ où h_{moy} désigne le taux d'écrouissage moyen (voir § 3.5.).

Dans le cas de la machine dure (figure V.15), le modèle de Bréchet-Estrin prévoit très bien la branche ascendante de la courbe $\varepsilon_c(\dot{\varepsilon})$ et sur cette portion, la courbe théorique est quasiment confondue avec la courbe expérimentale. Toutefois, la prévision du comportement inverse demeure, pour sa part, moins précise. Si qualitativement la branche descendante, où les effets de la précipitation sont prépondérants, est prévue par le modèle, un écart considérable existe entre les pentes théorique et expérimentale puisque nous pouvons remarquer que la forte décroissance de ε_c avec $\dot{\varepsilon}$ n'est pas vérifiée expérimentalement. Nous pouvons alors supposer que la prédominance du phénomène de précipitation en cours de déformation associée à cette branche descendante n'est pas ici vérifiée mais que le vieillissement dynamique joue encore un rôle important dans le domaine des faibles vitesses de déformation et demeure donc en concurrence avec la précipitation.

En ce qui concerne la machine souple (figure V.16), le modèle de Bréchet-Estrin prévoit de manière qualitative les variations de ε_c avec $\dot{\varepsilon}$ qu'il s'agisse de la branche ascendante ou descendante de la courbe dont la décroissance rapide est cette fois vérifiée expérimentalement. Nous observons toutefois un décalage relativement important de la courbe théorique vers des valeurs plus élevées de la déformation critique ε_c.

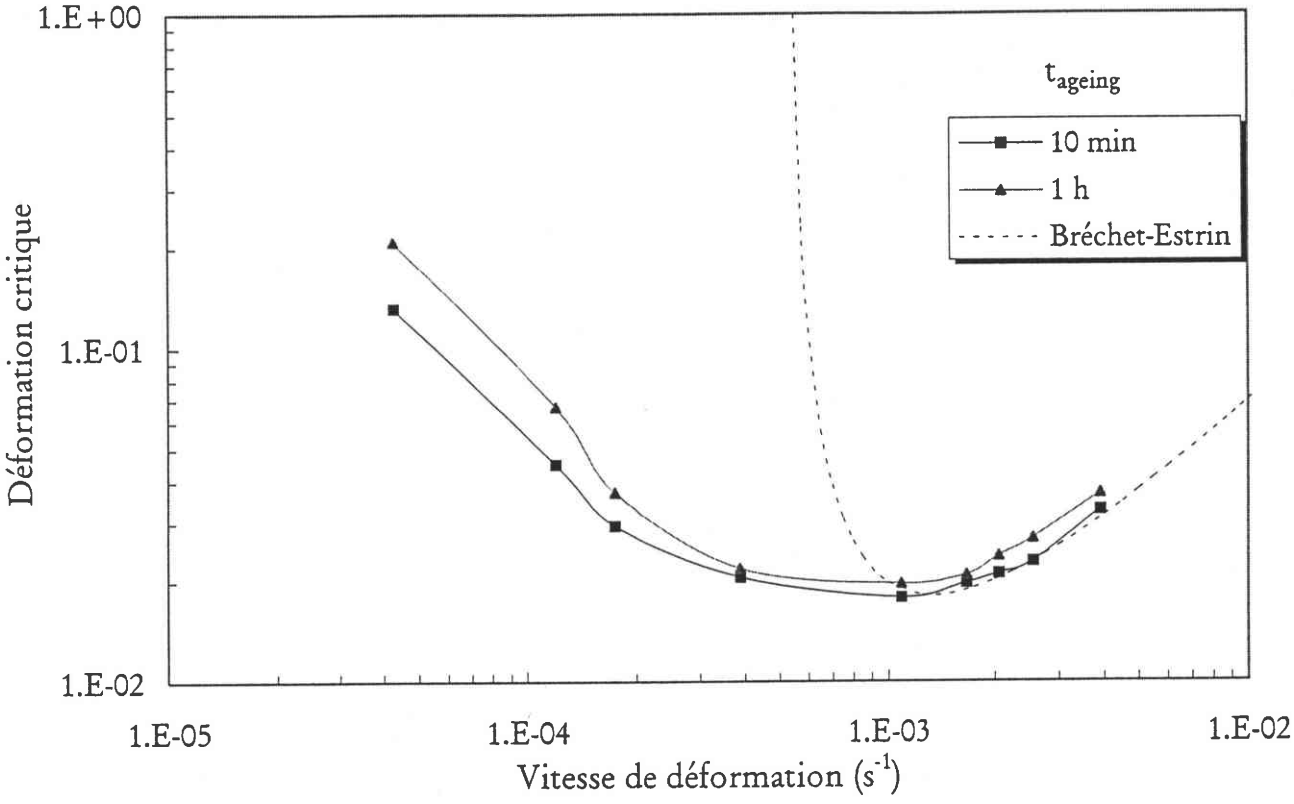


Figure V.15 :
Déformation critique en fonction de la vitesse de déformation après un revenu à l'ambiante de 20°C. Résultats expérimentaux sur machine dure et prévisions du modèle de Bréchet-Estrin.

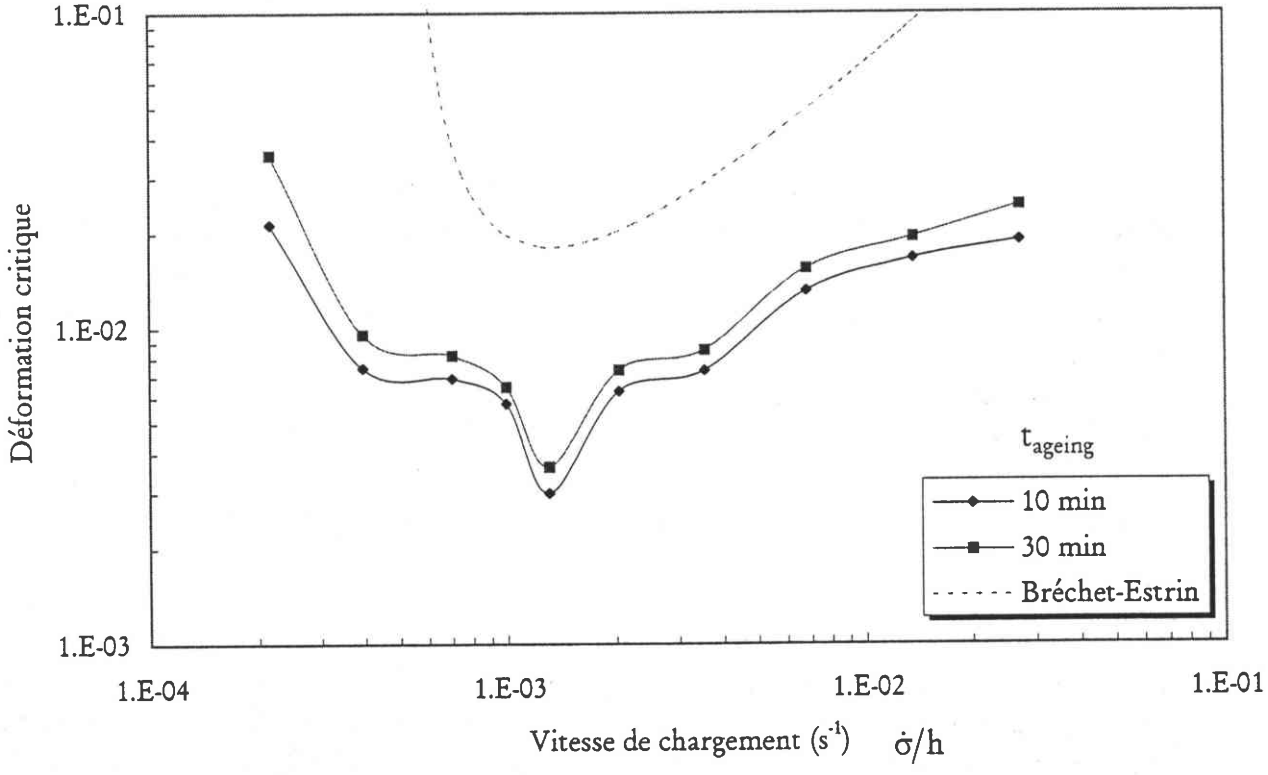


Figure V.16 :
Déformation critique en fonction de la vitesse de chargement après un revenu à l'ambiante de 20°C. Résultats expérimentaux sur machine souple et prévisions du modèle de Bréchet-Estrin.

5.3.3. MODELE DE HÄHNER

Seuls les modèles non locaux, détaillés dans le Chapitre I (voir § 1.3.), permettent en fait de déterminer la vitesse de propagation des bandes V_B puisque ceux-ci font intervenir des variables d'espace dans leurs lois de comportement. Aussi, nous avons comparé l'évolution de la vitesse de propagation des bandes avec celles issues des différents modèles théoriques existants. Ces modèles prévoient soit une croissance de V_B avec la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ [29, 32], soit une décroissance [30, 31].

Il apparaît alors que seul le modèle de Hähner [30, 31] reste cohérent avec nos résultats expérimentaux. Hähner propose un mécanisme reposant sur l'incompatibilité des contraintes afin de rendre compte des interactions spatiales et prévoit une diminution de V_B lorsque la vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ augmente. Dans le cas d'essais réalisés à vitesse de contrainte $\dot{\sigma}$ imposée, l'expression de la vitesse de propagation des bandes V_B est donnée par :

$$V_B = \frac{\sqrt{G\dot{\varepsilon}_2(h\dot{\varepsilon}_2 - \dot{\sigma})}}{f(\dot{\varepsilon}_2)} d \qquad \text{(V-16)}$$

Nous avons reproduit dans la figure V.17 l'évolution de V_B avec $\dot{\sigma}$ après des revenus à l'ambiante d'une durée t_{ageing} égale à 10 min et 1 h ainsi que les prévisions établies par le modèle de Hähner en ajustant les valeurs de $\dot{\varepsilon}_2$ et $f(\dot{\varepsilon}_2)$. Les valeurs numériques employées lors de ces calculs sont les suivantes :

$$\begin{cases} G = 2.75\text{x}10^4 \text{ MPa} \\ d = 3.50\text{x}10^{-4} \text{ m} \end{cases}$$

Nous remarquons alors que non seulement l'allure prévue pour V_B par ce modèle non local correspond à celle obtenue expérimentalement mais nous obtenons de plus une très bonne corrélation avec les valeurs expérimentales.

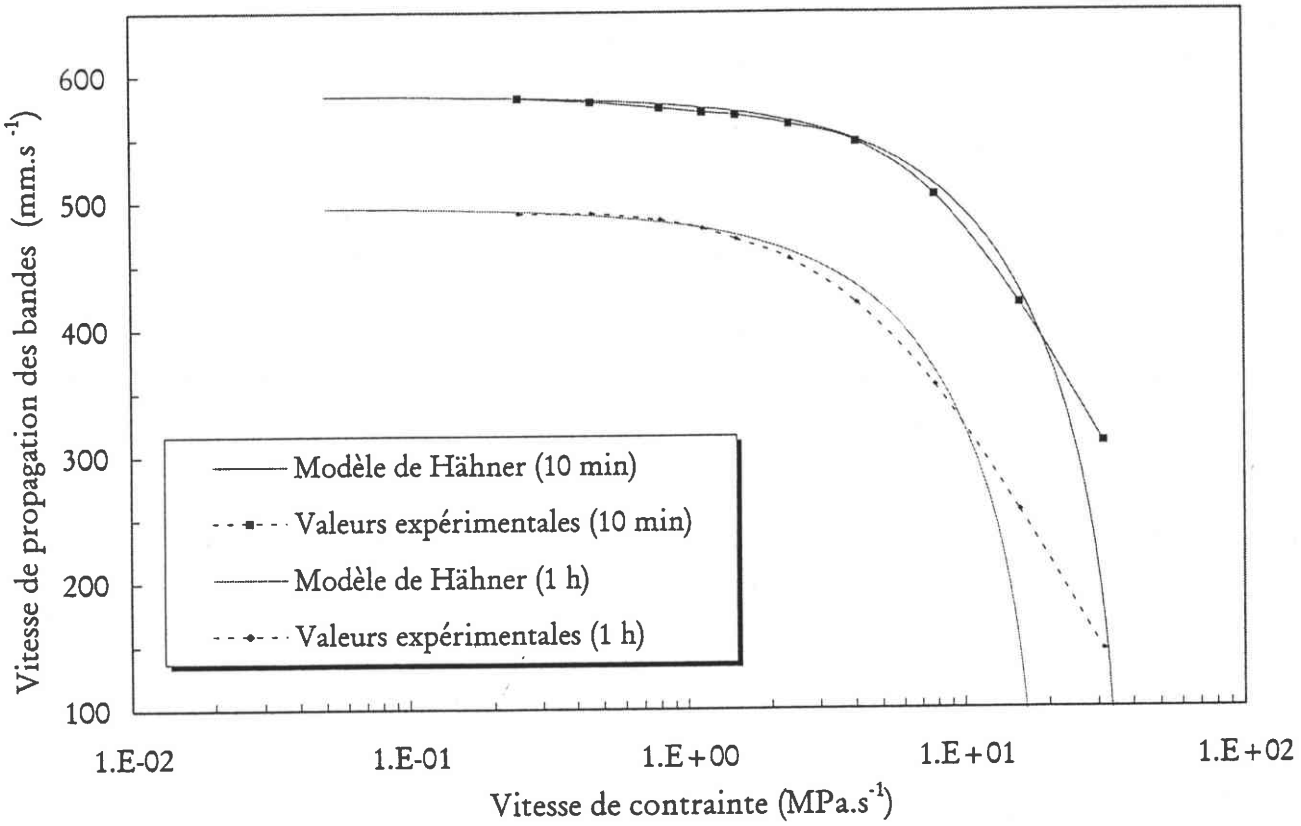


Figure V.17 :
Vitesse de propagation des bandes en fonction de la vitesse de contrainte après différentes durées de revenus à l'ambiante. Résultats expérimentaux sur machine souple et prévisions du modèle de Hähner.

CONCLUSION

Ce travail, essentiellement expérimental, nous a permis d'étudier l'influence de la précipitation structurale sur les instabilités plastiques de type Portevin-Le Chatelier dans l'alliage d'aluminium 7475. Cette étude a été conjointement menée sur deux types de machine de traction : machine dure à vitesse de déformation imposée ($\dot{\varepsilon}$ =cste) et machine souple à vitesse de contrainte imposée ($\dot{\sigma}$ =cste). Les éprouvettes plates utilisées pour les essais sont tout d'abord recuites pendant une heure à 475°C et trempées à l'eau froide. Puis, elles subissent un revenu d'une durée t_{ageing} variant de 10 min à 24 h à des températures T_{ageing} allant de 0 à 200°C. Chaque éprouvette sera finalement placée, immédiatement après ce traitement thermique, dans la machine (souple ou dure) afin de la soumettre à un essai de traction à vitesse de chargement imposée réalisé à l'ambiante (T_{test} =20°C) jusqu'à ce que la rupture de l'échantillon se produise. Ces essais de traction ont été effectués pour des vitesses de déformation allant de 7.55×10^{-6} à 3.90×10^{-3} s^{-1} sur machine dure et pour des vitesses de contrainte variant de 2.48×10^{-1} à 3.12×10^{1} $MPa.s^{-1}$ sur machine molle. Nous avons ainsi pu nous rendre compte que les phénomènes de précipitation structurale ont une influence considérable sur l'effet PLC dans l'alliage 7475.

Tout d'abord, nous avons pu déterminer les domaines d'existence T_{ageing} - t_{ageing} du phénomène PLC à vitesse de chargement imposée $\dot{\sigma}$ et $\dot{\varepsilon}$ en y associant les divers types de bandes PLC qui se propagent dans le cas de la machine dure.

Les variations de la déformation critique ε_c à laquelle apparaît l'effet PLC montrent que, quelque soit le type de machine utilisée (dure ou souple), ε_c augmente avec $\dot{\sigma}$ ou $\dot{\varepsilon}$ aux vitesses de chargement élevées alors qu'aux faibles vitesses, on observe un comportement inverse, à savoir une décroissance de ε_c lorsque $\dot{\sigma}$ ou $\dot{\varepsilon}$ augmente. La transition entre ces deux domaines (normal et inverse) s'effectuant pour une même vitesse $\dot{\varepsilon}_{min}$ indépendamment de la durée de revenu t_{ageing} qui, pour sa part, tend à retarder l'effet PLC lorsqu'elle augmente. La confrontation avec le modèle de Bréchet-Estrin, qui traduit la coexistence du vieillissement dynamique et de la précipitation en cours de déformation, révèle que ce modèle rend compte de manière qualitative de l'évolution de ε_c en fonction de la vitesse de chargement. La prévision est en effet tout à fait judicieuse pour les vitesses élevées dans le cas de la machine dure avec toutefois une différence significative au niveau des pentes de ces courbes pour les vitesses faibles. En ce qui concerne la machine molle, on trouve un simple décalage des valeurs de ε_c

théoriques par rapport au valeurs expérimentales. Nous avons aussi pu mettre en évidence une évolution particulièrement originale de ε_c avec la température de revenu T_{ageing} puisque celle-ci prend la forme d'une "cloche" qui présente un maximum aux environs de 80–90°C quelque soient la durée du revenu et la vitesse de chargement employées.

Le dépouillement des essais sur machine dure a permis de s'intéresser au différentes caractéristiques de l'effet PLC telles que l'aspect des bandes (de type A, B et C), la chute de contrainte $\Delta\sigma$ ou encore le temps de rechargement t_R mais aussi d'examiner la sensibilité S à la vitesse de déformation lors d'essais avec changements de vitesse de déformation. Nous observons une décroissance de $\Delta\sigma$ lorsque la vitesse de déformation augmente, aussi bien dans le domaine des basses vitesses que dans celui des vitesses élevées suivant deux pentes distinctes qui demeurent assez proches de celles prévues par la théorie de la diffusion. La transition s'effectue alors à la même vitesse de déformation que celle observée pour les comportements inverse et normal des courbes $\varepsilon_c - \dot{\varepsilon}(\dot{\sigma})$, à savoir $\dot{\varepsilon}_{min}$. Nous notons de plus une augmentation de $\Delta\sigma$ avec la déformation sans toutefois que celle-ci ne présente de phénomène de saturation aux grandes déformations. L'évolution du temps de rechargement allant dans le même sens, nous avons pu relier ces deux grandeurs par une relation du type $\Delta\sigma = \Delta\sigma_0 (t_R)^n$ sur les domaines des vitesses faibles et des vitesses élevées. Enfin, le temps de revenu t_{ageing} joue aussi un rôle important dans la mesure où il réduit les valeurs de $\Delta\sigma$ et de t_R lorsqu'il augmente. Les résultats concernant la sensibilité S à la vitesse de déformation nous ont permis de retrouver expérimentalement la condition d'apparition bien connue de l'effet PLC ($S < 0$) et de nous rattacher aux modèles théoriques. En particulier, nous avons pu examiner les résultats du modèle de Kubin–Estrin qui a su prévoir qualitativement l'apparition et la disparition du phénomène PLC pour différents essais de traction.

Les essais sur machine molle ont permis quant à eux une étude détaillée des caractéristiques des bandes de déformation en fonction des divers paramètres d'essai (déformation et vitesse de contrainte) et de revenu (température et durée de revenu) et contribuent donc à une meilleure compréhension du phénomène PLC. Les variations de la déformation contenue dans la bande ε_B se rapprochent de celles de la déformation critique ε_c qu'il s'agisse des comportements normal et inverse des courbes $\varepsilon_c(\varepsilon_B) - \dot{\sigma}$ ou de la forme en cloche des courbes $\varepsilon_c(\varepsilon_B) - T_{ageing}$. Nous retrouvons alors les mêmes positions pour leurs extremums indépendants de la durée de revenu et correspondant à une valeur de $\dot{\sigma}_{min} \approx h\dot{\varepsilon}_{min}$. La déformation contenue dans la bande ε_B qui croît avec la déformation possède de plus une évolution équivalente à celle de la vitesse de déformation dans la bandes $\dot{\varepsilon}_B$ et celles-ci peuvent être reliées par une relation du type $\varepsilon_B = n_{VD}\,\dot{\varepsilon}_B$. Le coefficient directeur n_{VD} dépend peu du temps de revenu mais présente des variations importantes vis-à-vis de la température de revenu traduisant une fois de plus l'influence des phases précipitées en présence. Les mesures expérimentales de la vitesse de propagation des bandes V_B, qui croît avec la déformation pour atteindre finalement une valeur de saturation mais décroît lorsque la vitesse de contrainte

augmente, ont elles aussi laissé apparaître un comportement similaire à celui de la largeur de bandes L_B et ont permis d'aboutir à une relation du type $L_B = n_{VL} V_B$. Le modèle théorique non local de Hähner prévoit par ailleurs cette décroissance avec la vitesse de contrainte avec une grande précision.

Enfin, l'ensemble de ces résultats expérimentaux décrivant les interactions existant entre la précipitation structurale dans un alliage d'aluminium et l'effet PLC pourra fournir une base de données importante indispensable au développement d'une modélisation théorique. Toutefois, des perspectives à ce travail de thèse sont encore à envisager.

En effet, afin de s'assurer d'une bonne compréhension des phénomènes microstructuraux qui entrent en jeu, il serait tout d'abord nécessaire de connaître précisément l'évolution microstructurale de cet alliage au cours des traitements thermiques employés c'est-à-dire pour différents temps et températures de revenu. Pour cela, une étude approfondie en microscopie électronique apparaît indispensable.

L'influence de la teneur des différents éléments d'alliage (Zn, Mg et Cu) sur les caractéristiques de l'effet PLC reste aussi à examiner, ce qui permettrait de prévoir le comportement des autres alliages de la série 7000 vis-à-vis du phénomène PLC.

Les alliages de la série 7000 constituent en quelque sorte le fer de lance des alliages d'aluminium actuels et sont aujourd'hui parfaitement intégrés dans l'industrie mais ils présentent une sensibilité importante à l'effet PLC qui, comme nous l'avons vu précédemment, demeure très dommageable d'une part sur les caractéristiques du matériau (ductilité et ténacité réduites par exemple) mais aussi sur son aptitude à la mise en forme. En effet, ce sont dans un premier temps les propriétés et les caractéristiques des matériaux utilisés qui vont déterminer les limites de performance d'un produit fini. Il est donc très important de bien connaître les conditions d'apparition du phénomène PLC lors de l'élaboration et des traitements de ces alliages, ceci afin de maîtriser leur structure dans la masse aussi bien qu'en surface. De plus, il s'agit dans un second temps de s'intéresser aux possibilités de déclenchement de l'effet PLC lors des diverses phases de transformation de l'alliage en produits finis ou semi-finis. Ce travail de thèse, bien qu'expérimental, se borne à étudier le comportement du matériau en traction uniaxiale et reste donc incomplet car incapable de rendre compte du comportement de l'alliage 7475 lors des opérations de mise en forme (emboutissage, usinage...).

Aussi, une étude plus approfondie concernant les conditions réelles d'élaboration et surtout de transformation du matériau s'avérerait désormais nécessaire afin de connaître la manière dont va se comporter ce type d'alliage et donc de s'assurer de la bonne tenue en utilisation de ces produits en apportant un soin particulier à l'examen des conditions extrêmes que peuvent engendrer les nouveaux procédés de fabrication (usinage à grande vitesse, thixoforgeage,...).

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

[1] F. Le Chatelier, Rev. Metall., 6, 914, 1909.

[2] A. Portevin, F. Le Chatelier, C. R. Acad. Sci., Paris, 167, 507, 1923.

[3] G.I. Taylor, Proc. Roy. Soc. London, A 145, 1934.

[4] E. Orowan, Dislocation in plasticity, The Sorby Centennial Symposium on the history of metallurgy, Ed. Cyril Stanley Smith, MIT, Cordon and Breach, 359, 1965.

[5] A.H. Cottrell, Dislocations and plastic flow in crystals, Clarendon Press, Oxford, 1953.

[6] J. Friedel, Dislocations, Pergamon Press, Oxford, 405, 1964

[7] A. Karimi, Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, 1982.

[8] Y. Estrin, L.P. Kubin, "Collective dislocation behaviour in dilute alloys and the PLC effect", J. Mech. Behaviour of Mat., 2, 255, 1989.

[9] L.P. Kubin, Y. Estrin, "Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the PLC effect",

[10] L.P. Kubin, Y. Estrin, G. Canova, "Dislocation patterns and plastic instabilities", NATO Meeting, ou "Patterns, defects and material instabilities", Cargèse, Eds : D. Walgraef, N. Ghoniem, Kluver Acad. Publ., 1989.

[11] S. Miura, T. Hatano, The Sci. and Eng. Review of Doshisha Univ., 15, 36, 1974.

[12] B.J. Brindley, P.J. Worthington, Scripta Metall., 17, 1357, 1969.

[13] N. Louat, Scripta Metall., 15, 1167, 1981.

[14] P. Penning, Acta Metall., 20, 1169, 1972.

[15] H.G. Van Bueren, Acta Metall., 3, 519, 1955.

[16] J.M. Gentzbittel, PhD Thesis, INSA Lyon, 1988.

[17] A. Van Den Beukel, Phys. Stat. Sol., 30, 197, 1975.

[18] P.G. McCormick, Acta Metall., 17, 1219, 1969.

[19] A. Van Den Beukel, Acta Metall., 28, 965, 1980.

[20] G. Lüders, Dinglers Politechnisches J., 156, 18, 1860.

[21] G. Piobert, Morin et Didion, Mémoires de l'artillerie, V, 525, 1842.

[22] Y. Bréchet, Y. Estrin, Acta Metall., 43, 955, 1995.

[23] A.H. Cottrell, Phil. Mag., 44, 829, 1953.

[24] A.W. Sleeswyk, Acta Metall., 6, 598, 1958.

[25] P.G. McCormick, Acta Metall., 20, 351, 1972.

[26] L.P. Kubin, Y. Estrin, Acta Metall., 38, 697, 1990.

[27] P. Aubrun, C.R. Acad. Sci. Série C, 280, 1081, 1975.

[28] P. Aubrun, C.R. Acad. Sci. Série C, 280, 1351, 1975.

[29] H.M. Zbib, E.C. Aifantis, Scripta Metall., 22, 1331, 1988.

[30] P. Hähner, Mat. Sci. Eng., A164, 23, 1993.

[31] P. Hähner, Scripta Metall. & Mat., 29, 1171, 1993.

[32] V. Jeanclaude, C. Fressengeas, Scripta Metall, 29, 1177, 1993.

[33] G. Dee, J.S. Langer, Phys. Rev. Lett., 50, 383, 1983.

[34] L.P. Kubin, K. Chihab, Y. Estrin, Ed. D. Walgraef, Martinus Nijhoff, Dordrecht, 220, 1987.

[35] U.F. Kocks, Progress in Materials Science, Chalmers Anniversary, Pergamon Press 1, 1981.

[36] Y. Estrin, L.P. Kubin, Acta Metall., 33, 397,1985.

[37] P.P. Gillis, J.J. Gilman, J.W. Taylor, Phil. Mag. 20, 279, 1969.

[38] S.M. Copley, B.H. Kear, Trans. Am. Inst. Min. Engrs., 239, 984, 1967.

[39] S.R. Mac Ewen, R. Ramaswami, Phil. Mag. 21, 1025, 1970.

[40] B.J. Brindley, P.J. Worthington, Acta Metall., 17, 1357, 1967.

[41] J. Decerf, J. Charlier, Scripta Metall., .7, 179, 1973.

[42] L.P. Kubin, Y. Estrin, Acta Metall., 38, 697, 1990.

[43] D. Blanc, Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, 1986.

[44] P.G. McCormick, S. Venkadesan, C.P. Ling, Scripta Metall., 29, 1159, 1993.

[45] A. Korbel, J. Zasadzinski, Z. Siekluka, Acta Metall., 24, 919, 1976.

[46] S. Bakir, Thèse de Doctorat, Université de Metz, 1995.

[47] J. Schade Van Westrum, A. Wijler, Acta Metall., 21, 1079, 1973.

[48] A. Wijler, A. Van Den Beukel, Scripta Metall., 4, 705, 1970.

[49] K. Chihab, Thèse de Doctorat, Université de Poitiers, 1986.

[50] P.G. McCormick, Scripta Metall. & Mater., 29, 1159, 1993.

[51] J.L. Strudel, Ecole d'été : Dislocations et déformation, Yravals, 1, 1979.

[52] M.C. Chen, L.H. Chen, T.S Lui, Metall. Trans. A, 27, 1691, 1996.

[53] B. Russell, Phil. Mag., 8, 615, 1963.

[54] D. Park, J.G. Morris, Scripta Metall., 29, 365, 1993.

[55] R.B. Schwarz, L.L. Funk, Acta Metall., 33, 295, 1985.

[56] H. Fujita, Acta Metall., 25, 793, 1977.

[57] P.G. McCormick, Acta Metall., 25, 793, 1977.

[58] I.S. Kim, M.C. Charturvedi, Mat. Sci. Eng., 37, 165, 1979.

[59] M. Dablij, Thèse de Doctorat, Université de Metz, 1998.

[60] D. Riley, P.G. McCormick, Acta Metall., 25, 181, 1977.

[61] H. Conrad, B. Christ, Recovery and Recrystallisation of Metals, L. Himmel, Ed. AIME, New-York, 124, 1963.

[62] W. Charnock, Phil. Mag., 18, 89, 1968.

[63] P.G. McCormick, Scripta Metall., 6, 165, 1972.

[64] E. Pink, A. Grinberg, Mat. Sci. Eng., 51, 1, 1981.

[65] S. Kumar, J. Kröl, E. Pink, Scripta Mater., 35, 775, 1996.

[66] E. Pink, Acta Metall., 37, 7, 1773, 1989.

[67] E. Pink, M. Webernig, Acta Metall., 35, 1, 127, 1987.

[68] E. Pink, J. Kröl, Mat. Sci. Eng., 75, 87, 1985.

[69] A. Calatayud, C. Ferrer, V. Amigo, M.D. Salvador, Scripta Mater., 36, 6, 673, 1997.

[70] N. Ilic, M. Jovanovic, V. Radmilovic, M.T. Jovanovic, Dj. Drobnjak, 337, Scripta Mater., 34, 1123, 1996.

[71] D. Thevenet, M. Mliha-Touati, A. Zeghloul, Mat. Sci. Eng., A266, 175, 1999.

[72] J. Caisso, Thèse de Doctorat, Université de Poitiers, 1958.

[73] K. Matsuura, S. Koda, J. Phys. Soc. Japan, 20, 251, 1965.

[74] S. Ikeno., Y. Uetani, S. Tada, J. Japan. Inst. Met., 48, 1163, 1984.

[75] M. Dablij, A. Zeghloul, Mat. Sci. Eng., A237, 1, 1997.

[76] K.S. Chan, L.H. Chen, T.S. Lui, Mat. Sci., 30, 212, 1995.

[77] M.M. Krishtal, Phys. Met. metall., 70, 137, 1990.

[78] K. Matsuura, T. Nishiyama, S. Koda, Trans. J. Inst. Metals, 10, 429, 1969.

[79] A. Wilm, Recherches sur la métallurgie physique des alliages Al-Mg., Métallurgie, 8, 225, 1911.

[80] P.D Merica, R.G. Wattenburg, R. Scott, Heat Treatment of Duralumin, Sci. Paper U.S. Bureau of Standards, 15, 271, 1919.

[81] A. Guinier, Un nouveau type de diagramme de rayons X, C.R. Acad. Sci., 226, 1641, 1938.

[82] G.D. Preston, The diffraction of X-rays by Age-hardened Al-Cu alloy, Proc. Royal Soc., A167, 526, 1940.

[83] B. Dubost, J. Bouvaist, Etude de la précipitation structurale dans les alliages Al-Mg-Zn avec ou sans cuivre, Communication présentée aux journées d'Automne de la SFM, 1976.

[84] L.F. Mondolfo, Aluminium alloys, Butterworth, 1976.

[85] H. Löffler, I.Kovacs, J. Lendvai, J. Mat. Sci., 18, 2215, 1983.

[86] R.J. Livak, J.M. Papazian, Scripta Metall., 18, 483, 1984.

[87] W.B. Pearson, Handbook of Lattice Spacing and Structure of metals and alloys, Pergamon Press, Oxford, 1958.

[88] P. Achon, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1994.

[89] J.K. Park, A.J. Ardell, Microstructures of the commercial 7075 Al alloy in the T651 and T7 tempers, Metall. Trans., 14A, 1957, 1983.

[90] H.P. Degischer, W. Lacom, A.M. Zahra, C.Y. Zahra, Z. Metallk., 71, 231, 1980.

[91] H. Schmalzried, V. Gerold, Z. Metallkd., 49, 291, 1958.

[92] J.H. Auld, S.M. Cousland, J. Aust. Insty. Met., 19, 194, 1974.

[93] H. Schmalzried, V. Gerold, Z. Metallk., 49, 291, 1958.

[94] G. Groma, Scripta Metall., 12, 991, 1978.

[95] P. Auger, Thèse de Doctorat, Université de Rouen, 1973.

[96] J. Gjonnes, C.J. Simensen, Acta Metall., 18, 881, 1970.

[97] G.W. Lorimer, R.B. Nicholson, Acta Metall., 13, 403, 1965.

[98] M.M. Jacobs, D.W. Pashley, The Instit. of Met., 43, 1969.

[99] T. Ungar, Z. Metallknd., 67, 683, 1976.

[100] N. Ryum, Z. Metallknd., 66, 339, 1975.

[101] E. Kovacs-Csetenyi, N. Ryum, Scripta Metall., 15, 705, 1981.

[102] W. Lacom, H.P. Degisher, A.M. Zahra, C.Y. Zahra, Scripta Metall., 14, 253, 1980.

[103] S. Bakir, Thèse de Doctorat, Université de Metz, 1995.

[104] L.J. Cuddy, W.C. Leslie, Acta Metall., 20, 1157, 1972.

[105] Mac Reynolds, J. of Metals, 4, 32, 1949.

[106] D. Solas, Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 1997.

[107] B. Dubost, P. Sainfort, Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium, Techniques de l'ingénieur, M 240.

[108] M. Teresa Correia, M.A. Fortes, Scripta Metall., 15, 369, 1981.

[109] S.R. Bodner, J. Baruch, J. Appl. Phys., 43, 2092, 1972.

[110] A.T. Thomas, Acta Metall., 14, 1363, 1966.

[111] A. Kalk, Ch. Schwink, Phy. Stat. Sol.(b) 172, 133, 1992.

[112] D. Munz, E. Macherauch, Z. Metallkde. 57, 552, 1996.

[113] A. H. Cottrell, B. A. Bilby, Proc. Phys. Soc, A62, 49, 1949.

[114] L.P. Kubin, Y. Estrin, C. Perrier, Acta Metall. & Mater., 40, 1037, 1992.

[115] C.P. Ling, P.G. McCormick, Acta Metall. & Mater., 41, 11, 3127, 1993.

[116] F. Springer, C. Schwink, Scripta Metall. & Mater., 25, 2739, 1991.

[117] P.G. McCormick, Acta Metall., 19, 463, 1971.

[118] Y. Adda, J. Philibert, La diffusion dans les solides, Presses Universitaires de France, Tome II, 1151, 1966.

[119] R. Onodera, T. Ishibashi, M. Koga, M. Shimizu, Acta Metall., 31, 535, 1983.

[120] E. Pink, A. Grinberg, Acta Metall., 30, 2153, 1982.

[121] R. Mesrar, Thèse de Doctorat, Université de Metz, 1991.

[122] A. Makinde, Thèse de Doctorat, Université de Poitiers, 1986.

[123] M. Mliha-Touati, Thèse d'Etat, Université de Poitiers, 1985.

ANNEXE : INCLINAISON DES BANDES

Il apparaît raisonnable de penser que lors d'un essai de traction uniaxiale sur une éprouvette plate, les bandes de déformation plastique s'initient auprès de microfissures situées dans des zones de concentrations de contraintes (congés de raccordement de l'éprouvette par exemple).

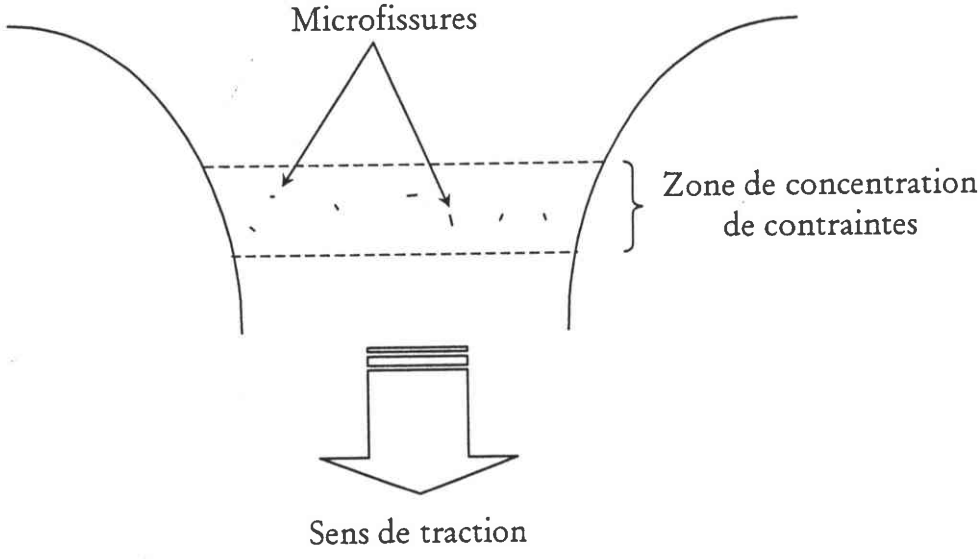
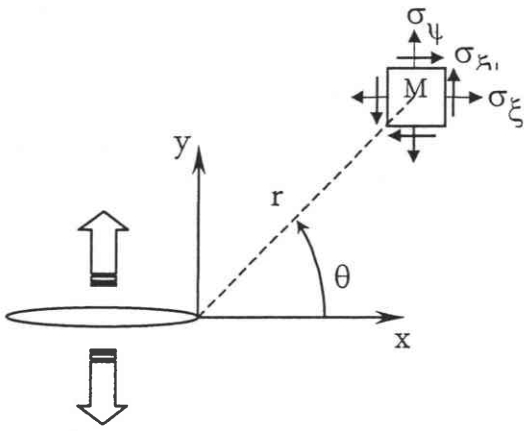


Figure A.1 :
Microfissures situées dans une zone de concentration de contraintes.

En considérant une répartition de microfissures dans la zone de concentration de contraintes (figure A.1), la ou les fissures situées dans un plan perpendiculaire à l'axe de traction seront les plus sollicitées en mode I d'ouverture qui demeure alors le plus endommageant pour le matériau. Le champ de contraintes en un point M de coordonnées (r, θ) par rapport à l'une des extrémités de la fissure (figure A.2) est donné par les expressions suivantes :

$$\begin{cases} \sigma_x = \dfrac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\dfrac{\theta}{2}\left(1 - \sin\dfrac{\theta}{2}\sin\dfrac{3\theta}{2}\right) \\ \sigma_y = \dfrac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\dfrac{\theta}{2}\left(1 + \sin\dfrac{\theta}{2}\cos\dfrac{3\theta}{2}\right) \\ \sigma_{xy} = \dfrac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\dfrac{\theta}{2}\sin\dfrac{\theta}{2}\cos\dfrac{3\theta}{2} \end{cases} \qquad \textbf{(A-1)}$$



Sens de traction

Figure A.2 :
Champ de contrainte à l'extrémité d'une fissure.

Les contraintes principales σ_1 et σ_2 associées à cette répartition des contraintes sont alors données par :

$$\begin{cases} \sigma_1 = \dfrac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\dfrac{\theta}{2}\left(1 + \sin\dfrac{\theta}{2}\right) \\ \sigma_2 = \dfrac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\dfrac{\theta}{2}\left(1 - \sin\dfrac{\theta}{2}\right) \end{cases} \qquad \textbf{(A-2)}$$

Le champ de contraintes précédent présente une singularité en $1/\sqrt{r}$ c'est-à-dire que lorsque l'on s'approche de l'extrémité de la fissure, les contraintes deviennent très importantes, ce qui entraîne la formation d'une zone plastique. En adoptant un critère de plasticité tel que celui de Von Mises :

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_E^2 \qquad \textbf{(A-3)}$$

ou bien celui de Tresca :

$$\mathrm{Max}\left|\sigma_i - \sigma_j\right| = \sigma_E \qquad \textbf{(A-4)}$$

Nous pouvons déterminer aisément le contour de la zone plastifiée qui se forme à l'extrémité de la fissure. Dans le cas d'un état de contraintes planes ($\sigma_3 = 0$), les calculs donnent pour le rayon r_P de la zone plastique selon le critère de Von Mises :

$$r_P = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2} \cos^2\frac{\theta}{2}\left(1 + 3\sin^2\frac{\theta}{2}\right) \qquad \textbf{(A-5)}$$

et selon le critère de Tresca :

$$r_P = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2}\cos^2\frac{\theta}{2}\left(1+\sin\frac{\theta}{2}\right)^2 \qquad \text{(A-6)}$$

La valeur maximale de ces rayons de zone plastique est atteinte pour un angle :

$$\begin{cases}\theta_{VM} = 70.5° \\ \theta_T = 60°\end{cases}$$

où θ_{VM} et θ_T correspondent respectivement au critère de Von Mises et de Tresca.

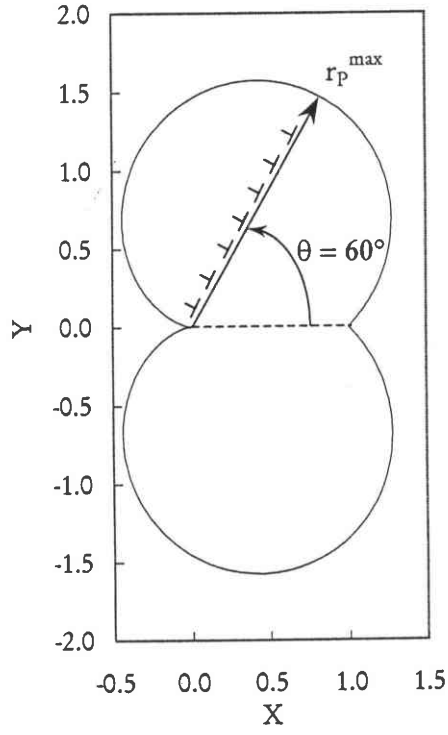


Figure A.3 :
Zone plastifiée à l'extrémité d'une fissure d'après le critère de Tresca.

L'étude expérimentale des surfaces de plasticité [121, 122] montre que la plupart des matériaux, et en particulier les alliages d'aluminium [123], se situent entre le critère de Von Mises et celui de Tresca avec un comportement plus proche de celui décrit par le critère de Tresca.

L'angle θ_T, qui correspond à la valeur maximale du rayon de la zone plastique r_P^{max}, est assez proche de l'angle d'inclinaison des bandes PLC que l'on observe dans les essais expérimentaux ($\theta_{exp} \approx 58.5°$).

Remarque : Nous pouvons noter qu'une faible dissymétrie du chargement entraîne une dissymétrie des "ailes" de la zone plastique situées de part et d'autre du plan de la fissure. Cette dissymétrie conduit à une concentration plus importante de la déformation sur une des ailes.

Nom : **THEVENET**
Prénom : **David**

Date de soutenance :
22 Novembre 1999

Titre : Influence de la précipitation sur les instabilités Portevin-Le Chatelier dans l'alliage d'aluminium 7475

Nature : Doctorat de l'Université de Metz
Spécialité : Mécanique

Résumé : Le phénomène Portevin-Le Chatelier (PLC) se manifeste par la génération et la propagation de bandes de déformation plastique localisée le long d'une éprouvette de traction. Il conduit à l'apparition d'états de surface rugueux irréductibles et insensibles au polissage, ce qui est dommageable, pour des produits obtenus après opérations de mise en forme. Cet effet PLC se produit dans certaines conditions de température et de vitesse de chargement et se manifeste sur les courbes de traction par l'apparition de dents de scie ou de paliers de déformation. L'origine de ce phénomène est liée au vieillissement dynamique et aux mécanismes d'interactions entre les atomes de soluté et les dislocations qui en résultent.

L'objectif de ce travail est la caractérisation expérimentale de l'instabilité plastique PLC dans un alliage d'aluminium Al-Zn-Mg-Cu. Pour cela, de nombreux essais de traction uniaxiale ont été entrepris sur des éprouvettes plates en alliage 7475 ayant subi une mise en solution à 475°C, une trempe à l'eau et un revenu à différents temps et températures de revenu. Ces essais ont été réalisés à température ambiante, conjointement sur machine dure à vitesse de déformation imposée et sur machine souple à vitesse de contrainte imposée. Nous avons ainsi pu étudier l'influence des divers paramètres d'essai (déformation et vitesse de chargement) et de revenu (temps et température de vieillissement de l'alliage) sur les différentes caractéristiques de l'écoulement en dents de scie ainsi que sur les caractéristiques des bandes PLC et donc examiner les interactions qui existent entre la microstructure de l'alliage et l'effet PLC.

Les phénomènes de précipitation structurale apparaissant dans l'alliage 7475 possèdent une influence considérable sur l'ensemble des caractéristiques du phénomène PLC et ce, quelque soit le type de machine utilisée. En particulier, nous avons mis en évidence une évolution tout à fait originale de la déformation critique à laquelle l'effet PLC se manifeste vis-à-vis de la température de revenu puisque celle-ci prend la forme d'une "cloche". Nous avons aussi pu noter la présence de comportements inverse (lié à la précipitation en cours de déformation) et normal (associé au vieillissement dynamique) de la déformation critique lorsque la vitesse de chargement augmente.

L'étude sur machine souple a, quant à elle, permis d'aboutir à des résultats intéressants sur les caractéristiques des bandes PLC qui viennent enrichir ce type d'études expérimentales jusqu'alors très rares. Des similitudes comportementales sont apparues entre la vitesse de déformation et la déformation contenue dans la bande de même qu'entre la vitesse de propagation et la largeur de bandes. Nous avons aussi pu observer une décroissance de la vitesse de propagation des bandes lorsque la vitesse de contrainte augmente conformément à la prévision de certains modèles théoriques.

Mots clés : Effet Portevin-Le Chatelier, Instabilité plastique, Alliage d'aluminium-zinc, Précipitation, Essais de traction, Vieillissement dynamique, Bande de déformation plastique.

Laboratoire de recherche : *Institut Supérieur de Génie Mécanique et Productique, Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux* (UMR CNRS N° 7554)

Directeur de thèse : **A. ZEGHLOUL**

Composition du jury : Rapporteurs : S. AHZI, Y. ESTRIN, L. KUBIN
Examinateurs : J. COURBON, M. MLIHA-TOUATI, A. MOLINARI, E. PATOOR