



HAL
open science

Vieillissements statique et dynamique et instabilités associées : expérimentation, modélisation et simulations numériques

Rodrigo Nogueira de Codes

► **To cite this version:**

Rodrigo Nogueira de Codes. Vieillissements statique et dynamique et instabilités associées : expérimentation, modélisation et simulations numériques. Autre. École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2011. Français. NNT : 2011DENS0033 . tel-00846955

HAL Id: tel-00846955

<https://theses.hal.science/tel-00846955>

Submitted on 22 Jul 2013

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.



**THESE DE DOCTORAT
DE L'ECOLE NORMALE SUPERIEURE DE CACHAN**

Présentée par

Rodrigo Nogueira de Codes

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'ECOLE NORMALE SUPERIEURE DE CACHAN

Domaine

MECANIQUE – GENIE MECANIQUE – GENIE CIVIL

Sujet de la thèse

**Vieillissements statique et dynamique et instabilités associées :
expérimentation, modélisation et simulations numériques**

Thèse présentée et soutenue à Cachan le 7 septembre 2011 devant le jury composé de :

Hervé Louche	Professeur, Université de Montpellier	Rapporteur
Lakhdar Taleb	Professeur, INSA de Rouen	Rapporteur
Odd Sture Hopperstad	Professeur, NTNU Trondheim	Examineur
Nicolas Ranc	Maître de Conférences, ENSAM	Examineur
Enio Pontes de Deus	Professeur, Universidade Federal do Ceará (UFC)	Examineur
Samuel Forest	Directeur de Recherche, CdM de Paris	Président
Ahmed Benallal	Directeur de Recherche, LMT Cachan	Directeur de thèse

LMT-Cachan

ENS Cachan / CNRS / UPMC / PRES UniverSud Paris
61 avenue du Président Wilson, F-94235 Cachan cedex, France

À Deus,
aos meus pais, Rodrigo e Geórgia,
aos meus irmãos, Beatriz e Bernardo,
à minha avó, Maria Regina e
à minha querida esposa Greyce.

REMERCIEMENTS

Ce travail de thèse a été réalisé au Laboratoire de Mécanique et Technologie (LMT-Cachan) à Cachan sous la direction d'Ahmed Benallal, et financé par le Ministère de l'Education de la République Fédérative du Brésil à travers la CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior).

Je remercie sincèrement Monsieur Hervé Louche et Monsieur Lakhdar Taleb qui ont accepté de rapporter sur ce travail.

Je remercie également Odd Sture Hopperstad, Samuel Forest, Nicolas Ranc et Enio Pontes de Deus d'avoir accepté de juger ce travail.

Je remercie mon directeur de thèse, Ahmed Benallal, qui m'a amené à une rigueur et une maturité scientifiques.

Mes remerciements vont aussi à toute l'équipe du SIMLab (*Structural Impact Laboratory*) à Trondheim (Norvège). Je remercie spécialement l'opportunité d'avoir fait un stage dans ce laboratoire et surtout d'avoir fait toutes les simulations de cette thèse avec leur collaboration, et très spécialement un grand merci à Odd, Tore, Arild, Magnus, Torodd, Trond, Hans Lange, Venkat, Rafaelle, Xinke, et toute l'équipe qui m'a très bien accueilli, des gens très passionnés par la recherche, très ouverts et très agréables pour le travail en équipe.

Un merci très spécial à toute l'équipe de profs du LMT-Cachan qui ont contribué directement ou indirectement pour ma formation, spécialement François Hild, Stéphane Roux, René Billardon, Nicolas Schmitt, Stéphane Pattofatto entre d'autres.

Un remerciement très spécial aussi aux personnes du Centre d'Essais avec qui j'ai passé beaucoup de temps durant ma thèse et qui m'ont aidé énormément avec les machines, les caméras, les éprouvettes et avec qui j'ai appris beaucoup de mécanique, un grand merci à Patrick Aïmedieu, Xavier Pinelli, Boubou.

Merci également aux collègues du LMT : Jihad Zreiki, Abdelhak Kaci, Huabin Zeng, Pablo Lopez Crespo, Sébastien Vincent, Sylvain Zambelli, Karin, Jorge, Raul, Anne-Charlotte, Huyen, Roxane, Amen, Marion, Hellie et à tout l'ensemble du labo.

Un grand merci aux amis brésiliens qui sont passés par le LMT durant ces années : Wilson Wesley Wutzow, Rodrigo Canto, Maurício Angeloni, Eduardo Toledo de Lima Junior, Ricardo Angélico, Cassius Riul et Manoel Dênis.

Enfin, je souhaite remercier ceux qui m'ont supporté en dehors du laboratoire. Mes amis, ma famille, et bien évidemment ma chère épouse Greyce, ainsi que les grandes amitiés cultivées en France. En spécial : Bruno, Maíra, Denis, Namíbia, Regys et tous les amis de la communauté brésilienne de France.

TABLE DES MATIERES

TABLE DES FIGURES	x
LISTE DE TABLEAUX.....	xix
RESUME	xxi
ABSTRACT.....	xxiii
1 INTRODUCTION.....	1
2 VIEILLISSEMENT ET INSTABILITES PROPAGATIVES DANS LES ALLIAGES METALLIQUES : BANDES DE LÜDERS ET PHENOMENE PORTEVIN-LE CHÂTELIER	5
2.1 Introduction	5
2.2 Aspects physiques des instabilités propagatives	7
2.3 Les bandes de déformation.....	9
2.3.1 Les bandes de Lüders	10
2.3.2 Les bandes PLC	10
2.4 Matériaux présentant l'effet PLC	13
3 ETUDE DES INSTABILITES PROPAGATIVES DANS LES ALLIAGES D'ALUMINIUM AA5083-H116 ET AA5182-O: MOYENS EXPERIMENTAUX ET ESSAIS REALISES	19
3.1 Introduction	19
3.2 Les matériaux étudiés.....	19
3.2.1 Généralités sur les alliages d'aluminium.....	19
3.2.2 Les matériaux étudiés.....	21
3.3 Moyens expérimentaux	23
3.3.1 Moyens de chargement.....	24
3.3.2 Les éprouvettes utilisées.....	28
3.3.3 Moyens de mesures	30
3.3.4 Moyens de chauffage et de refroidissement	34
3.4 Dépouillement des essais	34
3.4.1 Rigidité de la machine.....	34
3.4.2 Mesure des déplacements et déformations	36
3.4.3 Mesure des températures par thermographie.....	37
3.5 Bilan des essais effectués	41
3.5.1 Essais sur l'alliage AA5083-H116.....	41
3.5.2 Essais sur l'alliage AA5182-O.....	49
4 OBSERVATIONS EXPERIMENTALES DES INSTABILITES PROPAGATIVES DANS LES ALLIAGES D'ALUMINIUM AA5083-H116 ET AA5182-O: RESULTATS ET DISCUSSIONS	51
4.1 Introduction	51
4.2 Résultats obtenus sur l'alliage AA5083-H116.....	51
4.2.1 Courbes effort-déplacement à température ambiante et effets de la vitesse de solicitation	51
4.2.2 Effets de la température et domaine d'apparition de l'effet PLC	54
4.2.3 Sensibilité à la vitesse de déformation – Sensibilité instantanée et asymptotique	55

4.2.4	Effets de l'anisotropie du matériau	59
4.2.5	Effets du sens de chargement et de la triaxialité de contraintes	60
4.2.6	Nature, amplitudes et fréquences des oscillations observées sur les courbes contraintes-déformation.....	67
4.2.7	Effets du PLC sur la ductilité et modes de rupture observés.....	70
4.2.8	Observation et visualisation des bandes de déformation.....	72
4.2.9	Caractéristiques des bandes de déformation.....	85
4.2.10	Déformation critique à l'apparition du PLC.....	112
4.3	Observations sur l'alliage AA5182-O.....	118
4.3.1	Résultats obtenus sur l'alliage AA5182-O.....	119
4.3.2	Discussion.....	129
4.4	Bilan des résultats obtenus	133
5 SIMULATIONS NUMERIQUES NON LINEAIRES DE L'EFFET PLC POUR		
L'ALLIAGE AA5083-H116		
5.1	Introduction	135
5.2	Le modèle de McCormick et identification.....	135
5.3	Aspects numériques	137
5.4	Résultats des simulations numériques	139
5.4.1	Caractéristiques de l'effet PLC.....	139
5.4.2	Vitesses des bandes, épaisseurs des bandes et vitesse de déformation à l'intérieur des bandes.....	143
5.4.3	Morphologie des bandes.....	148
5.5	Bilan des simulations numériques	154
6 PRISE EN COMPTE DES PHENOMENES DE VIEILLISSEMENT STATIQUE ET		
DYNAMIQUE ET MODELISATION DU COMPORTEMENT DES ALLIAGES AA5083-		
H116 ET AA5182-0		
6.1	Introduction	157
6.2	Aspects physiques et approches classiques des vieillissements statique et dynamique 157	
6.3	Cadre thermodynamique général de l'élasto-viscoplasticité.....	164
6.3.1	Partition des déformations	164
6.3.2	Choix des variables thermodynamiques.....	165
6.3.3	Domaine d'élasticité. Lois d'évolution des variables internes. Ecoulement et écrouissage.....	165
6.4	Particularisation. Loi de viscoplasticité classique pour les métaux.....	166
6.4.1	Domaine d'élasticité.....	166
6.4.2	Loi d'écoulement plastique.....	167
6.4.3	Lois d'écrouissage.....	167
6.4.4	Sensibilité à la vitesse. Evolution de la vitesse de déformation plastique cumulée	170
6.5	Prise en compte des vieillissements statique et dynamique	171
6.5.1	Hypothèses de base	172
6.5.2	Variables internes supplémentaires.....	172

6.5.3	Energie libre. Lois d'état	172
6.5.4	Domaine d'élasticité.....	174
6.5.5	Lois d'évolution des variables internes de vieillissement. Potentiel d'écoulement. Potentiel de vieillissement	174
6.5.6	Bilan du modèle viscoplastique avec vieillissement.....	180
7	CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	183
7.1	Conclusions générales.....	183
	Références Bibliographiques	187
	ANNEXES.....	195
	Annexe A – Plan détaillé des types d'éprouvettes	195
	Annexe B – Principe de la corrélation d'images.....	202
	Annexe C – Les détails de fréquences d'acquisition et de facteurs de conversion pour la corrélation d'images numériques et la thermographie infrarouge.....	204
	Annexe D – Publications	208

TABLE DES FIGURES

Figure 2.1: Nuage de Cottrell autour d'une dislocation (Cottrell et Bilby, 1949).....	8
Figure 2.2: Dislocation épinglée par des atomes étrangers.	8
Figure 2.3: Course-poursuite entre la dislocation en mouvement (déformation plastique) et le nuage de Cottrell (diffusion).	9
Figure 2.4: Les trois types de bande pour un alliage Cu-In en fonction de la température (Lacombe, 1985).....	13
Figure 3.1: Courbes contrainte vraie - déformation plastique pour des essais de traction quasi-statiques à la température ambiante sur des éprouvettes prélevées parallèlement à la direction de laminage dans des plaques de différentes épaisseurs (Benallal et al., 2008).	23
Figure 3.2: Courbes contrainte vraie - déformation plastique à la température ambiante et à une vitesse de déformation de $5 \times 10^{-4} s^{-1}$ obtenues lors d'essais de traction effectués sur des éprouvettes prélevées dans trois directions différentes: direction de laminage (0°), direction transverse (90°) et la direction à 45° (Benallal et al., 2008).....	23
Figure 3.3: Représentation schématique d'un dispositif SHPB de traction avec une petite éprouvette cylindrique lisse. Mesures en mm.	24
Figure 3.4: Schéma de la machine hydropneumatique : mini-barres (Tarigopula et al., 2009).	27
Figure 3.5: Dispositif expérimental utilisé pour les essais quasi-statiques : à gauche la caméra infrarouge (mesures des champs de température), à droite la caméra rapide (mesures des champs de déplacement et de déformation et au milieu la machine de traction (MTS 810T) et l'éprouvette montée.	31
Figure 3.6: L'enceinte thermique utilisée pour les essais à froid et à chaud dans l'intervalle de $-70^\circ C$ à $300^\circ C$. Détail de l'acquisition avec l'extensomètre.	34
Figure 3.7: Représentation schématique de la relaxation de contrainte pendant l'instabilité PLC (Bouabdallah, 2006).....	35
Figure 3.8: Détails de l'éprouvette utilisée pour l'essai de cisaillement.	37
Figure 3.9: Zones pour : (a) la corrélation d'images et (b) pour la thermographie infrarouge.	37
Figure 3.10: Vue tridimensionnelle d'une bande de déformation en montrant les distributions de la température à différents instants : (a) Données filtrées à partir de l'équation 3.4 ; (b) Données filtrées à partir de la deuxième procédure.....	39
Figure 3.11: (a) Montage et disposition du miroir infrarouge permettant l'enregistrement de la température simultanément sur deux faces de l'éprouvette ; (b) Capteur de la caméra infrarouge.	39
Figure 3.12: Eprouvette plate lisse (EPL) abondamment utilisée durant ce travail. Pour tous les essais EPL, l'éprouvette a été amarrée de la même manière, la distance entre mors étant fixée à 120 mm. La zone en pointillés fins est la zone imagée pour la corrélation d'images numériques, alors que celle en pointillés gras est la zone imagée en thermographie infrarouge numérique. X et Y sont les endroits utilisés pour présenter les résultats expérimentaux.....	40
Figure 3.13: Eprouvette cylindrique lisse (ECL) utilisée dans plusieurs essais de traction et traction-compression pendant tout le travail. Le secteur rouge est la zone imagée en thermographie infrarouge numérique. X et Y sont les endroits utilisés pour présenter les résultats expérimentaux.....	41
Figure 4.1: Courbes effort-déplacement lors d'essais de traction sur différentes familles d'éprouvettes : (a) Traction à déplacement imposé sur éprouvettes plates lisses (EPL); (b) Traction à effort imposé sur éprouvettes plates lisses (EPL); (c) Traction à	

- déplacement imposé sur éprouvettes plates lisses de sections carrées (EPL4x4 et EPL5x5); (d) Traction sur éprouvettes cylindriques lisses; (e) Courbes contrainte vraie-déformation vraie lors d'essais de traction sur éprouvettes cylindriques lisses à des vitesses de déformation intermédiaires (effectués sur mini barres) et à hautes températures ; (f) Traction sur éprouvettes cylindriques lisses à hautes vitesses de déformation (effectués aux barres d'Hopkinson) et à température ambiante.53
- Figure 4.2:** Effets de la température sur le comportement uniaxial de l'alliage AA5083-H116 : (a) à la vitesse $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et à différentes températures. Dans le domaine où l'effet PLC est observé, la rupture est brutale et s'opère en cisaillement. En dehors de ce domaine, la rupture devient ductile (Clausen et al., 2004) ; (b) à -25°C ; (c) à -65°C et (d) à 100°C pour différentes vitesses de déformation.55
- Figure 4.3:** Domaine d'apparition de l'effet Portevin-Le Châtelier dans le diagramme ($1/T$, $\dot{\epsilon}$) pour l'alliage AA5083-H116. Les symboles bleus indiquent l'observation du phénomène, les rouges le contraire. Ce domaine est approximativement défini par l'intérieur de la zone limitée par les segments AB, AC et BD.56
- Figure 4.4:** (a) Réponses de l'extensomètre en fonction du temps pour trois essais à 50°C à des vitesses de déformation de 1.15, 1.21 et 3.48 s^{-1} ; (b) Contrainte vraie en fonction de la déformation plastique pour les trois essais de la figure (a).56
- Figure 4.5:** Evolution de la contrainte vraie à 1, 2, 5 et 10% de déformation avec la vitesse de déformation montrant une sensibilité négative à la vitesse de déformation dans le domaine PLC et une sensibilité positive en dehors de ce domaine : (a) Epreuve EPL à -65°C ; (b) Epreuve EPL à -25°C ; (c) Epreuve EPL à 25°C et (d) Epreuve EPL à 100°C ; (e) Epreuves ECL (diamètre 3mm) à 25°C ; (f) Epreuves ECL (diamètre 6 mm) à 25°C58
- Figure 4.6:** Evolution de la contrainte vraie à 1, 2, 5 et 10% de déformation avec la température observée pour des essais de traction à une vitesse de déformation de $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$59
- Figure 4.7:** Essai de traction avec sauts de vitesses de déformation sur une éprouvette plate lisse (EPL51) à chaque 1% de déformation.59
- Figure 4.8:** Effet de l'anisotropie du matériau sur l'effet Portevin-Le Chatelier. (a) Traction à 45° de la direction de laminage; (b) Traction à 90° de la direction de laminage ; (c) Comparaison des réponses en traction dans les trois directions 0° , 45° et 90° à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$60
- Figure 4.9:** (a) Courbe contrainte-déformation pour les essais de compression ECL41 (section avec un diamètre de 6 mm et mesures de déformation à partir d'un extensomètre) et EPL43 (section de $10 \times 9 \text{ mm}^2$ et mesures de déformation à partir de corréli) ; (b) Courbes effort-déplacement pour les essais de compression EPL44 (section de $20 \times 20 \text{ mm}^2$) et ECL42 (section avec un diamètre de 20 mm).61
- Figure 4.10:** (a) Observation et comparaison du phénomène PLC en traction monotone, en compression monotone et en traction monotone après une prédéformation cyclique d'amplitude inférieure à la déformation critique de traction ; (b) Observation du phénomène PLC en traction-compression cyclique d'amplitude supérieure à la déformation critique de traction.62
- Figure 4.11:** Courbes contrainte-déformation pour les essais cycliques réalisés sur les éprouvettes cylindriques lisses contrôlés en déformation: (a) Essai ECL45 ; (b) Essai ECL46 ; (c) Zoom de (a) ; (d) Zoom de (b).62
- Figure 4.12:** Courbes effort-temps pour les essais ECIS01 et ECIS02. (a) et (b) Essai ECIS01 ; (c) et (d) Essai ECIS02 ; (e) Comparaison entre les essais ECIS01 et ECIS02. 65
- Figure 4.13:** Courbes effort-déplacement obtenues lors des essais de traction sur éprouvettes entaillées: (a) Traction à déplacement imposé sur éprouvettes plates entaillées en U

- (EEU); (b) Traction à déplacement imposé sur éprouvettes plates entaillées en V (EEV); (c) Traction à déplacement imposé sur éprouvettes plates entaillées fissurées (EEF).66
- Figure 4.14:** Force en fonction du temps pour des essais de traction sur une éprouvette plate lisse (EPL) à 6 vitesses de déformation différentes montrant les formes des chutes de contraintes associées au phénomène Portevin-Le Chatelier. Ces courbes sont montrées pour chaque vitesse au début de l'essai (à gauche) et vers la fin de l'essai (à droite): (a) $7 \times 10^{-7} s^{-1}$; (b) $2,92 \times 10^{-5} s^{-1}$; (c) $3,33 \times 10^{-4} s^{-1}$; (d) $2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$; (e) $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ et (f) $1 \times 10^{-1} s^{-1}$68
- Figure 4.15:** Amplitudes des chutes de contraintes en fonction de la déformation à diverses vitesses de déformation : (a) éprouvettes plates EPL d'épaisseur 2 mm ; (b) éprouvettes cylindriques ECL (d = 6 mm).....69
- Figure 4.16:** Représentation de Dt dans un graphe contrainte-déformation. Dt est le temps entre deux « oscillations ».....69
- Figure 4.17:** Fréquence des chutes de contraintes en fonction de la déformation nominale pour les essais de la figure 4.15. (a) éprouvettes plates EPL (épaisseur 2 mm); (b) éprouvettes cylindriques ECL (diamètre 6 mm).70
- Figure 4.18:** (a) Modes de rupture observés sur des éprouvettes cylindriques. Effets de la température à vitesse de déformation constante. Dans le domaine de PLC, la rupture est toujours brutale et en cisaillement. En dehors du domaine de PLC, la rupture devient ductile (Clausen et al., 2004) ; (b) Modes de rupture observés sur une variété d'éprouvettes à température ambiante en présence de PLC.....71
- Figure 4.19:** Observations des bandes de déformation par extensométrie, corrélation d'images et comparaison. Essai de traction sur l'alliage AA5083-H116 à température ambiante sur éprouvette de section $5 \times 6 \text{ mm}^2$ à la vitesse de déformation nominale de $2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$. (a) Comparaison entre l'histoire de déformation obtenue par la jauge de déformation du milieu (jauge numéro 2) et celle donnée par la corrélation d'images numériques. Le schéma de l'éprouvette indique les positions des jauges et la zone imagée utilisée pour la corrélation d'images. (b) Histoires d'effort et de déformation mesurées par des jauges de déformation dans l'intervalle de temps 14 s – 21,6 s. On observe que chaque grande chute dans la charge est associée à la nucléation d'une bande de PLC et à un escalier dans l'histoire de déformation. (c) Distributions dans la zone imagée par corrélation d'images des déformations incrémentales à différents instants indiqués en bas des images.....73
- Figure 4.20:** Evolution spatio-temporelle de la température dans un essai de traction sur éprouvette plate à température ambiante et à vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} s^{-1}$. Variation de température $\Delta T(0, y, t)$ mesurée le long de la ligne centrale de l'éprouvette. (a) Du début de l'essai à $t = 8,7 \text{ s}$; (b) De $t = 6,5 \text{ s}$ à la rupture où on voit les dernières bandes, menant à la localisation et à la rupture finale de l'éprouvette. Notez l'augmentation de la température due à la dissipation plastique (jusqu'à 9° C) durant la phase de rupture.....76
- Figure 4.21:** Comparaison entre les visualisations des bandes de déformation obtenues par corrélation d'images et thermographie infrarouge. Distributions sur les zones imagées des déformations incrémentales (gauche) et des incréments de température (droite) à quatre instants différents indiqués77
- Figure 4.22:** Vue tridimensionnelle de la bande de déformation montrée dans la figure 4.21: Distributions de la variation de température à différents instants.78
- Figure 4.23:** (a) Température en fonction du temps dans le pixel du centre de l'éprouvette. Evolution de la variation de température normalisée et de la déformation normalisée en fonction du temps. Noter les formes en escalier et la coïncidence des marches en température et déformation.79

- Figure 4.24:** Vue bidimensionnelle des bandes de PLC pour différentes géométries d'éprouvette mesurées à partir de la thermographie infrarouge lors des essais de traction.80
- Figure 4.25:** Vue bidimensionnelle des bandes de PLC pour différentes géométries d'éprouvette obtenues à partir de la thermographie infrarouge lors des essais de compression.....81
- Figure 4.26:** Histoires de déformation en fonction du temps obtenues à partir de la corrélation d'images pour les deux essais de cisaillement. Les mesures sont prises au centre des zones montrées en figure 3.9.....82
- Figure 4.27:** Vues bidimensionnelle (à gauche) et tridimensionnelle (à droite) de la bande de déformation observée dans l'essai de cisaillement dans la petite zone centrale de $1,9 \times 4 \text{ mm}^2$: Distributions de la température à un instant donné.82
- Figure 4.28:** Essai de traction à température ambiante à $\dot{\epsilon} = 5,1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ sur éprouvette cylindrique lisse (ECL40). (a) Schéma de l'éprouvette indiquant les positions des jauges ; (b) Histoires de déformation fournies par les jauges 1, 2, 3 et 4 ; (c) Agrandissement de la zone encadrée sur la figure (b).83
- Figure 4.29:** Essai de traction à température ambiante à $\dot{\epsilon} = 5,56 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ sur éprouvette plate lisse (EPL28). (a) Schéma de l'éprouvette indiquant les positions des jauges ; (b) Histoires de déformation fournies par les jauges 1, 2, 3, 4, 5 et 6 ; (c) Agrandissement de la zone encadrée sur la figure (b).....83
- Figure 4.30:** Séquence de quatre champs de variations de température à quatre instants pour la thermographie infrarouge, montrant la propagation d'une bande de déformation de PLC observée sur la face frontale (1) et la face latérale (2) de l'éprouvette à l'aide d'une caméra infrarouge et d'un miroir infrarouge (EPL carrée $4 \times 4 \text{ mm}^2$).84
- Figure 4.31:** Température en fonction du temps en deux points situés aux milieux des faces frontale et latérale de l'éprouvette. Essai EPL40 (section carrée $4 \times 4 \text{ mm}^2$) à $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ mesurée au centre de l'éprouvette.85
- Figure 4.32:** Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans l'essai EPL05 à température ambiante et $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. L'histoire en contrainte est mise en regard de la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) Pour tout l'essai ; (b) Au début de l'essai entre 0,5 et 2,5 s ; (c) Vers la fin de l'essai entre 6 et 7,7 s ; (d) Zoom de l'intervalle entre 7 et 7,15 s.87
- Figure 4.33:** Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais EPL01, EPL02, EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06 à température ambiante. L'histoire en contrainte est mise en regard de la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) Plan d'éprouvette avec la zone imagée indiqué; (b) EPL06 - $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$; (c) EPL05 - $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (d) EPL04 - $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (e) EPL03 - $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (f) EPL02 – Courbe effort-déplacement ; EPL02 - $\dot{\epsilon} = 2,92 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$; (g) Zoom 1 ; (h) Zoom 2 ; (i) EPL01 - $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 89
- Figure 4.34:** Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais ECL05, ECL06, ECL07 et ECL08 à température ambiante. L'histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) Plan de l'éprouvette avec la zone imagée; (b) ECL08 - $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$; (c) ECL07 - $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (d) ECL06 - $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (e) ECL05 - $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. 90
- Figure 4.35:** Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais EPL41 et EPL40 à température ambiante. L'histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) Plan d'éprouvette avec la zone imagée ($5 \times 5 \text{ mm}^2$); (b) EPL41 - $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$; (c) Plan

- d'éprouvette avec la zone imagée indiquée ($4 \times 4 \text{ mm}^2$); (d) EPL40 - $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (e) Agrandissement de (b) vers la fin de l'essai.91
- Figure 4.36:** Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes lors des essais EEV01, EEU05 et EEU06 effectués sur éprouvettes entaillées à température ambiante. L'histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) EEV01 - 0,097 mm/s; (b) EEU05 - 0,095 mm/s; (c) EEU06 - 0,95 mm/s.93
- Figure 4.37:** Champs de déformation et distribution des variations de température aux instants $t = 0,727 \text{ s}$ et $t = 0,800 \text{ s}$ pour l'essai EEU06 sur éprouvette entaillée.94
- Figure 4.38:** Essai EEU06 sur éprouvette plate entaillée avec une entaille en U ($R = 2 \text{ mm}$). (a) Géométrie de l'éprouvette indiquant la zone imagée par thermographie infrarouge; (b) et (c) Zooms de la zone imagée indiquant les positions des points et des lignes utilisés pour la présentation des résultats; (d) Variation de température le long des trois lignes verticales de (c) aux positions $x = 0,65$; $x = 4,84$ et $x = 9,68$, respectivement.95
- Figure 4.39:** (a) Histoires de température et (b) Histoires de déformation aux divers points indiqués sur la figure 4.38b.96
- Figure 4.40:** (a) et (b) Propagation des bandes 1 et 2 montrées en figure 4.38d. Les distances parcourues par les bandes sont plus grandes au centre de la section minimale ($x = 4,84$) qu'à fond d'entaille ($x = 0,65$ et $x = 9,68$), ce qui mène à leur morphologie légèrement incurvée; (c) et (d) Variations de température indiquant les propagations des bandes 1 et 2; (e) Variation de température en fonction de y montrant les mêmes bandes 1 et 2. En (e.1) on a la moyenne des trois variations de température montrées en (c) et en (e.2) la moyenne des trois variations de température montrées en (d).98
- Figure 4.41:** Histoires de température en fonction du temps obtenues à partir de la thermographie infrarouge pour l'essai ECIS02. La zone de l'éprouvette est présentée en figure 3.9.99
- Figure 4.42:** Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais EPL25, EPL26 et EPL27 à effort imposé et à température ambiante. L'histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) EPL25 - 0,1 MPa/s; (b) EPL26 - 2,34 MPa/s; (c) EPL27 - 10 MPa/s.100
- Figure 4.43:** Effet de l'épaisseur e de l'éprouvette sur le type de bandes observé à température ambiante et à $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes. L'histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) EPL35 - $e = 1 \text{ mm}$; (b) EPL05 - $e = 2 \text{ mm}$; (c) EPL31 - $e = 3 \text{ mm}$; (d) EPL33 - $e = 4 \text{ mm}$; (e) EPL37 - $e = 5 \text{ mm}$; (f) EPL38 - $e = 7 \text{ mm}$ et (g) EPL39 - $e = 9 \text{ mm}$102
- Figure 4.44:** Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais EPL44, ECL42 et ECL43 à température ambiante et à $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. L'histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) EPL44 - compression; (b) ECL42 - compression; (c) ECL43 - traction-compression.103
- Figure 4.45:** Vitesse des bandes mesurées à partir des pentes des traces de bandes (analyses spatio-temporelles) obtenues par thermographie infrarouge (EPL29 - $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$).104
- Figure 4.46:** Vitesses des bandes de déformation observées lors des essais de traction uniaxiale. (a) Vitesse des bandes normalisée par la vitesse de la traverse en fonction de la déformation nominale et comparaison entre les éprouvettes EPL et ECL; (b) Comparaison des vitesses des bandes entre différentes éprouvettes et une éprouvette

- prismatique carrée (5x5 mm) à une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$; (c) Comparaison des vitesses des bandes pour des éprouvettes plates de différentes épaisseurs (1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm). 105
- Figure 4.47:** Orientations des bandes en fonction de la déformation pour : (a) les éprouvettes plates lisses de 2 mm d'épaisseur à différentes vitesses de déformation ; (b) Comparaison des orientations des bandes à la vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ pour des éprouvettes de différentes épaisseurs (1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm). 106
- Figure 4.48:** Histoires de déformation aux points X et Y représentés sur le schéma indiqué dans la figure pour trois essais sur des éprouvettes EPL (EPL03, EPL04 et EPL05) à des vitesses de déformation de $3,3 \times 10^{-4} s^{-1}$; $2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$ et $1 \times 10^{-2} s^{-1}$. Le temps est normalisé par le temps à la rupture t_r de chaque essai. 107
- Figure 4.49:** Histoires de la température (normalisée par la température initiale de l'essai) aux points X et Y pour les essais avec des éprouvettes EPL aux vitesses de déformation de $2,92 \times 10^{-5} s^{-1}$ (EPL02), $3,3 \times 10^{-4} s^{-1}$ (EPL03), $2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$ (EPL04), $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ (EPL05) et $1 \times 10^{-1} s^{-1}$ (EPL06). Le temps est normalisé avec le temps à rupture t_r de chaque essai. Pour l'essai EPL02, seules les intervalles où l'acquisition thermique a été effectuée sont présentées. 108
- Figure 4.50:** Histoires de la température aux endroits X et Y pour les essais ECL01, ECL02, ECL03, et ECL04. L'axe de la température est normalisé par la température initiale, tandis que l'axe de temps est normalisé par le temps à rupture t_r de chaque essai. 108
- Figure 4.51:** Vitesse de déformation dans les bandes pour (a) les éprouvettes plates lisses de 2 mm d'épaisseur à différentes vitesses de déformation ; (b) les éprouvettes plates lisses de différentes épaisseurs (1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm) à une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ 109
- Figure 4.52:** Variation de température dans les bandes en fonction de la déformation pour (a) les éprouvettes plates lisses de 2 mm d'épaisseur à différentes vitesses de déformation ; (b) les éprouvettes plates lisses de différentes épaisseurs (1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm) à la même vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$; (c) pour les éprouvettes cylindriques lisses à différentes vitesses de déformation. 110
- Figure 4.53:** Critère de mesure de la largeur des bandes de déformation. 111
- Figure 4.54:** Largeur des bandes en fonction de la déformation en utilisant un critère $0,1 \max$ pour (a) les éprouvettes plates lisses de différentes épaisseurs (1, 5, 7 et 9 mm, issues d'une plaque de 10 mm) à une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ et (b) les résultats de (a) avec les éprouvettes plates lisses avec différentes épaisseurs (3 et 4 mm, issues d'une plaque de 5 mm). 111
- Figure 4.55:** Déformations critiques pour l'occurrence de l'effet PLC en fonction de la vitesse de déformation globale pour : (a) les éprouvettes plates lisses (EPL) et (b) les éprouvettes cylindriques lisses (ECL) avec un diamètre de 6 mm à température ambiante par les méthodes obtenues à partir de la courbe-contrainte-déformation, de la corrélations d'images et de la thermographie infrarouge, quand disponibles. 112
- Figure 4.56:** Déformations critiques pour l'occurrence de l'effet PLC en fonction de la vitesse de déformation globale pour les éprouvettes plates lisses (EPL) et les éprouvettes cylindriques lisses (ECL) avec un diamètre de 3 et 6 mm à température ambiante dans ces trois cas. 113
- Figure 4.57:** Essai de traction monotone sur l'alliage AA5083-H116 (EPL42) sur une éprouvette de section de $10 \times 9 \text{ mm}^2$. Détermination de la déformation critique pour le PLC en traction. (a) L'essai complet jusqu'à la rupture ; (b) un zoom du début de l'essai pour mieux voir les bandes au début de l'essai. 115

- Figure 4.58:** Essai de compression monotone sur l'alliage AA5083-H116 (EPL43) sur une éprouvette de section de $10 \times 9 \text{ mm}^2$. Détermination de la déformation critique pour le PLC en compression. (a) L'essai complet jusqu'à la rupture ; (b) un zoom du début de l'essai pour mieux obtenir les bandes au début de l'essai..... 115
- Figure 4.59:** Essai de traction-compression suivi d'une traction jusqu'à la rupture sur l'alliage AA5083-H116 (EPL47). Effet d'une prédéformation cyclique sur l'apparition du PLC. 116
- Figure 4.60:** Essai de traction-compression cyclique sur l'alliage AA5083-H116 (EPL48) sur une éprouvette plate de section $10 \times 9 \text{ mm}^2$. L'amplitude de la première traction dépasse déjà la déformation critique pour l'apparition du PLC. Observations des bandes de PLC sur les tractions et compressions successives. (a) Traction (1^{er} cycle) ; (b) Compression (1^{er} cycle) ; (c) Traction (2^{ème} cycle) ; (d) Compression (2^{ème} cycle) ; (e) Traction (3^{ème} cycle) ; (b) Compression (3^{ème} cycle). 117
- Figure 4.61:** Géométrie de l'éprouvette utilisée pour l'alliage AA5182-O. La zone en rouge est imagée par la corrélation d'images d'un côté de l'éprouvette et par la thermographie infrarouge de l'autre côté. Les zones où les résultats expérimentaux sont décrits sont présentées avec ses positions respectives..... 119
- Figure 4.62:** (a) Courbes effort-déplacement pour les essais P1, P2, P3, P4 et P5 ; (b) Zoom de (a). 119
- Figure 4.63:** Courbes contrainte-temps pour le début des essais : (a) P1 ; (b) P2 ; (c) P3 ; (d) P4 et (e) P5, en montrant le pic et le plateau de Lüders..... 120
- Figure 4.64:** Courbes contrainte-temps des essais P1, P2, P3, P4 et P5 dans le régime du plateau de Lüders où t_p est la durée du plateau de Lüders de chaque essai. 121
- Figure 4.65:** Courbes déformation-temps pour les essais : (a) P2 ; (b) P3 ; (c) P4 et (d) P5 dans la région du plateau de Lüders. Les courbes sont données pour les cinq points différents représentés en figure 4.61 le long de l'axe de la longueur utile de l'éprouvette. 122
- Figure 4.66:** Courbes température-temps pour les essais : (a) P2 ; (b) P3 ; (c) P4 et (d) P5 dans la région du plateau de Lüders. Les courbes sont données pour les cinq différents points représentés en figure 4.61 le long de l'axe de la longueur utile de l'éprouvette. 123
- Figure 4.67:** Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais P1, P2, P3, P4 et P5 à température ambiante et aux vitesses de déformation de (a) $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ et (e) $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, respectivement. L'histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). 125
- Figure 4.68:** Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais P2, P3, P4 et P5 pendant le plateau de Lüders à température ambiante et aux vitesses de déformation de (a) $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ et (d) $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, respectivement. L'histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). 126
- Figure 4.69:** Images obtenues par la corrélation d'images (à gauche) et par la thermographie infrarouge (à droite) à différents instants pour les essais P1, P2, P3, P4 (en dessus) et P5 (en dessous). Notons que la corrélation d'images et la thermographie infrarouge sont enregistrées à partir des deux faces opposées de l'éprouvette ce qui explique l'orientation symétrique des bandes. 127
- Figure 4.70:** Champ de variation de température montrant les bandes de déformation aux instants $t = 1,4 \text{ s}$ et $t = 1,6 \text{ s}$ pour l'essai P5..... 128

Figure 4.71: Déformation et température normalisés en fonction du temps à la position $y = 53,1$ mm pour les essais : (a) P2 ; (b) P3 ; (c) P4 et (d) P5. Notons que la région encerclée correspond à la bande de Lüders.....	129
Figure 5.1: Modèles numériques utilisés dans les simulations par éléments finis : (a) Eprouvette cylindrique lisse de diamètre de 6 mm ; (b) Eprouvette prismatique lisse de section de 6×5 mm ² ; (c) Eprouvette entaillée de section minimale 10×5 mm ² et de rayon d'entaille $R = 5$ mm ; (d) Eprouvette entaillée de section minimale de 10×5 mm ² et de rayon d'entaille $R = 30$ mm et (e) Eprouvette plate lisse de section de 15×2 mm ²	139
Figure 5.2: (a) Courbes effort-déformation nominale simulées pour les essais ECL40, EPL28, EPL29, EEU07 et EEU08; (b) Courbes effort-déformation expérimentales pour les essais ECL40, EPL28, EPL29, EEU07 et EEU08 (c) Courbes effort-déplacement simulées pour les essais EPL02, EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06 (d) Courbes effort-déplacement expérimentales pour les essais EPL02, EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06.....	141
Figure 5.3: Comparaison des courbes déformation-temps simulées et expérimentales. (a) Essais ECL40 et EPL29 ; (b) Essais EEU07 et EEU08 ; (c) Essais EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06.....	143
Figure 5.4: Vitesse des bandes en fonction de la déformation pour les essais ECL30, EPL28 et EPL29.....	144
Figure 5.5: Epaisseurs des bandes en fonction de la déformation pour les essais : (a) ECL40 et (b) EPL29.....	145
Figure 5.6: Comparaison des vitesses de déformation à l'intérieur des bandes en fonction de la déformation mesurées et simulées pour l'essai ECL40.....	146
Figure 5.7: Vitesses des bandes en fonction de la déformation pour les essais EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06. Seulement des bandes de type C (statiques) ont été observées dans l'essai EPL02.....	147
Figure 5.8: Orientation des bandes en fonction de la déformation pour les essais EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06.....	147
Figure 5.9: Vitesses de déformation à l'intérieur des bandes en fonction de la déformation pour les essais EPL03, EPL04 et EPL05.....	148
Figure 5.10: Vue tridimensionnelle des bandes de déformation pour l'essai ECL40 ($v = 0,03$ mm/s).....	149
Figure 5.11: Vue bidimensionnelle (section le long de l'axe central longitudinal de l'éprouvette) des bandes de déformation pour l'essai ECL40 ($v = 0,03$ mm/s).....	150
Figure 5.12: Vue tridimensionnelle des bandes de déformation pour l'essai EPL29 ($v = 0,2$ mm/s).....	151
Figure 5.13: Vue tridimensionnelle des bandes de déformation pour l'essai EEU07 ($v = 0,2$ mm/s et $R = 5$ mm).....	152
Figure 5.14: Vue tridimensionnelle des bandes de déformation pour l'essai EEU08 ($v = 0,2$ mm/s et $R = 30$ mm).....	153
Figure 5.15: Vue bidimensionnelle des bandes de déformation pour l'essai EPL05 ($v = 1,2$ mm/s).....	154
Figure A.1: Eprouvette plate prismatique (épaisseurs de 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm).....	195
Figure A.2: Eprouvette plate prismatique avec section carré (4×4 mm).....	195
Figure A.3: Eprouvette prismatique avec section carré (5×5 mm).....	195
Figure A.4: Eprouvette plate prismatique (épaisseur = 5 mm).....	196
Figure A.5: Eprouvette plate prismatique (épaisseur = 5 et 9 mm).....	196
Figure A.6: Eprouvette cylindrique ($d = 6$ mm).....	196
Figure A.7: Eprouvette cylindrique ($d = 3$ mm).....	197
Figure A.8: Eprouvette plate entaillée ($R = 0,4$ mm ; épaisseur = 3 mm).....	197
Figure A.9: Eprouvette plate entaillée ($R = 0,8$ mm; épaisseur = 3 mm).....	197

Figure A.10: Eprouvette plate entaillée (R = 2 mm; épaisseur = 3 mm).....	198
Figure A.11: Eprouvette plate entaillée (R = 5 mm; épaisseur = 5 mm).....	198
Figure A.12: Eprouvette plate entaillée (R = 10 mm; épaisseur = 3 mm).....	198
Figure A.13: Eprouvette plate entaillée (R = 30 mm; épaisseur = 3 et 5 mm).	199
Figure A.14: Eprouvette plate entaillée (30°; épaisseur = 3 mm).....	199
Figure A.15: Eprouvette plate entaillée (45°; épaisseur = 3 mm).....	199
Figure A.16: Eprouvette plate entaillée (60°; épaisseur = 3 mm).....	199
Figure A.17: Eprouvette plate fissuré (épaisseur = 5 mm).....	200
Figure A.18: Eprouvette prismatique avec section carré (20x20 mm).....	200
Figure A.19: Eprouvette cylindrique (d = 20 mm).	200
Figure A.20: Eprouvette de cisaillement.	201

LISTE DE TABLEAUX

Tableau 2.1: Matériaux présentant le phénomène Portevin-Le Châtelier.	14
Tableau 3.1: Composition chimique de l'AA5083.	21
Tableau 3.2: Composition chimique de l'AA5182.	22
Tableau 3.3: Types d'éprouvettes utilisées, objectifs et conditions des essais associés.	29
Tableau 3.4: Bilan des essais de traction effectués à déplacement imposé sur l'alliage AA5083-H116 à différentes vitesses, à la température ambiante. Les éprouvettes EPL ont une longueur utile de 120 mm et une section de 15x2 mm ² . Les éprouvettes ECL ont 59 mm de longueur utile et 6 mm de diamètre.	42
Tableau 3.5: Bilan des essais de traction effectués aux Mini Barres (SIMLab – NTNU) sur l'alliage AA5083-H116 à différentes vitesses et à température ambiante. Les éprouvettes ECL ont 15 mm de longueur utile et 3 mm de diamètre.	42
Tableau 3.6: Bilan des essais de traction effectués aux Barres d'Hopkinson (SIMLab – NTNU) sur l'alliage AA5083-H116 à différentes vitesses, à la température ambiante. Les éprouvettes ECL ont 15 mm de longueur utile et 3 mm de diamètre.	43
Tableau 3.7: Bilan des essais de traction effectués à déplacement imposé sur l'alliage AA5083-H116 à différentes températures. Les éprouvettes EPL ont 120 mm de longueur utile et 15x2 mm ² de section. Les éprouvettes ECL ont 15 mm de longueur utile et 3 mm de diamètre.	44
Tableau 3.8: Bilan des essais effectués à effort imposé sur l'alliage AA5083-H116 et sur éprouvettes plates EPL. Les éprouvettes EPL ont une 120 mm de longueur utile et 15x2 mm ² de dimensions de la section transversale.	45
Tableau 3.9: Résumé de l'essai de traction à déformation imposé avec un extensomètre sur l'alliage AA5083-H116.	45
Tableau 3.10: Données pour les éprouvettes qui sont utilisés avec des jauges de déformation.	45
Tableau 3.11: Bilan des essais effectués sur l'alliage AA5083-H116 pour étudier les effets de l'épaisseur de l'éprouvette (EPL). Les éprouvettes EPL ont une 120 mm de longueur utile.	45
Tableau 3.12: Bilan des essais effectués sur des éprouvettes entaillées sur l'alliage AA5083-H116.	46
Tableau 3.13: Bilan des essais de traction avec d'autres géométries de section, de compression et de cisaillement effectués sur l'alliage AA5083-H116.	46
Tableau 3.14: Bilan des essais cycliques à déplacement imposé.	47
Tableau 3.15: Résumé des essais cycliques à déformation imposé par un extensomètre.	48
Tableau 3.16: Essai avec sauts de vitesses de déformation.	48
Tableau 3.17: Bilan des essais de traction à déplacement imposé effectués sur l'alliage AA5182-O à température ambiante et sur éprouvettes plates d'épaisseur 1 mm. Les éprouvettes EPL ont une 130 mm de longueur utile et 20x1 mm ² de dimensions de la section transversale.	49
Tableau 4.1: Déformations critiques pour les essais présentant l'effet PLC à hautes et à basses températures.	114
Tableau 4.2: Déformation plastique critique pour l'occurrence du PLC sur l'alliage AA5083-H116 pour comparer avec les différents types de chargements pour une éprouvette prismatique de section 10x9 mm.	118
Tableau 5.1: Paramètres de la règle étendue de Voce.	137
Tableau 5.2: Paramètres de la relation constitutive de McCormick.	137
Tableau 5.3: D'autres paramètres pour les alliages d'aluminium.	137

Tableau C.1: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour les essais de traction effectués à déplacement imposé sur l'alliage AA5083-H116 à différentes vitesses de déformation et à la température ambiante.	204
Tableau C.2: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour les essais effectués à effort imposé sur l'alliage AA5083-H116 sur éprouvettes plates EPL.	204
Tableau C.3: Données pour la thermographie infrarouge pour l'essai de traction à déformation imposé avec un extensomètre sur l'alliage AA5083-H116.	204
Tableau C.4: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour l'essai avec 3 jauges de déformation sur la face latérale.	205
Tableau C.5: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge des essais pour étudier les effets de l'épaisseur de l'éprouvette (EPL).	205
Tableau C.6: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour éprouvettes entaillées sur l'alliage AA5083-H116.	205
Tableau C.7: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour les essais de traction avec d'autres géométries de section, de compression et de cisaillement effectués sur l'alliage AA5083-H116.	206
Tableau C.8: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour les essais cycliques à déplacement imposé.	206
Tableau C.9: Données pour la thermographie infrarouge pour les essais cycliques à déformation imposé par un extensomètre.	206
Tableau C.10: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour l'essai avec sauts de vitesse de déformation sur l'alliage AA5083-H116.	207
Tableau C.11: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge (AA5182-O).	207

RESUME

L'objectif de cette thèse est d'étudier expérimentalement les phénomènes de vieillissement dus à la diffusion des atomes en solution dans les alliages d'aluminium et les instabilités qui leur sont associées comme le phénomène Portevin-Le Châtelier ou les bandes de Lüders et de proposer une modélisation de ces phénomènes dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles.

Une étude expérimentale détaillée est alors entreprise sur les alliages d'aluminium AA5083-H116 et AA5182-O. Le comportement du premier présente l'effet PLC de façon prononcée et les deux types d'instabilités sont observées simultanément pour le second.

La corrélation d'images numériques et la thermographie infrarouge sont essentiellement employées pour détecter et caractériser les aspects spatiotemporels des instabilités observées. La déformation non homogène due à l'apparition et la propagation de bandes de localisation est mise en évidence. Ces bandes de déformation sont visualisées, permettant à leurs diverses caractéristiques (vitesse, orientation, largeur, vitesse de déformation à l'intérieur des bandes, augmentation de la température à l'intérieur des bandes) d'être mesurées sur des éprouvettes lisses (plates, cylindriques ou prismatiques). Dans le cas des éprouvettes plates, l'effet des épaisseurs de l'éprouvette a aussi été examiné. Les caractéristiques des bandes sont aussi analysées sur d'autres géométries d'éprouvette (entaillées avec divers types d'entailles) à des vitesses de déformation différentes pour exhiber leur morphologie en présence de chargements multiaxiaux.

Des simulations non linéaires et tridimensionnelles ont été effectuées en utilisant le modèle de McCormick pour montrer comment la prise en compte des phénomènes de vieillissement, même partielle, permet de décrire les hétérogénéités et le mouvement des bandes de déformation ainsi que de prévoir leurs différentes caractéristiques.

Enfin, en se basant sur les mécanismes physiques à la base des phénomènes de vieillissement et en soulignant les limites du modèle de McCormick, un modèle élasto-viscoplastique prenant en considération les phénomènes de vieillissement est proposé dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles.

Mots clefs: Effet Portevin-Le Châtelier, bande de Lüders, vieillissement statique, vieillissement dynamique, corrélation d'images numériques, thermographie infrarouge, élasto-viscoplasticité.

ABSTRACT

The objective of this thesis is to study experimentally the ageing phenomena due to the atoms diffusion in solid solutions in aluminium alloys and associated instabilities as the Portevin-Le Châtelier phenomenon or the Lüders bands and to propose a model of these phenomena within the framework of thermodynamics of irreversible processes.

Digital Image Correlation (DIC) and Digital Infrared Thermography (DIT) are essentially employed to capture and characterize the spatio-temporal aspects of these instabilities. Inhomogeneous deformation, due to the appearance and the propagation of various localization bands are observed. These deformation bands are visualized, allowing their various characteristics (velocity, orientation, width, strain rate inside the bands, temperature increase inside the bands) to be measured on smooth specimens (flat, cylindrical or prismatic). In the case of flat test, the effect of the specimen thickness was also examined. The band characteristics are also analyzed on other specimen geometries (notched with various kinds of notches) at different strain rates to exhibit their morphology in the presence of multiaxial loadings.

Some nonlinear and three-dimensional simulations were carried out with McCormick model to show how the inclusions of ageing phenomena, even partial, makes possible to describe heterogeneities and the deformation bands but also reproducing qualitatively their various characteristics.

Finally, based on the physical mechanisms of aging phenomena and underlying the limitations of the McCormick model, an elasto-viscoplastic model taking into account the aging phenomena is proposed in the framework of thermodynamics of irreversible processes.

Keywords: Portevin-Le Châtelier effect, Lüders bands, static strain ageing, dynamic strain ageing, Digital Image Correlation, Digital Infrared Thermography, elasto-viscoplasticity.

1 INTRODUCTION

Le travail présenté dans cette thèse est destiné à une étude détaillée de certains aspects des phénomènes de vieillissement dans les alliages d'aluminium et leurs effets sur le comportement mécanique de ces matériaux. De façon plus précise, il aborde les instabilités dites propagatives, liées au vieillissement statique et au vieillissement dynamique, ces deux phénomènes conduisant respectivement aux bandes de déformation dites de Lüders ou au phénomène Portevin-Le Châtelier (PLC). Ces phénomènes sont étudiés sur deux alliages d'aluminium : l'alliage AA5083-H116 et l'alliage AA5182-O.

Ces phénomènes de vieillissement sont observés pour de très nombreux alliages métalliques. Ils sont étudiés depuis de très nombreuses années et continuent à l'être de nos jours à cause de leurs conséquences sur de nombreux procédés technologiques, et en particulier parce qu'ils peuvent compromettre la formabilité du matériau considéré et réduire sa ductilité, favorisant ainsi la localisation de la déformation et conduisant par conséquent à une rupture précoce. Même en l'absence de rupture proprement dite, ils peuvent, par les bandes de déformation qu'ils engendrent, provoquer des marques peu désirées sur la surface d'un composant formé, ce qui n'est pas souhaitable pour le produit final.

Les phénomènes de vieillissement considérés se manifestent par quelques anomalies dans le comportement des matériaux où ils apparaissent par comparaison aux caractéristiques usuelles des métaux. Par exemple, pour les aciers doux et le fer dans le domaine de température 20° - 300°C et de vitesses de déformation correspondant au domaine « *blue-brittle* », la contrainte ultime et le taux d'érouissage à une déformation donnée augmentent lorsque l'on augmente la température ou l'on réduit la vitesse de déformation. Au delà de ce domaine de températures, le comportement usuel est retrouvé, à savoir une diminution de la contrainte ultime et du taux d'érouissage. De plus, la température à laquelle le maximum de la contrainte ultime est obtenu a tendance à décroître lorsque la vitesse de déformation est diminuée. D'autres anomalies observées correspondent à une limite d'élasticité presque constante dans ce domaine, à une diminution de la sensibilité à la vitesse, parfois jusqu'à des valeurs négatives, une décélération dans les phénomènes de fluage et relaxation et à des hétérogénéités plastiques lors du processus de déformation.

L'écoulement plastique instable associé est expliqué par les interactions de solutés-dislocation au niveau microscopique, comme proposé pour la première fois par Cottrell (1948) et Nabarro (1948) pour les bandes de Lüders et par Nabarro (1948) pour le PLC sur la base des idées de Cottrell (1948) sur les interactions entre atomes en solution et dislocations. Parmi les hétérogénéités de déformation, l'une des plus importantes a d'abord été observée sur les métaux à structure cubique centrée ; elle a été observée pour la première fois par Piobert et al. (1842) puis par Lüders (1860) sur les aciers doux et concerne ce qui est communément appelée aujourd'hui les bandes de Lüders. Lorsque ces bandes apparaissent lors d'un essai de traction réalisé à une vitesse de la traverse de la machine constante sur une

éprouvette d'acier doux, la courbe de traction présente un pic en effort suivi d'un plateau en effort et ensuite d'un écrouissage. Dans le cas du vieillissement dynamique, il est observé des oscillations sur la courbe effort-déplacement. Ces oscillations sont attribuées à la sensibilité négative à la vitesse de déformation qui peut découler du vieillissement dynamique. Elles sont associées au déclenchement et à la propagation multisites de bandes de déformation localisées de la vitesse de déformation. Ces instabilités plastiques de déformation ont été observées par Le Châtelier au début du vingtième siècle pour les aciers doux puis, plus tard, par Portevin dans le cas d'un alliage d'aluminium. Ce phénomène porte depuis le nom d'effet Portevin-Le Châtelier (LeChâtelier, 1909; Portevin et LeChâtelier, 1923, 1924). Les matériaux étudiés dans ce travail sont les alliages d'aluminium AA5083-H116 et AA5182-O. Le comportement du premier ne présente que l'effet PLC alors que celui du second fait intervenir les bandes de Lüders et le PLC.

L'objectif de la thèse est d'analyser les effets des phénomènes de vieillissement statique et dynamique sur le comportement macroscopique des alliages d'aluminium AA5083-H116 et AA5182-O et d'étudier les instabilités associées. Les rôles de ces instabilités sur la localisation et le processus de rupture ne font cependant pas l'objet de cette thèse. Bien que l'effet PLC soit prépondérant dans le comportement du premier, il n'a presque pas été étudié dans la littérature pour ce matériau. Une étude détaillée est donc entreprise ici. Le deuxième matériau est par contre très étudié vis-à-vis du PLC et le but ici est plutôt de considérer l'observation simultanée de bandes de Lüders et l'effet Portevin-Le Châtelier qui ne sont pas non plus considérés dans la littérature. Pour ces raisons, l'étude expérimentale conduite dans ce travail est dans une large mesure dédiée à l'alliage AA5083-H116. Quelques essais sont destinés à la compréhension des spécificités du comportement de l'alliage AA5182-O mentionnées plus haut.

Pour l'alliage AA5083-H116, plusieurs moyens d'essais et divers types d'éprouvettes sont utilisées pour analyser les instabilités dans leur domaine d'apparition défini essentiellement par une gamme de températures et de vitesses de déformation. Des essais de traction sont donc effectués entre $10^{-7} s^{-1}$ et $10^{+3} s^{-1}$ et entre $-70^{\circ}C$ et $500^{\circ}C$ pour délimiter le domaine. Ces informations sont complétées par des essais de traction sur des éprouvettes de forme et dimensions variées (plates, prismatiques, cylindriques, entaillées) afin d'analyser les effets de la géométrie mais aussi ceux de la triaxialité de contraintes.

La corrélation d'images numériques et la thermographie infrarouge sont employées pour détecter et caractériser les aspects spatiotemporels des instabilités propagatives. La déformation non homogène et les diverses bandes de localisation provoquées par les phénomènes de vieillissement sont observées et la formation, l'évolution et la propagation de ces bandes de déformation sont visualisées, permettant à leurs caractéristiques essentielles (vitesse des bandes, orientation, largeur, vitesse de déformation à l'intérieur des bandes, augmentation de la température à l'intérieur des bandes) d'être mesurées. Ces caractéristiques sont mesurées sur des géométries d'éprouvettes diverses (lisses, entaillées, cylindriques ou prismatiques) à des vitesses de déformation différentes afin d'exhiber la morphologie des bandes. Dans le cas des éprouvettes plates, l'effet de l'épaisseur de l'éprouvette a aussi été examiné.

Quelques pistes sont proposées pour prendre en considération les vieillissements statique et dynamique et un modèle élasto-viscoplastique les incluant est proposé. Quelques simulations numériques non linéaires tridimensionnelles sont fournies auparavant avec le modèle de McCormick pour montrer comment la prise en compte des phénomènes de vieillissement permet de décrire les hétérogénéités et le mouvement des bandes de déformation ainsi que de prédire les caractéristiques des bandes de déformation.

Le chapitre 2 de la thèse est dédié à une brève synthèse bibliographique des travaux disponibles sur les phénomènes de vieillissement. Il présente les mécanismes physiques associés aux vieillissements statique et dynamique, trouvant leur origine dans l'interaction entre solutés et dislocations, la comparaison entre l'effet PLC et le phénomène de Lüders, les bandes de déformation (leur naissance, les différents types et leur propagation) et finalement un recensement de divers types de matériaux présentant l'effet PLC.

Dans le chapitre 3, le programme expérimental défini et réalisé au cours de la thèse est décrit. Il commence par une présentation détaillée des matériaux utilisés dans cette étude. Puis, les différentes géométries d'éprouvette et les différents moyens expérimentaux utilisés sont décrits : l'extensométrie, la corrélation d'images numériques, la thermographie infrarouge, les moyens de chauffage et de refroidissement, les moyens de chargements (machine hydraulique, barres d'Hopkinson et mini-barres). Quelques résultats préliminaires sont aussi choisis pour illustrer l'interprétation et l'exploitation des résultats.

Les résultats obtenus font l'objet du chapitre 4 où ils sont exposés et discutés. Les instabilités associées et leurs effets sur le comportement sont analysés de manière détaillée, soulignant les effets de la vitesse, de la température, de la géométrie, des dimensions, etc. L'évolution et la propagation des bandes de déformation ainsi que leurs caractéristiques (vitesse, orientation, épaisseur et morphologie, vitesse de déformation et variation de température à l'intérieur des bandes) sont examinées.

Quelques simulations numériques non linéaires et tridimensionnelles sont fournies dans le chapitre 5 en utilisant le modèle de McCormick (1988). Elles ont pour but essentiel de montrer comment la prise en compte du vieillissement, même sous une forme simple peut reproduire qualitativement l'essentiel des observations expérimentales.

Le chapitre 6 est dédié à la présentation de quelques idées pour décrire et modéliser les vieillissements statique et dynamique dans un cadre élasto-viscoplastique classique en prenant en compte de façon détaillée les phénomènes de vieillissement par l'introduction de variables internes associées aux mécanismes de vieillissement tels que suggérés par des analyses physiques de Soare et Curtin (2008).

Le chapitre 7 tire les conclusions générales du travail et propose quelques perspectives.

2 VIEILLISSEMENT ET INSTABILITES PROPAGATIVES DANS LES ALLIAGES METALLIQUES : BANDES DE LÜDERS ET PHENOMENE PORTEVIN-LE CHÂTELIER

2.1 Introduction

Le phénomène de vieillissement est de façon schématique caractérisé par l'évolution des propriétés physiques, chimiques ou mécaniques sous l'action de sollicitations. Avec cette définition large, on peut inclure dans les phénomènes de vieillissement, l'oxydation des métaux, l'action de l'humidité sur les matériaux composites ou encore les effets de l'ultra-violet sur les plastiques. Une définition plus spécifique, que l'on adoptera ici est due à Krempl (1979) et propose que le vieillissement de certains matériaux consiste en différents changements microstructuraux conduisant à des réponses différentes sous le même chargement thermomécanique appliqué dans le même environnement mais à différents instants. De ce point de vue, le vieillissement a pour conséquence générale un durcissement du matériau et correspond à divers mécanismes. Deux exemples courants de ces mécanismes sont la précipitation et la diffusion des atomes en solution, ce dernier pouvant conduire à leur ségrégation autour des dislocations.

Dans le premier mécanisme, un alliage est dans un état instable à la suite d'un traitement thermique par exemple. Si on porte un alliage d'Aluminium-Cuivre (plusieurs % de Cu) à une température de l'ordre de 500°C, la structure obtenue est une solution solide où les atomes de cuivre sont distribués de façon homogène dans la matrice d'aluminium. A température ambiante, cette structure n'est pas stable. Un refroidissement rapide de la solution conduit alors à une solution qui n'est pas stable à cette température. Cependant, en conditions isothermes à cette température, la microstructure va évoluer vers un état plus stable avec une précipitation en zones de Guinier-Preston. Une étude détaillée de ce type de mécanismes et ses effets mécaniques ont été étudiés par Marquis (1989).

Dans le cadre du second mécanisme, considéré dans ce travail, le mode de vieillissement est lié à l'interaction des atomes en solution avec les dislocations. Cette interaction conduit les atomes en solution vers le cœur des dislocations et conduit à immobilisation de ces dernières. Cette immobilisation conduit à un changement des propriétés mécaniques, en premier lieu un durcissement du matériau par exemple. Lorsque le mécanisme est opérationnel après une

prédéformation, on parle de vieillissement statique. Lorsqu'il a lieu au cours de la déformation, il s'agit de vieillissement dynamique.

Deux types principaux d'instabilités propagatives sont observées pour les alliages métalliques polycristallins ou monocristallins et sont associées à ces deux phénomènes de vieillissement: les bandes de Lüders et les bandes de déformation liées au phénomène Portevin-Le Châtelier (PLC). Elles existent pour de nombreux alliages CFC, CC ou HC et pour des solutions solides d'insertion ou de substitution. Elles ont été aussi mentionnées pour des matrices non métalliques comme le silicium et les intermétalliques. Elles n'existent cependant que dans un domaine bien défini de températures et de vitesses de déformation et parfois de déformation.

Un front de Lüders, dans un essai de traction par exemple, sépare une zone de l'éprouvette déformée plastiquement et une zone non déformée (Lomer, 1952). Il apparaît généralement mais pas nécessairement à l'une des extrémités de l'éprouvette et se propage vers l'autre extrémité à une vitesse généralement constante lorsque la vitesse de la traverse de la machine est maintenue constante. La courbe effort-déplacement (contrainte-déformation nominales) est plate durant la phase de propagation. Le processus de localisation donnant naissance au front est précédé d'un « point limite ». Après avoir atteint un pic, la contrainte nominale chute à une valeur inférieure comme l'a observé pour la première fois Piobert (1842) dans le fer. En 1860, Lüders décrivit les bandes associées, inclinées à environ 45° par rapport à l'axe de traction à la surface d'éprouvettes en acier doux.

L'effet PLC désigne les instabilités spatio-temporelles observées dans les solutions solides et observées pour la première fois par Le Châtelier en 1909 pour un acier doux entre 80°C et 250°C. Puis entre 1920 et 1923, Portevin et Le Châtelier étudièrent la déformation plastique en traction dans un alliage d'aluminium. Des hétérogénéités spatiales, appelées bandes de déformation apparaissent lors d'un essai de traction par exemple et constituent des zones localisées de la vitesse de déformation dans certaines régions de l'éprouvette alors que le reste de l'éprouvette se déforme de manière très lente. Ces bandes apparaissent de différentes manières : comme des bandes se propageant de façon continue le long de l'éprouvette à partir d'une source en un point de l'éprouvette, comme une succession de bandes l'une à côté de l'autre ou encore comme des bandes distribuées de façon aléatoire le long de l'éprouvette. Ces instabilités temporelles se manifestent par des successions de chutes de contraintes sur la courbe effort-déplacement lorsque le déplacement de la traverse est contrôlé. La déformation plastique se produit alors localement et se propage sous forme de bandes qui sont parfois même visibles à la surface de l'éprouvette au cours du chargement et entraînant de fortes variations de contrainte. A effort contrôlé, ces instabilités temporelles sont observées comme des rafales de déformation à effort relativement constant.

Il faut noter à ce stade que les oscillations dans la réponse effort-déplacement ont été observées dans d'autres situations que celles décrites précédemment. Le durcissement observé au cours d'une précipitation peut être réduit lorsque les précipités sont continuellement cisailés par les dislocations. Le cas des alliages d'Aluminium-Lithium entre dans ce cas. Le mécanisme proposé par Gerold (1988) dans le cas d'un chargement monotone est basé sur le cisaillement des précipités en deux morceaux thermodynamiquement critiques, ce qui peut

conduire à leur dissolution. Cette dissolution peut être cependant freinée si dans le processus de cisaillement la taille moyenne des précipités peut croître. La compétition entre cette croissance et le cisaillement des précipités gouverne leur dissolution. Tout comme dans le cas du PLC envisagé plus haut, un domaine avec éventuellement une sensibilité négative à la vitesse peut exister et conduire au niveau macroscopique à des instabilités et à des chutes de contraintes dans la courbe effort-déplacement. Pour différencier les deux phénomènes, Bréchet et Estrin (1994) ont proposé d'appeler ce dernier phénomène, « pseudo-PLC ».

Pour les matériaux présentant l'effet PLC, les instabilités se produisent lorsque certaines conditions expérimentales, portant sur la valeur de la vitesse de déformation et de la température d'essai, sont réunies. A l'extérieur du domaine d'instabilité, les courbes de déformation sont lisses et la déformation a un caractère thermiquement activé : une augmentation de la vitesse de déformation entraîne une élévation de la contrainte. Notons que la raideur de la machine utilisée peut avoir une influence sur les chutes de contrainte observées.

Pour une température favorable à l'apparition des instabilités PLC et à partir d'une certaine vitesse de déformation critique, la contrainte d'écoulement plastique décroît continûment lorsque la vitesse de déformation augmente : la sensibilité macroscopique à la vitesse est négative.

Les bandes PLC apparaissent généralement après une certaine plastification de l'échantillon déformé. Ensuite, elles se propagent en remplissant à plusieurs reprises la zone utile de l'éprouvette en déformation. Le passage d'une série de bandes provoque un écrouissage de l'éprouvette ce qui nécessite une augmentation de la charge appliquée pour atteindre la contrainte d'écoulement et l'amorçage de la série suivante.

2.2 Aspects physiques des instabilités propagatives

Nous donnons ci-dessous une interprétation simple des phénomènes de vieillissement statique et dynamique valable dans le cas des aciers doux par exemple. Cette image sera complétée au chapitre 6.

Les atomes en solution solide, qu'ils soient en position d'insertion ou en position de substitution, créent des distorsions élastiques sous la forme d'un champ de contrainte dû à leur différence de taille avec les atomes du solvant. Il y a interaction entre ce champ de contrainte et le champ associé aux dislocations et conduit à la diffusion de ces atomes vers les dislocations, et la contrainte requise pour déplacer les dislocations augmente. Cet effet est plus ou moins marqué selon l'ampleur des contraintes dues aux différences de taille des atomes.

Les atomes en solutions solides d'insertion créant toujours des distorsions élastiques importantes dans le réseau cristallin, le durcissement qu'ils entraînent est considérable. En outre, puisque ces atomes diffusent plus facilement dans la matrice, ils ont tendance à se placer autour des dislocations (on parle de ségrégation) formant des nuages de Cottrell (1953), figure 2.1. Il y a donc accommodation entre les champs de contrainte associés à ces atomes en insertion et ceux associés aux dislocations, et ce phénomène s'accompagne d'une diminution

de l'énergie libre totale du système. Les dislocations sont alors ancrées par les atomes interstitiels des nuages de Cottrell, et il leur devient difficile de se déplacer.

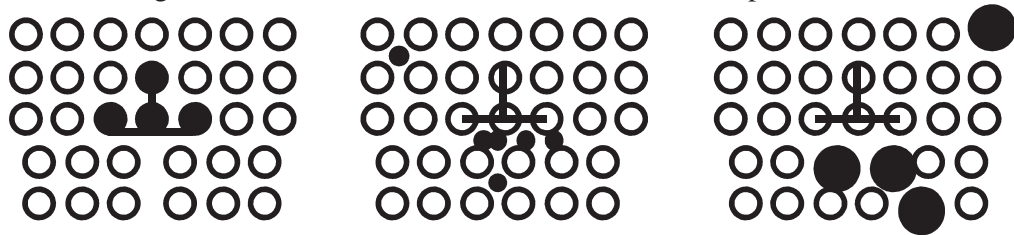


Figure 2.1: Nuage de Cottrell autour d'une dislocation (Cottrell et Bilby, 1949).

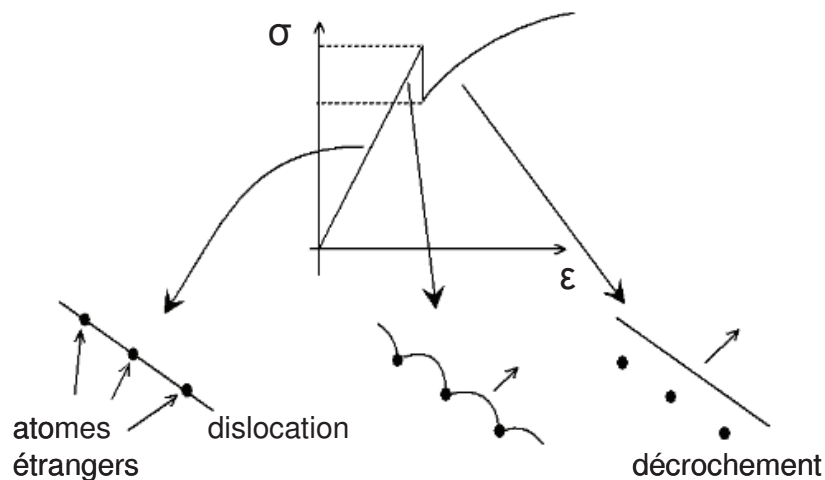


Figure 2.2: Dislocation épinglée par des atomes étrangers.

Un tel phénomène se traduit par un crochet sur les courbes de traction, crochet qui correspond à deux limites d'élasticité : l'une supérieure, l'autre inférieure. La limite supérieure correspond à la contrainte requise pour désancrer les dislocations de leur nuage de Cottrell ou pour en créer des nouvelles aux joints de grains par exemple. La limite d'élasticité inférieure correspond à la contrainte nécessaire au mouvement des dislocations libérées ou fraîchement créées dans certains grains bien orientés.

Le début de la déformation est fortement hétérogène et apparaît en un point particulier de l'éprouvette. A partir de ce point, une bande se propage le long de l'éprouvette, la déformation en tête de cette bande étant favorisée par le développement de la contrainte interne entre la zone déformée et la zone encore élastique. Ce domaine de déformation conduit à l'existence d'un palier sur la courbe force allongement et au développement de bandes de Lüders le long de l'éprouvette. Lorsque l'ensemble de l'échantillon est déformé de façon uniforme, la déformation continue alors d'une manière homogène avec écrouissage.

Dans le cas d'une déformation à température ambiante, la diffusion de carbone est suffisamment lente pour que les nuages de Cottrell ne se dispersent pas après le désancrage des dislocations. Le phénomène hétérogène est donc limité aux premiers stades de la déformation.

Maintenant prenons le cas d'une déformation à haute température. Il y a compétition entre la diffusion des atomes en solution et le déplacement des dislocations. On sait que le mécanisme de diffusion est accéléré en raison de l'élévation de température (le déplacement des atomes est plus rapide) et parce que la force de Peierls-Nabarro (force de frottement) est moins importante.

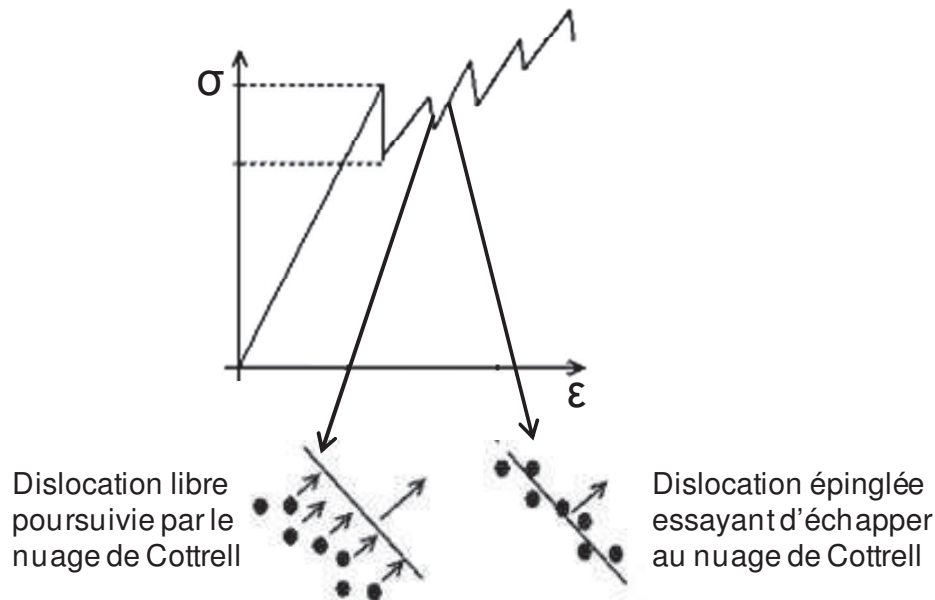


Figure 2.3: Course-poursuite entre la dislocation en mouvement (déformation plastique) et le nuage de Cottrell (diffusion).

Lorsque les dislocations sont momentanément bloquées sur un obstacle, elles sont le lieu d'une nouvelle ségrégation rapide. Dans certaines conditions, notamment de température et de vitesse de déformation, la dislocation se détache de son nuage de Cottrell, mais les atomes diffusent suffisamment vite pour la rattraper et l'épingler à nouveau, on observe alors une série de petits pics et de décrochements sur la courbe : c'est l'effet Portevin-Le Châtelier. Il se manifeste, lui aussi par l'apparition de bandes se propageant dans le matériau.

2.3 Les bandes de déformation

La propagation de bandes due à des instabilités plastiques, comme les bandes de Lüders ou de Portevin-Le Châtelier (PLC) se présentent dans certaines gammes de températures et de vitesses de déformation.

La propagation de ces bandes n'est pas visible à l'œil nu, sauf dans certaines conditions de vitesses de déformation (en général les plus basses) et cela dépend aussi de la géométrie des éprouvettes (en général pour les très faibles épaisseurs, inférieures à 1 mm). En revanche, les techniques de corrélation d'images numériques et de thermographie infrarouge permettent aujourd'hui de les visualiser et mesurer toutes leurs caractéristiques et feront l'objet du chapitre suivant.

2.3.1 Les bandes de Lüders

Le comportement monotone de l'alliage d'aluminium AA5182-O pour lequel on observe des bandes de Lüders lors d'un essai de traction est classiquement décrit par la courbe de la figure 2.3. Le régime élastique initial se termine par une limite élastique supérieure suivi d'un crochet et d'un palier où la contrainte reste constante (limite élastique inférieure) ; au delà un régime d'écrouissage plastique se met en place avec, particulièrement pour ce matériau, l'apparition et la propagation des bandes de PLC. Les premières études sur les bandes de Lüders ont montré que les bandes naissent à la limite élastique supérieure et se développent au cours du palier « plastique ». Les bandes sont décrites comme un front ou des fronts de déformation plastique localisée parcourant le corps de l'éprouvette (voir plus de détails dans le chapitre 4). Les bandes naissent généralement sur un bord de l'éprouvette (on observe cependant des nucléations en des endroits différents), près d'un congé de raccordement, et se propagent vers l'autre extrémité en faisant un angle bien défini avec l'axe de traction. Elle s'épaissit par saccades et gagne l'autre extrémité. D'autres bandes peuvent apparaître au cours de ce développement mais une fois que toute l'éprouvette est recouverte le phénomène s'arrête. A cet instant (fin du palier) toute la zone utile est dans le même état de déformation, classiquement appelé déformation de Lüders.

2.3.2 Les bandes PLC

Comme nous l'avons déjà indiqué, la première manifestation macroscopique et visible du PLC est la nature chahutée de la courbe effort-déplacement. Ce caractère est intimement lié à la nucléation et à la propagation éventuelle de bandes de déformation lors du chargement de l'éprouvette. Des études nombreuses révèlent différents types de réponses contrainte-déformation auxquelles sont naturellement associées plusieurs types de bandes. Ces courbes contrainte-déformation diffèrent selon les conditions de contrôle de l'essai. A déformation nominale imposée, la réponse effort-déplacement présente des chutes répétées de la force alors qu'à effort contrôlé, des éclats ou rafale de déformation prennent place sous la forme de plateaux. Ces chutes de contrainte et ces plateaux sont la signature des bandes de déformation marquant le caractère hétérogène de celle-ci.

A vitesse de déformation et à température fixées, le phénomène PLC et les bandes associées apparaissent sans que cela soit toujours nécessaire à partir d'une déformation critique.

Plusieurs types de chutes ou oscillations sont observés lors des essais à déplacement contrôlé et dépendent essentiellement de la vitesse de déformation et de la température mais aussi de la déformation et la composition chimique. En accord avec la nomenclature établie dans la littérature, trois types de bandes sont généralement identifiés et désignés type A, type B et type C. Cependant certains auteurs (Pink et Grinberg, 1982) ont étendu cette classification en décomposant le type C en deux catégories, à savoir les types CA et CB en vertu du fait que certaines bandes de type C présentent quelques analogies avec celles de type A et type B respectivement.

Une chute de contrainte dans la courbe correspond à l'initiation de bandes. Les petites oscillations de la contrainte sont dues à la propagation discontinue des bandes. Comme on l'a

signalé plus haut, l'allure en dent de scie provient de l'ancrage des dislocations par les atomes en solution jusqu'à ce que la contrainte devienne assez importante pour les libérer.

Les différents types de bandes s'expliquent par l'interaction complexe entre cinétique de vieillissement dynamique, dynamique de dislocations et écrouissage. À tout cela s'ajoute l'existence et le chevauchement de différents mécanismes de diffusion.

Une tendance générale fait que les types A et B correspondent à des réponses en contrainte allant au dessus de la courbe moyenne alors que le type C est associé à des réponses en dessous de celle-ci. Une autre tendance générale correspond à la transition entre les trois types de bandes $A \rightarrow B \rightarrow C$ qui s'opère en réduisant la vitesse de déformation ou en augmentant la température. Les types A et B peuvent apparaître seuls. Le type B apparaît cependant assez souvent avec le type A mais aussi avec le type C. Enfin, les bandes de type C apparaissent de façon aléatoire le long de l'éprouvette et sans se propager, celles de type B ont une propagation intermittente mais continue alors que les bandes de type A se propagent de façon continue.

Les résultats expérimentaux montrent que les initiations successives des bandes de type A sont marquées par une augmentation de l'effort (au dessus de la réponse moyenne). Les irrégularités observées dans la réponse contrainte-déformation pour ce type de bandes correspondent à des variations de leur vitesse de propagation, variations associées aux imperfections existant dans l'éprouvette. Pour ce type de bandes, il est aussi observé que leur largeur en même temps que l'amplitude des oscillations de contraintes et le temps de rechargement diminuent lorsque la vitesse de déformation augmente. La largeur ne peut cependant pas être inférieure à une valeur minimale donnée. Les bandes de type A naissent généralement aux extrémités de l'éprouvette mais peuvent être nucléées en tout point en fonction de l'état de surface de l'éprouvette. Elles se propagent le long de l'éprouvette vers l'autre extrémité avec une vitesse qui décroît lorsque la déformation augmente. Sans être totalement périodiques, leur apparition et propagation présentent cependant un caractère répétitif.

Les bandes de type B se propagent de façon discontinue et apparaissent de la même manière que celles de type A, soit à l'extrémité soit en tout point de l'éprouvette. Elles progressent donc par saut (l'une après l'autre et dans le voisinage immédiat de la précédente) et ont aussi tendance à couvrir toute l'éprouvette. Leur vitesse moyenne est relativement réduite par rapport à celles de type A. Après une charge presque élastique, la contrainte chute brutalement à cause de l'augmentation très rapide de la vitesse de déformation dans la bande. Les oscillations associées ont une forme en dents de scie et prennent une tendance périodique au fur et à mesure que la déformation augmente (Schwartz, 1985). Les bandes de type B apparaissent dans la gamme intermédiaire de vitesses de déformations et températures.

Les bandes de type C sont caractérisées par une nucléation spatialement aléatoire avec peu ou pas de propagation. Cette nucléation est accompagnée par des chutes de contraintes importantes et chaotiques. L'intervalle entre ces chutes est très réduit et la contrainte chute en fait du niveau supérieur de la contrainte d'écoulement atteint. La séquence de rechargement correspondante peut être partiellement plastique et suivie par une chute brutale et s'opère de façon discontinue et non corrélée. Les bandes de type C apparaissent aux faibles vitesses de

déformation et aux hautes températures et sont associées à des oscillations dont les amplitudes sont les plus importantes. Parfois, ces chutes de contraintes sont accompagnées d'une émission acoustique. Ce phénomène a été mis en évidence par Wijler (1972) qui en a donné une interprétation cohérente sur laquelle on reviendra lors du chapitre 4.

Différents scénarii sont proposés pour le développement des bandes de déformation (Kubin, Estrin (1991)). Deux scénarii limites sont considérés. Dans le premier, le développement de la bande commence par la nucléation d'un embryon à la surface latérale de l'éprouvette et se poursuit par sa croissance transversalement vers l'intérieur de l'éprouvette. Dans le second, une bande de très faible épaisseur est nucléée sur toute la largeur de l'éprouvette et s'élargit jusqu'à son épaisseur finale dictée par la relaxation. Une combinaison des deux modes peut aussi être envisagée où une bande naissant à la surface latérale s'épaissit en même temps qu'elle traverse l'éprouvette. Il est proposé dans la littérature de mettre les bandes de type A et B dans la deuxième catégorie et celle de type C dans la première catégorie.

Les hétérogénéités observées dans le domaine où le PLC est présent diminuent jusqu'à disparaître complètement et sans transition abrupte lorsque la vitesse de déformation est augmentée et au delà d'une certaine vitesse, la réponse contrainte déformation devient régulière. Au contraire, quand on diminue progressivement la vitesse de déformation, l'amplitude des hétérogénéités et des oscillations augmentent et à une certaine vitesse, les hétérogénéités disparaissent de façon brutale. A cette vitesse marquant la limite basse du domaine d'existence du PLC, l'amplitude des oscillations est maximum. En deçà les oscillations disparaissent (Cuddy et Leslie (1972), Wijler et van Vestrum (1972)). Les trois types de bande pour un alliage Cu-In en fonction de la température sont montrés dans la figure 2.4.

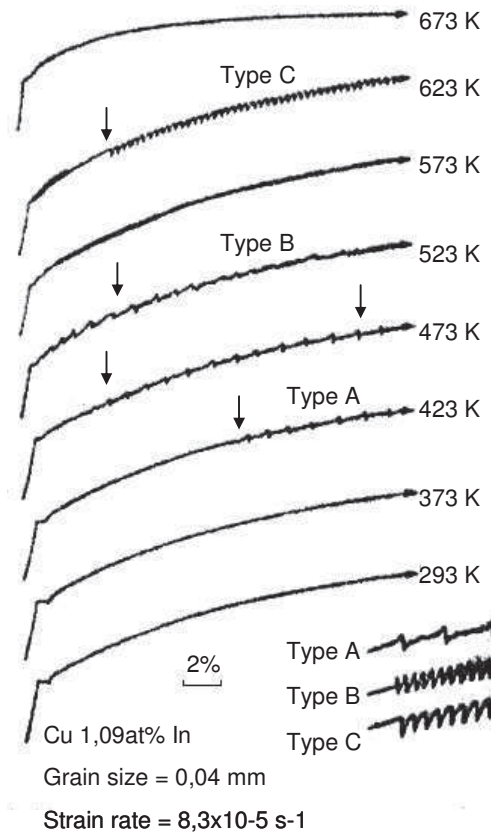


Figure 2.4: Les trois types de bande pour un alliage Cu-In en fonction de la température (Lacombe, 1985).

2.4 Matériaux présentant l'effet PLC

Le phénomène PLC décrit ci-dessus se produit pour la plupart des solutions solides diluées, notamment dans l'aluminium, dans les alliages de cuivre et dans des aciers, et il n'est certainement pas limité à une structure cristallographique particulière. Des discontinuités en contrainte sont observées en traction et en compression mais aussi sous d'autres chargements. Tandis que la plupart du temps l'effet PLC est étudié pour des polycristaux, il a aussi été observé pour des monocristaux. Les solutés de substitution et interstitiels sont connus pour provoquer l'effet PLC. Cependant, pour chaque espèce de soluté, il semble exister une gamme limitée des vitesses de déformation et de températures pour lesquelles l'effet PLC se produit. Dans certaines régions, l'écoulement discontinu commence après une déformation plastique donnée et persiste dans tout l'essai. Dans d'autres à températures élevées, l'écoulement discontinu débute peu de temps après la limite élastique mais continue seulement jusqu'à une déformation donnée. Parfois même, le PLC apparaît après une certaine déformation critique et disparaît à une autre déformation supérieure. L'aspect de l'écoulement discontinu dépend de la vitesse de déformation appliquée et de la température. Généralement, plus la vitesse de déformation est haute, plus est haute la température à laquelle les oscillations se produisent. La dépendance de l'effet PLC avec la température est due à l'influence de la

température sur les taux de diffusion des atomes de soluté. Les vitesses de déformation affectent les énergies d'activation pour que les dislocations mobiles se libèrent de leurs obstacles et avancent dans les cristaux, et par conséquent, influencent l'occurrence de l'écoulement.

Le tableau 2.1 résume les divers matériaux pour lesquels le PLC est observé et les conditions dans lesquelles celui-ci apparaît.

Tableau 2.1: Matériaux présentant le phénomène Portevin-Le Châtelier.

Alliage métalliques	Gammes de vitesses de déformation pour l'occurrence du PLC	Gammes de températures pour l'occurrence du PLC	Remarques	Auteurs
Acier C-Mn	$2 \times 10^{-4} s^{-1}$	100°C - 200°C	Essais de traction.	Wagner et al. (1998)
Acier doux	$\geq 1,05 s^{-1}$	-	Essais de traction.	Avril et al. (2008)
Acier martensitique	$1,7 \times 10^{-4} - 2 \times 10^{-4} s^{-1}$	150°C	Essais de traction.	Krauss (1999)
Acier inoxydable austénitique du type 316 et 316L	$2 \times 10^{-4} s^{-1}$	-	Essais de traction testés dans l'air et dans le vide.	Abduluyahed et Kurzydłowski (1998)
Fe_3Al	En alternant entre $4,8 \times 10^{-5}$ et $2,4 \times 10^{-4} s^{-1}$	127°C - 527°C	Essais réalisés en compression à vide. Plus grande diffusivité du fer dans le Fe_3Si .	Kettner et al. (1999)
Fe_3Si		Autour de 527°C		
Aciers austénitiques TWIP	-	Température ambiante	-	Zavattieri et al. (2009)
Fe-Al-Nb	-	250°C	Essais de compression, pas de PLC ni à 20°C ni à 500°C.	Morris et al. (2004)
Fe-Al	-	Hautes températures	-	

Fe-43at%Al	$10^{-5} s^{-1}$, $10^{-4} s^{-1}$ et des sauts de vitesses de déformation entre $10^{-6}, 10^{-5}, 10^{-4}$ et $10^{-3} s^{-1}$ à chaque 1%	249°C et 550°C	Essais de compression. L'effet PLC n'a pas été observé ni à la température ambiante ni pour des vitesses de déformation $< 10^{-6} s^{-1}$ et non plus au-dessus d'environ 550°C pour des vitesses de déformation inférieures à $10^{-3} s^{-1}$.	Messerschmidt et al. (2006)
FeCo-2V	-	300°C	Tailles de grain de 100, 150 et 290 nm ont été examinés. L'effet PLC a été observé pour une taille de grain de 290nm.	Duckham et al. (2003)
AA5086-H32	$10^{-3} s^{-1}$ et $0,36 s^{-1}$	-	Les alliages d'Al-Mg ont une grande influence des tailles de grain.	Wagenhofer et al. (1999)
Al-3,6%Mg	-	-	-	Kovács et al. (2000)
Al-3wt%Mg	Différentes vitesses de déformation	Température ambiante	Evaluation des caractéristiques des bandes avec l'outil <i>laser scanning extensometry</i> .	Klose et al. (2004)
Al-3at%Mg				Neuhäuser et al. (2004)
Alliage commercial hypereutectique d'Al-Si (AC9A)	$5 \times 10^{-4} s^{-1}$	300°C, 350°C et 400°C	-	Song et al. (2004)
Al-Li-Cu-Mg (8090-T8171)	$10^{-7} s^{-1}$	Température ambiante	-	Davó et al. (2005)
AA5182-O	$10^{-6} - 10^{-1} s^{-1}$	-80°C à 110°C	Essais de traction.	Abbadi et al. (2002), Picu et al. (2002, 2005), Pink et al. (1982)
Al-1%Si/TiW/Si (100)	entre 1×10^{-6} et $2 \times 10^{-8} s^{-1}$	Température ambiante	-	Berger et Raslin (1998)

AA2017 (Al-4wt.%Cu)	$10^{-5} - 10^{-3} s^{-1}$	Température ambiante	Essais de traction. Tailles de grain de l'ordre de 30 μm .	Jiang et al. (2007)
Al-Mg-Cu (AA2007)	$1 \times 10^{-2} - 5 \times 10^{-4} s^{-1}$	Température ambiante	-	Darowicki et al, (2008)
Al-3%Mg (AA5754)	$10^{-6} - 10^{-3} s^{-1}$	Température ambiante	Essais de traction. L'alliage a été renforcé avec des particules de Al_2O_3 avec un diamètre moyen d'environ 3 μm .	Dierke et al. (2007)
	$1,6 \times 10^{-4} s^{-1}$ et $1,6 \times 10^{-5} s^{-1}$	-268,8°C et 22°C	Aux mêmes vitesses de déformation et à la température de 78 K, il n'y a pas d'effet PLC	Park & Niewczas, 2008
CuMn	-	Vaste gamme de températures	Solutions pleines cubiques à face centrée. Essais à différentes concentrations.	Schwink et Nortmann (1997)
CuAl	-			
Cu-15at%Al	Différentes vitesses de déformation	Température ambiante	-	Neuhäuser et al. (2004)
Ni-Cr Inconel 718SPF	$1,3 \times 10^{-4} s^{-1}$	275°C – 650°C	Essais de traction.	Hale et al. (2001)
NiCr22Co12Mo9	-	200°C – 700°C	Essais de traction. Alliages utilisées pour des chambres de combustion.	Schmidt et al. (2001)
CoCr22Ni22W14				
Micron-thick nc foil of pure Ni	$5 \times 10^{-5} s^{-1}$	-	Des tailles de grain de 150 – 200 nm.	Jakowski (2008)
Ni-Li (<i>Ni - base superalloy 720 Li</i>)	$10^{-3} - 10^{-5} s^{-1}$	350°C, 400°C et 450°C	Le type C des bandes de déformation a été prédominant.	Gopinath et al. (2009)
TiAlNb	$2 \times 10^{-3} s^{-1}$	200°C – 450°C	Essais de compression.	Popille et al. (1995)
TiAlMo	$5 \times 10^{-4} s^{-1}$			
TiAlMoNb				
Ti-47Al-2Cr-0,2Si	$4,16 \times 10^{-4} s^{-1}$	250°C	-	Appel et al. (2000)
α_2 (Ti3Al)	-	150°C – 550°C	-	Fröbel et Appel (2006)
γ (TiAl)	-		-	
Ti-48,5Al-0,37C	$4,16 \times 10^{-4} s^{-1}$	250°C	-	

Alliage de titane Timetal 834	$5,6 \times 10^{-4} s^{-1}$	300°C – 550°C	Essais de traction.	Singh & Singh (2008)
Alliages de zirconium	-	20°C – 400°C	-	Graff (2006)
Zr57,9Cu22Fe8Al1 2Pd0,1 (<i>Zr-based bulk metallic glasses</i>)	en alternant entre $3,7 \times 10^{-3}$ et $3,7 \times 10^{-4} s^{-1}$.	-	En alternant ces mêmes vitesses de déformation, on observe plus d'oscillations à 77K.	Torre et al. (2008)
Zr40Ti14Ni10Cu1 2Be24	$10^{-4} s^{-1}$	-	Essais de compression uniaxiale.	Wright et al. (2001)
Pd40Ni40P20		-		
Vanadium	$3,3 \times 10^{-5} s^{-1}$	200°C – 500°C	Deux phénomènes ont été observés : bande de Lüders suivi des oscillations dû au phénomène de PLC.	Yoshinaga et al., 1971
GaAs	$5,6 \times 10^{-5} s^{-1}$	-100°C – 140°C	Essais de compression uniaxiale.	Suzuki et al. (2000)
Mg-0,7wt%Nd	$3,3 \times 10^{-4} s^{-1}$	200°C – 300°C	Essais de traction.	Gärtnerová et al. (2004)

3 ETUDE DES INSTABILITES PROPAGATIVES DANS LES ALLIAGES D'ALUMINIUM AA5083-H116 ET AA5182-O: MOYENS EXPERIMENTAUX ET ESSAIS REALISES

3.1 Introduction

Ce chapitre fait le bilan des essais effectués pour étudier les effets du vieillissement sur le comportement macroscopique de deux alliages d'aluminium. Il décrit aussi les moyens expérimentaux et les techniques mis en œuvre pour réaliser et dépouiller ces essais. Comme on l'a souligné lors des chapitres précédents, les phénomènes de vieillissement sont dépendants de la température et de la vitesse de déformation. En plus de ces deux paramètres primordiaux, le présent travail a aussi pour but d'étudier les effets de la triaxialité des contraintes et des éventuels effets géométriques sur ces phénomènes. En particulier, le rôle de la forme de l'éprouvette utilisée et de ses dimensions. De plus, l'immense majorité des études portent sur des chargements monotones et la question se pose de voir si les aspects cycliques peuvent affecter ces phénomènes de vieillissement. L'ensemble du programme expérimental décrit dans la suite est conçu pour répondre à ces diverses interrogations.

3.2 Les matériaux étudiés

Deux matériaux sont considérés dans ce travail, à savoir les alliages AA5083-H116 et AA5182-O. Ces deux matériaux ont été choisis parce que le premier présente un vieillissement dynamique prononcé à température ambiante et permet d'étudier le phénomène Portevin-Le Châtelier en détails à cette température : les effets de la température sont cependant aussi considérés. Le deuxième a la spécificité de présenter simultanément des bandes de Lüders et le phénomène Portevin-Le Châtelier dans son comportement à température ambiante. Pour ce dernier, seule cette spécificité sera étudiée en détails.

3.2.1 Généralités sur les alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium sont devenus incontournables dans de nombreuses applications technologiques. Leurs hautes résistances mécaniques pour une masse volumique relativement basse, leur excellente résistance à la corrosion et enfin leur bonne soudabilité en font des matériaux de choix lors de la fabrication de nombreux produits.

L'augmentation de la résistance de l'aluminium est généralement obtenue par addition de divers éléments. Les deux méthodes les plus généralement utilisées pour augmenter la résistance des alliages d'aluminium sont : a) addition d'éléments dispersés dans la solution solide et déformation à froid de l'alliage, b) dissolution d'éléments dans la solution solide et précipitation (précipitation-durcissement des alliages).

L'aluminium peut être allié avec la plupart des espèces métalliques, mais seulement quelques uns de ces éléments sont utilisés dans l'élaboration des alliages d'aluminium commerciaux.

Les divers alliages d'aluminium sont usuellement classés selon que leur élaboration nécessite ou non un traitement thermique. Les alliages sans traitement thermique incluent la vaste catégorie de tous les autres alliages pour lesquels la résistance est développée en grande partie par durcissement par solution solide et par écrouissage à froid de l'état recuit. La variété de propriétés obtenues pour ces alliages résulte des éléments qui sont présents en tant qu'impuretés principales. Les alliages Al-Mg (5XXX), Al-Si (4XXX) et Al-Mn (3XXX) appartiennent à cette classe. Les alliages avec traitement thermique contiennent un ou plusieurs des éléments comme le cuivre, le magnésium, le silicium, et le zinc, solubles dans l'aluminium en quantités importantes à des températures élevées, mais à un degré moindre à la température ambiante. Les alliages de ce groupe ont une plus haute résistance obtenue par traitement thermique. Les alliages d'AlCu (2XXX), d'AlMgSi (6XXX) et d'AlZnMg (7XXX) constituent cette deuxième classe.

Les principaux alliages renforcés par des éléments d'alliage en solution solide (souvent en combinaison avec un écrouissage à froid) sont ceux de la série d'aluminium-magnésium (5XXX), avec des proportions en magnésium allant de 0.5 à 0.6% en poids.

L'aluminium a une structure cubique à face centrée (CFC). Il a un rayon atomique moyen de 125 pm et un rayon atomique calculé de 118 pm alors que le magnésium a un rayon atomique moyen de 150 pm et un rayon atomique calculé de 145 pm. L'alliage d'aluminium-magnésium forme une solution solide qui est définie comme une solution à l'état solide d'un ou plusieurs corps dissous dans un solvant. Un tel mélange est considéré comme une solution plutôt qu'un composé quand la structure cristalline du solvant est inchangée par l'addition des corps dissous, et quand le mélange constitue une seule phase homogène. Un corps dissous peut s'incorporer au réseau cristallin du solvant par substitution, en remplaçant une particule du solvant dans la maille, ou comme un interstitiel, par l'ajustement à l'espace entre les particules du solvant. Les deux types de solution solide affectent les propriétés du matériau en distordant le réseau cristallin et perturbant l'homogénéité physique et électrique du matériau solvant. L'alliage d'aluminium-magnésium est une solution solide de substitution.

Certains mélanges forment aisément des solutions solides pour une gamme donnée de concentrations, alors que d'autres ne peuvent former de telles solutions solides. La propension pour que deux substances quelconques forment une solution solide est une question compliquée impliquant les propriétés chimiques, cristallographiques, et quantiques des substances en question.

Des alliages d'Al-Mg binaires constituent la base pour une classe importante d'alliages sans traitement thermique. Bien que le magnésium ait une solubilité substantielle dans

l'aluminium solide, ces alliages binaires ne conduisent pas à des caractéristiques appréciables de durcissement par précipitation avec une concentration en magnésium inférieure à 7%. Cependant, en restant dans la solution solide, le magnésium fournit un renforcement substantiel, en plus de l'excellente résistance à la corrosion et la soudabilité. Les résistances mécaniques dans l'état recuit s'étendent environ d'une résistance à la traction de 110MPa et de limite conventionnelle d'élasticité de 40 MPa pour l'alliage Al-1%Mg, à une résistance à la traction de 310 MPa et une limite conventionnelle d'élasticité de 160 MPa pour l'alliage Al-6%Mg. Les alliages d'Al-Mg d'usage universel et structuraux contenant environ de l'ordre de 1% à légèrement plus de 5% en magnésium ont une utilisation commerciale très répandue. Les alliages contenant jusqu'à 3% en magnésium sont structurellement stables à la température ambiante et à des températures élevées. Au delà de ce pourcentage, des instabilités structurelles peuvent se produire. Les deux matériaux étudiés dans ce travail appartiennent à cette dernière catégorie.

3.2.2 Les matériaux étudiés

Pour l'alliage AA5083-H116, les éléments d'alliage principaux sont le magnésium à 4,4%, le manganèse à 0,7% et le chrome à 0,15% en poids. L'alliage AA5083 peut également contenir des quantités mineures d'éléments tels que le fer, le cuivre et le zinc. La composition chimique du matériau étudié est donnée dans le tableau 3.1.

Tableau 3.1: Composition chimique de l'AA5083.

Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Cu	Fe	Si
4.0 – 4.9 %	0.4 – 1.0 %	< 0.25 %	0.05 – 0.25 %	< 0.15 %	< 0.1 %	< 0.4 %	< 0.4 %

Il est important de noter que la quantité de magnésium est ici supérieure à 3% en poids, qui est le taux maximum retenu dans les solutions solides à température ambiante. Ceci conduit à des instabilités menant à une précipitation le long des joints de grain ou des plans de glissement. La corrosion sous contrainte est une conséquence probable dans les milieux corrosifs. Des précautions spéciales doivent être prises lors du laminage afin d'éviter ce problème, et la trempe H116 a donc été développée pour y remédier.

La série d'AA5xxx est bien adaptée pour le laminage, et les tôles sont ainsi un produit important. Ces tôles sont traditionnellement utilisées dans les structures navales telles que les coques de bateau, où la bonne résistance à la corrosion de cette série fournit d'autres raisons pour ces applications marines où l'alliage AA5083 est fréquemment choisi. Cet alliage a également une haute résistance, comparé à la plupart d'autres alliages de la série AA5xxx. En plus de l'utilisation traditionnelle en bateaux et structures en mer, des panneaux en aluminium sont utilisés dans les secteurs où la minimisation du poids est souhaitable. Ainsi, une autre application pratique concerne les systèmes de protection légers, où la mobilité devient une question clé.

Dans cette étude, les éprouvettes proviennent de différentes plaques élaborées à des épaisseurs différentes. Les propriétés mécaniques des différentes plaques diffèrent

essentiellement par leur limite d'élasticité, comme le montre la figure 3.1 représentant les courbes contrainte vraie en fonction de la déformation plastique pour des essais de traction à température ambiante sur des éprouvettes prélevées parallèlement à la direction de laminage dans des différentes plaques de différentes épaisseurs.

L'AA5083-H116 est un matériau anisotrope comme on peut le voir sur la figure 3.2. Cependant, la prise en compte détaillée de cette anisotropie ne fait pas l'objet de cette étude. L'étude est faite pour la direction de laminage et tous les essais sont effectués sur des éprouvettes dont la direction axiale correspondant au chargement correspond à cette direction de laminage. Nous présentons cependant quelques essais sur des éprouvettes cylindriques lisses qui ont été effectués dans les directions inclinées à 45° et 90° par rapport à la direction de laminage.

Pour l'alliage AA5182-O, des feuillets d'alliage AA5182 sont produits laminés à chaud et à froid jusqu'à la dimension finale de 1.0 mm et finalement recuits (trempe d'O). Sa composition chimique en poids est donnée dans le tableau 3.2.

Tableau 3.2: Composition chimique de l'AA5182.

Mg	Mn	Fe	Si	Cu	Ti	Zn	Cr
4.55 %	0.27 %	0.21 %	0.11 %	0.0215 %	0.01 %	0.005 %	0.0033 %

Ils sont utilisés dans diverses applications allant de l'emballage à l'industrie aéronautique. Un exemple important est les panneaux de carrosserie automobile. Ce serait réduire considérablement le poids automobile, qui se traduit par des économies de carburant et de ses avantages environnementaux. Les alliages de la classe 5000 dont le principal élément d'alliage est Mg sont aussi largement utilisés dans les emballages de boissons et d'autres applications. Ils peuvent être sous forme de feuilles minces et offrent une résistance importante.

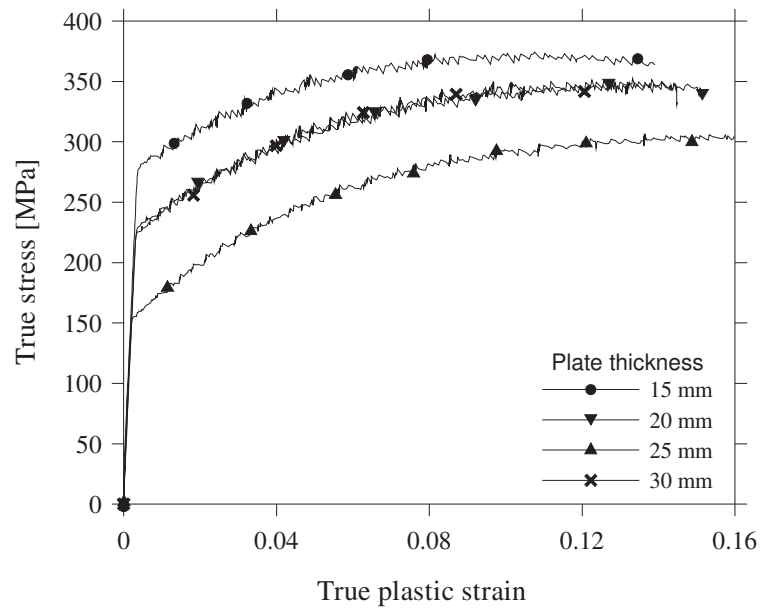


Figure 3.1: Courbes contrainte vraie - déformation plastique pour des essais de traction quasi-statiques à la température ambiante sur des éprouvettes prélevées parallèlement à la direction de laminage dans des plaques de différentes épaisseurs (Benallal et al., 2008).

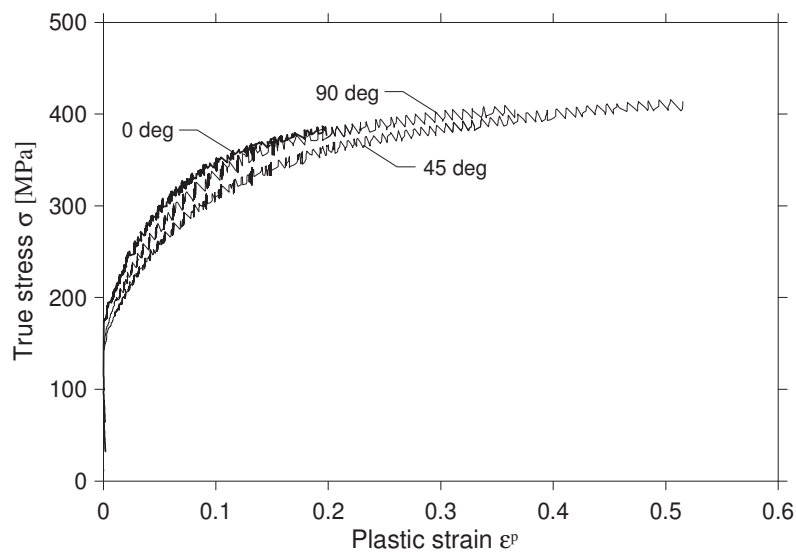


Figure 3.2: Courbes contrainte vraie - déformation plastique à la température ambiante et à une vitesse de déformation de $5 \times 10^{-4} s^{-1}$ obtenues lors d'essais de traction effectués sur des éprouvettes prélevées dans trois directions différentes: direction de laminage (0°), direction transverse (90°) et la direction à 45° (Benallal et al., 2008).

3.3 Moyens expérimentaux

Divers moyens ont été utilisés pour balayer toute la gamme de vitesses de déformation et de températures à priori nécessaires pour l'analyse du phénomène Portevin-Le Châtelier, à savoir $10^{-7} - 10^3 s^{-1}$ et $-70^\circ C - 500^\circ C$.

3.3.1 Moyens de chargement

3.3.1.1 Les machines hydrauliques

Les essais de traction et compression à faibles vitesses de déformation ont été effectués sur une machine servo-hydraulique (MTS modèle 810), contrôlés en déplacement ou en effort. Différentes températures (dans la gamme de -70°C à 500°C), grâce à une chambre thermique ont été utilisées afin de déterminer complètement le domaine où l’effet PLC a lieu. Les essais de traction-compression sont réalisés dans la même machine mais sont pilotés par un extensomètre.

Certains essais ont été effectués sur une machine du type Instron au *Structural Impact Laboratory* (SIMLab) à la *Norwegian University of Science and Technology* (NTNU) à Trondheim.

3.3.1.2 Barres de Hopkinson

La technique SHPB (*Split Hopkinson Pressure Bar*) est un moyen d’essai expérimental destiné à étudier le comportement de matériaux, généralement solides, soumis à de grandes vitesses de déformation. Ce dispositif a été utilisé pour les grandes vitesses étudiées, à savoir entre 100 et 1000 s^{-1} . Le dispositif classique de barres de Hopkinson (schématisé sur la figure 3.3) est constitué d’un petit échantillon de matériau de faible longueur, disposé entre deux longues barres cylindriques. Les deux barres sont équipées de jauges de déformation permettant d’accéder à la mesure de l’histoire du chargement de l’échantillon.

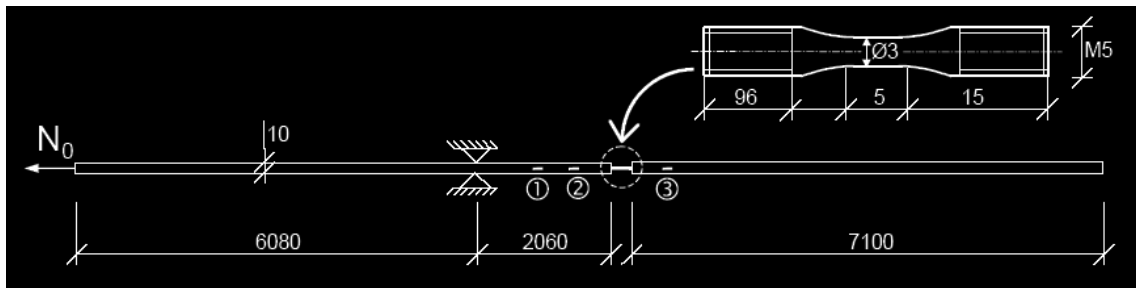


Figure 3.3: Représentation schématique d’un dispositif SHPB de traction avec une petite éprouvette cylindrique lisse. Mesures en mm.

Les barres d’Hopkinson sont conçues pour rester élastiques lors des essais et seule l’éprouvette est sollicitée dans le domaine non linéaire. Le dépouillement de ces essais est donc basé sur la propagation des ondes élastiques. L’hypothèse de base est le caractère uniaxial de cette propagation : l’état de contrainte est uniaxial et les effets de Poisson (effets d’inertie latéraux) sont négligeables au vu du petit diamètre de la barre par rapport à sa longueur. Dans ces conditions, en utilisant la relation d’élasticité $\sigma = E\varepsilon$, les équations du mouvement de la barre se réduisent à l’équation des ondes

$$\frac{\partial \sigma}{\partial x} = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \rightarrow \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = c^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \text{ avec } c = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (3.1)$$

où x représente la coordonnée le long de la barre, $u(x)$ le déplacement d'un point de la barre, $\varepsilon = du/dx$ la déformation, σ la contrainte associée ; E est le module d'Young, ρ la masse volumique du matériau constituant la barre et c est la célérité des ondes de traction-compression (longitudinales) dans le matériau. La célérité des ondes d'un acier est de 5100 m/s, d'un aluminium est de 4800 m/s et d'un nylon est de 1700 m/s, par exemple.

La solution générale de l'équation des ondes est de la forme

$$u(x,t) = f(x-ct) + g(x+ct) \quad (3.2)$$

où f et g représentent respectivement une onde se propageant dans la direction $x > 0$ et une autre dans la direction $x < 0$. La déformation et la contrainte sont données par

$$\varepsilon(x,t) = f'(x-ct) + g'(x+ct) \rightarrow \sigma(x,t) = E[f'(x-ct) + g'(x+ct)] \quad (3.3)$$

La vitesse s'obtient par

$$v(x,t) = \frac{\partial u}{\partial t} = c(-f'(x-ct) + g'(x+ct)) \quad (3.4)$$

qui conduit à (lorsque $g = 0$ dans la barre de sortie supposée très longue pour ne pas avoir d'onde dans la direction $x < 0$)

$$\sigma(x,t) = -\frac{E}{c}v(x,t) = -\rho cv(x,t) \quad (3.5)$$

L'un des avantages des barres d'Hopkinson et leur succès est dû à la facilité d'obtention de la contrainte, la déformation et la vitesse de déformation dans l'éprouvette en utilisant 2 jauges de déformation, l'une collée sur la barre d'entrée et l'autre sur la barre de sortie. Sur la figure 3.3 représentant le schéma de principe des barres de traction, il s'agit des jauges indiquées par 2 et 3, équidistantes de l'éprouvette.

L'hypothèse importante dans l'analyse (qui peut être corrigée) est l'absence de dispersion des ondes. Ce qui signifie que ces ondes ne sont pas perturbées, ni modifiées entre la jauge 2 et l'extrémité de la barre incidente C. La déformation à cette extrémité est donc celle mesurée par la jauge 2. Cette jauge enregistre la première onde incidente qui se propage de A à B. On notera ε_I la déformation mesurée pendant cette période. Juste après, cette même onde atteint le point C où elle est en partie transmise à l'éprouvette et en partie réfléchi. La partie réfléchi est évidemment aussi enregistrée par la jauge 2 et on note cette déformation ε_R . On a d'après les équations précédentes $v(x_C,t) = c(-f'(x_C-ct) + g'(x_C+ct)) = c(-\varepsilon_I + \varepsilon_R)$. Comme les fonctions f et g sont à priori inconnues, le déplacement est obtenu en intégrant les signaux de la jauge pour avoir

$$u(x_C,t) = \int_0^t v(x_C,\tau) d\tau = c \int_0^t (-\varepsilon_I + \varepsilon_R) d\tau \quad (3.6)$$

la force au point C vaut quant à elle

$$F(x_C, t) = ES\varepsilon(x_C, t) = ES(\varepsilon_I + \varepsilon_R) \quad (3.7)$$

où S est la section de la barre.

La déformation, la vitesse et la force au point D sont obtenues de la même manière à partir du signal mesuré par la jauge 3 (avec $g = 0$) que l'on note ε_T . On obtient alors

$$v(x_D, t) = -c\varepsilon_T \quad (3.8)$$

$$u(x_D, t) = \int_0^t v(x_D, \tau) d\tau = -c \int_0^t \varepsilon_T d\tau \quad (3.9)$$

$$F(x_D, t) = ES\varepsilon(x_D, t) = ES\varepsilon_T \quad (3.10)$$

En conditions homogènes dans l'éprouvette, l'équilibre conduit à l'égalité des efforts en C et D, soit

$$\varepsilon_I + \varepsilon_R = \varepsilon_T \quad (3.11)$$

Lors d'un essai, cette condition peut être aisément vérifiée. Dans ces conditions, la contrainte σ_s et la déformation dans l'éprouvette sont données par (en notant s la section de l'éprouvette et l sa longueur utile, la distance CD dans la figure 3.3)

$$\sigma_s = \frac{F_s}{s} = \frac{F(x_D, t)}{s} = \frac{ES}{s} \varepsilon_T, \quad \varepsilon_s = \frac{u(x_D, t) - u(x_C, t)}{l} = \frac{c}{l} \int_0^t (-\varepsilon_T - (-\varepsilon_I + \varepsilon_R)) d\tau \quad (3.12)$$

La déformation s'écrit, en utilisant la condition d'équilibre $\varepsilon_I + \varepsilon_R = \varepsilon_T$,

$$\varepsilon_s = -2 \frac{c}{l} \int_0^t \varepsilon_R d\tau \quad (3.13)$$

expression qui donne aussi la vitesse de déformation dans l'éprouvette (par dérivation par rapport au temps) :

$$\dot{\varepsilon}_s = -2 \frac{c}{l} \varepsilon_R \quad (3.14)$$

En conclusion, on voit que la déformation et la vitesse de déformation sont obtenues par l'onde réfléchi (indication de la jauge 2) et que la contrainte est obtenue par l'onde transmise (indication de la jauge 3).

3.3.1.3 Mini barres

Un système de mini-barres disponible au *Structural Impact Laboratory* (SIMLab) à la *Norwegian University of Science and Technology* (NTNU) à Trondheim a été utilisé pour la gamme intermédiaire de vitesses ($1-100s^{-1}$). Ce système est une machine hydropneumatique, schématisée dans la figure 3.4, et principalement actionnée par du gaz et de l'eau avec un

piston mobile léger. Le mouvement de ce piston léger est commandé par la différence de pression entre les deux chambres. Initialement, celles-ci sont apportées pour égaler la pression en introduisant de l'azote dans une chambre et de l'eau dans l'autre à la base du piston. Ceci laisse le piston en équilibre parce que la même surface de piston est approximativement exposée aux deux chambres. La différence de pression est établie en mettant le feu à une valve rapide (valve 6 dans la figure 3.4) située dans la ligne d'échappement à la chambre d'eau. Ceci conduit à une évacuation rapide de l'eau par un orifice, permettant de ce fait au piston de se déplacer et de soumettre l'éprouvette à une contrainte pouvant la mener jusqu'à la rupture. La force exercée par la pression de gaz constante sur le piston est alors équilibrée par la résistance de l'éprouvette, par le frottement du mouvement du piston et par la résistance de l'écoulement de l'eau, conduisant à une vitesse constante du piston. La vitesse du piston, et par conséquent la vitesse de chargement, est gouvernée par la taille de l'orifice. La charge exercée sur l'éprouvette est mesurée avec des jauges de déformation fixées sur les barres élastiques entre lesquelles l'éprouvette est montée. L'élongation de l'éprouvette est mesurée avec l'aide d'un capteur de déplacement (laser) détectant le déplacement d'une bande métallique reliée à l'axe du piston.

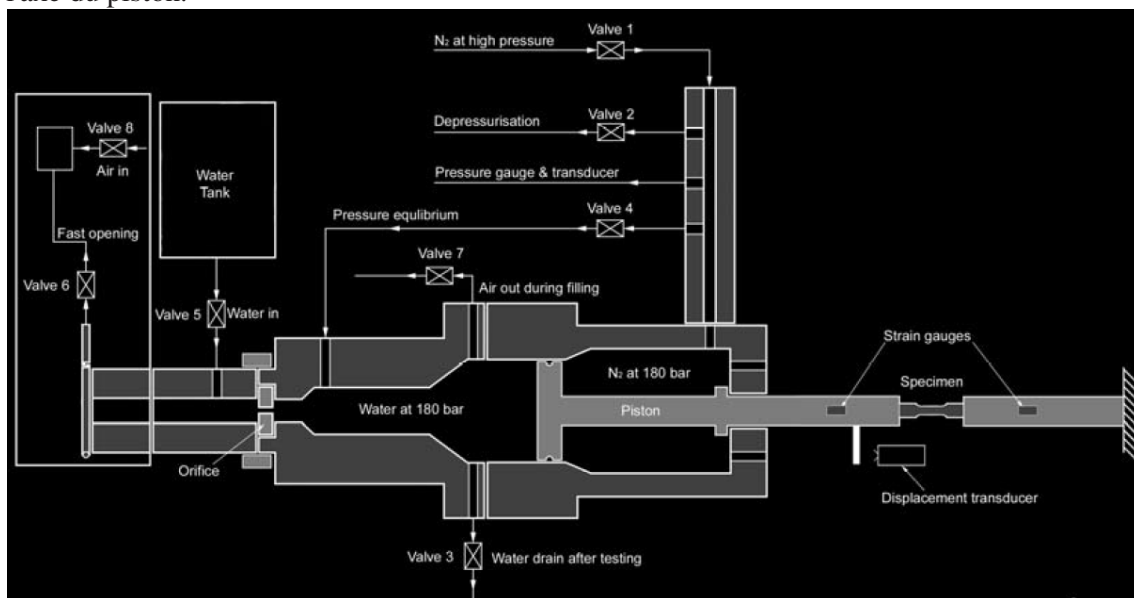


Figure 3.4: Schéma de la machine hydropneumatique : mini-barres (Tarigopula et al., 2009).

Plusieurs points sont à noter. Le piston a une masse très basse, de sorte qu'il puisse être accéléré à une vitesse constante très rapidement. La constance de la pression de gaz sur le piston est obtenue en maintenant un petit changement de volume de gaz pendant l'essai, qui s'ensuit dans une course du piston. La vitesse supérieure du piston dépend des paramètres de la machine et des caractéristiques de l'éprouvette. Avec le dispositif disponible à Trondheim, on peut atteindre des vitesses de déformation intermédiaires allant de 1 à $10^2 s^{-1}$, entre celles des machines quasi-statique et celles des barres de Hopkinson.

3.3.2 Les éprouvettes utilisées

Plusieurs types d'éprouvette ont été utilisés dans cette étude et répondent à divers objectifs.

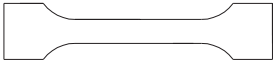
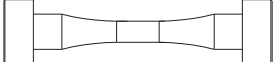




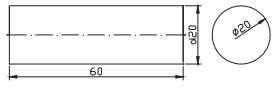
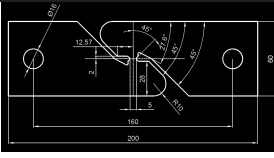
En premier lieu, des éprouvettes plates sont utilisées pour pouvoir faire de la corrélation d'images et de la thermographie et ainsi visualiser les bandes de déformation et mesurer leurs différentes caractéristiques. Ces éprouvettes plates sont lisses (EPL) ou entaillées, avec soit une entaille en U (EEU) ou une entaille en V (EEV). Plusieurs rayons d'entaille ($R = 0,4$; $R = 0,8$; $R = 2$) ou plusieurs angles d'entailles ($\Phi = 0^\circ$; $\Phi = 30^\circ$; $\Phi = 45^\circ$; $\Phi = 60^\circ$) sont considérés pour les éprouvettes en U et en V respectivement. Notons que $\Phi = 0^\circ$ est supposé reproduire une fissure, mais celle-ci n'a pas été initiée. Noter aussi que dans ce dernier cas, l'entaille n'est présente que d'un côté de l'éprouvette.

Pour les éprouvettes plates lisses (EPL), différentes sections droites et longueurs ont été choisies afin d'étudier les effets de la géométrie. En particulier certaines ont une section carrée (épaisseur = largeur) et d'autres ont une section rectangulaire. Dans ce dernier cas pour une largeur fixée, l'épaisseur a varié. La géométrie des éprouvettes a aussi été étudiée à l'aide d'éprouvettes lisses cylindriques (ECL) de diamètre 6 mm ou de 3 mm. Notons que pour les essais aux vitesses intermédiaires et grandes, seules des éprouvettes lisses cylindriques de diamètre 3 mm (ECL) mais de longueur plus petite que les précédentes ont été utilisées sur les barres d'Hopkinson et les mini-barres. Des éprouvettes plates, supposées reproduire un chargement de cisaillement localement ont aussi été utilisées.

Enfin, nous avons aussi utilisé des éprouvettes de compression (cylindrique avec 20 mm de diamètre et 60 mm de longueur utile et prismatique avec cette même longueur utile et section $20 \times 20 \text{ mm}^2$) et aussi les mêmes éprouvettes qui ont été utilisées pour les essais cycliques (EPL avec longueur utile de 30 mm et ECL).

Le tableau 3.3 montre l'ensemble de ces éprouvettes ainsi que les types d'essai qui ont été réalisés avec chaque géométrie et les conditions d'essai correspondantes (vitesses de chargement et température). Les géométries complètes de toutes les éprouvettes sont fournies dans l'annexe A.

Tableau 3.3: Types d’éprouvettes utilisées, objectifs et conditions des essais associés.

Types d’éprouvettes		Type d’essai	Objectif	$\dot{\epsilon}$ (/s)	T (°C)	
 (EPL)	Éprouvettes plates lisses - EPL – 1) épaisseurs de 1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm et largeurs de 15 mm	Traction	- Obtention du domaine de vieillissement dynamique dans le plan ; - Effets de la vitesse ; - Effets de la géométrie ; - Effets du type de chargement ; - Morphologie des bandes.	$10^{-7} - 10^{-1}$	-70 -25 0 20 50 100 200	
	Éprouvettes EPL – 2) avec sections carrées (4x4 et 5x5 mm) et 6x5 mm	Traction			$2,8 \times 10^{-3}$ 1×10^{-2}	20
	Éprouvettes EPL – 3) épaisseurs de 5 et 9 mm et largeur de 10 mm.	Traction, compression et traction-compression			1×10^{-3} 1×10^{-2}	20
 (ECL)	Éprouvettes cylindriques lisses - ECL – 1) de diamètre de 6 mm	Traction, compression et traction-compression	- Effets de la triaxialité de contraintes ; - Morphologie des bandes.	$3,33 \times 10^{-4}$ $2,8 \times 10^{-3}$ 1×10^{-2} 1×10^{-1}	20	
	Éprouvettes ECL – 2) de diamètre de 3 mm	Traction			$10^0 - 10^3$	20 50 70 100 150 170
 (EEU)	Éprouvettes entaillés en forme de U - EEU (R0,4 ; R0,8 ; R2) – épaisseur de 3 mm	Traction	- Effets de la triaxialité de contraintes ; - Morphologie des bandes.	1×10^{-3} 1×10^{-2}	20	
 (EEV)	Éprouvettes entaillés en forme de V - EEV (30°; 45°; 60°) – épaisseur de 3 mm	Traction			1×10^{-3} 1×10^{-2}	20
 fissure (EEF)	Éprouvettes fissurés – EEF (épaisseurs de 5 mm)	Traction			1×10^{-3} 1×10^{-2}	20
 (EPC)	Éprouvettes prismatiques de compression - EPC (60x20 mm)	Compression	- Effets de la géométrie ; - Effets du type de chargement ; - Morphologie des bandes.	$2,8 \times 10^{-3}$	20	
 (ECC)	Éprouvettes cylindriques de compression – ECC	Compression			$2,8 \times 10^{-3}$	20
 (ECIS)	Éprouvettes de cisaillement – ECIS (épaisseurs de 2 mm)	Cisaillement			-	20

3.3.3 Moyens de mesures

Les bandes de Lüders et l'effet PLC sont généralement détectés à partir des réponses effort-déplacement ou contrainte-déformation. En mettant une jauge de déformation à un endroit spécifique d'une éprouvette dans des conditions où ces effets apparaissent, la réponse de la jauge de déformation (ou d'extensomètres) en fonction du temps a une forme d'escalier, signalant les passages éventuels d'une bande à la position de cette jauge.

Pour les grandes vitesses de déformation (barres d'Hopkinson) et les vitesses intermédiaires (mini-barres), seules les jauges de déformation ont été utilisées mais les techniques optiques décrites plus loin sont aussi envisageables.

En quasi-statique, en plus de l'extensométrie classique (extensomètre, jauges de déformation), deux techniques différentes ont été employées pour observer et caractériser les instabilités propagatives, à savoir la corrélation d'images numériques et la thermographie infrarouge. Une caméra visible rapide (modèle Ultima APX-RS) et une caméra infrarouge (modèle JADE 570M) ont été utilisées à cet effet.

Pour ces deux techniques, et dans le cas des éprouvettes plates, les deux faces de ces éprouvettes sont observées au moyen de ces deux caméras. Avant les essais et pour tous les échantillons, un mouchetis est déposé sur la face de l'éprouvette imagée pour la caméra rapide afin d'augmenter le contraste et faciliter la corrélation des images. De la même manière, la face de l'éprouvette qui a été imagée par la caméra infrarouge a été entièrement recouverte d'une peinture noire afin d'augmenter son émissivité.

Pour les éprouvettes cylindriques, la thermographie infrarouge a été utilisée en complément de jauges ou d'extensomètres. La corrélation d'images est cependant aussi envisageable grâce à la stéréo corrélation (voir par exemple Besnard et al., 2010), mais n'a pas été utilisée ici).

La figure 3.5 montre l'installation utilisée pour les essais quasi-statiques au LMT-Cachan : à gauche la caméra infrarouge (mesures des champs de température), à droite la caméra rapide (mesures des champs de déplacement et de déformation et au milieu la machine de traction (MTS 810T)).

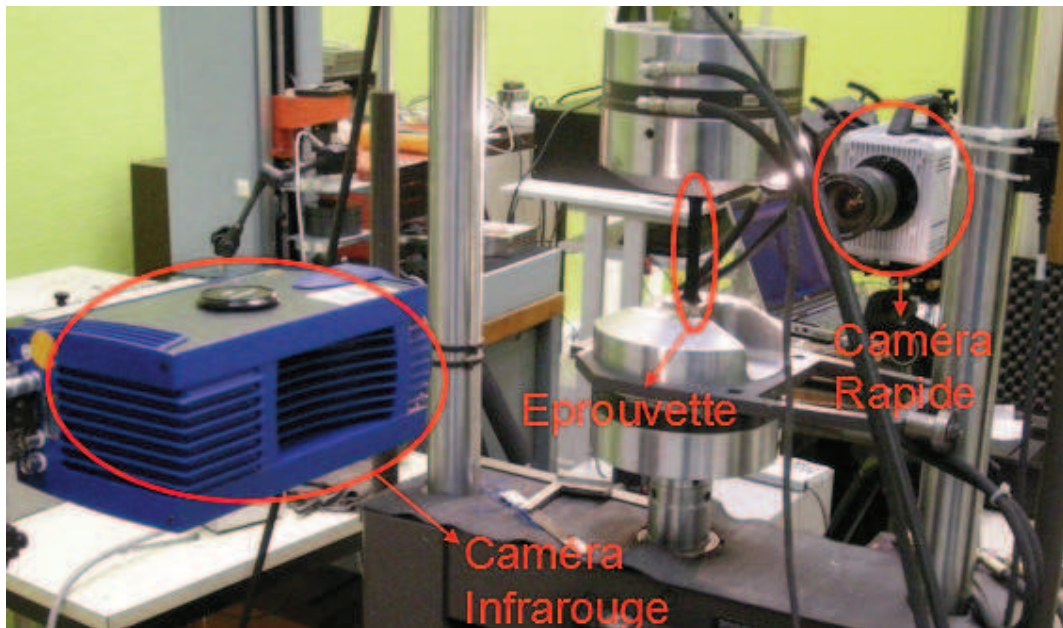


Figure 3.5: Dispositif expérimental utilisé pour les essais quasi-statiques : à gauche la caméra infrarouge (mesures des champs de température), à droite la caméra rapide (mesures des champs de déplacement et de déformation et au milieu la machine de traction (MTS 810T) et l'éprouvette montée.

3.3.3.1 Principe de la corrélation d'images numériques et utilisation pratique

Le principe de la corrélation d'images numériques est basé sur le fait que la distribution des valeurs de niveau de gris d'un secteur rectangulaire, par exemple, dans l'image initiale correspond à la distribution des valeurs de niveau de gris du même secteur dans l'image de destination.

Le calcul du champ de déformation est réalisé par le programme de corrélation d'images développé au LMT-Cachan (Hild, 2002) et son principe est détaillé dans l'annexe B. La méthode est basée sur les opérations suivantes :

- (1) discrétisation d'une image carrée, appelée « région d'intérêt » (ROI) en petites zones carrées appelées « zones d'intérêt » (ZOI),
- (2) utilisation de la fonction de corrélation pour chaque ZOI entre l'image déformée et l'image de référence, en vue de calculer son déplacement (en pixel(s)),
- (3) calcul direct du champ de déformation associé. Les points 1 et 2 sont répétés pour chaque image déformée.

Dans cette version du programme Correli, l'algorithme de calcul est basé sur une recherche des déplacements des ZOI sur une base de fonctions de forme, de la même façon que pour un calcul éléments finis. De cette façon, pour le problème traité, la précision est bonne et la taille de la ZOI peut être réduite jusqu'à 8*8 pixels.

Cependant, l'algorithme peut être utilisé en grandes déformations si l'image de référence est réactualisée : une image déformée est comparée à l'image juste précédente. Dans les cas d'application présentés ici, cela est plus approprié pour l'observation des bandes de PLC car c'est une sorte de vitesse de déformation (dans le cas des champs de déformation), puisque on

utilise la caméra rapide avec une fréquence d'acquisition généralement de l'ordre de 50 ou 125 images/s et l'on peut voir clairement le saut de déformation à un endroit spécifique qui dépend de la vitesse de déformation nominale appliquée à l'essai, elle peut se déplacer le long de toute l'éprouvette.

3.3.3.2 Principe de la thermographie infrarouge et utilisation pratique

La technique de la thermographie apporte une contribution spécifique aux mesures de températures. C'est une technique à la fois instantanée, globale, discriminante et discrète (Pajani et Audaire, 2001).

Afin de se débarrasser des bruits inhérents aux images infrarouges et de permettre une meilleure évaluation des caractéristiques des bandes de déformation, des techniques de filtrage sont utilisées. Se pose alors le problème du choix de la méthode de filtrage et, par voie de conséquence, de celle permettant d'évaluer les opérateurs. Le filtrage est délicat car il s'agit de n'enlever au signal que le bruit et non les informations qui lui sont propres. Une connaissance des caractéristiques du bruit est donc nécessaire pour le choix d'une méthode de traitement.

L'origine du bruit est due principalement à 2 phénomènes, à savoir le bruit thermique et le bruit d'« acquisition ».

Par rapport au bruit thermique, tout détecteur infrarouge fournit une réponse présentant des fluctuations qui ne sont pas liées à l'objet visé, les imperfections d'objet (émissivité variable de sa surface, ...) n'entraînant en effet que des fluctuations d'amplitude et de moyenne constantes. L'origine de ce bruit est en grande partie due à la nature granulaire du rayonnement de l'électricité et à l'agitation thermique.

Le bruit d'« acquisition » comprend toutes les origines de bruit liées à l'acquisition : bruit de quantification lors de l'étape de numérisation, bruit électronique de toute la chaîne d'acquisition, ... Afin de pouvoir réduire le bruit total par des traitements ultérieurs (moyenne dans le temps, moyenne spatiale, ...), il faut que la numérisation du thermosignal permette d'apprécier le bruit. Il faut donc minimiser l'importance du bruit de quantification.

Des études de caractérisation du bruit et les méthodes de filtrages ont été abordées par Louche (1999). Pour le choix d'une méthode de filtrage, l'efficacité de la méthode doit être jugée non pas sur le signal filtré mais sur la qualité d'évaluation des opérateurs calculés à partir du signal filtré.

La méthode de filtrage doit tenir compte des contraintes suivantes : propriétés du bruit (aléatoire, stationnaire, ergodique, blanc, ...), taille des images, nombre d'images.

Les techniques recensées dans la littérature sont classées en deux groupes et correspondent à un filtrage linéaire (moyenne dans le temps, moyenne dans l'espace et filtrage passe-bas appliqué par Transformée de Fourier Discrète (TFD) ou par convolution) ou à un filtrage non linéaire (filtres de Wiener, filtres Médian, interpolation polynomiale + moindres carrées, statistiques, méthodes du noyau ou avec projection dans une base et seuillage des coefficients).

L'utilisation des mesures de champs thermiques pour étudier le phénomène PLC dans les alliages AlMg a été déjà entreprise, indépendamment et à la même année (2005), par Ranc et

Wagner (2005 puis 2008) et par Louche et al. (2005). Louche et al. (2008) ont aussi utilisé sur les mesures de champs cinématiques et les mesures par ultrasons.

Nous avons retenu les filtrages linéaires. Les résultats sont présentés dans la plupart des cas de façon spatio-temporelle où on présente dans un même graphe ce qui se passe le long, par exemple, une ligne centrale de la longueur utile de l'éprouvette en fonction du temps. Ces résultats nous permettent de voir l'allure des bandes où on peut détecter leur type, leur vitesse, la variation de température observée à l'intérieur de ces bandes en fonction de la déformation en tous les points de la surface de l'éprouvette. Les résultats de champs de température sont aussi présentés en deux dimensions où on peut voir entièrement les bandes à la surface de l'éprouvette et donc leurs morphologies, leurs inclinaisons et leurs évolutions. Les résultats et leurs discussions sont présentés en détails dans le chapitre suivant.

L'approche retenue ici consiste en fait à construire puis à analyser des champs de « variation instantanée » de température, homogènes à une constante de temps près, au terme de dérivée temporelle de la température. Ce terme est en effet l'un des termes constituant la source de chaleur locale à l'origine de la variation de température observée en surface. On observe dans la littérature que l'intérêt est de pouvoir disposer des grandeurs de type sources de chaleur pour évaluer les bandes de Lüders (Louche et al., 2001) et les bandes de PLC (Louche et al., 2005). Dans le premier article, les sources de chaleur ont été déduites à partir des données thermiques utilisant l'équation de la diffusion de la chaleur locale. Pour les matériaux élastoplastiques, quand aucune transition de phase ne se produit, la source de chaleur est essentiellement due à la dissipation intrinsèque. Dans le deuxième, les sources de chaleur associées ont été calculées afin d'augmenter la précision de détections des bandes de PLC. Ces champs ont révélé des bandes dissipatives localisées orientées selon la direction de chargement. Elles ont été classées comme du type A ou B en fonction de leur distribution spatio-temporelle. Ensuite, les caractéristiques des différentes bandes ont été déterminées: la forme, la largeur, l'orientation de la bande, la direction de propagation, les changements d'orientation, de vitesse de propagation, la durée et la période.

Comme déjà cité, Louche et al. (2008) ont travaillé aussi sur la réponse mécanique, des champs cinématiques et les émissions acoustiques, qui ont été obtenues simultanément dans un dispositif expérimental. L'effet PLC a été bien étudié et selon la vitesse de déformation. Les types A, B ou C de bandes de déformation ont été étudiés sur la base de chutes de contrainte, d'émission acoustique et de champs de déformations. Puis les caractéristiques des bandes (position, orientation, largeur, réduction de l'épaisseur, l'intensité, l'émission acoustique, la direction de contrainte principale) ont été présentés dans différentes conditions de vitesse de déformation.

Louche et al. (1999, 2001, 2005, 2008) ont beaucoup travaillé sur le développement de méthodes de filtrage à partir des données en température. Plutôt que développer des méthodes, nous utilisons des moyens de filtrages sur une très grande gamme d'essais avec différentes géométries, vitesses de déformation et températures.

Ranc et Wagner (2005) ont aussi déterminé plusieurs des caractéristiques des bandes de PLC. Pour observer la localisation de déformation dans les bandes, ils ont utilisé un pyromètre couplé à une caméra infrarouge. Selon la vitesse de déformation et la température,

Ranc et Wagner (2008) ont utilisé le modèle spatio-temporelle pour détecter les principaux changements de ces bandes et pour les identifier (types A, B et C). L'incrément de déformation plastique associée à chaque bande cause une augmentation de température qui a été mesurée par pyrométrie infrarouge.

3.3.4 Moyens de chauffage et de refroidissement

Pour balayer la gamme de températures nécessaire à l'étude du phénomène Portevin-Le Châtelier, des essais à diverses températures sont nécessaires. Pour les alliages d'aluminium étudiés, des essais à chaud et à froid sont nécessaires. Certains de ces essais sont réalisés à l'aide d'une chambre thermique qui permet d'atteindre les températures dans l'intervalle de -70°C à 300°C . Pour les températures les plus hautes, un four électrique a été utilisé. En dehors de la température ambiante, les caméras rapide et infrarouge n'ont pas été utilisées. Cependant, pour l'acquisition dans tous ces cas, un extensomètre a permis la mesure locale des déformations.

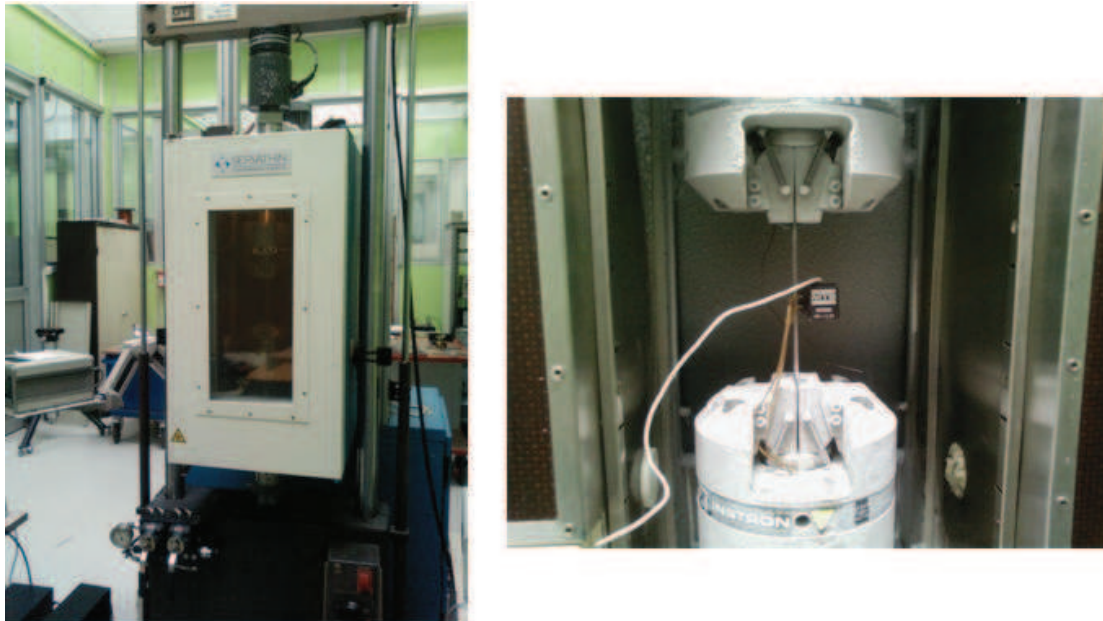


Figure 3.6: L'enceinte thermique utilisée pour les essais à froid et à chaud dans l'intervalle de -70°C à 300°C . Détail de l'acquisition avec l'extensomètre.

3.4 Dépouillement des essais

3.4.1 Rigidité de la machine

L'écoulement plastique d'un matériau présentant l'effet PLC est irrégulier (écoulement instable). La courbe de déformation présente des chutes de contrainte et on assiste à un réajustement de la déformation élastique de sorte que le saut de déformation plastique de l'éprouvette au moment de l'apparition de l'instabilité est compensé par un retour élastique au niveau du système d'essai.

Un modèle simple est classiquement utilisé pour expliquer la situation. Le déplacement de la traverse impose une variation de longueur de l'éprouvette, mais aussi une déformation des autres éléments de la machine (figure 3.7). On admet que seule l'éprouvette de rigidité R_0 se déforme plastiquement. On rend compte de la souplesse des différents éléments de la machine par un ressort de longueur Z et de rigidité R_z . A ce stade, on définit la rigidité équivalente du système machine + éprouvette par la mise en série de deux ressorts.

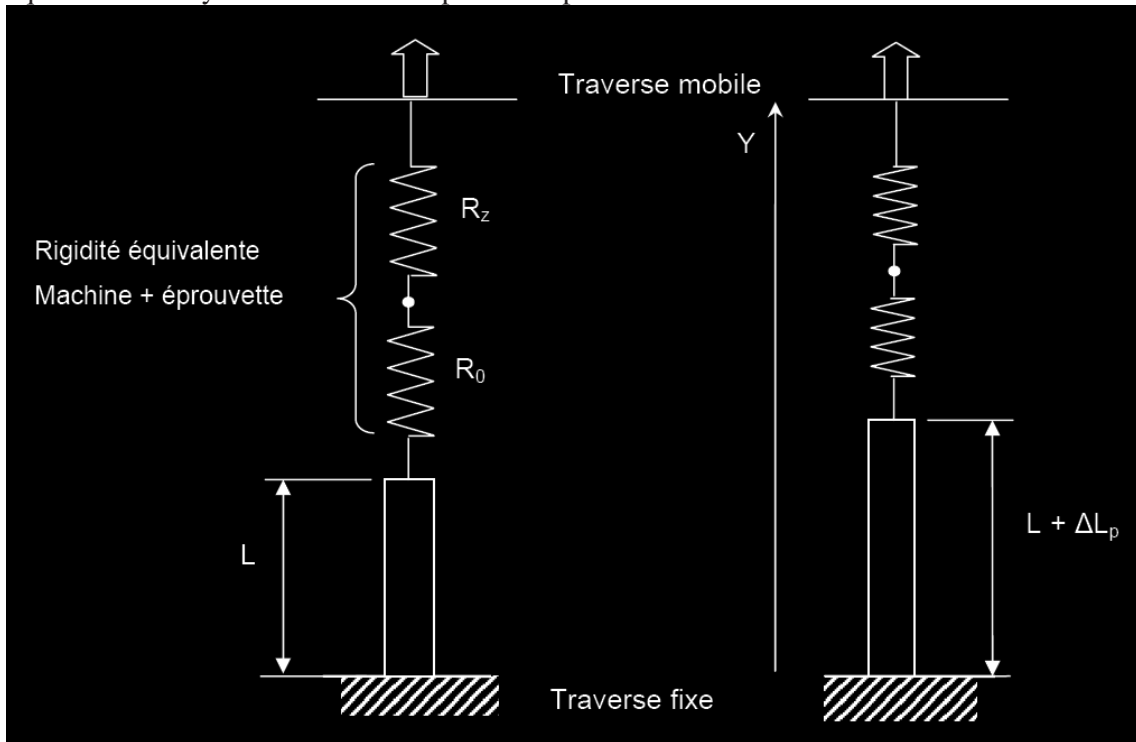


Figure 3.7: Représentation schématique de la relaxation de contrainte pendant l'instabilité PLC (Bouabdallah, 2006).

Un déplacement élémentaire Δy de la traverse mobile produit un allongement de l'éprouvette, avec une composante élastique ΔL_e et une composante plastique ΔL_p et un allongement ΔZ du ressort.

$$\Delta y = \Delta L_e + \Delta Z + \Delta L_p \quad (3.15)$$

On étudie ce qui se passe au moment de la décharge. Si on admet que celle-ci se produit quasi-instantanément et l'on considère que la traverse mobile n'effectue aucun déplacement. On a approximativement $\Delta y \approx 0$.

Une instabilité de type PLC correspond à une accélération de la déformation plastique de l'éprouvette qui provoque, dans un intervalle de temps très faible, un allongement plastique supérieur au déplacement imposé par la machine, d'où une chute, ΔP , de la charge appliquée. On introduit alors un déplacement de la traverse nul dans l'équation 3.1.

$$0 = \Delta L_e + \Delta Z + \Delta L_p \quad (3.16)$$

Par définition, on a :

$R_z = \Delta P / \Delta Z$, rigidité de la machine de traction,

$R_0 = \Delta P / \Delta L_e$, rigidité de l'éprouvette

et $R = R_0 + R_z$, rigidité équivalente (machine + éprouvette)

d'où :

$$\Delta P / R + \Delta L_p = 0 \quad (3.17)$$

Le saut instantané de la charge appliquée est donc $\Delta P = - R \Delta L_p$.

La chute de contrainte correspondante est donc d'autant plus importante que la rigidité du système de traction est grande. La forme de la courbe de réponse mécanique (figure 3.2, par exemple) résulte du fait qu'au moment de l'apparition d'une instabilité PLC, l'éprouvette se "relâche" et la contrainte appliquée chute brusquement provoquant une décharge instantanée de la machine de traction. La déformation plastique de l'éprouvette, $+\Delta \epsilon_p$, entraîne une relaxation de la déformation élastique, $-\Delta \epsilon_e$, du système de traction (machine + éprouvette).

Les corrections dues à la rigidité de la machine n'ont pas été évaluées dans ce travail.

3.4.2 Mesure des déplacements et déformations

Comme on l'a signalé plus haut, pour tous les échantillons où la corrélation d'images a été utilisée, la face de l'éprouvette imagée par la caméra rapide a été décorée des peintures noires et blanches finement pulvérisées pour augmenter le contraste d'image et faire que la distribution des valeurs de niveau de gris soit propre pour la corrélation d'images.

La précision et la résolution peuvent varier selon l'échantillon utilisé. Si on veut observer, comme il est souvent le cas dans ce travail, toute la longueur utile de l'éprouvette, qui peut être 120 mm, 59 mm ou 30 mm selon la géométrie de l'éprouvette, la précision est de l'ordre de 0,1 mm/pixel (voir annexe C) pour tous les essais avec les résolutions respectives. En revanche, quand on veut zoomer une petite zone, comme dans le cas de la figure 3.8 (essai de cisaillement), on utilise un objectif qui nous permet d'agrandir la zone et qui nous permet d'avoir une précision de l'ordre de 0,01 mm/pixel. Les déformations sont toutes calculées en tout point de la zone imagée de la longueur utile de l'éprouvette à l'aide de la fonction *gauge* du logiciel Correli.

Les éprouvettes pour l'essai de cisaillement citées ci-dessus sont montrées en figure 3.8. L'essai est réalisé dans une machine de traction et la géométrie de l'éprouvette permet d'avoir un état proche du cisaillement dans la petite zone centrale. Pour ces essais, on s'intéresse à la toute petite zone au milieu de l'éprouvette où effectivement se concentre la déformation. Les zones enregistrées avec la corrélation d'images et avec la thermographie infrarouge ont une taille d'environ 4 mm x 2 mm. Pour cela, on utilise des objectifs qui nous permettent d'avoir le plus grand nombre de pixels dans une zone aussi petite. Ces zones d'observation sont montrées dans la figure 3.9. Aussi dans cette figure, nous avons un exemple de jauge optique de déformation utilisé.

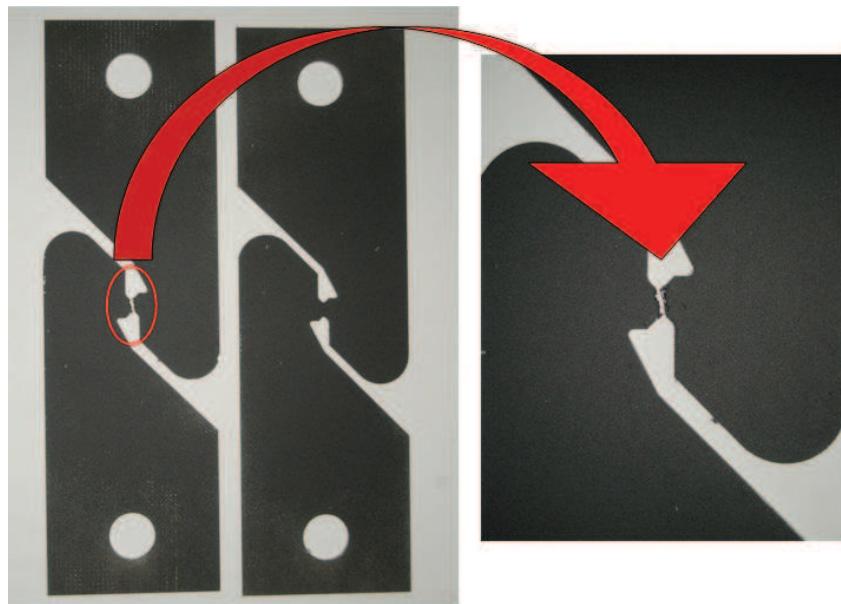


Figure 3.8: Détails de l'éprouvette utilisée pour l'essai de cisaillement.

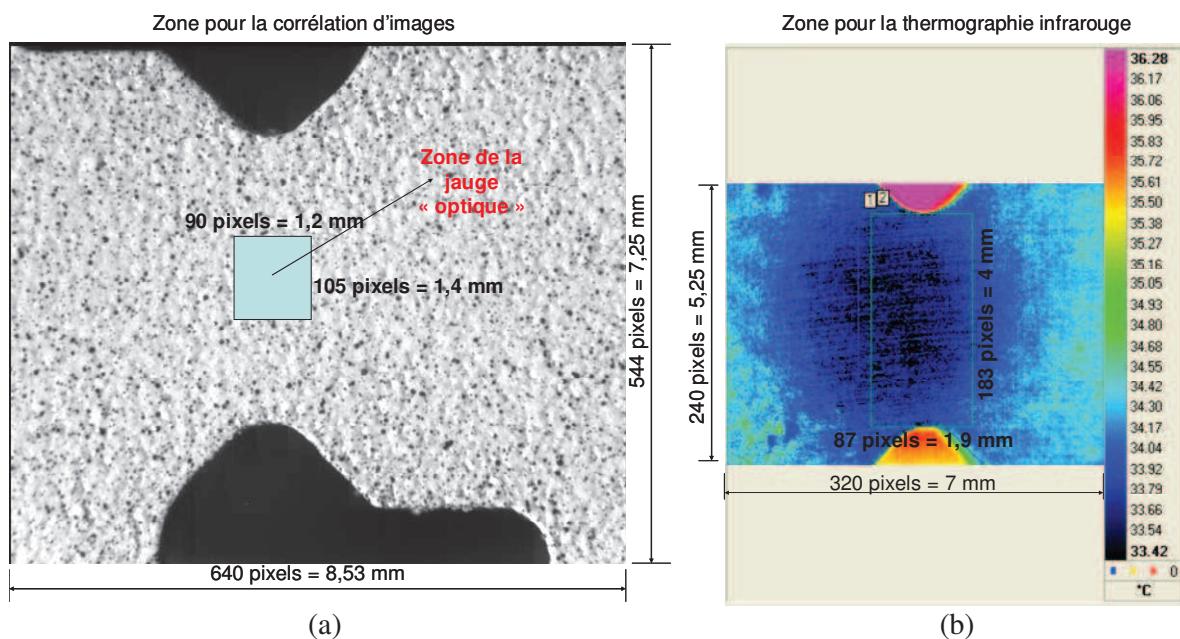


Figure 3.9: Zones pour : (a) la corrélation d'images et (b) pour la thermographie infrarouge.

3.4.3 Mesure des températures par thermographie

La figure 3.10 montre une visualisation d'une bande de déformation détectée par la thermographie infrarouge. La variation de température montrée dans la figure 3.10 est obtenue de la façon suivante : à chaque acquisition de temps t , les données acquises sont une matrice représentant le champ de températures mesuré par la caméra infrarouge, où x représente des lignes (dans la direction transversale) et y les colonnes (dans la direction longitudinale correspondant à l'axe de traction), et (x, y) un pixel de la zone imagée dans

l'éprouvette. Pour réduire au minimum le bruit dans la visualisation des bandes, la variation de température moyenne d'une ligne est calculée par

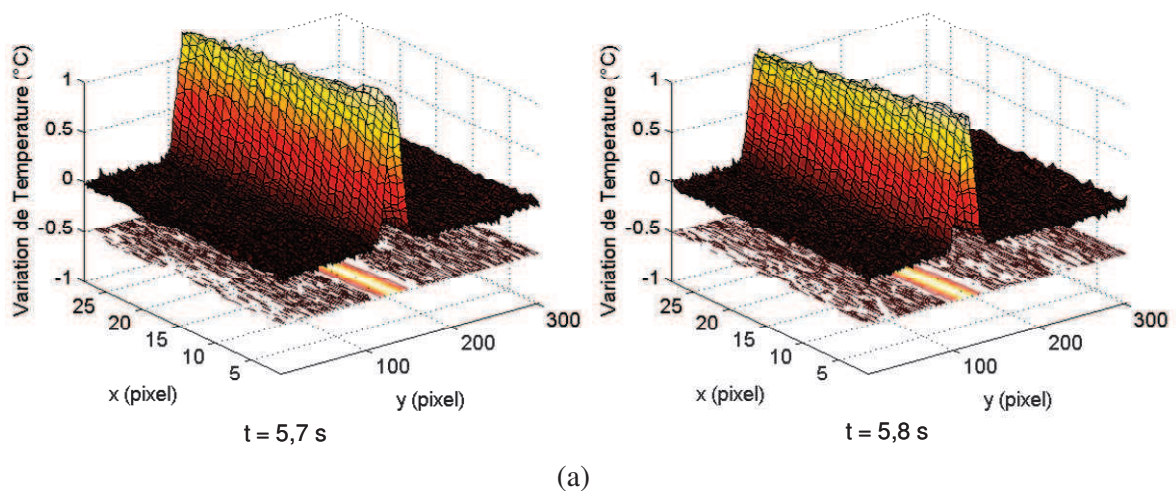
$$\Delta T(x, y, t) = T(x, y, t + m\delta t) - \frac{1}{m} \sum_{j=0}^{j=m-1} T(x, y, t + j\delta t) \quad (3.18)$$

où δt est la vitesse d'acquisition de l'obturateur de la caméra. Le choix du paramètre m dépend de la vitesse de déplacement du vérin de la machine et de la vitesse d'acquisition des images pendant l'essai.

Avec les images capturées par la caméra infrarouge (par exemple, figure 3.9b), nous avons le champ de température le long de toute l'éprouvette. Cependant, ces données sont bruitées. Une deuxième façon pour filtrer et traiter ces données (la première étant l'analyse spatio-temporelle de l'équation 3.18) est d'employer premièrement une fonction spéciale qui renvoie un filtre passe-bas gaussien de rotation symétrique d'une taille déterminée pour chaque cas avec l'écart type sigma (positif).

Ces données sont traitées avec le code de calcul *Matlab* et une sorte de fenêtrage, où une taille de fenêtre est choisie pour défiler le long de toute l'image, est utilisé pour essayer de lisser au maximum les bruits de mesure. Avec cette matrice (le champ de température) et un filtre bidimensionnel h (la fenêtre), la fonction *filter2* tourne la matrice du filtre de 180 degrés pour créer un noyau de convolution. Il appelle alors *conv2*, la fonction bidimensionnelle de convolution, pour mettre en application l'opération de filtrage (cf. *Matlab Documentation Set*).

Avec ce filtrage, la même séquence de deux images pour la thermographie infrarouge montrant deux instants de la propagation d'une bande de déformation de PLC de la figure 3.10a (filtrage à travers l'équation 3.18) est montrée dans la figure 3.10b en vue tridimensionnelle où nous pouvons constater une meilleure netteté, dans ce cas. On remarque que le paramètre m , qui dépend de la vitesse de déplacement du vérin de la machine et de la vitesse d'acquisition des images pendant l'essai, est le même dans les deux cas.



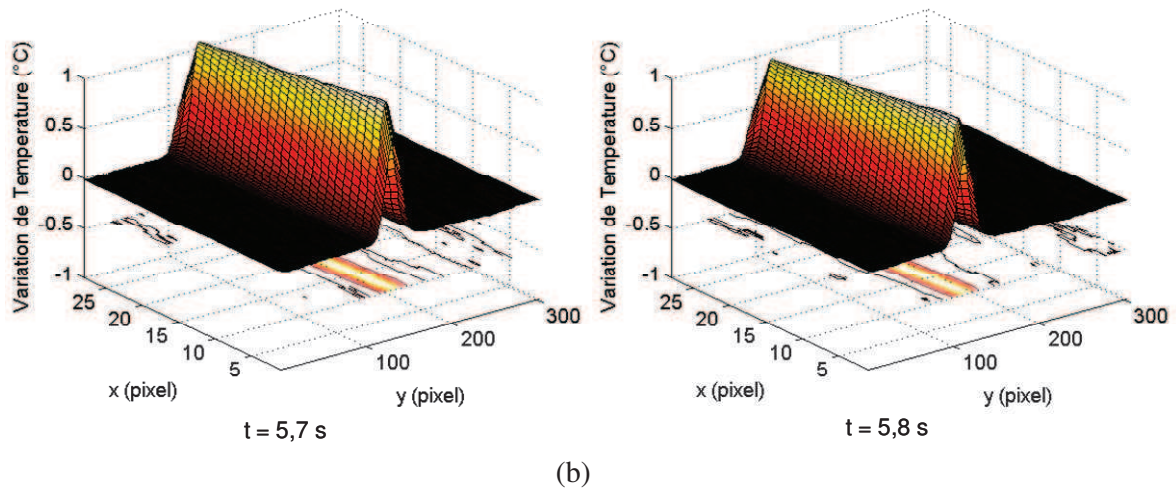


Figure 3.10: Vue tridimensionnelle d'une bande de déformation en montrant les distributions de la température à différents instants : (a) Données filtrées à partir de l'équation 3.4 ; (b) Données filtrées à partir de la deuxième procédure.

La caméra infrarouge permet d'avoir le champ de températures sur une face de l'éprouvette. Un miroir infrarouge peut éventuellement être utilisé pour mieux observer les bandes de déformation simultanément sur deux faces de l'éprouvette.

La disposition du miroir est montrée sur la figure 3.11. La figure 3.11b montre le capteur du champ de température de la caméra infrarouge juste après la rupture. On observe que les gradients de température sur deux faces sont les mêmes, ce qui veut dire que la réflexion infrarouge est très satisfaisante.

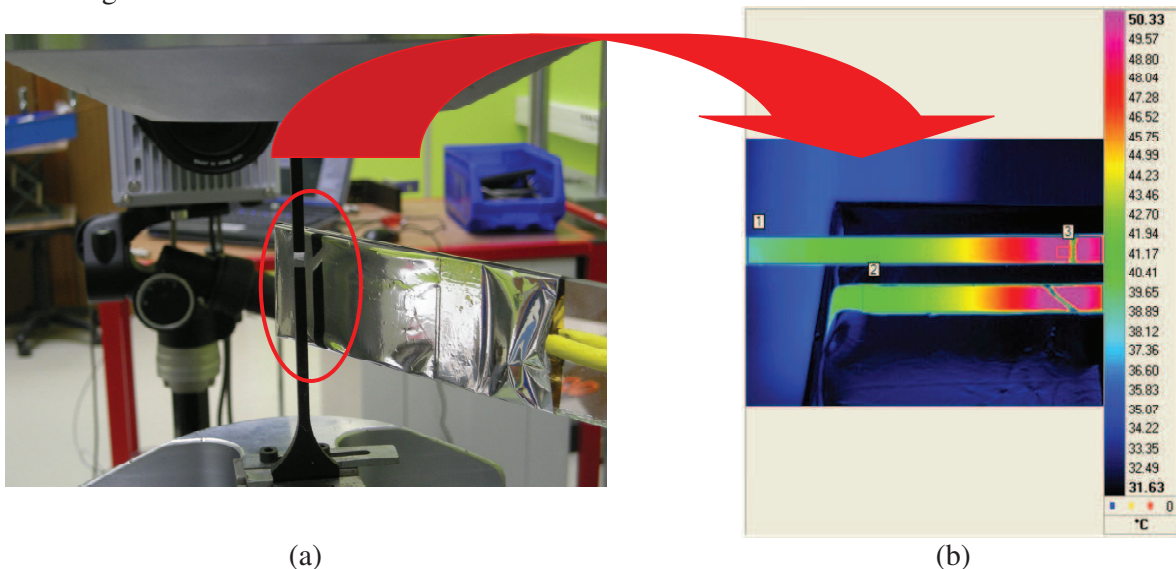


Figure 3.11: (a) Montage et disposition du miroir infrarouge permettant l'enregistrement de la température simultanément sur deux faces de l'éprouvette ; (b) Capteur de la caméra infrarouge.

La corrélation d’images et la thermographie infrarouge nous permettent de voir en détails la nucléation et l’évolution des bandes de déformation. La figure 3.12 montre le schéma d’une éprouvette plate lisse (EPL) utilisée largement durant tout le travail. Pour tous les essais effectués sur ce type d’éprouvettes, celle-ci a été fixée de la même manière sur la machine de façon à conserver une même longueur utile de 120 mm. La zone en pointillés fins est la zone imagée par la corrélation d’images numériques. La zone en pointillés gras est la zone imagée par la thermographie infrarouge numérique. X et Y sont les endroits utilisés pour présenter les résultats expérimentaux. Les détails de fréquences d’acquisition et de facteurs de conversion en mm et en pixels sont donnés en annexe C pour tous les essais effectués.

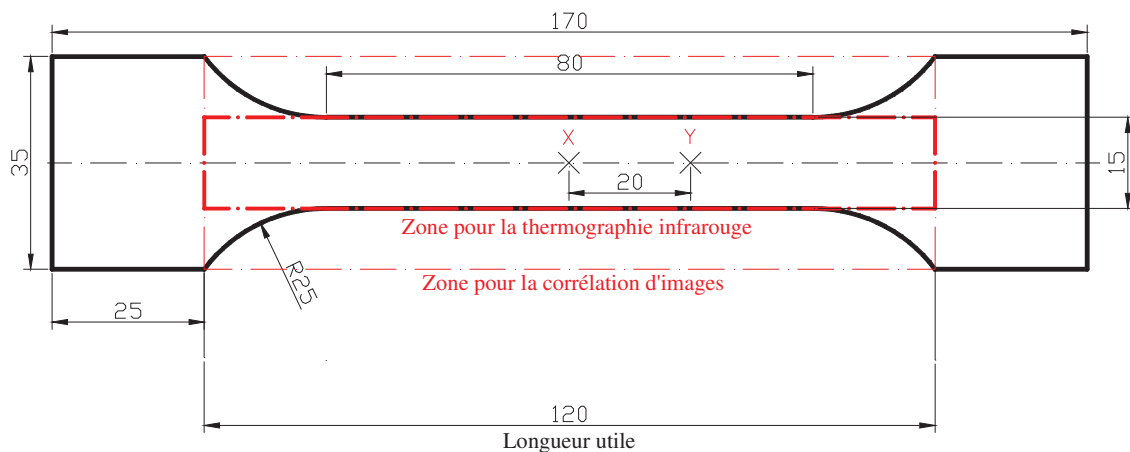


Figure 3.12: Eprouvette plate lisse (EPL) abondamment utilisée durant ce travail. Pour tous les essais EPL, l’éprouvette a été amarrée de la même manière, la distance entre mors étant fixée à 120 mm. La zone en pointillés fins est la zone imagée pour la corrélation d’images numériques, alors que celle en pointillés gras est la zone imagée en thermographie infrarouge numérique. X et Y sont les endroits utilisés pour présenter les résultats expérimentaux.

La figure 3.13 montre le schéma d’une éprouvette cylindrique lisse (ECL) aussi utilisée lors de plusieurs essais de traction et de traction-compression durant ce travail. La zone indiquée le long de la longueur utile (en rouge) a été imagée pour la thermographie infrarouge numérique, et X et Y sont les endroits utilisés pour présenter les résultats expérimentaux. Notons que dans ce cas, la corrélation d’images n’a pas été utilisée. La stéréo-corrélation, maintenant disponible, pourra être utilisée à l’avenir.

Dans le cas d’application des bandes de PLC, les fréquences d’acquisition des images sont généralement de 30, 50, 100 ou 150 images/s. Cette fréquence dépend de la vitesse de déformation nominale appliquée durant l’essai. Les détails de fréquences d’acquisition et de facteurs de conversion sont aussi donnés en annexe C.

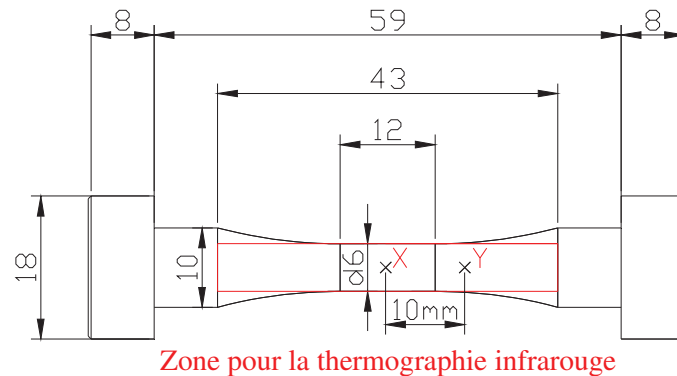


Figure 3.13: Epreuve cylindrique lisse (ECL) utilisée dans plusieurs essais de traction et traction-compression pendant tout le travail. Le secteur rouge est la zone imagée en thermographie infrarouge numérique. X et Y sont les endroits utilisés pour présenter les résultats expérimentaux.

3.5 Bilan des essais effectués

L'analyse détaillée du phénomène Portevin-Le Châtelier n'a porté que sur l'alliage AA5083-H116. De ce fait, pour ce matériau, différents paramètres ont été modifiés. Parmi ces paramètres, la vitesse de déformation et la température en premier lieu mais aussi le mode de chargement et la géométrie de l'éprouvette. Pour l'alliage AA5182-O, seuls des essais à déplacement imposé ont été effectués sur des éprouvettes plates lisses pour souligner l'apparition des bandes de Lüders en même temps que le phénomène Portevin-Le Châtelier.

3.5.1 Essais sur l'alliage AA5083-H116

Plusieurs types d'essais ont été réalisés sur ce matériau pour évaluer les effets du PLC sur le comportement mécanique macroscopique.

En premier lieu, et afin de déterminer le domaine d'existence du PLC, de nombreux essais de traction ont été réalisés à déplacement imposé. Ces essais ont été menés sur différents types d'éprouvettes et dans une large gamme de vitesses de déformation et de températures. A chaque température dans l'intervalle -100°C à 500°C , la vitesse de déformation a été modifiée pour obtenir la disparition du PLC. A la température ambiante, cette vitesse a varié entre 10^{-7} s^{-1} jusqu'à 10^{+3} s^{-1} de telle manière que les limites du domaine du PLC soient bien définies. L'ensemble de ces essais est résumé sur les tableaux 3.4 et 3.5.

Tableau 3.4: Bilan des essais de traction effectués à déplacement imposé sur l'alliage AA5083-H116 à différentes vitesses, à la température ambiante. Les éprouvettes EPL ont une longueur utile de 120 mm et une section de 15x2 mm². Les éprouvettes ECL ont 59 mm de longueur utile et 6 mm de diamètre.

Essai	Orientation par rapport à la direction de laminage	Vitesse de déplacement du vérin (mm/s)	Vitesse de déformation nominale (s ⁻¹)
EPL01	0°	0,000084	7x10 ⁻⁷
EPL02	0°	0,0035	2,92x10 ⁻⁵
EPL03	0°	0,04	3,33x10 ⁻⁴
EPL04	0°	0,34	2,83x10 ⁻³
EPL05	0°	1,2	1x10 ⁻²
EPL06	0°	12	1x10 ⁻¹
ECL01	0°	0,022	3,33x10 ⁻⁴
ECL02	0°	0,19	2,83x10 ⁻³
ECL03	0°	0,67	1x10 ⁻²
ECL04	0°	6,7	1x10 ⁻¹
ECL05	45°	0,022	3,33x10 ⁻⁴
ECL06	45°	0,19	2,83x10 ⁻³
ECL07	45°	0,67	1x10 ⁻²
ECL08	45°	6,7	1x10 ⁻¹
ECL09	90°	0,022	3,33x10 ⁻⁴
ECL10	90°	0,19	2,83x10 ⁻³
ECL11	90°	0,67	1x10 ⁻²
ECL12	90°	6,7	1x10 ⁻¹

Tableau 3.5: Bilan des essais de traction effectués avec les Mini Barres (SIMLab – NTNU) sur l'alliage AA5083-H116 à différentes vitesses et à température ambiante. Les éprouvettes ECL ont 15 mm de longueur utile et 3 mm de diamètre.

Essai	Orientation par rapport à la direction de laminage	Vitesse de déformation nominale (s ⁻¹)	Température (°C)
ECL13	0°	1,7	100
ECL14	0°	10,45	100
ECL15	0°	14,17	100
ECL16	0°	1,49	200
ECL17	0°	11,94	200
ECL18	0°	25,86	200

Tableau 3.6: Bilan des essais de traction effectués aux Barres d’Hopkinson (SIMLab – NTNU) sur l’alliage AA5083-H116 à différentes vitesses, à la température ambiante. Les éprouvettes ECL ont 15 mm de longueur utile et 3 mm de diamètre.

Essai	Orientation par rapport à la direction de laminage	Vitesse de déformation (s ⁻¹)
ECL19	0°	600
ECL20	0°	319
ECL21	0°	145
ECL22	0°	915
ECL23	0°	1215
ECL24	0°	1500

Les essais précédents ont été complétés par trois essais de traction à effort contrôlé dont le bilan est fourni dans le tableau 3.8 afin de voir l’effet du mode de contrôle sur le développement des bandes de déformation.

De plus, trois essais ont été instrumentés avec diverses jauges de déformation. Pour l’un de ces trois essais, la corrélation d’images et la thermographie infrarouge ont aussi été utilisés afin de comparer les résultats obtenus à l’aide de ces trois moyens de mesure.

L’effet de l’épaisseur des éprouvettes est étudié avec les éprouvettes plates lisses (EPL) à deux vitesses de déformation différentes et sept épaisseurs différentes: 1 mm, 2 mm (utilisé le long de toute l’étude), 3 mm, 4 mm, 5 mm, 7 mm et 9 mm. Les éprouvettes de 2, 3 et 4 mm sont issues d’une plaque de 5 mm alors que les autres sont issues d’une plaque de 10 mm. Ces essais ont pour objectif de comparer les différentes caractéristiques des bandes de déformation observées en fonction de l’épaisseur de l’éprouvette.

Pour analyser les effets d’autres types de chargement et en particulier l’effet de la triaxialité des contraintes, des essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes entaillées ayant soit une entaille en U (EEU) soit une entaille en V (EEV) mais aussi sur des éprouvettes fissurées (EEF). De plus, deux essais de traction sur une éprouvette conçue pour développer un chargement proche d’un cisaillement ont été réalisés (ECIS). Ces essais ont tous été réalisés à température ambiante.

Des essais cycliques à déplacement imposé ont été aussi effectués avec l’objectif d’étudier le comportement des bandes de déformation sous ce type de chargement. Ils sont résumés dans le tableau 3.14.

Pour analyser les effets de relaxation consécutifs à des changements brusques de la sollicitation, un essai avec plusieurs sauts de vitesse a été réalisé. L’histoire complète utilisé dans cet essai est résumée dans le tableau 3.16.

Enfin, pour les besoins de l’identification, des essais monotones et cycliques asservis sur un extensomètre fixé dans la partie utile d’éprouvettes cylindriques ECL ou plates EPL ont été aussi conduits essentiellement lorsque le PLC est absent. Ils permettent la détermination des paramètres de la loi de comportement en l’absence de tout phénomène de vieillissement

mais aussi une bonne mesure de la déformation critique pour l'apparition du PLC. Cependant ces essais ont aussi été continués dans le domaine du PLC sous le même type de sollicitation.

Tableau 3.7: Bilan des essais de traction effectués à déplacement imposé sur l'alliage AA5083-H116 à différentes températures. Les éprouvettes EPL ont 120 mm de longueur utile et 15x2 mm² de section. Les éprouvettes ECL ont 15 mm de longueur utile et 3 mm de diamètre.

Essai	T (°C)	Vitesse de déplacement du vérin (mm/s)	Vitesse de déformation nominale (s ⁻¹)	Occurrence du PLC
EPL07	-65,9	0,0035	2,92x10 ⁻⁵	O
EPL08	-65,8	0,012	1x10 ⁻⁴	N
EPL09	-66,4	1,2	1x10 ⁻²	N
EPL10	-50	0,04	3,33x10 ⁻⁴	O
EPL11	-25,5	0,0038	2,92x10 ⁻⁵	O
EPL12	-25,4	0,36	2,8x10 ⁻³	O
EPL13	-25	1,2	1x10 ⁻²	O
EPL14	-25	6	5x10 ⁻²	N
EPL15	-26	12	1x10 ⁻¹	N
EPL16	0	12	1x10 ⁻¹	O
EPL17	56	0,012	1x10 ⁻⁴	N
EPL18	50	0,06	5x10 ⁻⁴	O
EPL19	50	0,12	1x10 ⁻³	O
EPL20	100	0,12	1x10 ⁻³	N
EPL21	100	1,2	1x10 ⁻²	N
EPL22	100	6	5x10 ⁻²	O
EPL23	100	12	1x10 ⁻¹	O
EPL24	200	12	1x10 ⁻¹	N
ECL25	23	7,5	0,5	O
ECL26	22	15	1	N
ECL27	50	7,5	0,5	O
ECL28	50	15	1	O
ECL29	50	30	2	N
ECL30	70	60	4	O
ECL31	70	120	8	N
ECL32	100	15	1	O
ECL33	100	30	2	O
ECL34	100	60	4	O
ECL35	100	120	8	O
ECL36	150	15	1	O
ECL37	170	60	4	O
ECL38	170	150	10	O

Tableau 3.8: Bilan des essais effectués à effort imposé sur l'alliage AA5083-H116 et sur éprouvettes plates EPL. Les éprouvettes EPL ont une longueur utile de 120 mm et $15 \times 2 \text{ mm}^2$ de dimensions de la section transversale.

Essai	Vitesse de déplacement du vérin (N/s)	Vitesse de contrainte nominale ($\text{MPa} \cdot \text{s}^{-1}$)
EPL25	3	0,1
EPL26	70,2	2,34
EPL27	300	10

Tableau 3.9: Résumé de l'essai de traction à déformation imposé avec un extensomètre sur l'alliage AA5083-H116.

Essai	Vitesse de déformation (s^{-1})	Longueur utile (mm)	Dimensions de l'éprouvette (mm)
ECL39	1×10^{-3}	59	$\phi 6$

Tableau 3.10: Données pour les éprouvettes qui sont utilisés avec des jauges de déformation.

Essai	Vitesse de déplacement du vérin (mm/s)	Vitesse de déformation nominale (s^{-1})	Longueur utile (mm)	Jauges de déformation (quantité)	Corrélation d'images et thermographie infrarouge	Dimensions de l'éprouvette (mm)
ECL40	0,03	$5,1 \times 10^{-4}$	59	4	Non	$\phi 6$
EPL28	0,0035	$5,56 \times 10^{-5}$	63	6	Non	6x5
EPL29	0,2	$2,94 \times 10^{-3}$	68	3	Oui	6x5

Tableau 3.11: Bilan des essais effectués sur l'alliage AA5083-H116 pour étudier les effets de l'épaisseur de l'éprouvette (EPL). Les éprouvettes EPL ont une longueur utile de 120 mm.

Essai	Vitesse de déplacement du vérin (mm/s)	Vitesse de déformation nominale (s^{-1})	Dimensions de l'éprouvette (mm)
EPL30	0,12	1×10^{-3}	15x3
EPL31	1,2	1×10^{-2}	15x3
EPL32	0,12	1×10^{-3}	15x4
EPL33	1,2	1×10^{-2}	15x4
EPL34	1,2	1×10^{-2}	15x1
EPL35	1,2	1×10^{-2}	15x1
EPL36	1,2	1×10^{-2}	15x5
EPL37	1,2	1×10^{-2}	15x5
EPL38	1,2	1×10^{-2}	15x7
EPL39	1,2	1×10^{-2}	15x9

Tableau 3.12: Bilan des essais effectués sur des éprouvettes entaillées sur l'alliage AA5083-H116.

Essai	Type d'entaille / angle ou rayon d'entaille	Epaisseur de l'éprouvette (mm)	Vitesse de déplacement du vérin (mm/s)
EEV01	V – 30°	3	0,097
EEV02	V – 45°	3	0,1
EEV03	V – 60°	3	0,0975
EEU01	U – R0,4 mm	3	0,0955
EEU02	U – R0,4 mm	3	0,955
EEU03	U – R0,8 mm	3	0,0955
EEU04	U – R0,8 mm	3	0,955
EEU05	U – R2 mm	3	0,0955
EEU06	U – R2 mm	3	0,955
EEU07	U – R5 mm	5	0,2
EEU08	U – 30 mm	5	0,2
EEF01	fissurée	5	0,0975
EEF02	fissurée	5	0,97

Tableau 3.13: Bilan des essais de traction avec d'autres géométries de section, de compression et de cisaillement effectués sur l'alliage AA5083-H116.

Essai	Chargement	Vitesse de déplacement du vérin (mm/s)	Vitesse de déformation nominale (s ⁻¹)	Longueur utile (mm)	Dimensions de l'éprouvette (mm)
EPL40	Traction	0,336	$2,8 \times 10^{-3}$	120	4x4
EPL41	Traction	1,2	1×10^{-2}	120	5x5
EPL42	Traction	0,03	1×10^{-3}	30	10x9
EPL43	Compression	0,03	1×10^{-3}	30	10x9
ECL41	Compression	X	1×10^{-3}	59	$\phi 6$
ECL42	Compression	0,168	$2,8 \times 10^{-3}$	60	$\phi 20$
EPL44	Compression	0,1657	$2,8 \times 10^{-3}$	60	20x20
ECIS01	Cisaillement	0,002	5×10^{-4}	X	X
ECIS02	Cisaillement	0,02	5×10^{-3}	X	X

Tableau 3.14: Bilan des essais cycliques à déplacement imposé.

Essai	Vitesse de déplacement du vérin (mm/s)	Vitesse de déformation nominale (s^{-1})	Longueur utile (mm)	Cycles imposés	Dimensions de l'éprouvette (mm)
EPL45	0,3	1×10^{-2}	30	10 cycles : +0,4 ; -0,4 mm 10 cycles : +0,6 ; -0,6 mm 10 cycles : +0,8 ; -0,8 mm 3 cycles : +1,0 ; -1,0 mm	10x5
EPL46	0,3	1×10^{-2}	30	3 cycles : +1,5 ; -1,5 mm	10x5
EPL47	0,3	1×10^{-2}	30	10 cycles : +0,8 ; 0 mm 10 cycles : +1,2 ; 0 mm 10 cycles : +1,6 ; 0 mm 2 cycles : +2,0 ; 0 mm	10x5
EPL48	0,03	1×10^{-3}	30	10 cycles : +0,5 ; -0,5 mm Suivi de traction	10x9
EPL49	0,03	1×10^{-3}	30	3 cycles : +1,5 ; -1,5 mm	10x9
ECL43	0,19	$2,8 \times 10^{-3}$	59	3 cycles : +1,5 ; -1,5 mm	$\phi 6$
ECL44	0,022	$3,3 \times 10^{-4}$	59	7 cycles : +0,5 ; -0,5 mm	$\phi 6$

Tableau 3.15: Résumé des essais cycliques à déformation imposée par un extensomètre.

Essai	Vitesse de déformation (s^{-1})	Cycles imposés	Longueur utile (mm)	Dimensions de l'éprouvette (mm)
EPL50	$2,8 \times 10^{-3}$	10 cycles : +0,5 % ; -0,5% 10 cycles : +0,75 % ; -0,75% 5 cycles : +1,0 % ; -1,0% 1 cycle : +1,5 % ; -1,5%	50	10x5
ECL45	1×10^{-3}	10 cycles : +0,5 % ; -0,5% 10 cycles : +0,75 % ; -0,75% 3 cycles : +1,0 % ; -1,0% 3 cycles : +1,5 % ; -1,5% 3 cycles : +2,0% ; -2,0% 3 cycles : +2,5 % ; -2,5% 3 cycles : +3,0% ; -3,0% 3 cycles : +3,5 % ; -3,5%	59	$\phi 6$
ECL46	1×10^{-3}	10 cycles : +0,5 % ; 0% 10 cycles : +0,75 % ; 0% 3 cycles : +1,0 % ; 0% 3 cycles : +1,5 % ; 0% 3 cycles : +2,0% ; 0% 3 cycles : +2,5 % ; 0% 3 cycles : +3,0% ; 0% 3 cycles : +3,5 % ; 0% 3 cycles : +4,0 % ; 0%	59	$\phi 6$

Tableau 3.16: Essai avec sauts de vitesses de déformation.

Essai	Vitesses de déformation nominale (s^{-1}) à chaque 1% de déformation	Longueur utile (mm)	Dimensions de l'éprouvette (mm)
EPL51	$10^{-4} \rightarrow 10^{-2} \rightarrow 10^{-4} \rightarrow 10^{-2} \rightarrow$ $10^{-3} \rightarrow 10^{-1} \rightarrow 10^{-3} \rightarrow 10^{-1}$	120	15x2

3.5.2 Essais sur l'alliage AA5182-O

Comme on l'a fait remarquer auparavant, pour ce matériau l'objectif essentiel est de montrer l'apparition des bandes de Lüders et du phénomène PLC sous les mêmes conditions de sollicitations. A cet effet, cinq essais de traction monotone ont été réalisés à la température ambiante et à différentes vitesses de déformation. Ces essais sont résumés dans le tableau 3.17.

Tableau 3.17: Bilan des essais de traction à déplacement imposé effectués sur l'alliage AA5182-O à température ambiante et sur éprouvettes plates d'épaisseur 1 mm. Les éprouvettes EPL ont une 130 mm de longueur utile et $20 \times 1 \text{ mm}^2$ de dimensions de la section transversale.

Essai	Vitesse de déplacement du vérin (mm/s)	Vitesse de déformation nominale (s^{-1})
P1	0,0092	$2,92 \times 10^{-5}$
P2	0,0436	$3,33 \times 10^{-4}$
P3	0,3668	$2,83 \times 10^{-3}$
P4	1,31	1×10^{-2}
P5	13,1	1×10^{-1}

4 OBSERVATIONS EXPERIMENTALES DES INSTABILITES PROPAGATIVES DANS LES ALLIAGES D'ALUMINIUM AA5083-H116 ET AA5182-O: RESULTATS ET DISCUSSIONS

4.1 Introduction

Ce chapitre est dédié à une présentation détaillée des résultats expérimentaux obtenus lors des essais décrits au chapitre précédent pour les deux matériaux étudiés. Ces résultats sont aussi discutés afin d'exhiber les rôles importants des phénomènes de vieillissement sur le comportement mécanique macroscopique des deux alliages afin de préparer la modélisation qui est entreprise dans le dernier chapitre de ce travail. Une analyse détaillée des instabilités observées ainsi que des bandes de déformations associées est fournie. Nous commençons par l'alliage AA5083-H116 qui constitue une très grande partie de ce chapitre et pour lequel tous les aspects de l'effet Portevin-Le Châtelier sont considérés et analysés. Nous finissons par l'alliage AA5182-O pour lequel nous discutons seulement l'apparition des bandes de Lüders et leur interaction avec l'effet Portevin-Le Châtelier, la présence des deux phénomènes simultanément étant la différence qualitative essentielle avec l'alliage AA5083-H116.

4.2 Résultats obtenus sur l'alliage AA5083-H116

4.2.1 Courbes effort-déplacement à température ambiante et effets de la vitesse de sollicitation

Dans ce paragraphe, nous présentons les réponses effort-déplacement obtenues lors des essais de traction effectués sur éprouvettes lisses.

La figure 4.1 résume ces résultats pour les éprouvettes plates (EPL) et cylindriques (ECL). Pour ces mêmes éprouvettes, les figures 4.1a et 4.1b montrent respectivement les réponses obtenues en quasi-statique lorsque les essais sont contrôlés en déplacement et en effort à différentes vitesses de sollicitations indiquées sur les figures. Les figures 4.1c et 4.1d montrent respectivement les réponses quasi-statiques à déplacement imposé pour les éprouvettes prismatiques à section carrée et des éprouvettes cylindriques. Enfin les figures

4.1e et 4.1f présentent les réponses obtenues sur des éprouvettes cylindriques aux vitesses de déformation intermédiaires (mini barres) et élevées (barres de Hopkinson, dans ce cas on montre la courbe contrainte vraie-déformation vraie). Toutes les éprouvettes utilisées dans les essais décrits en figure 4.1 ont été prélevées dans la direction de laminage. Tous les essais ont été conduits à température ambiante et toutes les réponses associées présentent des chutes de contrainte ou des paliers de déformation signalant la présence du phénomène Portevin-Le Châtelier. Les figures 4.1a et 4.1b montrent que les effets de vitesse ne sont pas très importants pour le matériau mais laissent voir à l'évidence une sensibilité négative à la vitesse de sollicitation (déformation ou contrainte). Dans les essais quasi-statique (figures 4.1a,b,c,d) une légère striction est observée sur les éprouvettes plates aux vitesses supérieures. Alors qu'elle est toujours présente sur les éprouvettes cylindriques.

La figure 4.1a montre les courbes effort-déplacement pour 6 vitesses de déformation différentes allant de $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ à $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ en quasi-statique. Les amplitudes des « oscillations » en effort diminuent quand on augmente la vitesse de déformation. On observe des bandes de déformation jusqu'à la rupture de l'éprouvette mais seulement à partir d'une certaine déformation critique.

La figure 4.1b montre les réponses obtenues avec un contrôle en effort sur des éprouvettes plates lisses prismatiques ($15 \times 2 \text{ mm}^2$). Les courbes montrent un très léger pic suivi d'un plateau (propagation de la bande) pour les deux vitesses de contrainte supérieures. Pour la vitesse de contrainte inférieure, le pic est toujours présent mais la propagation de la bande se fait avec un écrouissage important.

La figure 4.1c montre les résultats obtenus sur des éprouvettes plates lisses à sections carrées ($4 \times 4 \text{ mm}^2$ et $5 \times 5 \text{ mm}^2$). Pour le même contrôle en déplacement, les allures des courbes diffèrent des éprouvettes plates lisses prismatiques (figure 4.1a). On observe d'abord des bandes de type A pour les déformations inférieures suivies des bandes de type B vers la fin de l'essai. Ces résultats seront confortés par les indications de la thermographie infrarouge.

La figure 4.1d montre le cas des éprouvettes cylindriques lisses (ECL) pour 4 différentes vitesses de déformation allant de $3,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ à $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. A partir de 10^{-2} s^{-1} et au delà, on observe des bandes de déformation de type A, se déplaçant le long de toute l'éprouvette. Ces observations sont aussi faites pour les éprouvettes de type EPL mais juste au début des essais à ces vitesses de déformation de $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ et $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. Dans ce dernier cas, les bandes de type A sont suivies par des bandes de type B, comme on le montrera en détail dans la section 4.2.9.1.

Dans la figure 4.1e, on décrit les résultats obtenus sur les mini barres à des vitesses intermédiaires et à hautes températures. Ces essais ont été réalisés au SIMLab à Trondheim en Norvège.

La figure 4.1f montre les résultats obtenus à partir des barres d'Hopkinson à des vitesses de déformation élevées et à température ambiante. Ces essais ont été réalisés au SIMLab à Trondheim en Norvège. On observe une sensibilité positive à la vitesse de déformation. Dans tout le domaine de vitesses de déformation montré dans cette figure, on n'observe pas l'effet PLC.

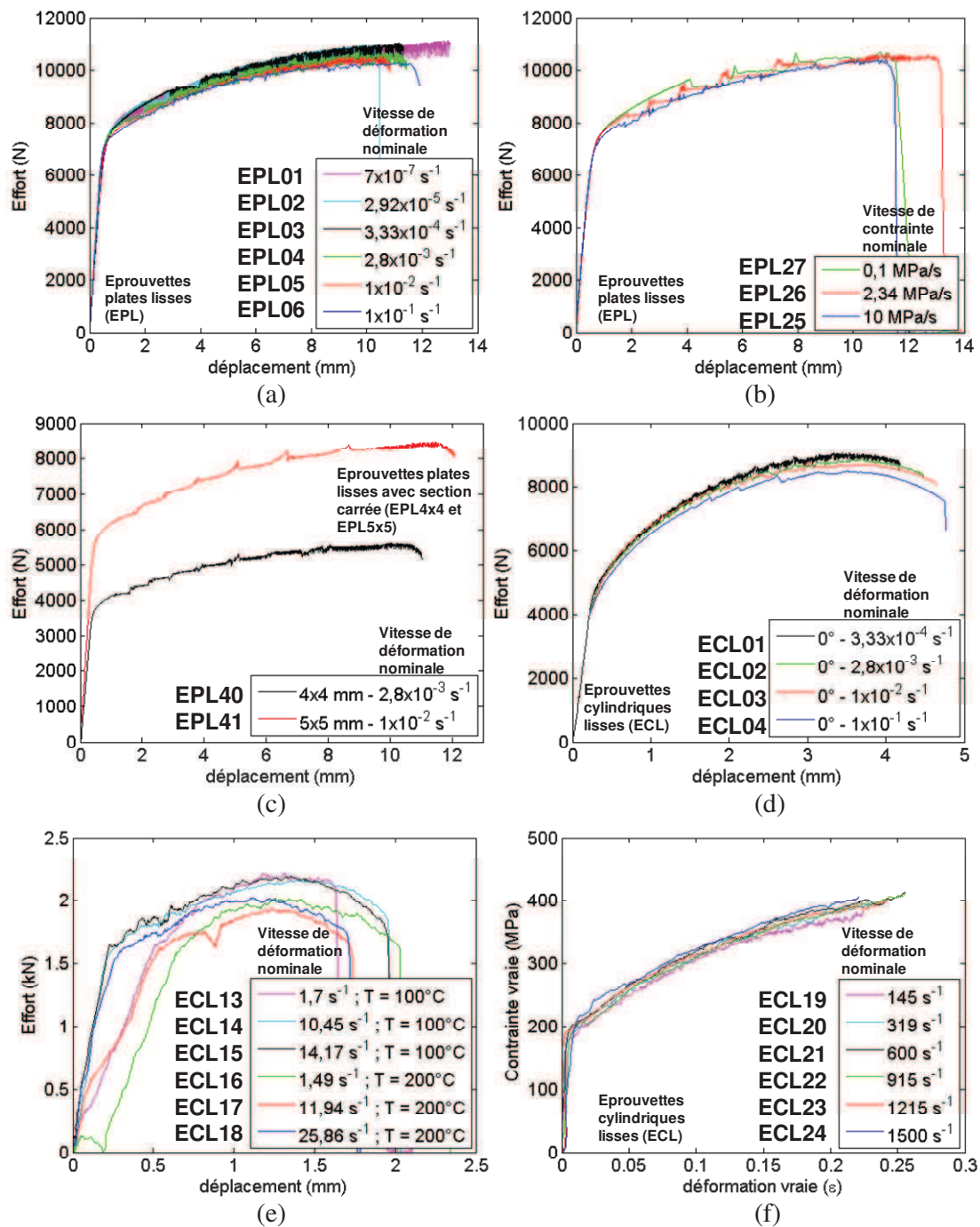


Figure 4.1: Courbes effort-déplacement lors d'essais de traction sur différentes familles d'éprouvettes : (a) Traction à déplacement imposé sur éprouvettes plates lisses (EPL); (b) Traction à effort imposé sur éprouvettes plates lisses (EPL); (c) Traction à déplacement imposé sur éprouvettes plates lisses de sections carrées (EPL4x4 et EPL5x5); (d) Traction sur éprouvettes cylindriques lisses; (e) Courbes contrainte vraie-déformation vraie lors d'essais de traction sur éprouvettes cylindriques lisses à des vitesses de déformation intermédiaires (effectués sur mini barres) et à hautes températures ; (f) Traction sur éprouvettes cylindriques lisses à hautes vitesses de déformation (effectués aux barres d'Hopkinson) et à température ambiante.

4.2.2 Effets de la température et domaine d'apparition de l'effet PLC

Pour chaque matériau, l'effet PLC n'existe en général que dans un domaine bien défini de vitesses de déformation et de températures. Pour déterminer ce domaine, les essais de la figure 4.1 ont été complétés par des essais à diverses températures. Une première série d'essais a été effectuée sur des éprouvettes cylindriques à la vitesse $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} s^{-1}$ et aux températures $T = 20^\circ C, 100^\circ C, 200^\circ C, 300^\circ C, 400^\circ C$ et $500^\circ C$. Les réponses associées à cette série sont données sur la figure 4.2a et montrent qu'à cette vitesse, l'effet PLC disparaît au delà de $100^\circ C$ puisque les courbes de traction obtenues ne présentent pas d'oscillations. D'autres séries d'essais ont suivi à $-65^\circ C, -50^\circ C, -25^\circ C, 0^\circ C, 50^\circ C, 70^\circ C, 100^\circ C, 150^\circ C$ et $170^\circ C$ à des vitesses diverses qui sont indiquées dans le tableau 3.7. Les figures 4.2b, 4.2c et 4.2d montrent les réponses obtenues à $-25^\circ C, -65^\circ C$ et $100^\circ C$ respectivement.

Dans la figure 4.2b, on observe une sensibilité négative à la vitesse de déformation pour les vitesses de déformation présentant cet effet, à savoir $\dot{\epsilon} = 2,92 \times 10^{-5} s^{-1}, \dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} s^{-1}$. Cette sensibilité devient positive à $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} s^{-1}$ pour laquelle on observe effectivement la disparition de l'effet PLC. Dans les figures 4.2c et 4.2d, la sensibilité à la vitesse de déformation est négative dans la gamme étudiée. Notons cependant que dans le cas de la figure 4.2d, il n'y a pas de PLC à la plus haute vitesse.

L'ensemble des essais des tableaux 3.4, 3.6 et 3.7 et ceux cités ci-dessus permettent de déterminer approximativement le domaine d'apparition de l'effet PLC. Le domaine est traditionnellement représenté dans un diagramme $(1/T, \dot{\epsilon})$ fourni en figure 4.3. Dans cette figure, tous les essais de traction sur éprouvettes lisses ont été reportés. Ils sont représentés par un point correspondant à la température et vitesse de déformation associés. Un symbole plein (bleu) indique que le phénomène PLC a été observé pour l'essai, un symbole creux (rouge) indique au contraire son absence. La frontière entre les symboles pleins (bleus) et les symboles creux (rouges) délimitent le domaine d'apparition du phénomène PLC. Cette frontière est indiquée en figure 4.3 où elle est représentée approximativement par les 3 segments de droite AB, AC et BD. Notons que la limite du domaine aux basses vitesses de déformation n'a pu être obtenue en raison de la durée longue des essais nécessaires. Seul un essai à $\dot{\epsilon} = 10^{-7} s^{-1}$ a été effectué à $T = 20^\circ C$ mais pour lequel le phénomène PLC a été observé.

L'existence ou non de l'effet PLC au cours d'un essai est généralement décidée au vu de la courbe contrainte-déformation par la présence des chutes de contrainte mais aussi par les indications des jauges ou extensomètres (allures en escalier associées aux bandes de déformation) mais surtout par la corrélation d'images et la thermographie lorsque cela est possible. On rencontre des difficultés surtout aux vitesses de déformation élevées ou aux basses températures.

A titre d'exemple et pour trois essais réalisés à $50^\circ C$ à des vitesses de déformation de 1,15 ; 1,21 et 3,48 s^{-1} , la figure 4.4a montre les réponses de l'extensomètre en fonction du temps alors que la figure 4.4b représente la contrainte vraie en fonction de la déformation plastique. Sur cette dernière figure, on peut observer clairement qu'à la vitesse de déformation la plus haute, il y a du PLC et qu'à la plus basse il n'y en a pas. En revanche, pour la vitesse

de déformation intermédiaire, il est plus difficile de conclure. L'observation des indications de l'extensomètre dans la première figure permet de dire qu'il y en a.

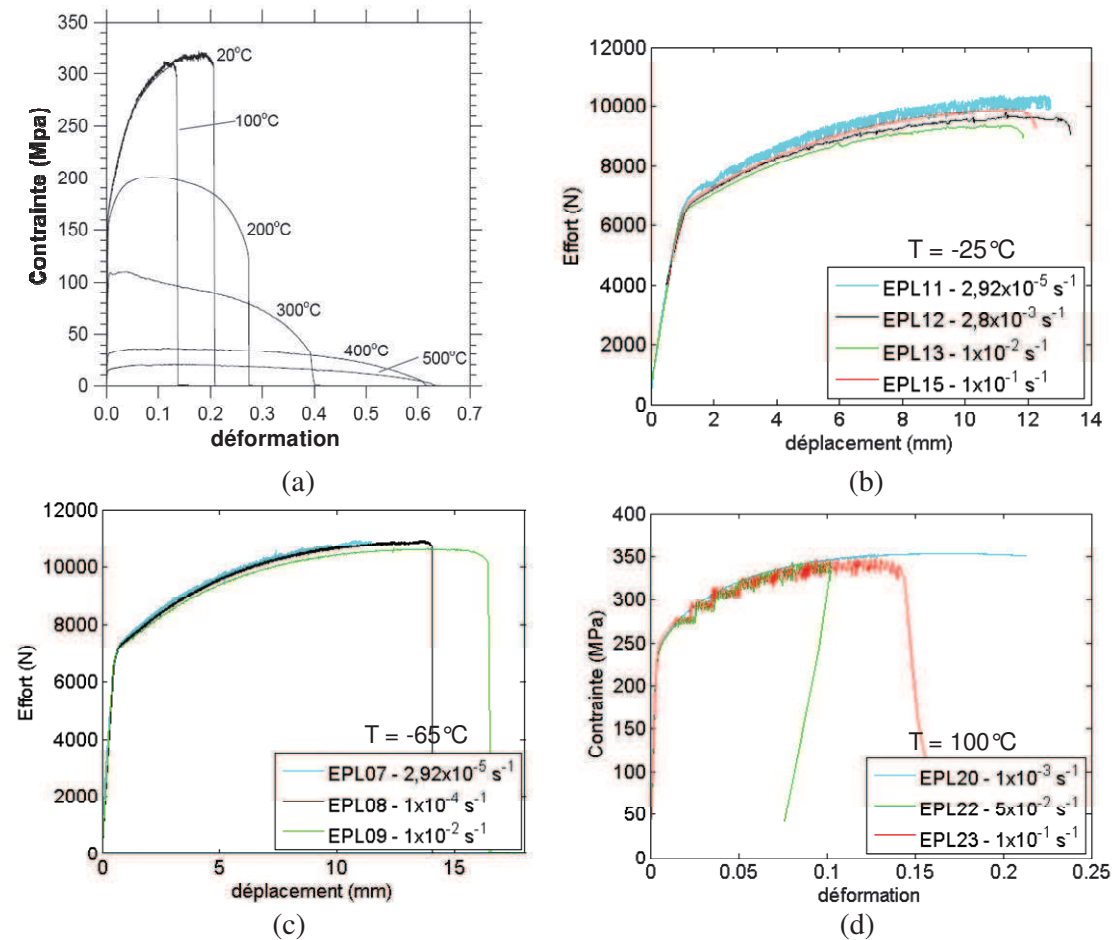


Figure 4.2: Effets de la température sur le comportement uniaxial de l'alliage AA5083-H116 : (a) à la vitesse $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et à différentes températures. Dans le domaine où l'effet PLC est observé, la rupture est brutale et s'opère en cisaillement. En dehors de ce domaine, la rupture devient ductile (Clausen et al., 2004) ; (b) à -25°C ; (c) à -65°C et (d) à 100°C pour différentes vitesses de déformation.

4.2.3 Sensibilité à la vitesse de déformation – Sensibilité instantanée et asymptotique

La sensibilité à la vitesse de déformation est une propriété importante pour les matériaux viscoplastiques. Elle revêt une dimension encore plus capitale quand il s'agit de matériaux présentant le phénomène Portevin-Le Châtelier, essentiellement parce qu'il est largement accepté qu'une sensibilité négative à la vitesse de déformation est une condition nécessaire pour l'apparition des instabilités associées à ce phénomène.

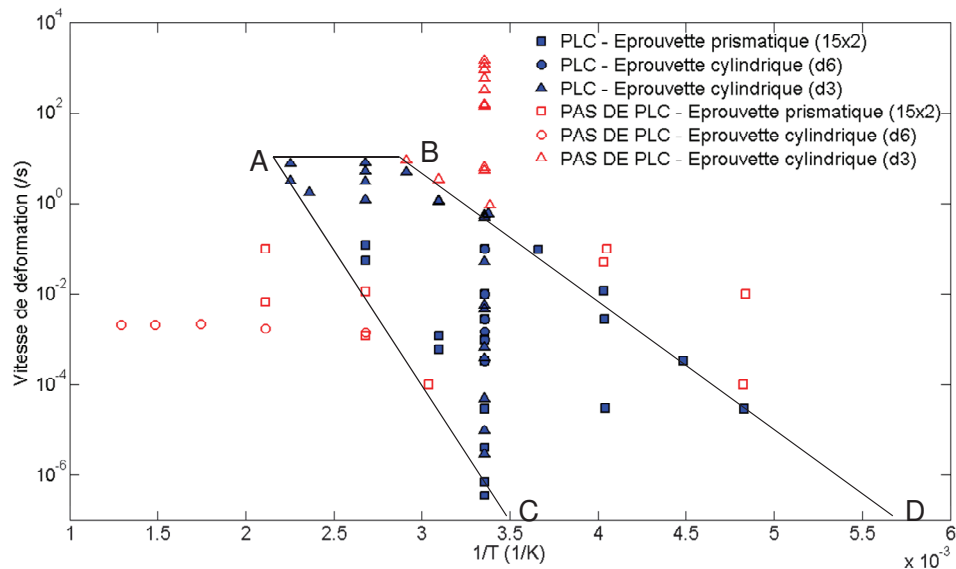


Figure 4.3: Domaine d'apparition de l'effet Portevin-Le Châtelier dans le diagramme ($1/T$, $\dot{\epsilon}$) pour l'alliage AA5083-H116. Les symboles bleus indiquent l'observation du phénomène, les rouges le contraire. Ce domaine est approximativement défini par l'intérieur de la zone limitée par les segments AB, AC et BD.

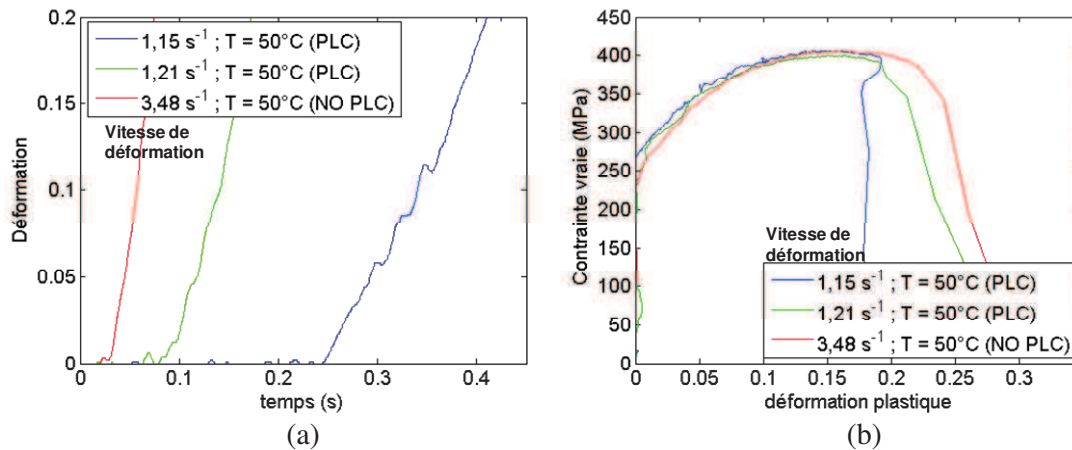


Figure 4.4: (a) Réponses de l'extensomètre en fonction du temps pour trois essais à 50°C à des vitesses de déformation de 1.15, 1.21 et 3.48 s^{-1} ; (b) Contrainte vraie en fonction de la déformation plastique pour les trois essais de la figure (a).

De l'ensemble des réponses effort-déplacement et contrainte-déformation présentées dans les figures 4.1, 4.2, 4.3, 4.4, on observe effectivement le caractère négatif de la sensibilité à la vitesse de l'alliage AA5083-H116 en ce sens que les réponses observées peuvent se trouver l'une en dessous de l'autre lorsque la vitesse de la sollicitation est augmentée.

La figure 4.5 montre la contrainte d'écoulement vraie à 1, 2, 5 et 10% de déformation vraie en fonction de la vitesse de déformation obtenue lors d'essais de traction réalisés sur des

éprouvettes plates et cylindriques ($d = 3$ et 6 mm) lisses. Les courbes montrent la sensibilité négative à la vitesse de déformation lorsqu'on est en présence de PLC (points bleus). Cette sensibilité devient positive en son absence (points rouges). Les résultats sont montrés à diverses températures pour les éprouvettes EPL : -65°C , -25°C , 25°C et 100°C (figures 4.5a, 4.5b, 4.5c et 4.5d, respectivement) et à la température ambiante pour les éprouvettes ECL (figures 4.5e et 4.5f).

La figure 4.6 montre la contrainte vraie à 1, 2, 5 et 10% de déformation vraie en fonction de la température pour des essais à une vitesse de déformation de $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ à des températures variant entre 25°C et 500°C . On observe que pour cette vitesse de déformation le PLC disparaît à partir de 100°C . De plus, les contraintes diminuent avec la température et à partir de 300°C , les contraintes vraies à 1, 2 et 5% sont pratiquement les mêmes.

Pour mieux aborder le problème de la sensibilité à la vitesse de déformation et distinguer entre son caractère instantané, son caractère transitoire et son caractère asymptotique, un essai avec sauts de vitesses a été réalisé et consiste en une traction sur une éprouvette plate lisse (EPL) à température ambiante, asservie en déplacement et où l'histoire du chargement imposé est une succession de vitesses de la traverse de la machine d'essais donnée par $0.012 \text{ mm/s} \rightarrow 1.2 \text{ mm/s} \rightarrow 0.012 \text{ mm/s} \rightarrow 1.2 \text{ mm/s} \rightarrow 0.12 \text{ mm/s} \rightarrow 12 \text{ mm/s} \rightarrow 0.12 \text{ mm/s} \rightarrow 12 \text{ mm/s}$ (correspondant à une histoire de vitesses de déformation nominale sur l'éprouvette $10^{-4} \text{ s}^{-1} \rightarrow 10^{-2} \text{ s}^{-1} \rightarrow 10^{-4} \text{ s}^{-1} \rightarrow 10^{-2} \text{ s}^{-1} \rightarrow 10^{-3} \text{ s}^{-1} \rightarrow 10^{-1} \text{ s}^{-1} \rightarrow 10^{-3} \text{ s}^{-1} \rightarrow 10^{-1} \text{ s}^{-1}$). Chaque portion de vitesse est imposée pendant 1% de déformation. La réponse globale pour cet essai est donnée en figure 4.7 où les différentes portions associées à des vitesses différentes peuvent être observées et en particulier aux différents instants où la vitesse de chargement est changée.

Il est essentiel de remarquer justement qu'au début de chaque changement de vitesse, le matériau réagit « normalement » en ce sens que si on augmente la vitesse de chargement, l'effort a tendance à augmenter et si on la diminue, l'effort diminue. La sensibilité à la vitesse est donc positive, on dira alors que la sensibilité instantanée (immédiatement après le changement de sollicitation) est positive. Par la suite, l'effort peut diminuer (ou augmenter) selon que la vitesse de sollicitation est augmentée (ou diminuée). Dans le cas où la vitesse est augmentée lors du saut, si l'effort ou la contrainte observés asymptotiquement sont inférieurs à ceux du premier niveau, alors la sensibilité ultérieure (asymptotique) est négative. C'est le cas lors du premier saut dans la figure 4.7.

L'essai avec sauts réalisé est intéressant à d'autres égards car il permet de voir d'autres phénomènes. En plus de la relaxation consécutive à chaque saut de vitesse, on voit aussi qu'après cette relaxation, l'effort ou la contrainte peuvent augmenter.

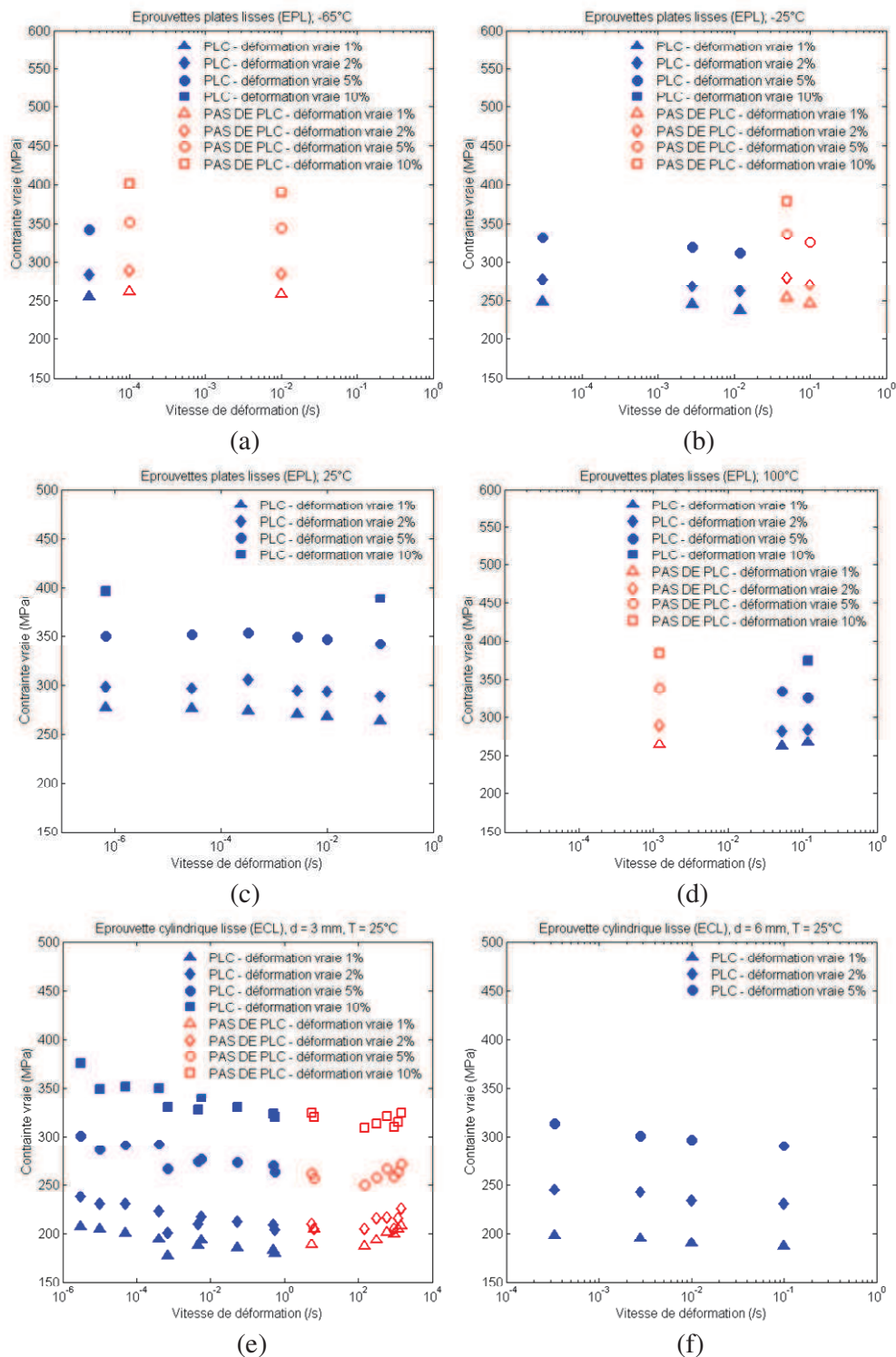


Figure 4.5: Evolution de la contrainte vraie à 1, 2, 5 et 10% de déformation avec la vitesse de déformation montrant une sensibilité négative à la vitesse de déformation dans le domaine PLC et une sensibilité positive en dehors de ce domaine : (a) Epruvette EPL à -65°C ; (b) Epruvette EPL à -25°C ; (c) Epruvette EPL à 25°C et (d) Epruvette EPL à 100°C ; (e) Epruvettes ECL (diamètre 3mm) à 25°C ; (f) Epruvettes ECL (diamètre 6 mm) à 25°C.

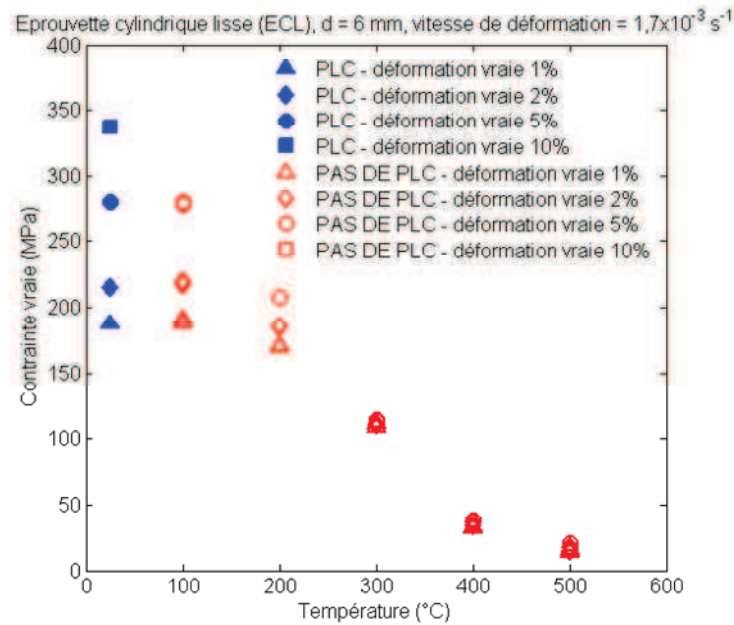


Figure 4.6: Evolution de la contrainte vraie à 1, 2, 5 et 10% de déformation avec la température observée pour des essais de traction à une vitesse de déformation de $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

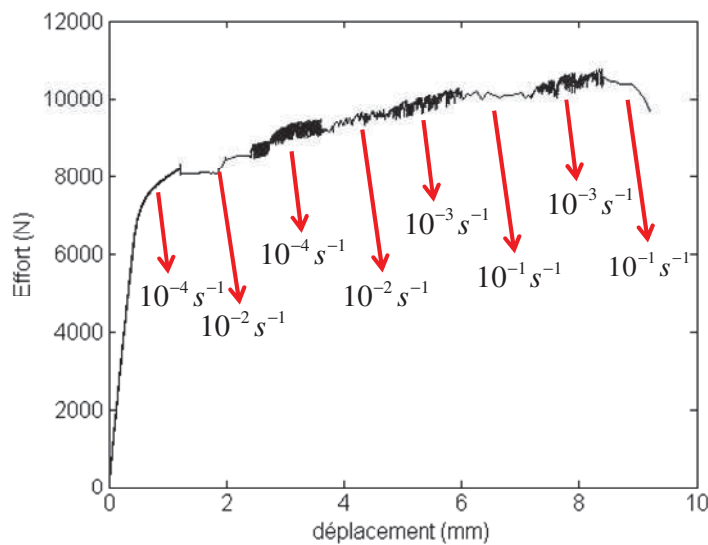


Figure 4.7: Essai de traction avec sauts de vitesses de déformation sur une éprouvette plate lisse (EPL51) à chaque 1% de déformation.

4.2.4 Effets de l'anisotropie du matériau

Comme on l'a indiqué au chapitre 3, l'alliage AA5083-H116 est par son mode d'élaboration anisotrope. L'étude détaillée de cette anisotropie plastique est en dehors du cadre de ce travail. Néanmoins, nous avons réalisé, pour compléter les essais de traction effectués dans la direction de laminage (0°) et répertoriés dans le tableau 3.4, des essais de

traction sur des éprouvettes cylindriques lisses (ECL) prélevées dans les directions à 45° et 90° par rapport à la direction de laminage. Les réponses du matériau observées au cours de ces essais à 4 vitesses de déformation différentes sont présentées dans les figures 4.8a et 4.8b. La figure 4.8c compare ces réponses dans les trois directions étudiées (0°, 45° et 90°) à la même vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Ces figures montrent des tendances identiques dans les trois directions à priori.

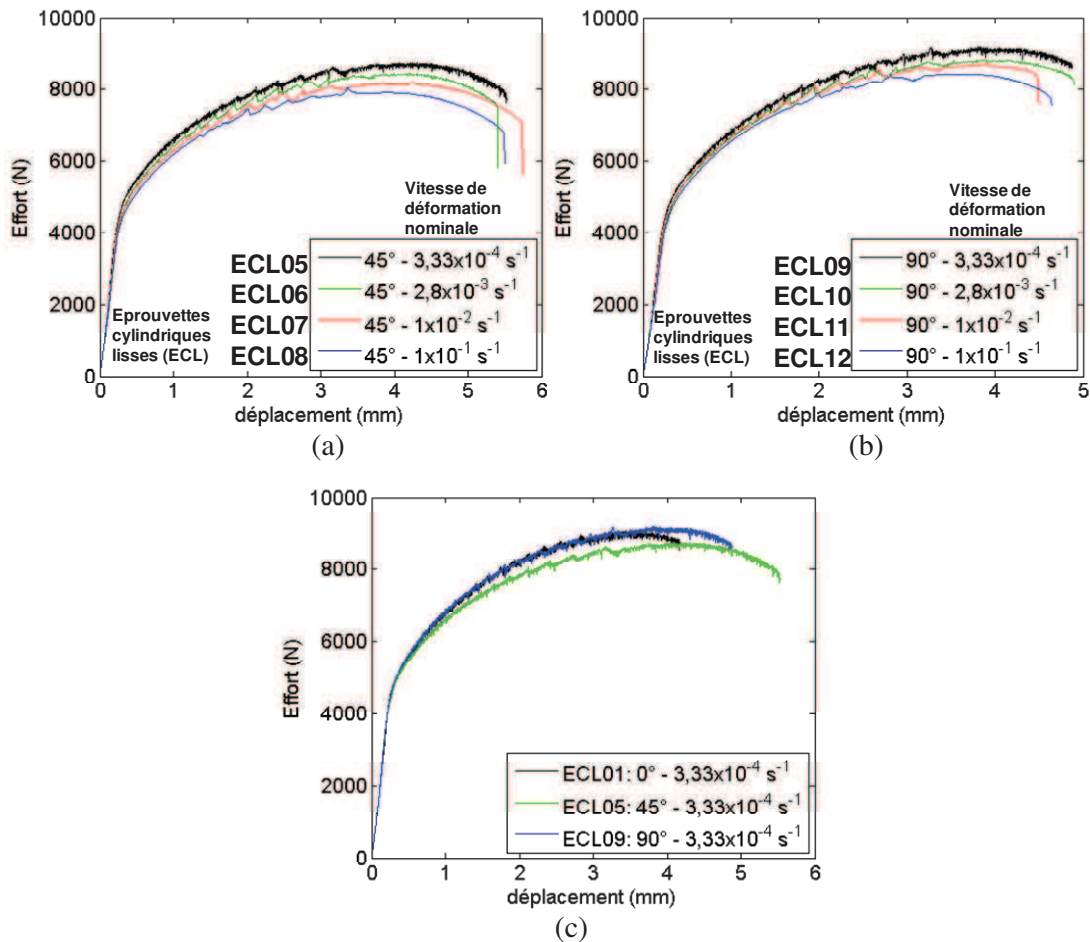


Figure 4.8: Effet de l'anisotropie du matériau sur l'effet Portevin-Le Chatelier. (a) Traction à 45° de la direction de laminage; (b) Traction à 90° de la direction de laminage ; (c) Comparaison des réponses en traction dans les trois directions 0°, 45° et 90° à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

4.2.5 Effets du sens de chargement et de la triaxialité de contraintes

Pour étudier le sens de chargement sur le phénomène PLC, nous avons réalisé d'une part des essais de compression monotones sur différents types d'éprouvettes (ECL et EPL), puis des essais cycliques de traction-compression sur des éprouvettes plates lisses (EPL) et cylindriques (ECL). Les effets de la multiaxialité des contraintes ont été regardés simplement

à travers des essais de traction sur diverses éprouvettes entaillées et une éprouvette de cisaillement répertoriées dans le tableau 3.3.

4.2.5.1 Essais de compression

Les réponses obtenues au cours des essais de compression sont rassemblées dans la figure 4.9 sous forme de courbes contrainte-déformation et effort-déplacement pour quatre essais, ECL41 et EPL43 dans le premier cas et EPL44 et ECL42 dans le deuxième. Pour l'essai ECL41, les histoires de déformation ont été mesurées à l'aide d'un extensomètre. La corrélation d'images n'a été utilisable qu'en début de l'essai EPL43. Pour les essais EPL44 et ECL42, nous avons utilisé le déplacement de la traverse. Tout comme lors des essais de traction, le phénomène PLC est observé aux mêmes vitesses utilisées à la température ambiante.

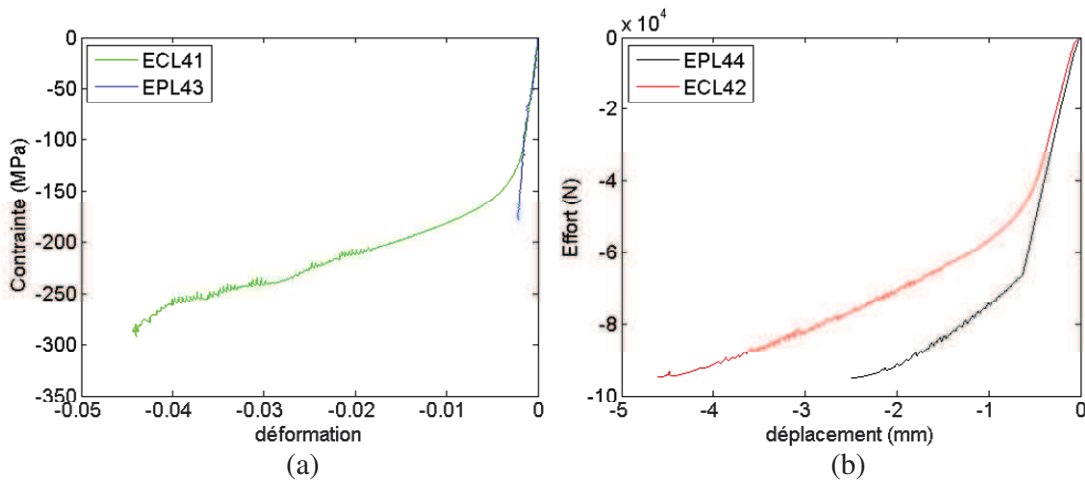


Figure 4.9: (a) Courbe contrainte-déformation pour les essais de compression ECL41 (section avec un diamètre de 6 mm et mesures de déformation à partir d'un extensomètre) et EPL43 (section de 10x9 mm² et mesures de déformation à partir de correli) ; (b) Courbes effort-déplacement pour les essais de compression EPL44 (section de 20x20 mm²) et ECL42 (section avec un diamètre de 20 mm).

4.2.5.2 Essais cycliques de traction-compression

Les essais cycliques ont été imaginés pour voir d'éventuels effets d'une pré-déformation cyclique sur l'apparition de l'effet PLC. Ils ont tous été conduits à température ambiante et sont résumés dans les tableaux 3.14 et 3.15. Comme on l'a indiqué au chapitre 2 et on l'analyse en détails au paragraphe 4.2.10, le phénomène PLC n'apparaît en général qu'après une certaine déformation plastique critique. Nous avons donc considéré des chargements cycliques avec des niveaux de déformation maximale inférieurs ou supérieurs à la déformation critique observée en traction uniaxiale monotone. De plus les cyclages utilisés peuvent avoir une déformation moyenne nulle ou non.

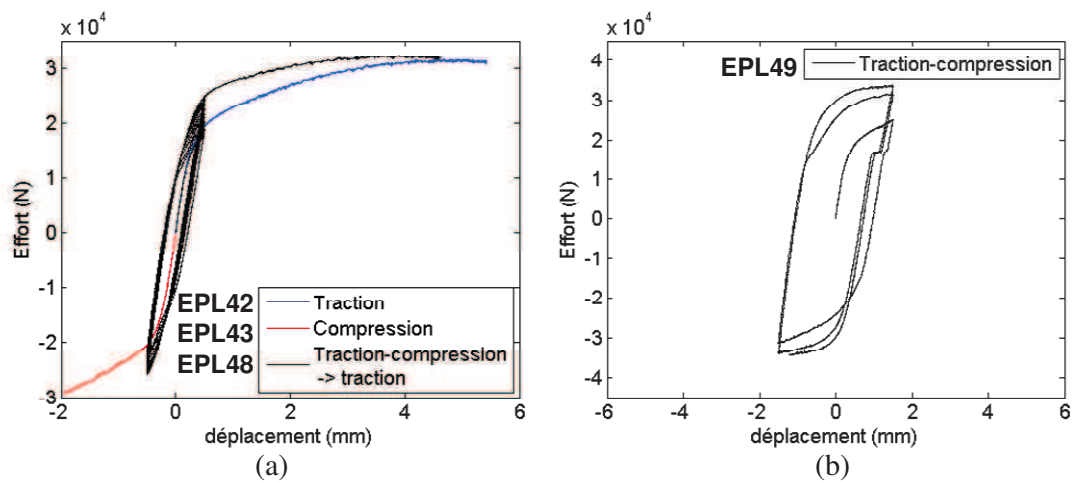


Figure 4.10: (a) Observation et comparaison du phénomène PLC en traction monotone, en compression monotone et en traction monotone après une prédéformation cyclique d'amplitude inférieure à la déformation critique de traction ; (b) Observation du phénomène PLC en traction-compression cyclique d'amplitude supérieure à la déformation critique de traction.

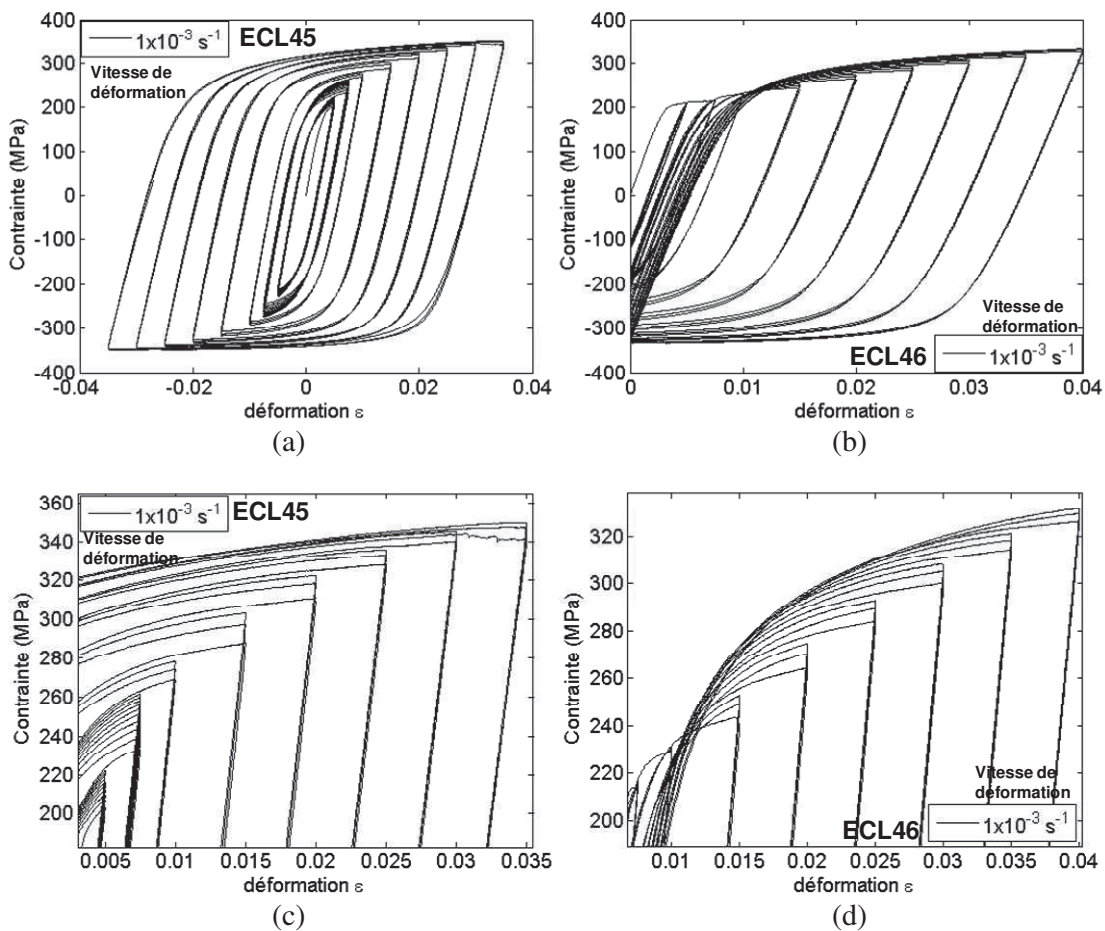


Figure 4.11: Courbes contrainte-déformation pour les essais cycliques réalisés sur les éprouvettes cylindriques lisses contrôlés en déformation: (a) Essai ECL45 ; (b) Essai ECL46 ; (c) Zoom de (a) ; (d) Zoom de (b).

A titre de comparaison, la figure 4.10a présente trois essais. Trois autres essais cycliques ont été réalisés sur l'alliage AA5083-H116 (figures 4.10b, 4.11a,c et 4.11b,d). Le but ici est de voir l'effet de différents types de chargement sur l'effet PLC sur une éprouvette plate lisse avec une section de $10 \times 9 \text{ mm}^2$. Ces trois essais ont été effectués à déplacement imposé à une vitesse nominale de déformation de 10^{-3} s^{-1} . Le premier essai (EPL42) a été réalisé en traction monotone jusqu'à rupture. Le deuxième (EPL43) a été conduit en compression (l'éprouvette a flambé). Un chargement cyclique de traction-compression a été appliqué lors du troisième (EPL48). Une dizaine de cycles à une amplitude de déformation nominale de 0,017% (correspondant à un déplacement de la traverse de 0,5 mm), inférieure à la déformation critique en traction monotone et à valeur moyenne nulle ont été utilisés. Une traction monotone jusqu'à rupture est ensuite appliquée à l'éprouvette. Les deux premiers essais nous ont permis d'obtenir la déformation critique en traction et en compression. Le troisième a permis de voir que la prédéformation plastique (cumulée) n'a pratiquement pas d'influence sur la déformation critique pour l'apparition des bandes de déformation. En effet, à la suite des cycles, des bandes de déformation dues au PLC sont observées quasiment à la même déformation plastique critique de l'essai de traction monotone.

Les trois essais précédents sont complétés par un autre essai cyclique (EPL49) semblable à celui décrit ci-dessus. La seule différence est l'amplitude de déformation nominale utilisée (0,05%, correspondant à un déplacement de la traverse de 1,5 mm) supérieure cette fois à la déformation critique en traction monotone. La courbe effort-déplacement associée est donnée en figure 4.10b pour les trois premiers cycles. On peut y voir, à chaque alternance et une fois une certaine déformation critique dépassée, l'apparition du phénomène PLC, sa disparition au changement de sens de la sollicitation et sa réapparition à l'alternance suivante. Notons que les déformations critiques des apparitions successives du PLC à chaque alternance évoluent au cours du cyclage. Cette évolution est décrite dans le paragraphe 4.2.10.

D'autres essais cycliques de traction-compression ont été effectués sur des éprouvettes cylindriques et asservis en déformation à l'aide d'un extensomètre, essentiellement pour l'identification du modèle présenté au chapitre 6 mais ils ont aussi été considérés pour l'observation du phénomène PLC. Pour deux de ces essais (ECL45 et ECL46), le chargement cyclique comporte plusieurs niveaux de déformation successifs (inférieurs et supérieurs à la déformation critique en traction monotone) avec une valeur moyenne nulle pour le premier et une valeur moyenne non nulle pour le second. Les détails de chargement correspondants sont donnés dans le tableau 3.15. Les réponses contrainte-déformation obtenues pour ces deux essais sont présentées en figures 4.11a et 4.11b. On observe là aussi que tant que le cyclage est fait en dessous de la déformation critique, on n'observe aucune bande de déformation. Ce n'est qu'après avoir dépassé cette déformation que le phénomène PLC apparaît et on observe des chutes de contrainte comme on peut le voir dans les zooms des figures 4.11a et 4.11b présentés en figures 4.11c et 4.11d.

4.2.5.3 Essais de cisaillement

Deux essais de cisaillement ont été réalisés à la température ambiante, le premier (ECIS01) à une vitesse de déformation nominale de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ et le deuxième (ECIS02) à

$5 \times 10^{-3} s^{-1}$. Dans les deux cas, l'effet PLC a été observé. Les figures 4.12a et 4.12b montrent la courbe effort-temps pour la totalité de l'essai et un zoom de la fin de l'essai pour l'essai ECIS01. Les figures 4.12c et 4.12d montrent les mêmes résultats pour l'essai ECIS02.

On observe que les bandes n'apparaissent que vers la fin de l'essai dans les deux cas. Une analyse plus détaillée nous permet d'affirmer que les bandes ne se déclenchent que lorsque la fissuration des éprouvettes a commencé.

La figure 4.12e compare les réponses des deux essais précédents et on peut observer une très légère sensibilité négative à la vitesse de déformation. On montrera par la suite que dans les deux cas on n'observe que des bandes de déformation de type C.

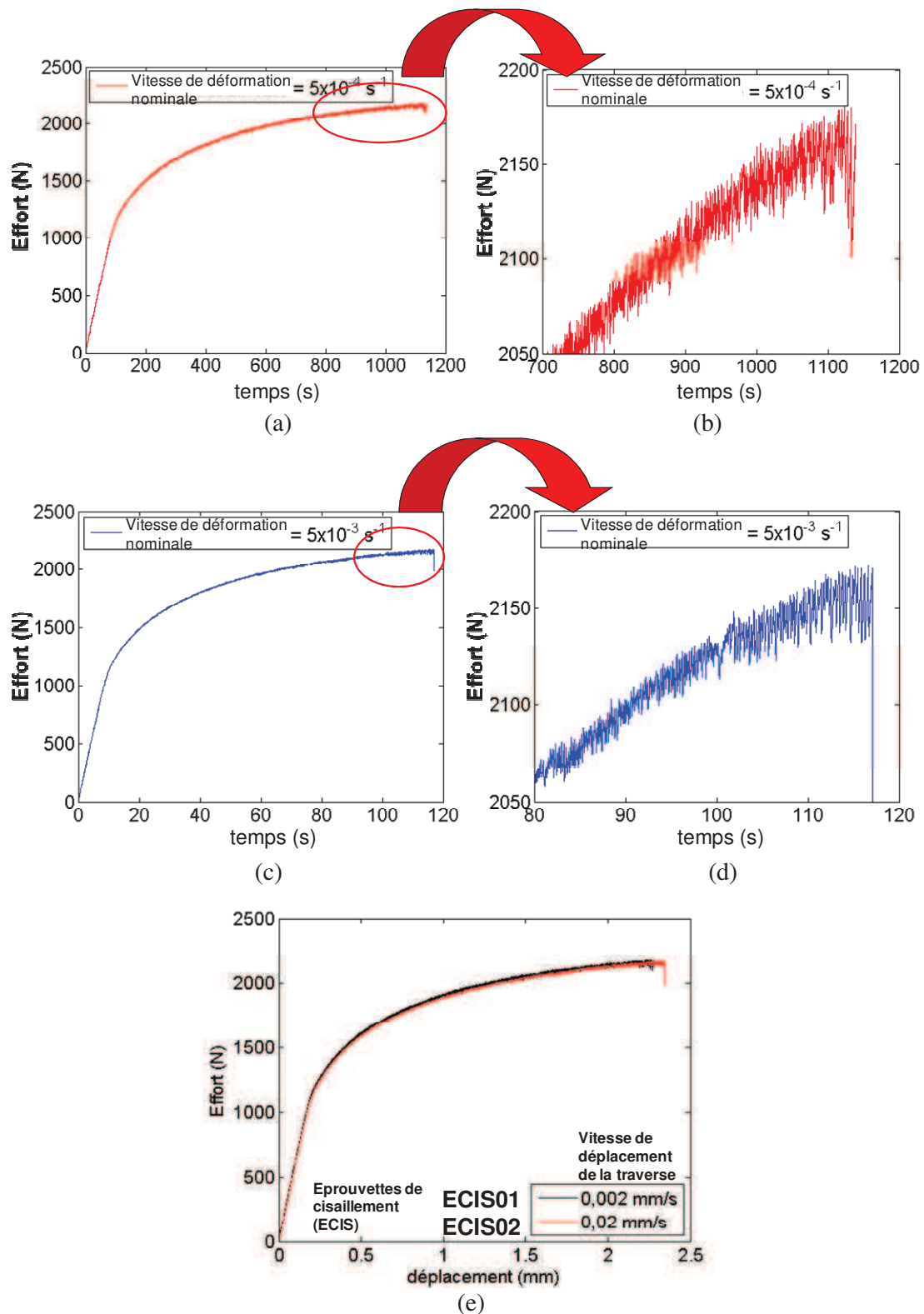


Figure 4.12: Courbes effort-temps pour les essais ECIS01 et ECIS02. (a) et (b) Essai ECIS01 ; (c) et (d) Essai ECIS02 ; (e) Comparaison entre les essais ECIS01 et ECIS02.

4.2.5.4 Essais sur éprouvettes entaillées

Dans la figure 4.13, nous reportons les réponses effort-déplacement obtenues lors des essais de traction sur éprouvettes entaillées résumés dans le tableau 3.12.

Les figures 4.13a et 4.13b montrent les résultats pour les éprouvettes entaillées en U et en V respectivement. Les allures des courbes sont similaires. On observe aussi, comme pour les éprouvettes plates lisses, que dans le cas des entailles en U les « oscillations » sont plus fréquentes pour les vitesses de déplacement inférieures, ce qui veut dire qu'on a plutôt des bandes de type B et C. Dans le cas des entailles en V, qu'on observe un écoulement discontinu surtout après la force maximale correspondant probablement à la fissuration de l'éprouvette vers la fin de l'essai, ce qui est le cas aussi pour les éprouvettes plates fissurées de la figure 4.13c.

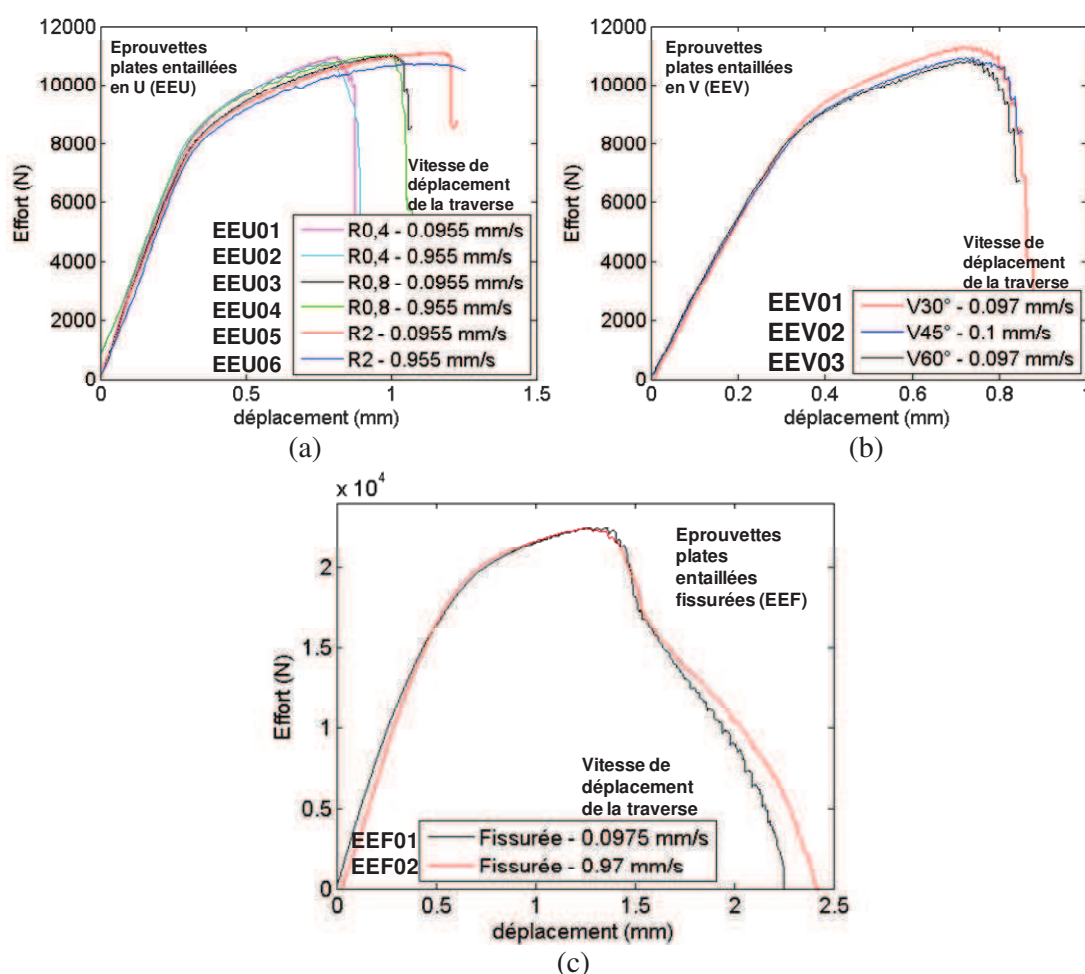


Figure 4.13: Courbes effort-déplacement obtenues lors des essais de traction sur éprouvettes entaillées: (a) Traction à déplacement imposé sur éprouvettes plates entaillées en U (EEU); (b) Traction à déplacement imposé sur éprouvettes plates entaillées en V (EEV); (c) Traction à déplacement imposé sur éprouvettes plates entaillées fissurées (EEF).

4.2.6 Nature, amplitudes et fréquences des oscillations observées sur les courbes contraintes-déformation

Le phénomène PLC se manifeste très souvent par des chutes de contraintes répétées dans la réponse effort-déplacement ou contrainte-déformation. En fait ces réponses peuvent prendre des allures nombreuses en fonction du mode de chargement mais aussi de la géométrie de l'éprouvette. Cette diversité est clairement mise en évidence sur la figure 4.1 pour des essais de traction à la température ambiante.

Les réponses diffèrent d'un mode à déplacement imposé à un mode à effort imposé (figure 4.1a et figure 4.1b). Dans le premier cas, on a effectivement des chutes répétées de l'effort alors que dans le second on observe des augmentations rapides de l'effort suivies de paliers où l'effort est relativement constant (aux deux vitesses de contrainte supérieures) ou croissant (vitesse inférieure).

Pour une même forme d'éprouvette mais de dimension différente, sous le même mode de contrôle en déplacement et aux mêmes vitesses de sollicitations (figure 4.1a et figure 4.1c) ces allures changent encore. Celles de la figure 4.1c ressemblent plus aux réponses à effort imposé à la plus petite vitesse de la figure 4.1b. Pour les deux essais, on observe lors de la deuxième et de la troisième bandes, un fort taux d'écroûissage à leur naissance suivi par un taux plus réduit pendant une bonne partie de leur propagation ultérieure et d'un fort taux à leur disparition. A partir de la quatrième, la naissance des bandes s'accompagne d'une chute de l'effort, puis d'un taux d'écroûissage équivalent à celui des premières bandes. Le taux s'accroît encore à leur disparition. Ceci semble être le cas pour les éprouvettes cylindriques (figure 4.1d).

Pour une même géométrie d'éprouvette (éprouvette plate lisse) et sous le même contrôle en déplacement, l'allure de la courbe effort-déplacement change lorsque la vitesse de la sollicitation est modifiée. Les détails des « oscillations » observées dans ces réponses sont fournis dans la figure 4.14, où nous présentons l'effort en fonction du temps pour six essais différents (pour des éprouvettes plates lisses (EPL), celles de la figure 4.1a) à six vitesses de déformation différentes dans la gamme de 10^{-7} – $10^{-1} s^{-1}$ et à deux étapes différentes de l'histoire de déformation : peu de temps après que l'effet PLC soit apparu et près de la fin de l'essai. On observe que les amplitudes des « oscillations » augmentent avec la déformation (à vitesse de déformation nominale constante) et diminuent généralement quand la vitesse de déformation globale appliquée augmente. Comme on peut le voir aux vitesses $2,92 \times 10^{-5} s^{-1}$ et $7 \times 10^{-7} s^{-1}$, l'amplitude des « oscillations » semble saturer. Ceci est le cas pour les éprouvettes cylindriques (voir figure 4.1d).

A vitesse de déformation et température constantes, l'amplitude des « oscillations » augmente avec la déformation jusqu'à une certaine valeur. A température fixée, cette amplitude diminue généralement quand la vitesse de déformation globale appliquée augmente. La figure 4.15 montre l'évolution de cette amplitude en fonction de la déformation pour des essais de traction sur deux géométries d'éprouvettes (EPL et ECL) à diverses vitesses de déformation. Pour ces résultats, l'éprouvette plate a une épaisseur de 2 mm et l'éprouvette cylindrique un diamètre de 6mm.

Les amplitudes observées dans la figure 4.15 sont à même vitesse de déformation plus petites pour les éprouvettes cylindriques que pour les éprouvettes plates. Notons cependant que pour les éprouvettes cylindriques la plus petite vitesse utilisée est $2,92 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ alors que pour les plates elle est de $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$.

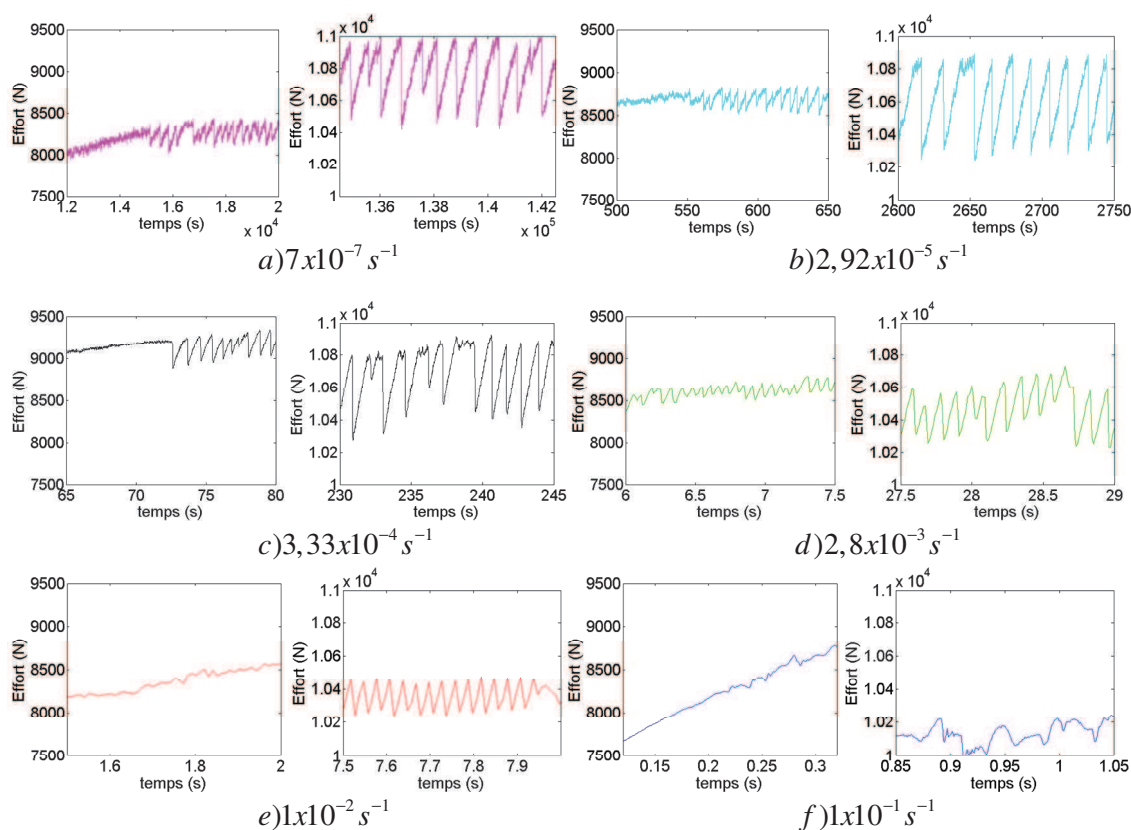


Figure 4.14: Force en fonction du temps pour des essais de traction sur une éprouvette plate lisse (EPL) à 6 vitesses de déformation différentes montrant les formes des chutes de contraintes associées au phénomène Portevin-Le Chatelier. Ces courbes sont montrées pour chaque vitesse au début de l'essai (à gauche) et vers la fin de l'essai (à droite): (a) $7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$; (b) $2,92 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$; (c) $3,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (d) $2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (e) $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ et (f) $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

A des vitesses de déformation nominales équivalentes, les allures des réponses effort-déplacement sont différentes selon la forme de l'éprouvette utilisée. Les figures 4.1a et 4.1d le montrent pour des essais de traction contrôlés en déplacement pour des éprouvettes plates lisses et des éprouvettes cylindriques lisses.

Pour les éprouvettes entaillées, les oscillations observées sont différentes selon que les éprouvettes sont plates ou cylindriques (voir par exemple Clausen et al, 2004). Notons que les allures se ressemblent assez pour les éprouvettes plates entaillées en U, en V et les éprouvettes fissurées.

A partir des essais effectués, on peut estimer que les bandes de type A ont une chute de contrainte généralement inférieure à 10 MPa. Pour le type B, cette chute est d'environ 10 MPa et pour le type C entre 15 et 20 MPa, approximativement. Dans la figure 4.15a, on observe

que pour les essais EPL à $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ et $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, on a des bandes plutôt du type A au départ et du type B du milieu jusqu'à la fin de l'essai. Les essais aux vitesses de déformation de $2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $3,3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ présentent des bandes de type B et éventuellement quelques bandes du type C, le premier d'entre eux plutôt de type B et l'autre plutôt de type C mais toujours dans ce même ordre d'apparition (B puis C). Pour les deux plus basses vitesses, on n'observe que des bandes de type C qui ont une croissance en amplitude qui évolue avec la déformation.

Pour les éprouvettes ECL ($d = 6 \text{ mm}$), on observe plutôt des bandes de type A. Les chutes de contrainte sont plus importantes à la naissance de chacune de ces bandes, suivie d'une partie lisse (correspondant à la propagation de la bande), surtout aux vitesses de déformation supérieures. Pour les vitesses de déformation de $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ et $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, on n'observe que des bandes de type A. A $2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, on a la plupart du temps des bandes de type A suivies de bandes de type B vers la fin de l'essai et finalement pour $3,3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, on a plutôt des bandes de type B et de type C qui, dans ce cas, ont des amplitudes moins importantes que dans le cas des éprouvettes plates.

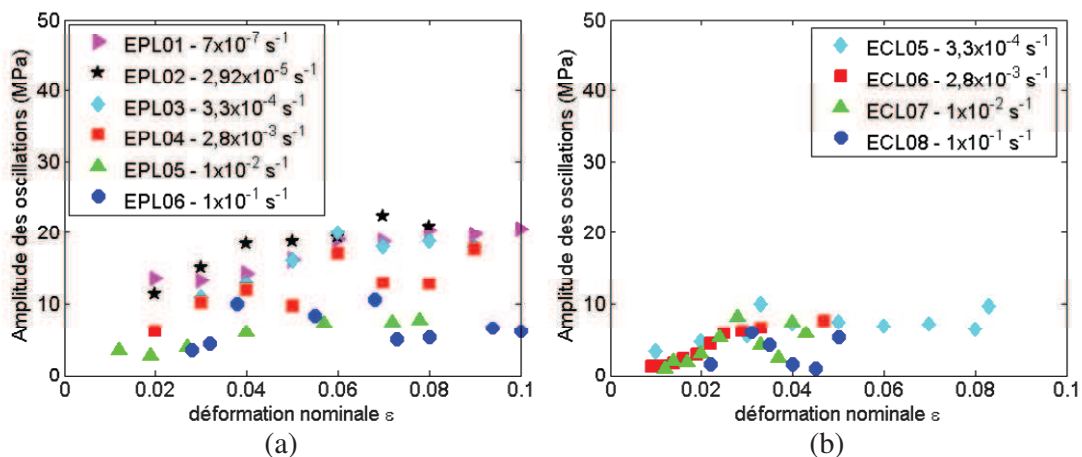


Figure 4.15: Amplitudes des chutes de contraintes en fonction de la déformation à diverses vitesses de déformation : (a) éprouvettes plates EPL d'épaisseur 2 mm ; (b) éprouvettes cylindriques ECL ($d = 6 \text{ mm}$).

La fréquence d'apparition des chutes de contrainte est définie par le temps Dt séparant deux telles chutes, comme schématisé en figure 4.16.

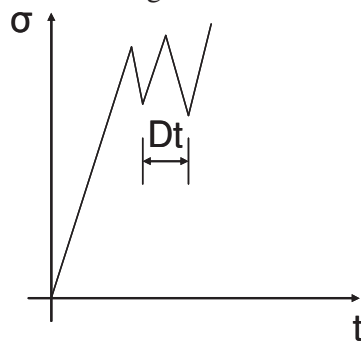


Figure 4.16: Représentation de Dt dans un graphe contrainte-déformation. Dt est le temps entre deux « oscillations ».

La figure 4.17 montre l'évolution de Dt (normalisé par la vitesse de déformation de l'essai) en fonction de la déformation nominale pour les mêmes essais de la figure 4.15. Cette figure montre une tendance constante de $Dt \cdot \dot{\epsilon}$ entre $0,2 \times 10^{-3}$ et $0,4 \times 10^{-3}$. Notons aussi que cette représentation n'est valable que pour les bandes de type B ou de type C, ce qui est le cas pour les vitesses de déformation inférieures à $1 \times 10^{-2} s^{-1}$. Comme on peut observer dans la figure 4.14f, il est difficile de définir un Dt dans ce cas ($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} s^{-1}$).

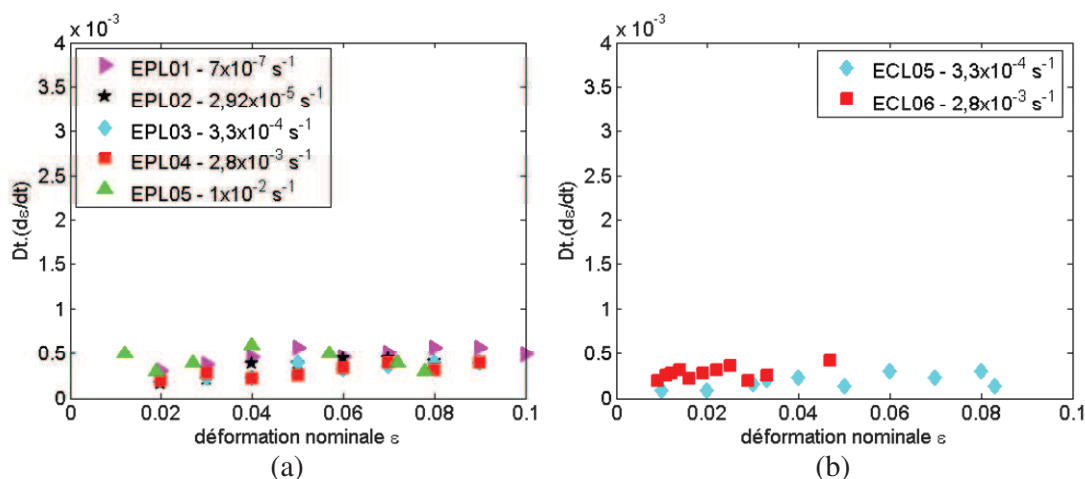


Figure 4.17: Fréquence des chutes de contraintes en fonction de la déformation nominale pour les essais de la figure 4.15. (a) éprouvettes plates EPL (épaisseur 2 mm); (b) éprouvettes cylindriques ECL (diamètre 6 mm).

4.2.7 Effets du PLC sur la ductilité et modes de rupture observés

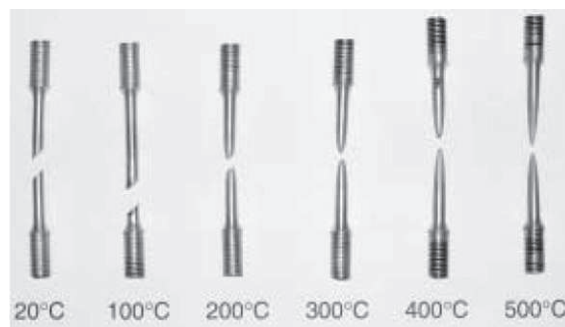
Nous avons montré au paragraphe 4.2.2 que le phénomène PLC n'apparaît pour l'alliage AA5083-H116 que dans une gamme bien définie de températures et de vitesses de déformation. La présence du phénomène PLC diminue la ductilité du matériau et change le mode de rupture.

La figure 4.18a, associée à la figure 4.2a, montre ce changement lors d'essais de traction sur des éprouvettes cylindriques à une même vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-3} s^{-1}$ et à des températures $T = 20^\circ C, 100^\circ C, 200^\circ C, 300^\circ C, 400^\circ C$ et $500^\circ C$. La figure 4.2a montre que l'effet PLC n'est présent qu'aux deux premières températures où le mode de rupture observé est un mode de cisaillement montré en figure 4.18a. Aux autres températures où l'effet PLC n'est pas observé, le mode de rupture est un mode ductile plus classique.

Les figures 4.18b1-4.18b5 montrent des résultats similaires pour des essais de traction sur éprouvettes plates lisses à températures ambiante mais à plusieurs vitesses de déformation. Le même constat peut être fait en effet si on associe ces figures à la figure 4.2a. Dans les figures 4.18b6-4.18b8, les modes de rupture obtenus sur un certain nombre d'éprouvettes et de conditions de sollicitation où le phénomène PLC a été observé sont présentés.

Pour les éprouvettes plates lisses, malgré une légère striction observée pour les trois vitesses de déformation plus élevées ($2,8 \times 10^{-3}; 1 \times 10^{-2}; 1 \times 10^{-1} s^{-1}$), le mode de rupture final

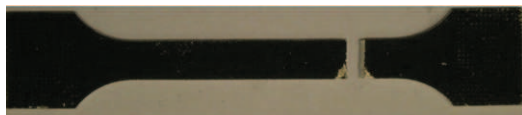
pour tous les essais (et toutes les géométries d'éprouvette) dans le domaine du PLC est en cisaillement à travers l'épaisseur de l'éprouvette. La surface de rupture est plane et généralement lisse. On a parfois observé une surface plus complexe de rupture (deux plans différemment orientés). Même sans observer l'effet PLC, dans les essais effectués tout près des limites du domaine d'existence de ce phénomène, les ruptures des éprouvettes sont toujours en cisaillement. Ceci laisse penser que le vieillissement dynamique est la raison première de ce mode de rupture. On observe une rupture ductile quand on s'éloigne de ce domaine.



(a)



b1) $2,92 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}; T = 20^\circ\text{C}$



b2) $3,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}; T = 20^\circ\text{C}$



b3) $2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}; T = 20^\circ\text{C}$



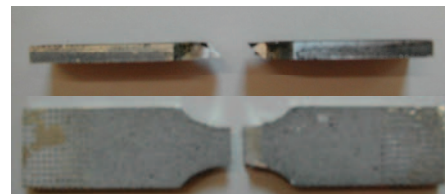
b4) $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}; T = 20^\circ\text{C}$



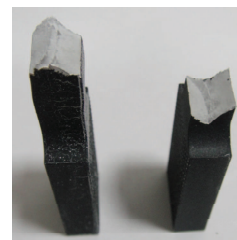
b5) $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}; T = 20^\circ\text{C}$



b6) $5,56 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}; T = 20^\circ\text{C}$



b7) $3,4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}; T = 20^\circ\text{C} (R30)$



b8) $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}; T = 20^\circ\text{C}$

(b)

Figure 4.18: (a) Modes de rupture observés sur des éprouvettes cylindriques. Effets de la température à vitesse de déformation constante. Dans le domaine de PLC, la rupture est toujours brutale et en cisaillement. En dehors du domaine de PLC, la rupture devient ductile (Clausen et al., 2004) ; (b) Modes de rupture observés sur une variété d'éprouvettes à température ambiante en présence de PLC.

4.2.8 Observation et visualisation des bandes de déformation

Dans les paragraphes précédents, nous avons présenté et discuté essentiellement le comportement de l'alliage AA5083-H116 sous diverses conditions de sollicitation où le phénomène PLC est observé. Celui-ci se manifeste, comme on l'a signalé, par des réponses contrainte-déformation chahutées avec des chutes ou d'oscillations de la contrainte. Ces oscillations sont l'expression de la nucléation et éventuellement de la propagation de bandes de déformation localisées au sein de l'éprouvette. Ce paragraphe est destiné à la mise en évidence et à la visualisation de ces bandes afin de pouvoir exhiber leurs morphologies et leurs types en fonction du chargement et de l'éprouvette utilisés. Le paragraphe suivant utilise ces visualisations pour mesurer diverses caractéristiques de ces bandes. L'observation et le suivi des bandes de déformation sont entrepris en utilisant trois techniques différentes décrites dans le chapitre 3: à l'aide d'extensométrie, à l'aide de la corrélation d'images numériques et enfin à l'aide de la thermographie infrarouge. Mais comme on le verra, une partie importante des résultats est obtenue à partir de la thermographie infrarouge dont l'utilisation pratique est relativement aisée lorsqu'elle est possible.

4.2.8.1 Apport des trois techniques et comparaison

Ce paragraphe est destiné à montrer à travers deux exemples comment on utilise les trois techniques citées ci-dessus pour observer et visualiser les bandes de déformation. Ils permettent aussi de comparer les résultats obtenus avec chacune d'elles. Le premier exemple choisi est un essai de traction sur une éprouvette plate lisse de section $5 \times 6 \text{ mm}^2$ à température ambiante et à une vitesse de déformation nominale de $2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (EPL29). Cette éprouvette est instrumentée de trois jauges de déformation fixées sur une des faces latérales. La face avant est préparée pour la corrélation d'images comme indiqué dans le paragraphe 3.3.3. Les positions des trois jauges ainsi que la zone imagée pour la corrélation d'images sont montrées dans l'insert de la figure 4.19a.

Le deuxième exemple est aussi un essai de traction sur une éprouvette plate lisse de 2 mm d'épaisseur à la température ambiante et à une vitesse nominale de $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (EPL05). Cette éprouvette préparée pour la corrélation d'images et la thermographie infrarouge est montrée en figure 3.12 où on peut observer les zones imagées pour chacune des deux techniques.

Pour le premier exemple, la figure 4.19 présente des résultats typiques donnés par les deux méthodes.

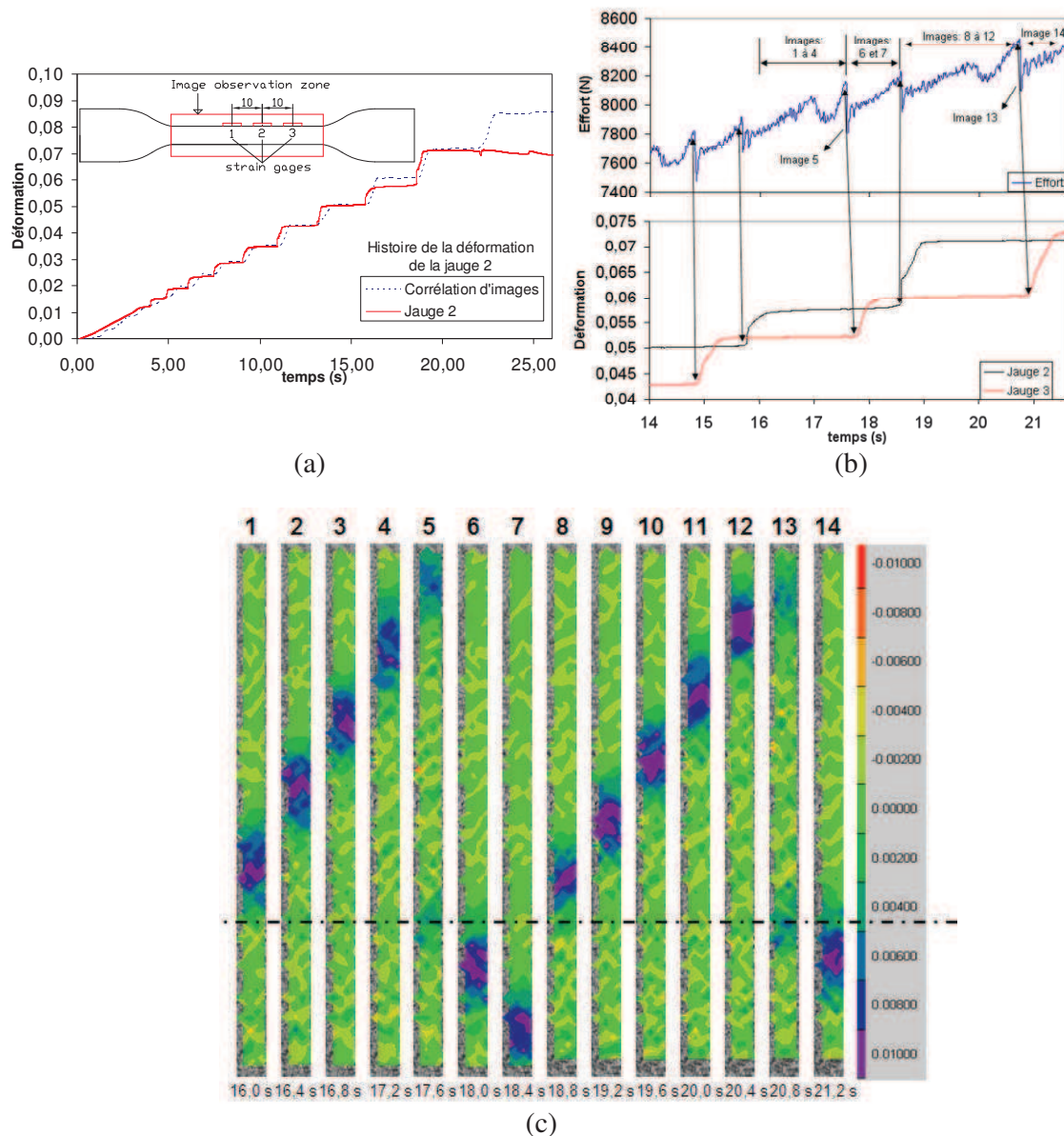


Figure 4.19: Observations des bandes de déformation par extensométrie, corrélation d'images et comparaison. Essai de traction sur l'alliage AA5083-H116 à température ambiante sur éprouvette de section $5 \times 6 \text{ mm}^2$ à la vitesse de déformation nominale de $2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. (a) Comparaison entre l'histoire de déformation obtenue par la jauge de déformation du milieu (jauge numéro 2) et celle donnée par la corrélation d'images numériques. Le schéma de l'éprouvette indique les positions des jauges et la zone imagée utilisée pour la corrélation d'images. (b) Histoires d'effort et de déformation mesurées par des jauges de déformation dans l'intervalle de temps 14 s – 21,6 s. On observe que chaque grande chute dans la charge est associée à la nucléation d'une bande de PLC et à un escalier dans l'histoire de déformation. (c) Distributions dans la zone imagée par corrélation d'images des déformations incrémentales à différents instants indiqués en bas des images.

Lors de cet essai, 3200 images ont été enregistrées. La figure 4.19a compare les mesures de déformations obtenues avec la jauge de déformation du milieu (jauge 2) et celles obtenues par la corrélation d'images. Dans ce dernier cas, une jauge numérique (optique) de 10x10 mm est choisie à la même position que la jauge de déformation physique et les déformations associées sont calculées à partir du champ de déplacement par le logiciel Correli (Hild et Roux, 2006), comme indiqué dans le chapitre 3. L'accord entre les deux mesures est bon.

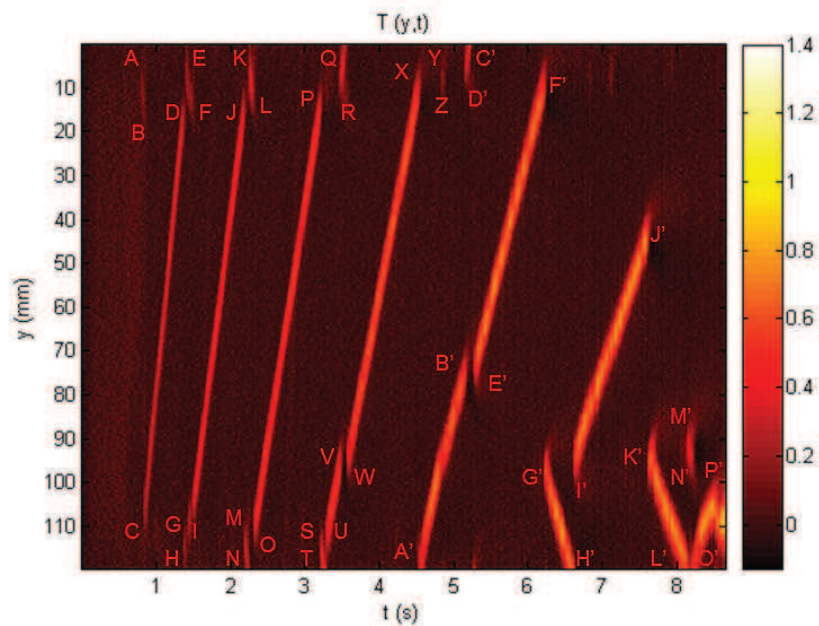
La figure 4.19b montre, pour l'intervalle de temps compris entre 14 et 21 s, les histoires de force et de déformation (mesurée par les deux jauges de déformation 2 et 3, comme montré dans l'insert de la figure 4.19a). On peut voir que chaque grande chute de l'effort (associé à la nucléation d'une bande de PLC, voir la séquence de la figure 4.19c) est associée à une augmentation de déformation. Notons que les jauges de déformation n'indiquent que les bandes qui passent. On observe également que les pentes de l'escalier dans les histoires de déformation correspondent, la première à une décharge de l'éprouvette et la deuxième à un rechargement saccadé de celle-ci. Les flèches de la figure relient les débuts des chutes de charge aux débuts des escaliers dans les histoires de déformation. Les escaliers ne sont pas capturés simultanément par toutes les jauges de déformation. La jauge inférieure ne voit que les bandes qui descendent tandis que les deux autres jauges (jauge supérieure et celle du milieu) ne voient que les bandes qui se déplacent vers le haut. On peut également observer que, dans la séquence d'images présentée dans la figure 4.19c, les bandes apparaissent dans un endroit de l'éprouvette précis qui peut être dû à un défaut existant à cet endroit.

Une séquence de 14 images du champ de déformation incrémental obtenue par corrélation d'images est montrée dans la figure 4.19c. Ces images ont été prises entre les instants 16 s et 21,2 s (contenant l'intervalle étudié dans la figure 4.19b) et visualisent les bandes de déformation dues à l'effet PLC et correspondant à l'histoire d'effort présentée dans la figure 4.19b montrant les oscillations associées. On y voit la naissance et la propagation de quatre bandes de déformation. Les cinq premières images correspondent à une bande qui a pris naissance à l'endroit marqué par le trait horizontal en pointillés dans la figure 4.19c et qui se propage vers le haut jusqu'à l'extrémité supérieure de l'éprouvette où elle disparaît. Une nouvelle bande s'initie dans l'image 5, au même endroit mais se propage durant les images 6 et 7 vers le bas jusqu'à atteindre l'extrémité inférieure de l'éprouvette. Une troisième bande est évidente dans les images 8-13 et naît encore au même endroit en se déplaçant vers le haut. Dans l'image 13 une nouvelle bande est déjà visible au droit du trait horizontal, et se propage vers le bas dans l'image 14.

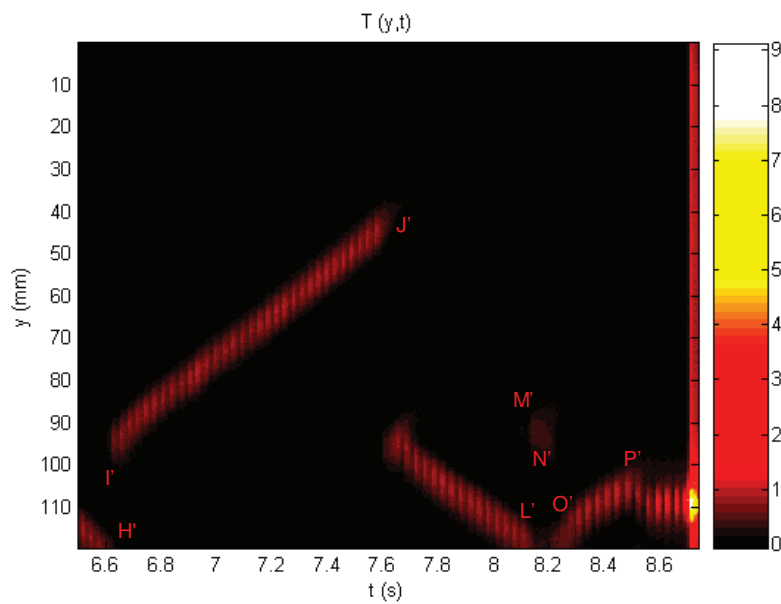
Pour le deuxième exemple, tout comme la corrélation d'images, la thermographie infrarouge permet aussi de voir en détails la nucléation et l'évolution des bandes de déformation.

La figure 4.20 présente l'évolution spatio-temporelle de la température. On montre, durant tout l'essai, l'évolution de la variation de la température $\Delta T(x=0, y, t)$ le long de la ligne centrale verticale de l'éprouvette de la zone imagée par thermographie infrarouge. La quantité ΔT est calculée à partir des mesures par thermographie infrarouge comme indiqué dans le paragraphe 3.4.3. Cette quantité représente approximativement la « vitesse moyenne de température ».

L'information thermique ainsi acquise montre clairement où et quand les bandes sont nucléées et comment elles se propagent. La figure 4.20 montre en effet un certain nombre de ces bandes. La figure 4.20a montre l'évolution spatio-temporelle de la température du début de l'essai jusqu'à l'instant 8,7 s, juste avant la rupture de l'éprouvette. Elle montre que la première bande naît en A et se propage en descendant jusqu'à B où elle s'arrête. À ce moment, une autre bande émerge à C et se propage en montant jusqu'à D. Un ordre semblable suit dans E-F, G-H et I-J. On observe d'autres séquences (seulement légèrement différentes des premiers) en K-L, M-N et O-P, puis Q-R, S-T, U-V et W-X suivi de Y-Z, A'-B' et puis C'-D', E'-F' puis G'-H', I'-J' et finalement K'-L', M'-N' et O'-P' où la bande s'arrête. La figure 4.20b montre la fin de l'essai jusqu'à la rupture. On y voit que la dernière bande s'arrête en P', et que la déformation se localise à l'intérieur de cette bande par la suite conduisant à la rupture finale de l'éprouvette. Nous observons également dans la figure 4.20 que la vitesse des bandes (pentes des lignes, section 4.2.9.1) diminue avec la déformation (cf. pente des zones chaudes), et finalement que la température à l'intérieur des bandes augmente avec la déformation.



(a)



(b)

Figure 4.20: Evolution spatio-temporelle de la température dans un essai de traction sur éprouvette plate à température ambiante et à vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Variation de température $\Delta T(0, y, t)$ mesurée le long de la ligne centrale de l'éprouvette. (a) Du début de l'essai à $t = 8,7 \text{ s}$; (b) De $t = 6,5 \text{ s}$ à la rupture où on voit les dernières bandes, menant à la localisation et à la rupture finale de l'éprouvette. Notez l'augmentation de la température due à la dissipation plastique (jusqu'à 9° C) durant la phase de rupture.

La figure 4.21 montre les distributions bidimensionnelles $\Delta T(x, y, t)$ de température pour la zone imagée de l'éprouvette (longueur utile) dans le même essai que pour la figure précédente à quatre instants différents: $t = 5,7$ s, $t = 5,8$ s, $t = 5,9$ s et $t = 6,0$ s. Cette figure montre également et à titre de comparaison les distributions aux mêmes instants des incréments de déformation obtenus par corrélation d'images. On observe une correspondance des deux cotés opposés de l'éprouvette. Cet intervalle de temps correspond au segment E'- F' de la figure 4.20 et on peut voir dans cette figure le même phénomène de propagation d'une bande de déformation par les deux méthodes.

La figure 4.22 présente une représentation tridimensionnelle de la même information $\Delta T(x, y, t)$, permettant de mieux mettre en évidence la morphologie de la bande de déformation.

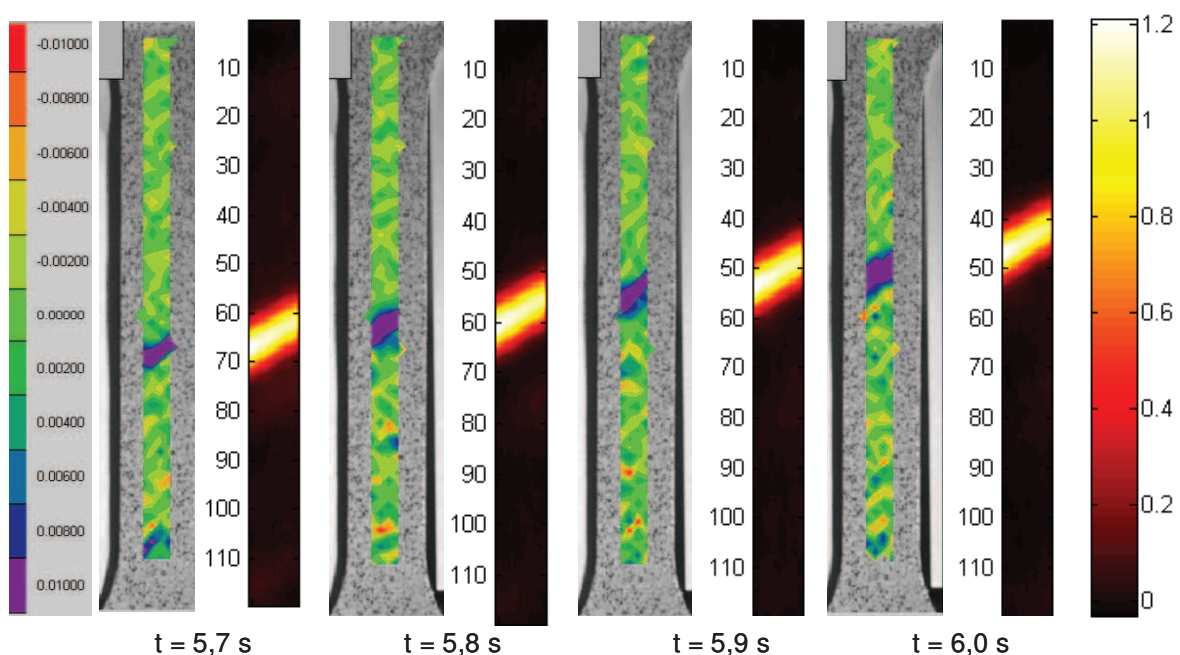


Figure 4.21: Comparaison entre les visualisations des bandes de déformation obtenues par corrélation d'images et thermographie infrarouge. Distributions sur les zones imagées des déformations incrémentales (gauche) et des incréments de température (droite) à quatre instants différents indiqués au bas des images. Essai EPL05 ($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} s^{-1}$).

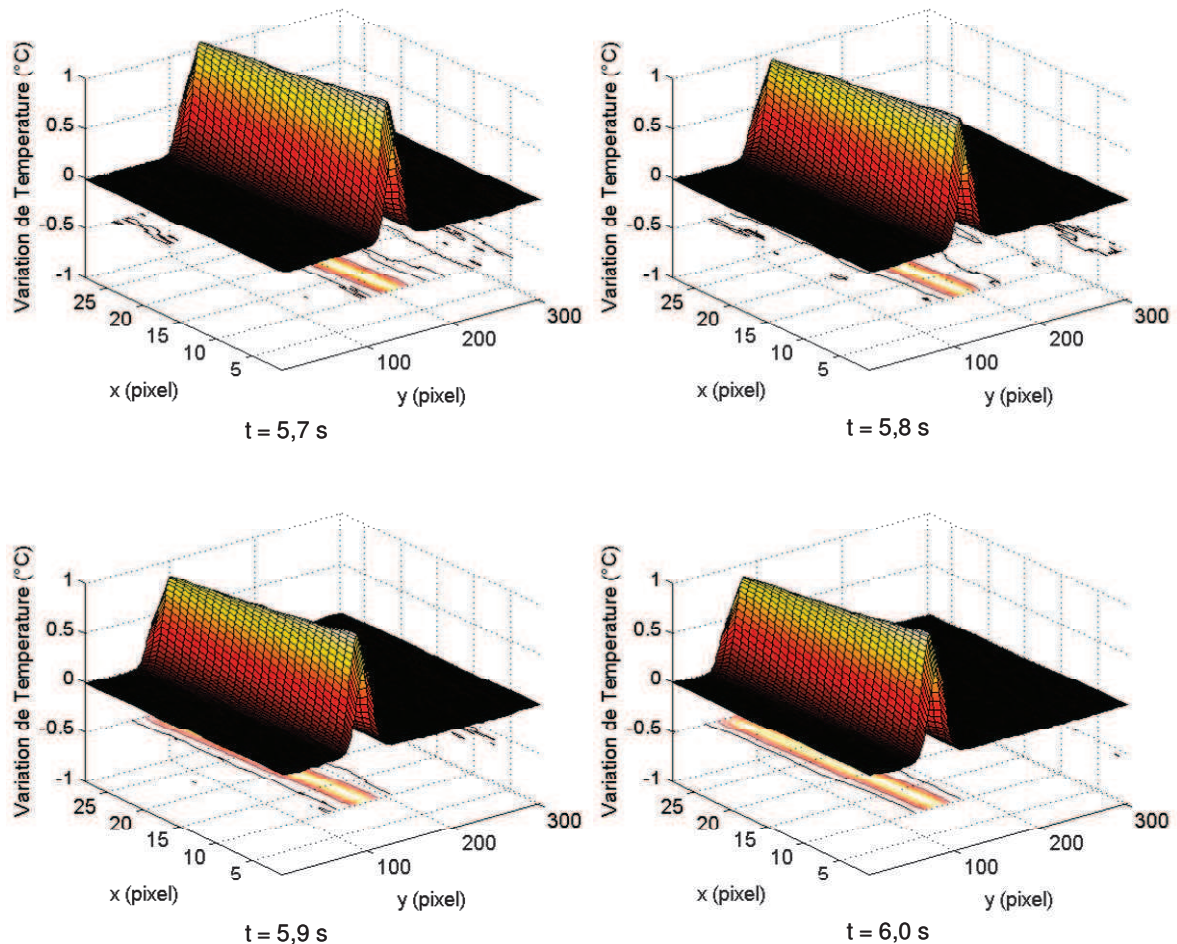


Figure 4.22: Vue tridimensionnelle de la bande de déformation montrée dans la figure 4.21: Distributions de la variation de température à différents instants.

La figure 4.23a montre l'évolution de la température mesurée par thermographie au centre de la zone imagée (pixel situé au centre de cette zone) durant tout l'essai. La figure 4.23b présente elle, au même point, les évolutions de la déformation normalisée $\varepsilon/\varepsilon_{\max}$ et de la température normalisée $(T - T_{\min})/(T_{\max} - T_{\min})$ en fonction du temps. ε_{\max} , T_{\min} et T_{\max} sont respectivement la déformation maximale, la température minimale et la température maximale observées dans l'essai.

Dans ces figures, on voit les allures en escalier qui sont les signatures du passage de bandes de déformation. Ces bandes sont indiquées de la même manière par l'évolution de la déformation ou celle de la température. L'augmentation de température varie en fonction de la vitesse de déformation appliquée à l'essai et des conditions de température de l'ensemble de l'essai. Pour une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ à température ambiante, l'augmentation de température à l'intérieur de chaque bande est de l'ordre de $1^\circ C$.

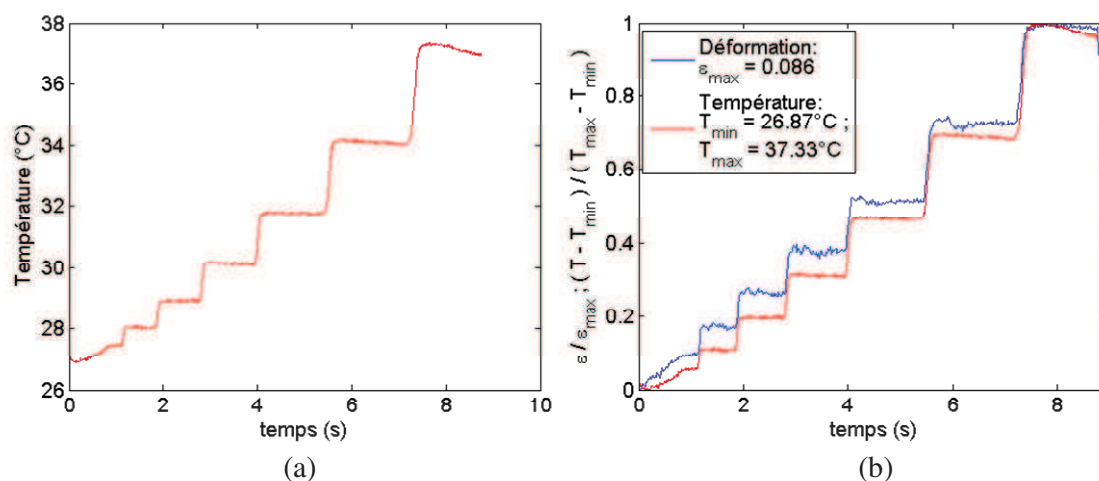


Figure 4.23: (a) Température en fonction du temps dans le pixel du centre de l'éprouvette. Evolution de la variation de température normalisée et de la déformation normalisée en fonction du temps. Noter les formes en escalier et la coïncidence des marches en température et déformation.

En conclusion, nous notons que pour l'observation des bandes, les trois méthodes donnent des résultats équivalents et leur utilisation est une question de possibilité et de facilité.

4.2.8.2 Morphologie des bandes

Dans le paragraphe précédent, nous avons indiqué à l'aide de deux exemples comment les trois techniques par extensométrie, par corrélation d'images et par thermographie infrarouge peuvent être utilisées et quels renseignements elles peuvent apporter. Dans ce paragraphe et les suivants, nous les utilisons et en particulier la thermographie pour analyser en détails les bandes de déformation. Même si plusieurs caméras peuvent être utilisées pour observer une éprouvette de différents côtés et mieux apprécier la morphologie des bandes (aussi bien en corrélation d'images qu'en thermographie) et même si les mesures par stéréo corrélation sont maintenant disponibles (Besnard, 2010), on a essentiellement utilisé l'extensométrie (aspects pratiques) ou les miroirs pour observer complètement l'éprouvette lorsque cela était possible.

La thermographie et la corrélation d'images ont été utilisées systématiquement pour toutes les éprouvettes plates (lisses, entaillées, cisaillement, etc...). La thermographie a aussi été utilisée pour les éprouvettes cylindriques en conditions quasi statiques dans tous les cas. Quelques illustrations montrant les bandes de déformation à un instant donné sont fournies en figure 4.24 pour diverses éprouvettes à partir de la thermographie.

En ce qui concerne la morphologie des bandes dans les essais de traction, pour les éprouvettes plates lisses (EPL) avec une section prismatique de 15 mm de largeur et des différentes épaisseurs (2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm) et à des vitesses de déformation variant de $7 \times 10^{-7} - 1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ à la température ambiante, qui sont les conditions d'essai pour lesquelles on a les résultats de corrélation d'images et de thermographie infrarouge, on observe que les allures des bandes de déformation sont toujours similaires, c'est-à-dire qu'elles sont, dans tous

les cas inclinées d'un angle compris entre 55° et 65° (figure 4.24a) par rapport à l'axe de traction.

Pour les essais de traction, mais sur une géométrie d'éprouvette prismatique avec une section carrée (4x4 ou 5x5 mm), comme dans la figure 4.24b, on observe que les bandes sont perpendiculaires à l'axe de traction. On montrera plus loin que cela est vrai dans deux faces opposées de l'éprouvette, alors que dans les faces adjacentes filmées à l'aide de miroirs infrarouges l'inclinaison observée de la bande change constamment entre 45° et -45° durant sa propagation le long de l'éprouvette.

Dans le cas où les géométries d'éprouvette présentent des entailles (en U ou en V) comme en figure 4.24c, les bandes n'arrivent pas à s'échapper de l'entaille; cependant, pour les vitesses de déformation plus élevées, elles se déplacent quand même autour de celle-ci en étant perpendiculaires à l'axe du chargement et parfois légèrement incurvées, vers le haut et vers le bas. Dans le cas des vitesses de déformation inférieures, les bandes apparaissent et disparaissent toujours au milieu de l'entaille de l'éprouvette. Dans le cas de l'éprouvette fissurée (figure 4.24e), on observe que la pointe de la fissure agit comme une source de bandes de déformation qui apparaissent et disparaissent mais restent confinées et avancent avec celle-ci, sans jamais s'échapper comme dans le cas des éprouvettes entaillées.

Finalement, les éprouvettes cylindriques lisses (ECL) présentent des bandes qui se déplacent le long de toute l'éprouvette (détails dans la section 4.2.8.6), mais sont toujours perpendiculaires à l'axe de traction de l'éprouvette comme dans la figure 4.24f.

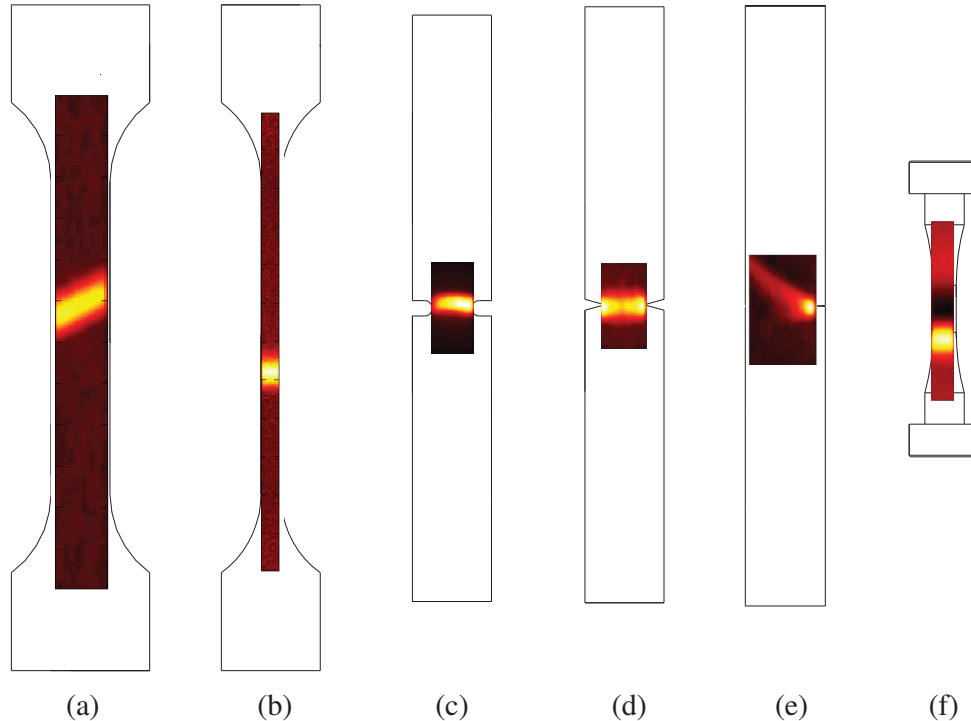


Figure 4.24: Vue bidimensionnelle des bandes de PLC pour différentes géométries d'éprouvette mesurées à partir de la thermographie infrarouge lors des essais de traction.

Le mode de contrôle appliqué ne semble pas avoir d'effet sur la morphologie des bandes pour une géométrie donnée.

Pour les essais de compression, les observations sur les éprouvettes prismatiques (figure 4.25b) montrent que les bandes de PLC sont inclinées avec des angles autour de 45° , alors que pour les éprouvettes cylindriques (4.26a) ces bandes sont aussi inclinées et se propagent peut-être sous forme hélicoïdale le long de l'éprouvette. Il faudrait vérifier cela à l'aide de miroirs infrarouge pour avoir la totalité de la surface de l'éprouvette.

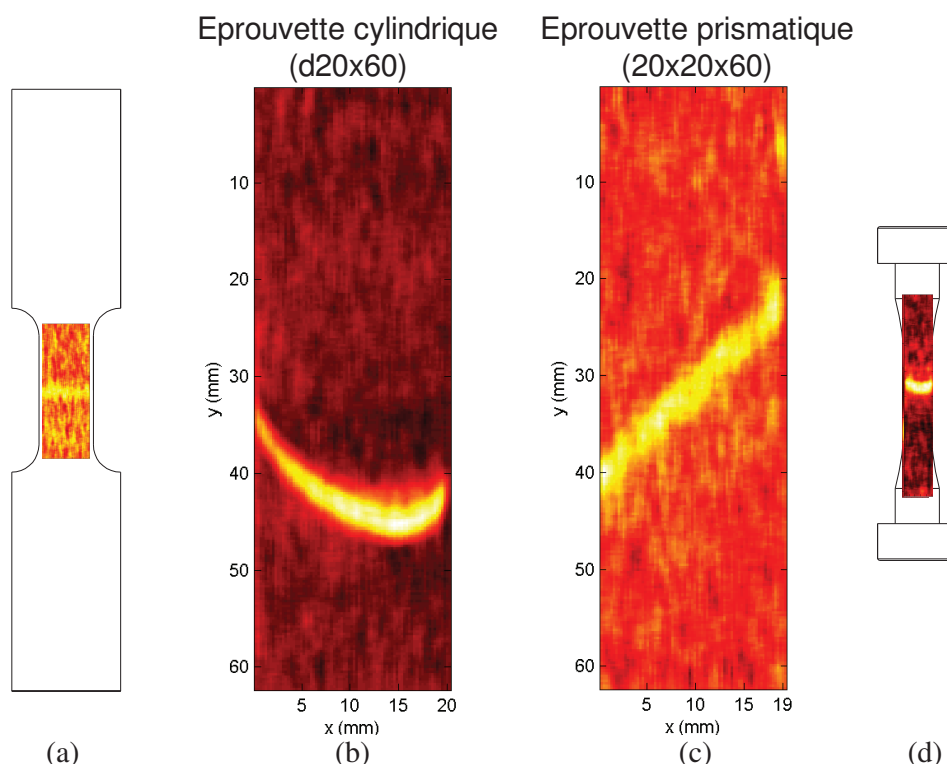


Figure 4.25: Vue bidimensionnelle des bandes de PLC pour différentes géométries d'éprouvette obtenues à partir de la thermographie infrarouge lors des essais de compression.

Noter que la morphologie des bandes est la même en traction et compression pour les éprouvettes plates et cylindriques ; cependant, leur propagation se fait différemment et sera discutée dans la section 4.2.8.6.

Nous avons aussi observé des bandes de déformation sur les éprouvettes de cisaillement. La figure 4.26 montre les histoires de déformation en fonction du temps dans la zone imagée (de taille de $1,2 \times 1,4 \text{ mm}^2$ dans le centre de l'éprouvette) obtenues à partir de la corrélation d'images comme indiqué dans la figure 3.9.

La figure 4.27 montre, pour un instant donné, une bande qui apparaît et disparaît dans la zone cisailée. Par ailleurs, toutes les bandes dans cet essai apparaissent de cette même façon et dans cette zone, quelques unes plus importantes en amplitude et d'autres moins importantes, mais toujours sans propagation suivie. Il s'agit alors de bandes de type C.

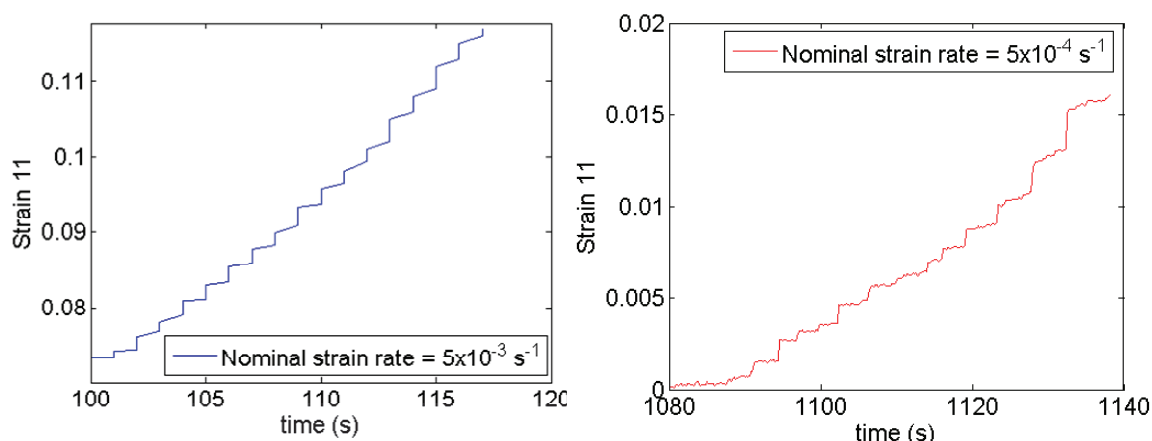


Figure 4.26: Histoires de déformation en fonction du temps obtenues à partir de la corrélation d'images pour les deux essais de cisaillement. Les mesures sont prises au centre des zones montrées en figure 3.9.

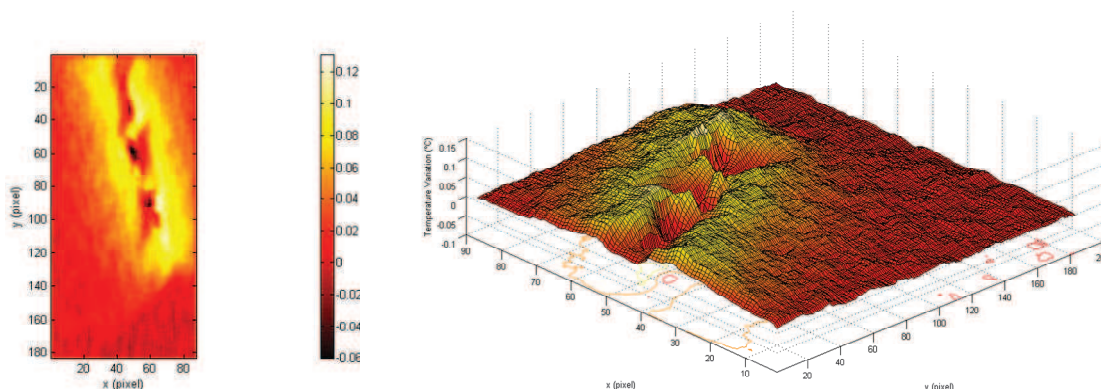


Image 17401 – t = 116,007 s

Figure 4.27: Vues bidimensionnelle (à gauche) et tridimensionnelle (à droite) de la bande de déformation observée dans l'essai de cisaillement dans la petite zone centrale de $1,9 \times 4 \text{ mm}^2$: Distributions de la température à un instant donné.

L'extensométrie a été utilisée sur deux essais de traction, l'un sur une éprouvette ronde et l'autre sur une éprouvette prismatique. Quatre jauges de déformation ont été employées pour la première éprouvette, trois d'entre elles fixées à la même hauteur de l'éprouvette et distribuées autour de son axe tandis que la dernière est localisée à 9 mm plus bas (comme le montre la figure 4.28a). Six jauges de déformation ont été employées pour la deuxième éprouvette (prismatique avec une section de $6 \times 5 \text{ mm}^2$); quatre à la même hauteur sur les quatre faces de l'éprouvette, et les deux autres à une hauteur inférieure sur deux faces différentes, comme il est schématisé en figure 4.29a.

La figure 4.28b montre les histoires des déformations à température ambiante et pour une vitesse de déformation de $5,1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ mesurées par les quatre jauges de déformation pour l'éprouvette ronde. Elle montre l'allure classique en escalier. Chaque escalier est la

manifestation d'une bande passant à l'endroit de la jauge de déformation. L'histoire de la déformation contenue dans la zone délimitée par le carré noir indiqué dans la figure 4.28b est agrandie et montrée en détails dans la figure 4.28c où on peut clairement voir que les bandes atteignent approximativement au même moment les jauges 1, 2 et 3 et un peu plus tard la jauge 4. Ceci implique que la trace de la bande sur la surface de l'éprouvette est approximativement horizontale. On peut en déduire que la bande est soit horizontale (disque) ou a une forme conique.

La figure 4.29b présente de la même manière les histoires de déformation à température ambiante et pour une vitesse de déformation de $5,56 \times 10^{-5} s^{-1}$ pour l'éprouvette prismatique mesurée par les six jauges de déformation. Le zoom de la zone encadrée dans la figure 4.29b et fourni en figure 4.30c prouve que la bande passe par les jauges 1, 3, 5 et 6 exactement au même moment (au moins au début) et plus tard par les jauges 2 et 4 mais à des instants presque identiques. On peut encore en déduire que la trace de la bande est horizontale ou alors très peu inclinée.

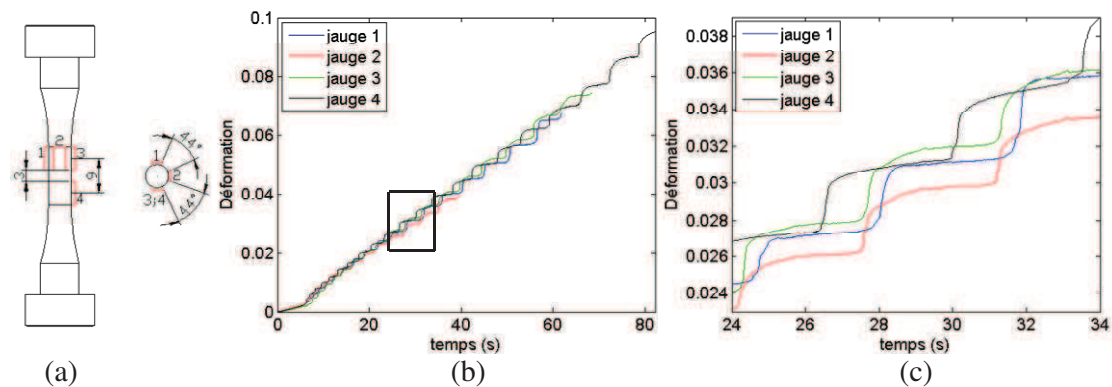


Figure 4.28: Essai de traction à température ambiante à $\dot{\epsilon} = 5,1 \times 10^{-4} s^{-1}$ sur éprouvette cylindrique lisse (ECL40). (a) Schéma de l'éprouvette indiquant les positions des jauges ; (b) Histoires de déformation fournies par les jauges 1, 2, 3 et 4 ; (c) Agrandissement de la zone encadrée sur la figure (b).

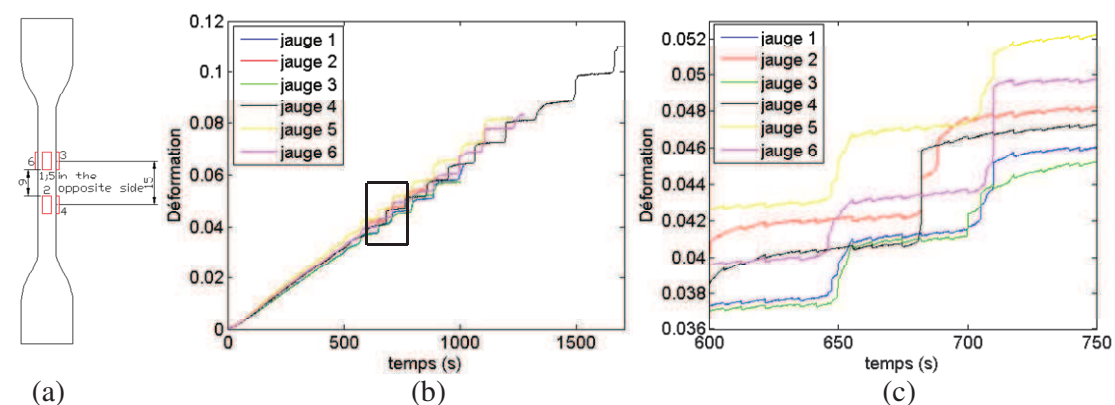


Figure 4.29: Essai de traction à température ambiante à $\dot{\epsilon} = 5,56 \times 10^{-5} s^{-1}$ sur éprouvette plate lisse (EPL28). (a) Schéma de l'éprouvette indiquant les positions des jauges ; (b) Histoires de déformation fournies par les jauges 1, 2, 3, 4, 5 et 6 ; (c) Agrandissement de la zone encadrée sur la figure (b).

Un essai de traction sur une éprouvette prismatique lisse et de section carrée de $4 \times 4 \text{ mm}^2$ a été conduit. La température a été mesurée et analysée sur deux faces adjacentes de l'éprouvette en utilisant en plus de la caméra infrarouge un miroir infrarouge comme expliqué en section 3.4.3 (cf figure 3.11).

Les caractéristiques des bandes sont similaires à celles de l'éprouvette plate lisse (EPL) à la même vitesse de déformation ($2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$), sauf son orientation. En effet, sur la face frontale de l'éprouvette examinée par la caméra, la bande se déplace tout le long de l'éprouvette et est toujours perpendiculaire à l'axe de traction. En revanche, sur la face latérale, cette inclinaison change durant l'essai et varie de façon discontinue entre 45° et -45° comme on peut voir sur la figure 4.30.

Finalement, les élévations de température en un point donné au milieu de l'éprouvette pour les deux faces montrent qu'elles sont exactement les mêmes, comme on peut le voir à partir de mesures obtenues pour deux points localisés à un même niveau à la surface de l'éprouvette (figure 4.31).

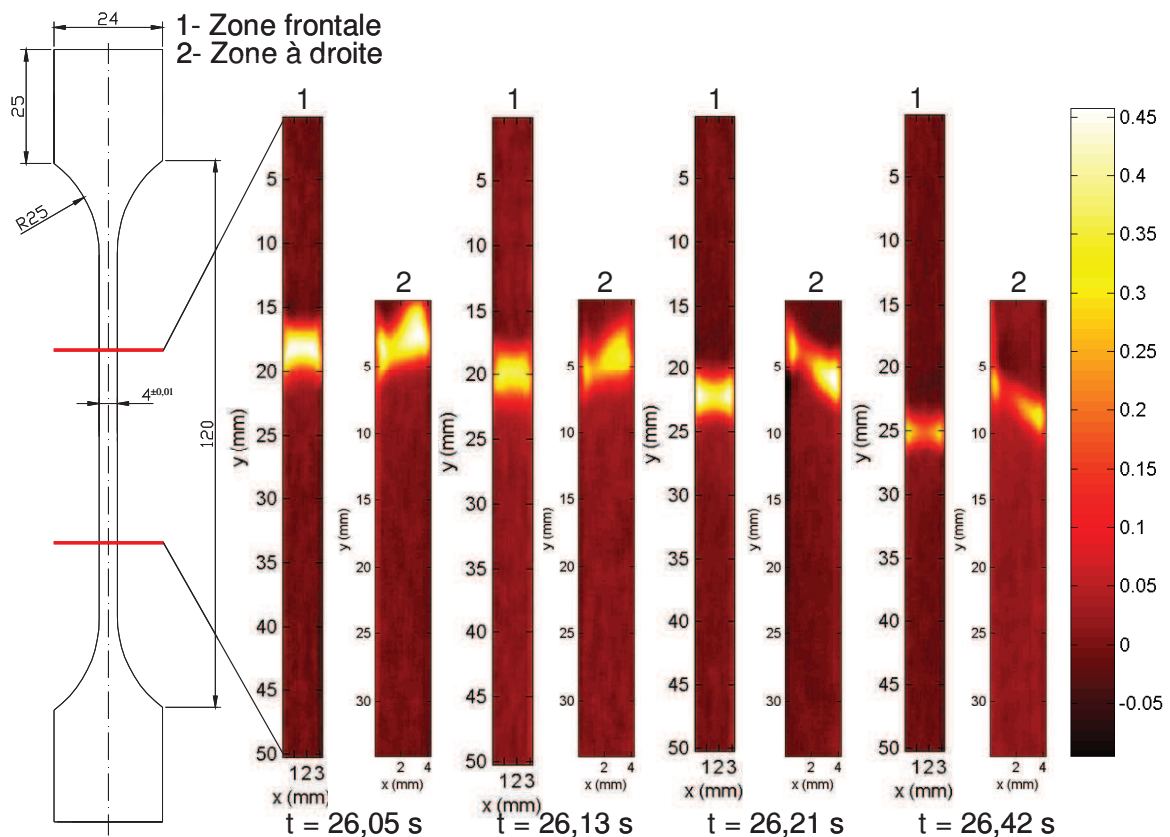


Figure 4.30: Séquence de quatre champs de variations de température à quatre instants pour la thermographie infrarouge, montrant la propagation d'une bande de déformation de PLC observée sur la face frontale (1) et la face latérale (2) de l'éprouvette à l'aide d'une caméra infrarouge et d'un miroir infrarouge (EPL carrée $4 \times 4 \text{ mm}^2$).

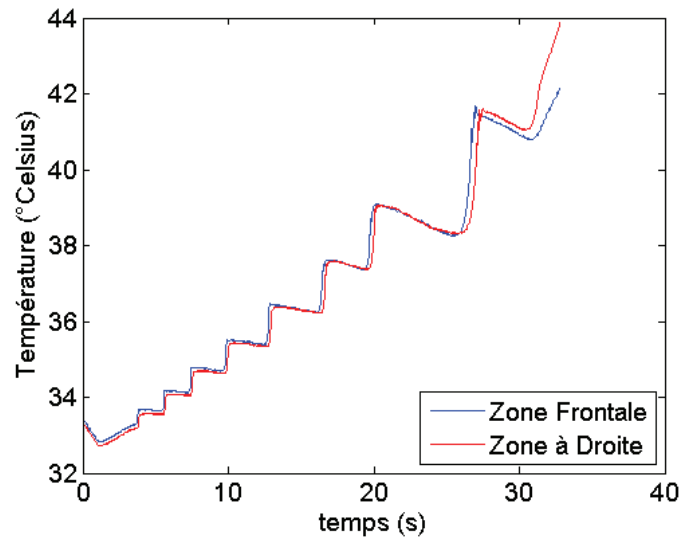


Figure 4.31: Température en fonction du temps en deux points situés aux milieux des faces frontale et latérale de l'éprouvette. Essai EPL40 (section carrée 4 x 4 mm²) à $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$ mesurée au centre de l'éprouvette.

4.2.9 Caractéristiques des bandes de déformation

Les paragraphes précédents ont montré comment on peut observer et visualiser les bandes de déformation grâce à diverses techniques complémentaires. Ces observations et visualisations permettent d'analyser le type de bandes de déformation en fonction de la géométrie et du chargement mais aussi de mesurer diverses caractéristiques de ces bandes, et en particulier leurs vitesses de propagation, leurs orientations, leurs épaisseurs et enfin les vitesses de déformation et de température qui y règnent.

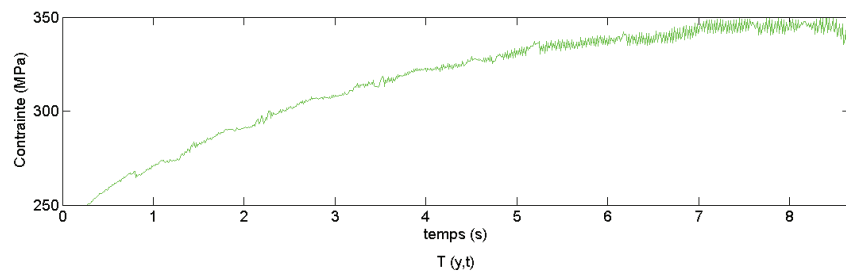
4.2.9.1 Types de bandes observées

Nous avons souligné au chapitre 2.4.2 la nomenclature classique des bandes de déformation PLC en trois classes A, B et C. Nous utilisons ici les mesures par thermographie infrarouge pour exhiber la nature des bandes et les relier aux chutes et oscillations de l'effort qui l'on a déjà discutées en section 4.2.6 et définir le type de bandes en fonction des conditions de sollicitations.

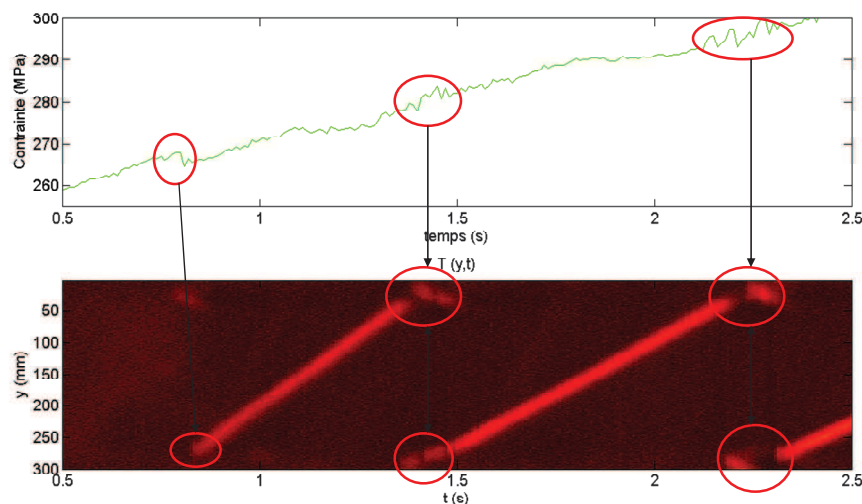
Dans la suite de ce paragraphe, les mêmes représentations sont utilisées pour montrer au cours d'un essai entier sur une éprouvette donnée, où s'initient les bandes, comment elles se propagent et de quels types de bande il s'agit suivant la nomenclature utilisée et illustrée plus haut. Nous utilisons pour cela les représentations spatio-temporelles de l'incrément de température (vitesse de température) déjà discutées sur lesquelles on superpose l'effort, l'axe des temps étant commun aux deux variables.

Dans la figure 4.32, les « oscillations » de la courbe contrainte-temps sont comparées avec les traces des bandes obtenues par l'histoire de variation de température à travers l'analyse spatiotemporelle de champs de température (obtenue à partir de l'équation 3.4). La vitesse de déformation appliquée est de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ à température ambiante (essai EPL05).

La figure 4.32a montre la comparaison entre les « oscillations » en contrainte et la trace des bandes (analyse spatiotemporelle) pour tout l'essai. La figure 4.32b montre un agrandissement du début de l'essai, entre les instants 0,5 s et 2,5 s où deux bandes se propagent entièrement le long de toute la zone utile de l'éprouvette. Il s'agit donc de bandes de type A. Une troisième est aussi active. De petites bandes de transition près des bords de l'éprouvette sont aussi observées. A la naissance d'une bande de type A, correspond une chute de contrainte importante. A la troisième bande de cette figure, quatre chutes plus importantes sont observées. La première est due à la disparition de la bande du type A, la deuxième est due à la petite bande de transition qui apparaît et disparaît en haut de l'éprouvette. La troisième est due aussi à une autre petite bande de transition qui apparaît et rapidement disparaît mais cette fois-là en bas de l'éprouvette et finalement, la quatrième chute est due à la nouvelle bande. Cette chute est suivie par de très légères « oscillations » dues à la propagation de cette bande et des imperfections de l'éprouvette.



(a)



(b)

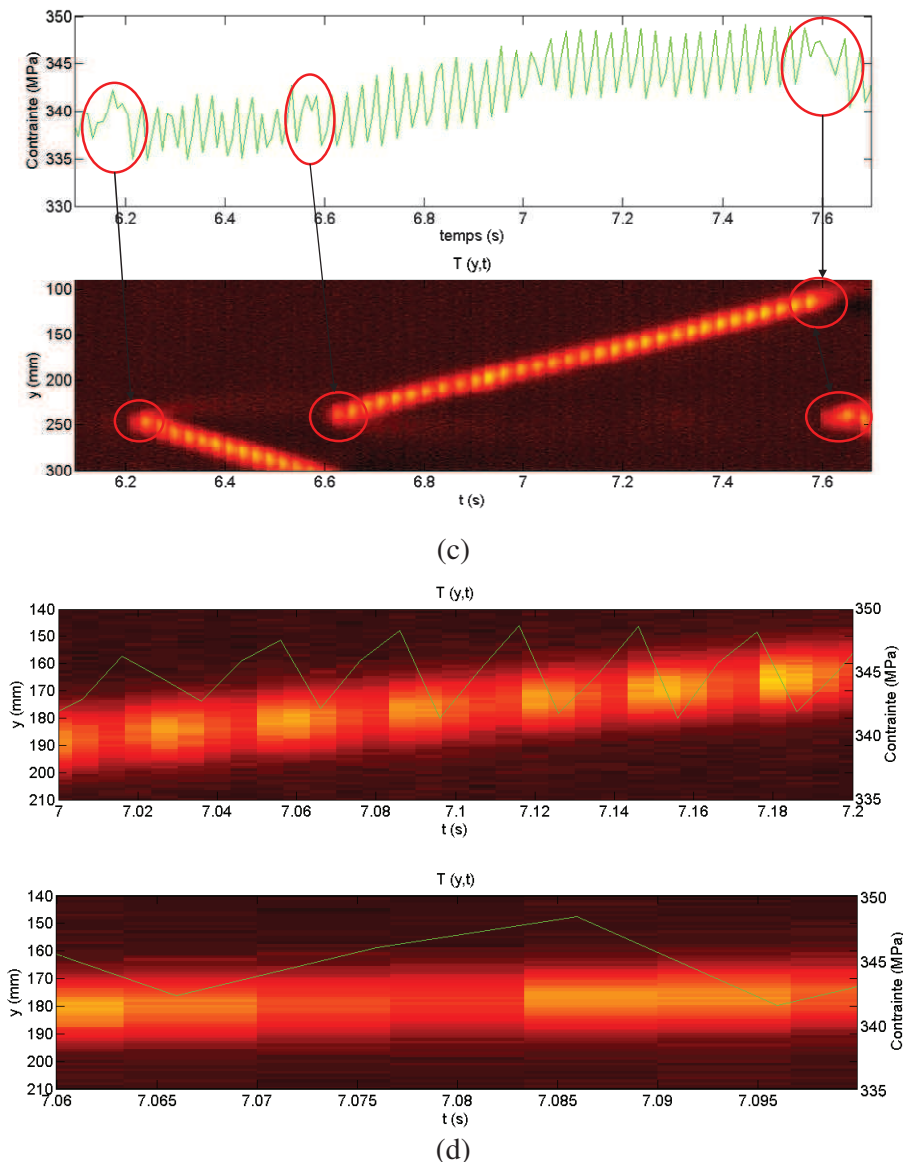


Figure 4.32: Lien entre l’histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans l’essai EPL05 à température ambiante et $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} s^{-1}$. L’histoire en contrainte est mise en regard de la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) Pour tout l’essai ; (b) Au début de l’essai entre 0,5 et 2,5 s ; (c) Vers la fin de l’essai entre 6 et 7,7 s ; (d) Zoom de l’intervalle entre 7 et 7,15 s.

La figure 4.32c montre un autre agrandissement, entre 6 et 7,7 s vers la fin de l’essai et on peut y voir deux bandes discontinues. Ces bandes naissent au même endroit et se propagent de façon saccadée, la première vers le bas et la seconde vers le haut couvrant ainsi la presque totalité de l’éprouvette. Le caractère saccadé de la bande est visible sur l’information thermique (flashes successifs) faisant que les bandes sont en fait constituées de petites bandes naissant l’une à côté de l’autre et de façon corrélée. Il s’agit de bandes de type B.

La figure 4.32d met en évidence le lien entre les oscillations de l'effort et les mesures de températures. Lors des chutes de contraintes, on observe une augmentation de la température associée à la création de la bande. La figure 4.32d montre que ces chutes sont suivies d'un rechargement où la température diminue et correspondent donc à une charge élastique de l'éprouvette. Cette séquence de charges élastiques suivie de décharges associées à une forte plastification au droit de la bande se répète jusqu'à la disparition de ces bandes au moment où l'éprouvette a été complètement couverte. On peut en fait dire que les bandes de type B décrites ici constituent une (ou plusieurs) bandes de type A se déplaçant de façon discontinue le long de l'éprouvette.

La figure 4.33 montre les résultats obtenus pour les essais de traction effectués sur des éprouvettes plates lisses aux vitesses de déformation $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} s^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} s^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 3,3 \times 10^{-4} s^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 2,92 \times 10^{-5} s^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-7} s^{-1}$. On peut avoir sur ces diagrammes une vue générale de la naissance et de la propagation des bandes de déformation.

On peut relever sur ces six représentations que les bandes de type A sont observées pour les vitesses élevées ($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} s^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} s^{-1}$) au début des essais et suivies par des bandes de type B jusqu'à la rupture (figure 4.33b,c). Aux vitesses intermédiaires ($\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 3,3 \times 10^{-4} s^{-1}$) on observe au début des bandes de type B suivies de bandes de type C (figure 4.33d,e). Enfin aux basses vitesses ($\dot{\epsilon} = 2,92 \times 10^{-5} s^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-7} s^{-1}$), on observe seulement des bandes de type C (figure 4.33g, h,i).

La figure 4.33f montre la courbe effort-temps pour la vitesse de déformation de $2,92 \times 10^{-5} s^{-1}$ où il n'y a que des bandes de type C qui apparaissent et disparaissent de façon aléatoire tout au long de l'essai. Une analyse plus détaillée est aussi faite dans les deux zones encadrées dans cette figure. Leurs analyses spatiotemporelles sont données en figures 4.33g et h à partir des champs de température qui sont montrés. On peut y voir les traces des bandes qui sont tout à fait aléatoires. On remarque aussi que l'amplitude des « oscillations » ne change quasiment pas dans ces deux zones. Chaque chute en effort correspond effectivement à une bande qui apparaît et disparaît presque immédiatement et de façon aléatoire le long de l'éprouvette. Ces bandes sont aussi dénommées bandes statiques. Ces mêmes observations sont notées en figure 4.33i pour la vitesse de déformation $7 \times 10^{-7} s^{-1}$, et en dessous de $10^{-5} s^{-1}$, on n'a que des bandes de type C dans le domaine d'existence du PLC.

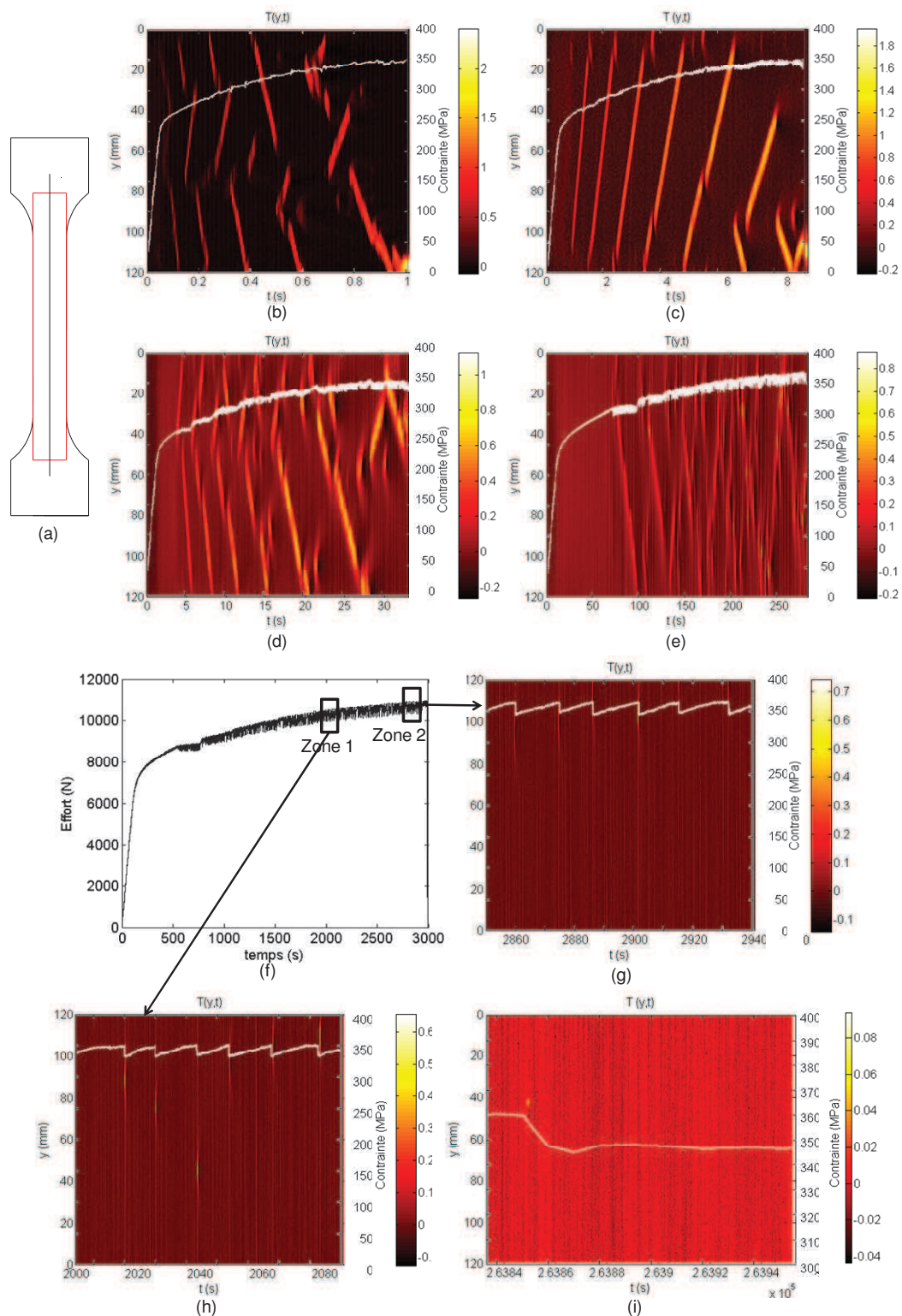


Figure 4.33: Lien entre l’histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais EPL01, EPL02, EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06 à température ambiante. L’histoire en contrainte est mise en regard de la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) Plan d’éprouvette avec la zone imagée indiqué; (b) EPL06 - $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} s^{-1}$; (c) EPL05 - $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} s^{-1}$;

(d) EPL04 - $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$; (e) EPL03 - $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} s^{-1}$; (f) EPL02 – Courbe effort-déplacement ; EPL02 - $\dot{\epsilon} = 2,92 \times 10^{-5} s^{-1}$; (g) Zoom 1 ; (h) Zoom 2 ; (i) EPL01 - $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-7} s^{-1}$.

La figure 4.34 montre les mêmes diagrammes que ceux de la figure 4.33 pour les éprouvettes lisses cylindriques (ECL) aux vitesses de déformation de $1 \times 10^{-1} s^{-1}$, $1 \times 10^{-2} s^{-1}$, $2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$ et $3,3 \times 10^{-4} s^{-1}$. On peut y voir comment les bandes naissent et se propagent le long de ces éprouvettes. On observe des bandes de type A pour les essais aux deux vitesses de déformation supérieures. Durant l'essentiel de l'essai à vitesse de $2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$, les bandes sont de type A et sont suivies à la fin de l'essai par des bandes de type B et parfois même C. Enfin, à la plus basse vitesse, des bandes de type B et C sont présentes.

Aux deux vitesses supérieures, on observe une chute de contrainte au déclenchement d'une bande avec une courbe contrainte-déformation lisse pendant la phase de propagation qui suit et ce jusqu'à l'apparition d'une nouvelle. Les petites fluctuations observées pour les éprouvettes plates lisses n'existent pas dans ce cas. De plus, légèrement au-delà de la striction, les bandes ont tendance à disparaître.

Notons la diminution de la vitesse des bandes révélée par le changement de courbure et le fait que les bandes ne parcourent pas toute la zone imagée de l'éprouvette. On retrouve les tendances observées pour les éprouvettes entaillées.

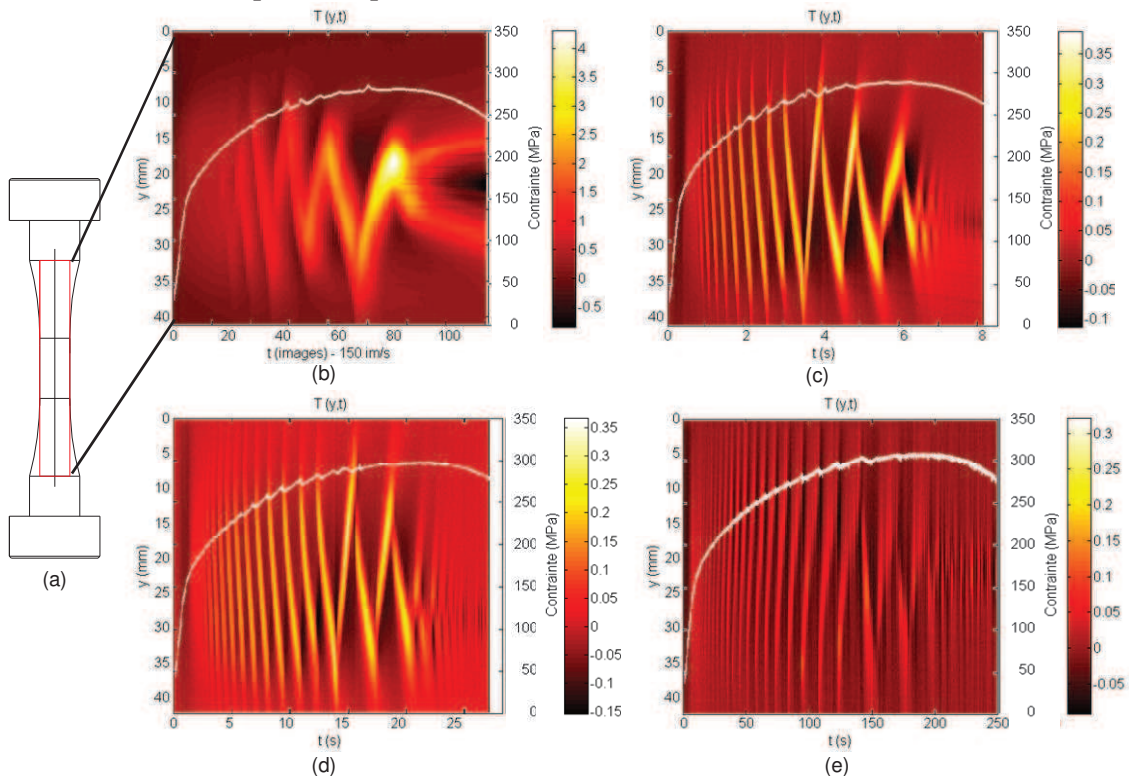


Figure 4.34: Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais ECL05, ECL06, ECL07 et ECL08 à température ambiante. L'histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) Plan de l'éprouvette avec la zone imagée; (b) ECL08 - $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} s^{-1}$; (c) ECL07 - $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} s^{-1}$; (d) ECL06 - $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$; (e) ECL05 - $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} s^{-1}$.

Les résultats obtenus pour les essais de traction effectués sur éprouvettes prismatiques de section carrée (5×5 et 4×4 mm²) aux vitesses de déformation de 1×10^{-2} s⁻¹ et $2,8 \times 10^{-3}$ s⁻¹ respectivement sont donnés en figure 4.35.

Les résultats du premier essai sont montrés le long de toute la longueur utile de l'éprouvette, alors que pour le deuxième, seulement au milieu de l'éprouvette de longueur 50 mm. Dans cet essai, un miroir infrarouge a été utilisé pour visualiser le comportement de la bande sur une des faces latérales de l'éprouvette et le choix d'une zone plus petite permet une meilleure résolution. Cet essai a été décrit en 4.2.8.2.

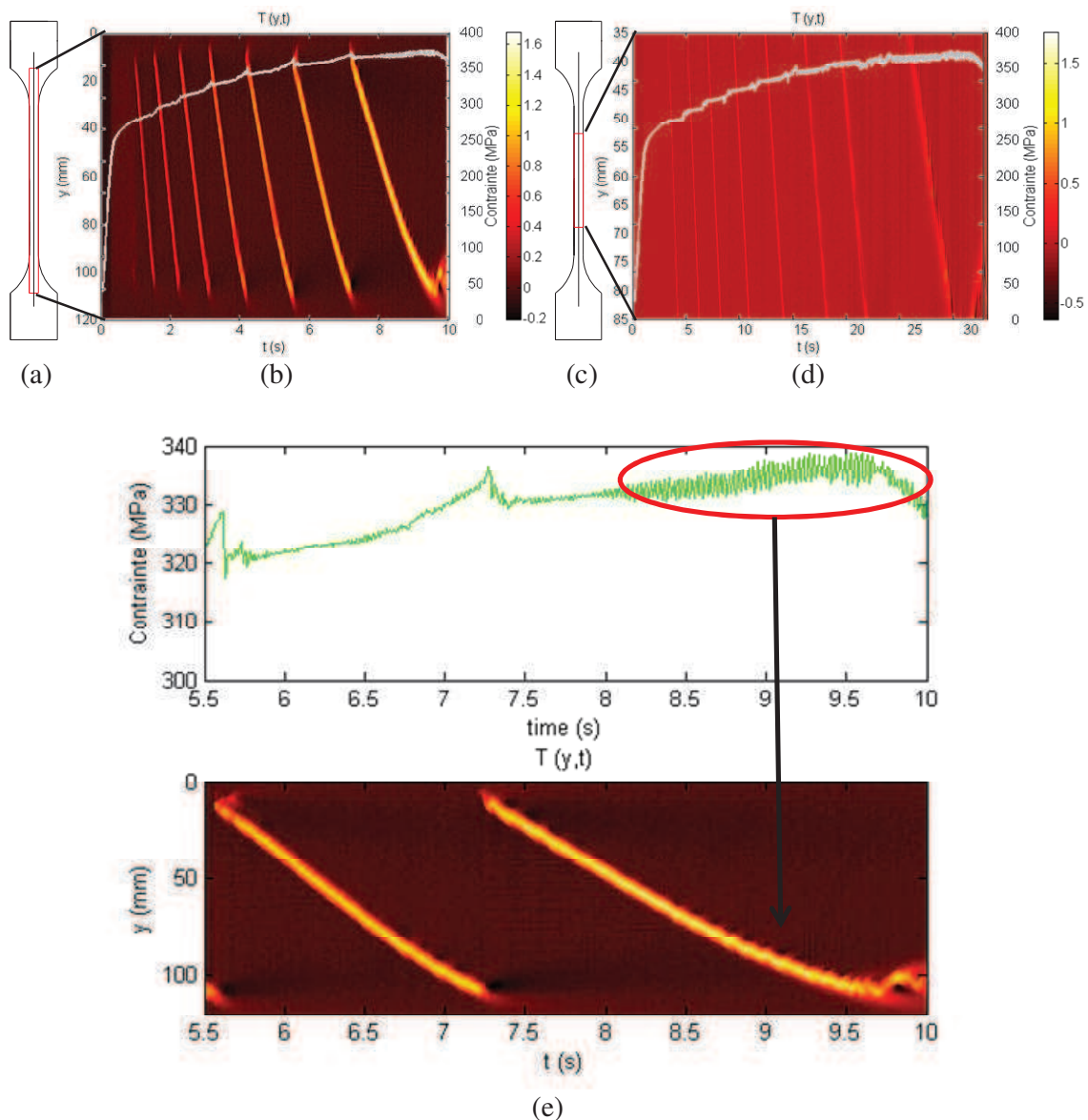


Figure 4.35: Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais EPL41 et EPL40 à température ambiante. L'histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) Plan d'éprouvette avec la zone imagée (5×5 mm²); (b) EPL41 - $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1}$ s⁻¹ ; (c) Plan d'éprouvette avec la zone imagée indiquée (4×4 mm²); (d) EPL40 - $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3}$ s⁻¹ ; (e) Agrandissement de (b) vers la fin de l'essai.

Pour cette géométrie, les résultats sont similaires aux éprouvettes plates de la figure 4.33. On observe dans les deux cas des bandes de type A dans une bonne partie de l'essai et l'apparition de bandes de type B à la fin et jusqu'à rupture de l'éprouvette. Ceci est mieux mis en évidence dans la figure 4.35e.

Les éprouvettes entaillées ont été testées à deux vitesses de déplacement différentes pour les entailles en U et à une seule pour les entailles en V. Les résultats pour les différentes entailles en U (R0,4 ; R0,8 et R2) et les différentes entailles en V (V30°, V45° et V60°) sont très similaires. On a donc choisi une entaille en U (R2) et une entaille en V (V30°) pour présenter les résultats dans la figure 4.36. Pour la vitesse de déplacement inférieure (0,0955 mm/s), on n'observe que des bandes de type C, dans tous les cas, qui apparaissent et disparaissent au milieu de l'éprouvette, et donc proche de l'entaille. Pour la vitesse de déplacement supérieure (0,955 mm/s), les bandes se déplacent vers le haut et vers le bas, en naissant toujours au milieu de l'entaille, mais n'arrivant jamais à s'échapper de celle-ci (figure 4.36c).

En analysant de plus près la figure 4.36a (entaille en V), on observe que l'éprouvette se fissure et la fissure se propage. Durant cette propagation, correspondant à l'adoucissement observée dans la courbe effort-temps présentant des « oscillations » en effort, on voit apparaître les bandes de déformation mais les élévations de température sont importantes à cause de cette propagation, d'où l'échelle plus importante en élévation de température dans ce cas.

Dans la figure 4.36b, avec la même vitesse de déplacement que la précédente, mais cette fois avec une entaille en U (R2), la rupture se fait brutalement en cisaillement. Si on enlève la partie de l'image proche de la rupture, où l'on a un très fort dégagement de chaleur et donc une augmentation très importante en température, on observe un peu mieux les bandes de déformation que pour l'exemple précédent mais au prix d'une image plus bruitée.

Ensuite, dans la figure 4.36c, et pour une vitesse de déplacement dix fois supérieure, on observe nettement la propagation des bandes vers le haut et vers le bas, mais toujours sans quitter complètement l'entaille.

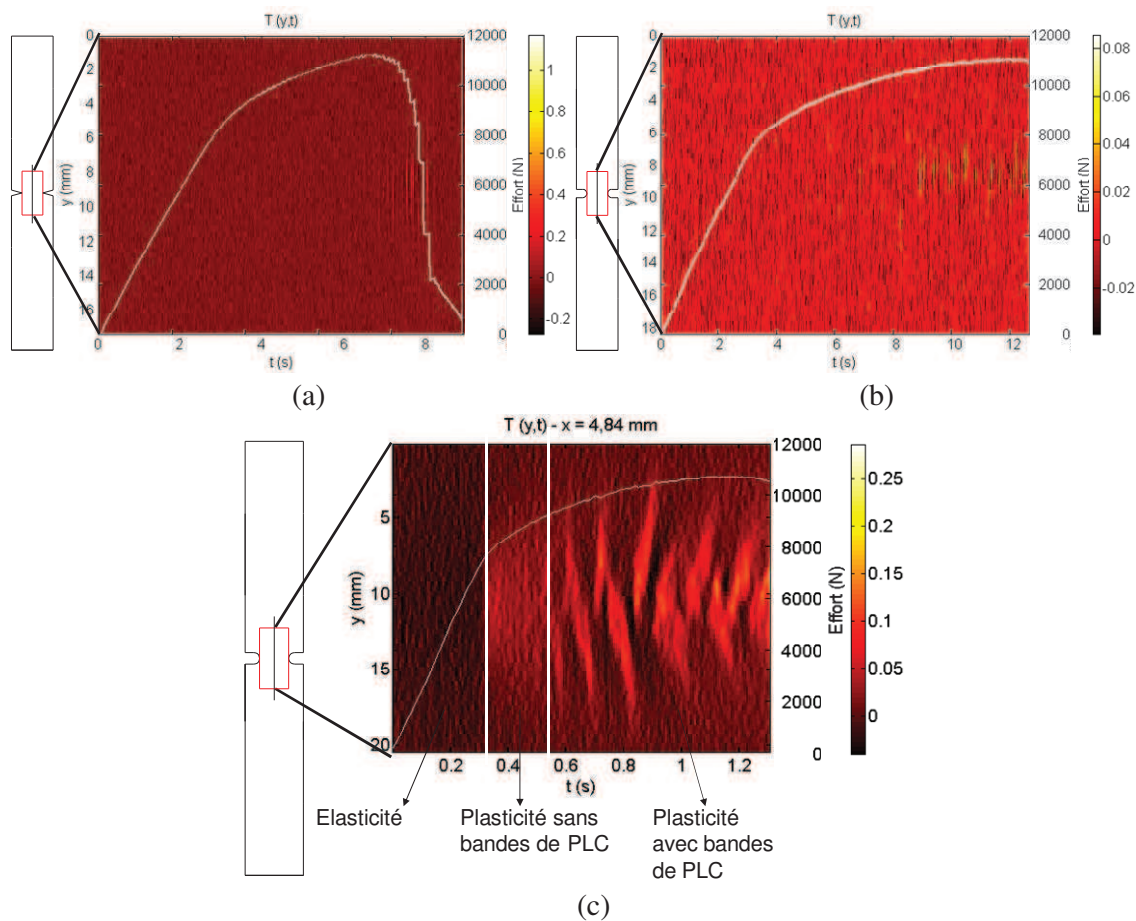


Figure 4.36: Lien entre l’histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes lors des essais EEV01, EEU05 et EEU06 effectués sur éprouvettes entaillées à température ambiante. L’histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) EEV01 – 0,097 mm/s ; (b) EEU05 -0,095 mm/s ; (c) EEU06 – 0,95 mm/s.

Dans la suite, nous rentrons dans le détail de ce qui se passe dans l’entaille pour l’essai EEU05 (figure 4.36c). Les informations thermiques de la figure 4.36c montrent clairement trois régions séparées par les lignes épaisses verticales et représentant respectivement la réponse élastique de l’éprouvette (zone assez sombre), la réponse plastique avant l’apparition de l’effet PLC (où la température augmente légèrement en raison de la dissipation plastique) et enfin la réponse plastique avec les bandes de déformation associées à l’effet PLC.

Ces bandes de déformation sont présentées en détail en figure 4.37. Les cartes de déformations incrémentales obtenues par corrélation d’images (à gauche), calculées par le logiciel Correli-LMT (Hild et Roux, 2006) sont comparées à l’information acquise par thermographie infrarouge (à droite) aux instants $t = 0,727$ et $t = 0,800$ s.

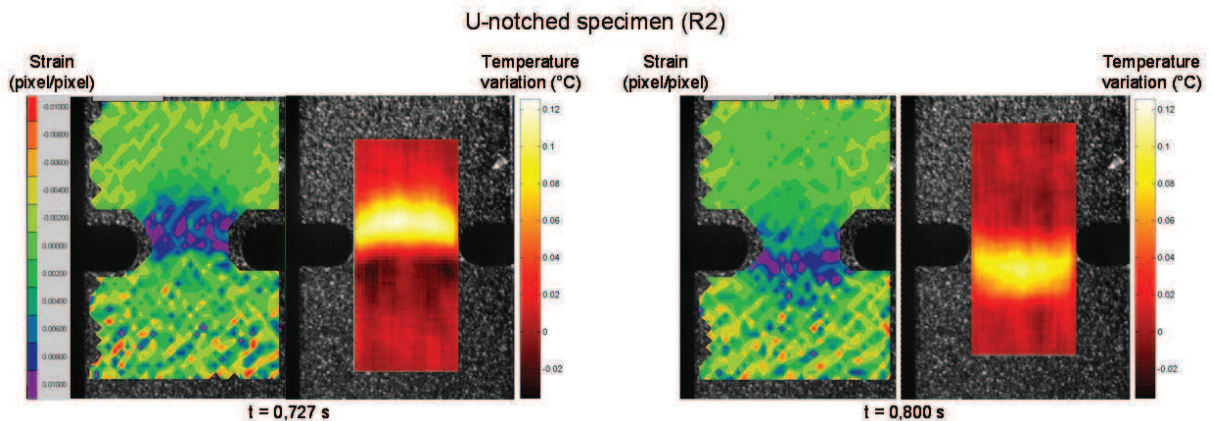


Figure 4.37: Champs de déformation et distribution des variations de température aux instants $t = 0,727$ s et $t = 0,800$ s pour l'essai EEU06 sur éprouvette entaillée.

À ces deux instants, on observe une bande de déformation qui passe du dessus vers le dessous de la section minimale de l'éprouvette. Au début du phénomène de PLC, une bande de déformation est nucléée dans la section minimale de l'éprouvette. Celle-ci s'incurve vers le haut en restant attachée à fond d'entaille jusqu'à disparaître. Puis une nouvelle bande se développe encore dans la section minimale et se propage de la même manière vers le bas jusqu'à ce qu'elle disparaisse aussi. L'ensemble du processus est répété plusieurs fois jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

Plus de détails sur le comportement des bandes sont fournis en figure 4.38d qui compare les variations de température observées dans la largeur de l'éprouvette. À cet effet, elle montre pour l'essentiel de l'essai (sauf pour la partie finale) les variations de température $\Delta T(x, y, t)$ le long des lignes verticales $x = 0,65$, $x = 4,84$ et $x = 9,68$ de l'éprouvette dans la zone imagée et indiquées sur la figure 4.38c. On observe sur cette figure les différents niveaux de température atteints de la gauche vers la droite de l'éprouvette (plus petit à gauche), mais aussi la différence des distances de propagation de la bande qui est maximum au centre de l'éprouvette.

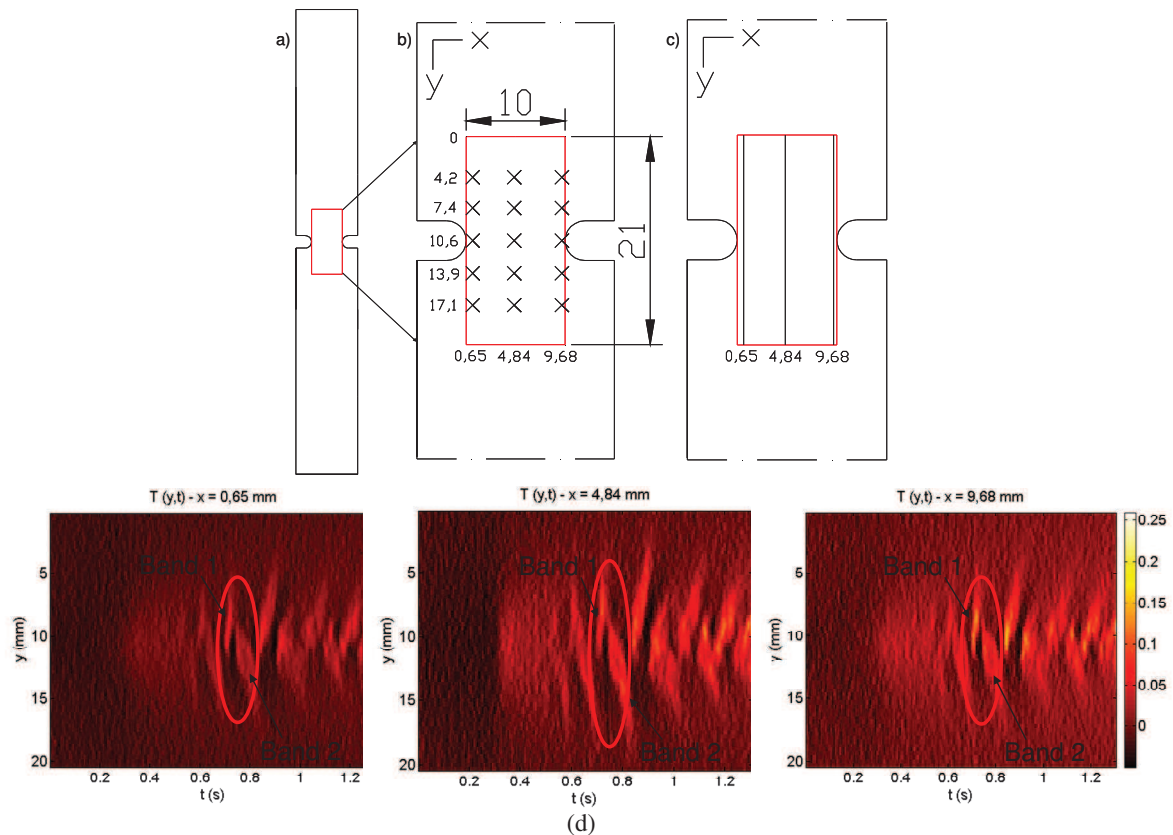


Figure 4.38: Essai EEU06 sur éprouvette plate entaillée avec une entaille en U ($R = 2$ mm). (a) Géométrie de l'éprouvette indiquant la zone imagée par thermographie infrarouge ; (b) et (c) Zooms de la zone imagée indiquant les positions des points et des lignes utilisés pour la présentation des résultats ; (d) Variation de température le long des trois lignes verticales de (c) aux positions $x = 0,65$; $x = 4,84$ et $x = 9,68$, respectivement.

Les figures 4.39a et 4.39b montrent les histoires de température et de déformation axiale durant tout l'essai aux points indiqués sur la figure 4.38b et localisés en haut, en bas et dans la section minimale de l'éprouvette. Dans les deux cas, on observe le comportement caractéristique classique en escalier de l'effet Portevin-Le Châtelier, où chaque marche est la manifestation d'une bande passant à ces endroits. La figure 4.39a montre clairement une augmentation de température supérieure dans la section minimale de l'éprouvette ($y = 10,6$ mm), où la concentration des contraintes est plus élevée. La figure 4.39b montre que la déformation est plus élevée plus près du fond de l'entaille dans la section minimale.

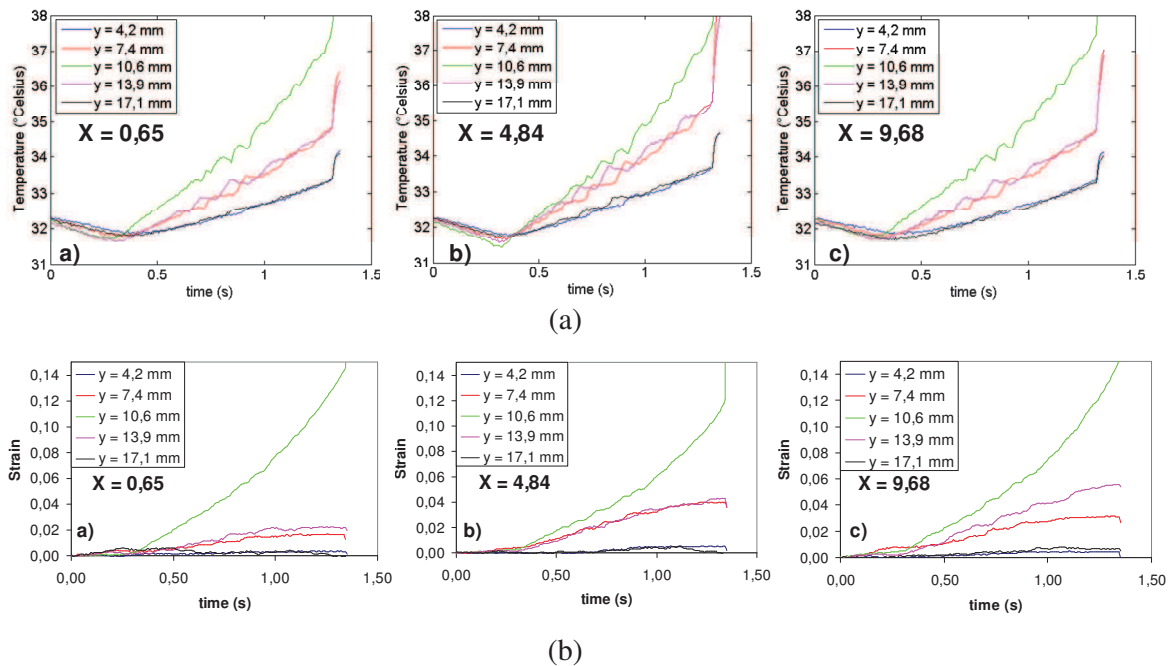
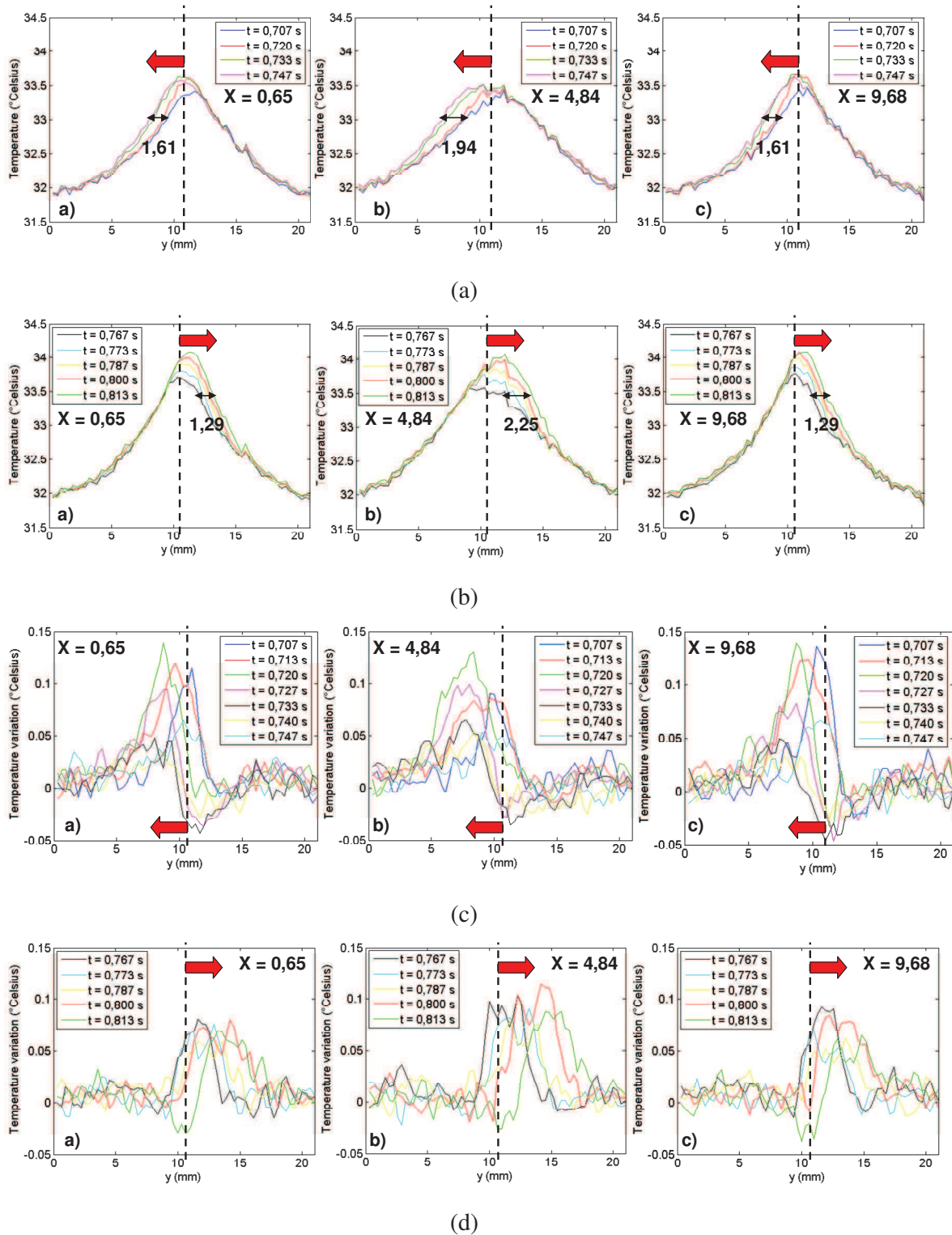


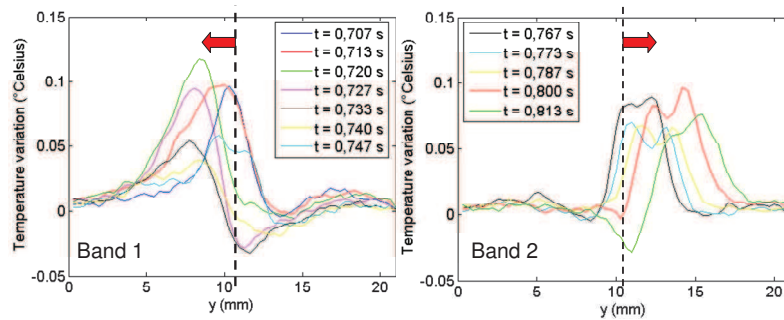
Figure 4.39: (a) Histoires de température et (b) Histoires de déformation aux divers points indiqués sur la figure 4.38b.

Les figures 4.40a et 4.40b montrent la température le long des trois lignes verticales ($x = 0,65$, $x = 4,84$, $x = 9,68$) et à différents instants représentés sur ces figures. À côté de la hausse globale de la température due à la plasticité, on peut aussi voir la propagation des bandes de déformation (voir l'emplacement de la température maximale qui se déplace vers la gauche sur la figure 4.40a et vers la droite sur la figure 4.40b). La figure 4.40a montre une bande qui se propage de la section minimale (ligne pointillée) à la partie supérieure de l'éprouvette et la figure 4.40b une autre se propageant de la section minimale à la partie inférieure, comme on peut aussi le voir dans les figures 4.36c et 4.38. On peut enfin observer les différences de la propagation de la bande, entre la ligne centrale de l'éprouvette ($x = 4,84$) et à proximité des entailles ($x = 0,65$ et $x = 9,68$) déjà mentionnées plus tôt et conduisant à la courbure de la bande autour de la section minimale.

Les figures 4.40c et 4.40d donnent les mêmes résultats que les figures 4.40a et 4.40b. Elles présentent les variations de température $\Delta T(x, y, t)$ définies plus haut et plus représentatives de l'effet PLC. Celles-ci sont tracées à différents instants (voir les figures) le long des lignes $x = 0,65$, $x = 4,84$ et $x = 9,68$. Bien que visible dans ces figures, l'augmentation de température, la propagation et la diminution de température des bandes sont mieux visualisées sur la figure 4.40e obtenue par un filtrage des figures 4.40c et 4.40d. Ce filtrage est simplement effectuée en prenant la moyenne des distributions de température à $x = 0,65$, $x = 4,84$ et $x = 9,68$. En effet, sur la figure 4.40e à gauche, on distingue nettement la croissance d'une bande entre les instants $t = 0,707$ s et $t = 0,720$ s, puis son déclin à partir de $t = 0,720$ s à $t = 0,740$ s. Pendant cette période, la bande se déplace vers la gauche et est légèrement retournée à la fin. Juste après cela, une autre bande apparaît ($t = 0,747$ s) et

poursuit son évolution vers la droite (à partir de $t = 0,767$ s à $t = 0,800$ s), mais maintenant vers la droite.





(e)

Figure 4.40: (a) et (b) Propagation des bandes 1 et 2 montrées en figure 4.38d. Les distances parcourues par les bandes sont plus grandes au centre de la section minimale ($x = 4,84$) qu'à fond d'entaille ($x = 0,65$ et $x = 9,68$), ce qui mène à leur morphologie légèrement incurvée ; (c) et (d) Variations de température indiquant les propagations des bandes 1 et 2 ; (e) Variation de température en fonction de y montrant les mêmes bandes 1 et 2. En (e.1) on a la moyenne des trois variations de température montrées en (c) et en (e.2) la moyenne des trois variations de température montrées en (d).

La figure 4.41 montre l'histoire de la température en fonction du temps pour l'essai ECIS02. Les pics de températures aux instants correspondant à l'apparition de bandes de déformation PLC sont très clairement visibles. Les élévations de température sont de l'ordre de $0,1^{\circ}\text{C}$. Pour les analyses spatiotemporelles, on identifie les instants où la bande naît. Les traces des bandes ici sont toutes verticales du haut vers le bas car la zone est très petite et l'apparition de la bande se fait le long de toute cette zone.

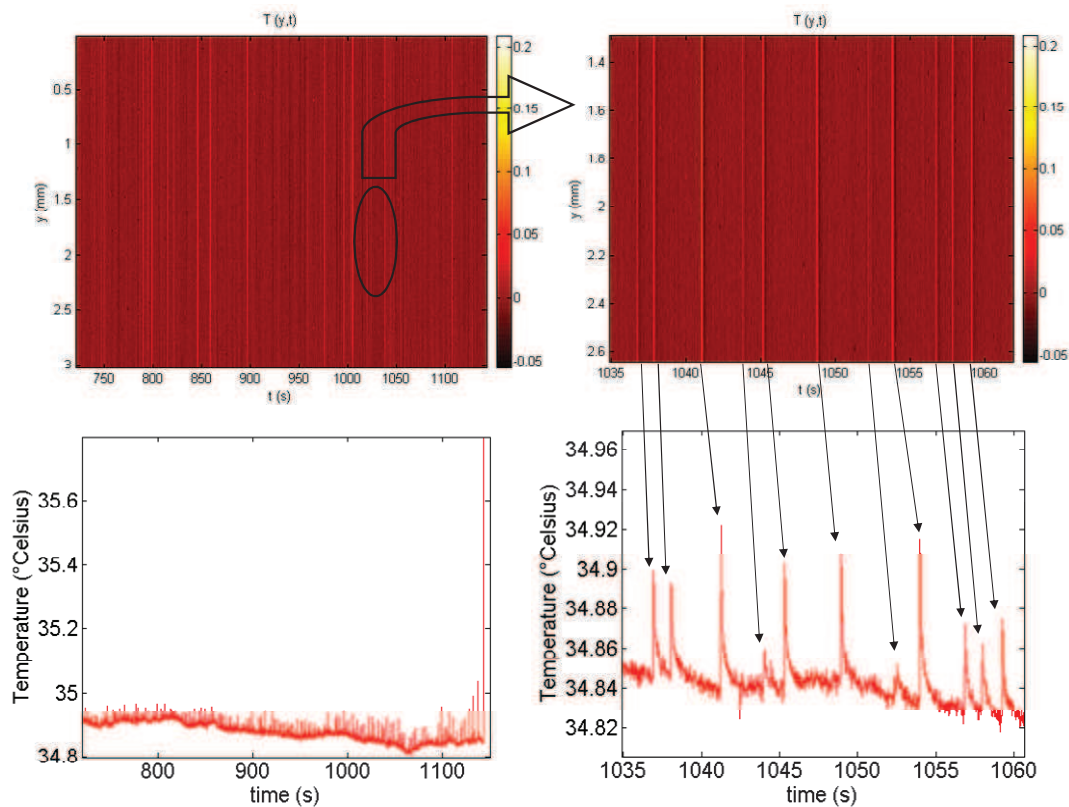


Figure 4.41: Histories de température en fonction du temps obtenues à partir de la thermographie infrarouge pour l'essai ECIS02. La zone de l'éprouvette est présentée en figure 3.9.

Le type de bandes observées lors des essais de traction sur les éprouvettes EPL à effort imposé sont donnés en figure 4.42 avec des vitesses de contrainte nominale de 0,1 MPa/s (figure 4.42a) ; 2,34 MPa/s (figure 4.42b) et 10 MPa/s (figure 4.42c).

On observe dans le premier cas (0,1 MPa/s) que l'essai entier ne présente que trois bandes du type A, se propageant le long de toute la longueur utile de l'éprouvette, qui peuvent être clairement identifiées à partir de la courbe effort-déplacement de la figure 4.1b et on ne représente ici qu'une seule de ces bandes. Dans le deuxième (2,34 MPa/s) et troisième cas (10 MPa/s), on a une montée linéaire de l'effort jusqu'à l'apparition des bandes qui sont présentes jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Comme on peut le voir dans les figures 4.42b et 4.42c on observe aussi des bandes de type A. Cependant, à la fin du deuxième et du troisième essai, plusieurs bandes naissent à des endroits différents et se propagent de manière à couvrir entièrement toute la zone utile de l'éprouvette.

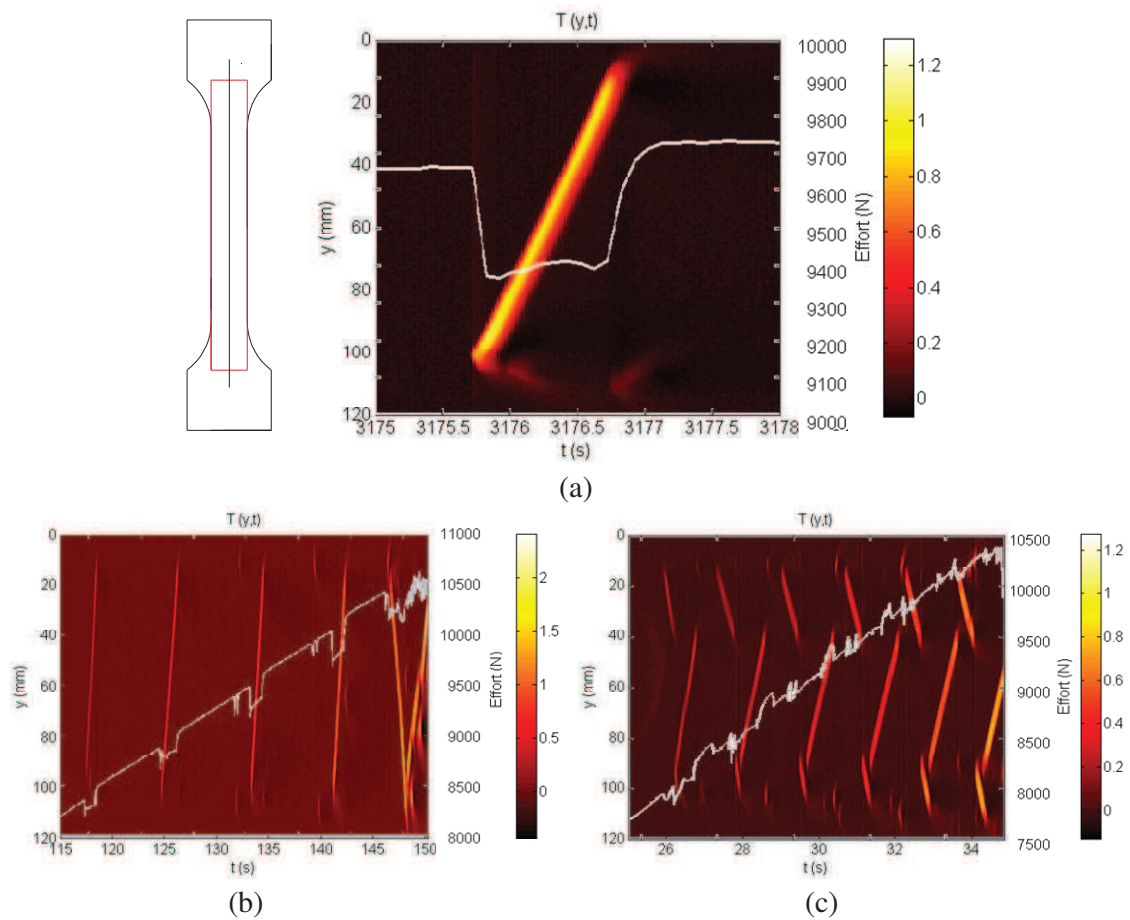
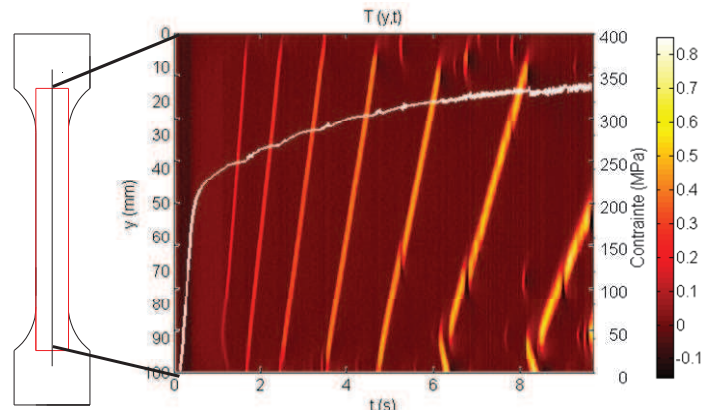
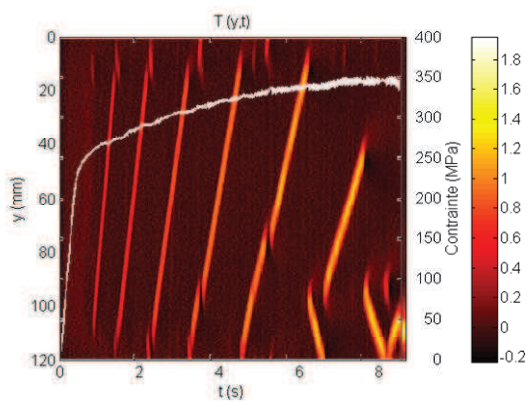


Figure 4.42: Lien entre l’histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais EPL25, EPL26 et EPL27 à effort imposé et à température ambiante. L’histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) EPL25 – 0,1 MPa/s ; (b) EPL26 - 2,34 MPa/s ; (c) EPL27 – 10 MPa/s.

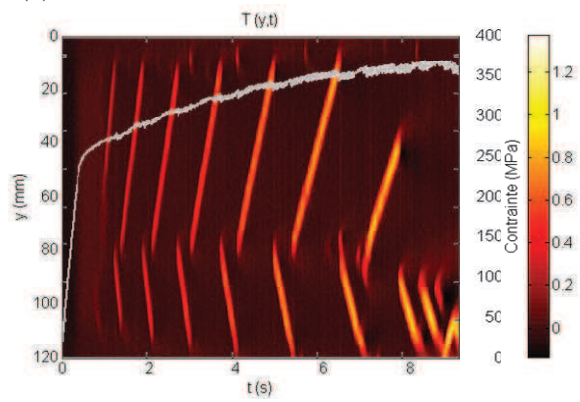
Les effets de l’épaisseur sur le type de bandes observées sont résumés dans la figure 4.43. Les mêmes représentations que les figures précédentes sont fournies pour des éprouvettes plates lisses (EPL) de différentes épaisseurs: 1 mm (figure 4.43a), 2 mm (figure 4.43b), 3 mm (figure 4.43c), 4 mm (figure 4.43d), 5 mm (figure 4.43e), 7 mm (figure 4.43f) et 9 mm (figure 4.43g). La même vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ est utilisée dans tous les cas. On constate que l’épaisseur ici n’a pas l’influence sur le type de bandes observé.



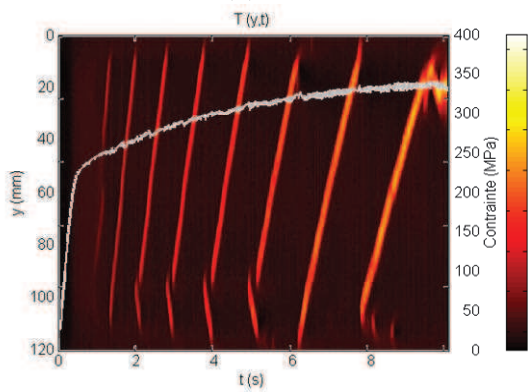
(a)



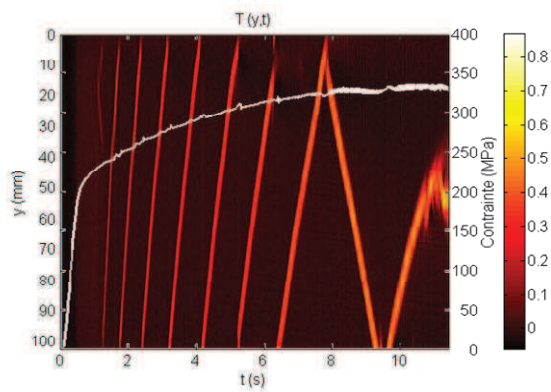
(b)



(c)



(d)



(e)

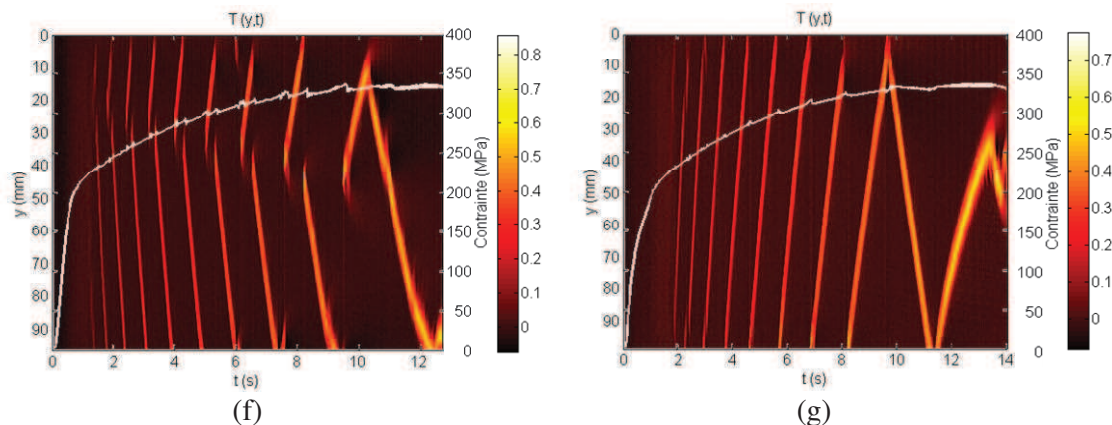


Figure 4.43: Effet de l'épaisseur e de l'éprouvette sur le type de bandes observé à température ambiante et à $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} s^{-1}$. Lien entre l'histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes. L'histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) EPL35 – $e = 1$ mm ; (b) EPL05 – $e = 2$ mm ; (c) EPL31 – $e = 3$ mm ; (d) EPL33 – $e = 4$ mm ; (e) EPL37 – $e = 5$ mm; (f) EPL38 – $e = 7$ mm et (g) EPL39 – $e = 9$ mm.

Dans ce qui suit, on décrit les effets du sens et de la multiaxialité du chargement sur le type de bandes. La figure 4.44 montre le cas du chargement en compression et celui de la traction-compression cyclique.

Les figures 4.44a et 4.44b montrent le même type de résultats que les figures précédentes pour les essais de compression. Il s'agit aussi de bandes de type A. Pour couvrir toute l'éprouvette, plusieurs bandes différentes naissant en des points différents sont nécessaires. Une vue bidimensionnelle pour ces bandes est montrée dans la figure 4.25 pour les deux cas.

La figure 4.44c montre le premier cycle d'un essai de traction-compression sur une éprouvette cylindrique lisse piloté en déplacement à une vitesse de déformation nominale de $2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$, dans une gamme de +1,5 mm à -1,5 mm, correspondant à une gamme de déformation nominale de +2,54% à -2,54%. On observe qu'en traction, on n'a que des bandes du type A se propageant le long de l'éprouvette, comme déjà montré précédemment (voir figure 4.34). En compression, on a un comportement différent. Tout d'abord les bandes ne semblent affecter que la partie utile de l'éprouvette. Il s'agit de bandes de type A. Cependant les bandes naissent toujours au milieu de l'éprouvette et se propagent périodiquement vers le haut et vers le bas. Ce phénomène est similaire aux observations faites sur les éprouvettes entaillées décrites en figure 4.36. Une concentration de contrainte semble être présente et il n'est pas impossible que l'éprouvette ait légèrement flambé !

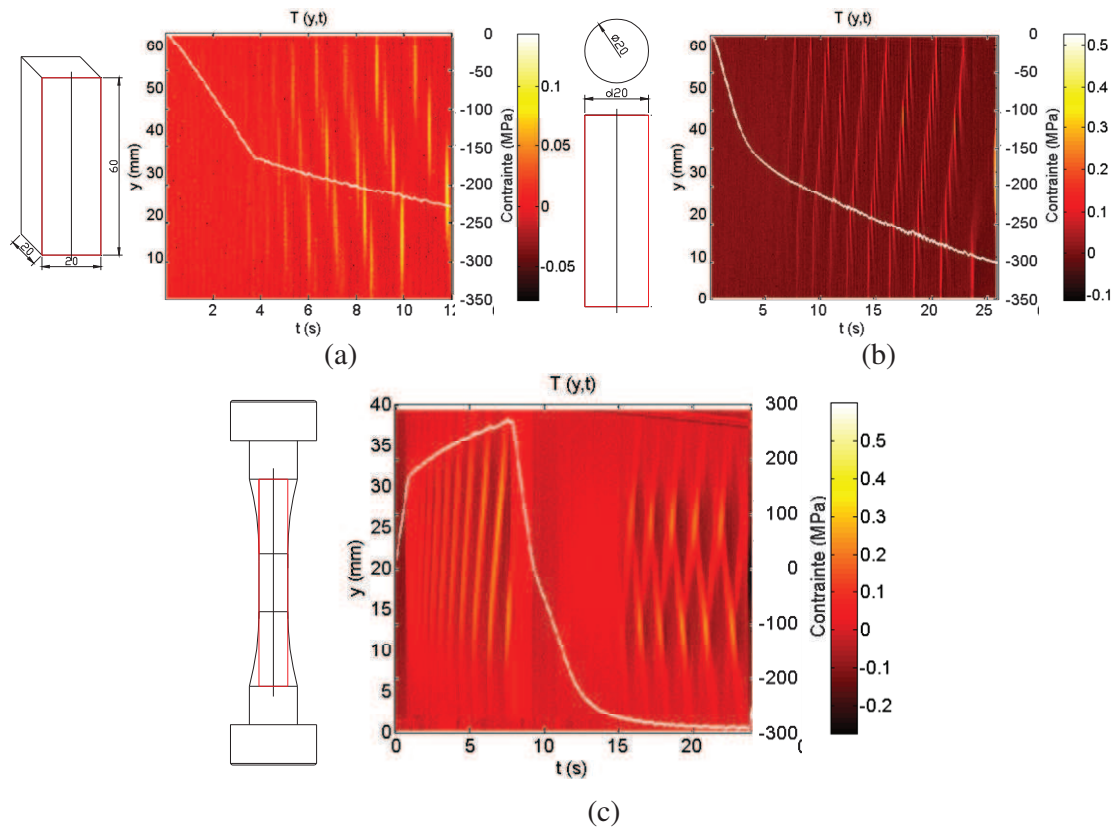


Figure 4.44: Lien entre l’histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais EPL44, ECL42 et ECL43 à température ambiante et à $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$. L’histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle). (a) EPL44 – compression ; (b) ECL42 – compression ; (c) ECL43 – traction-compression.

4.2.9.2 Vitesses des bandes

Les vitesses des bandes sont obtenues à partir de la corrélation d’images, ou par extensométrie. En effet, les histoires de déformation mesurées par deux jauges de déformation (réelles dans le cas de l’extensomètre et fictives dans le cas de la corrélation) permettent de mesurer le temps t_l qu’une bande donnée met pour aller d’une jauge à l’autre. Connaissant la distance entre les jauges, la vitesse v_b de la bande est donnée par

$$v_b = \frac{d}{t_l} \quad (4.1)$$

Ces vitesses sont également obtenues par thermographie infrarouge en mesurant les pentes des traces des bandes disponibles dans les représentations spatio-temporelles comme celle indiquée en figure 4.45. Nous utilisons ici cette dernière méthode pour présenter les résultats relatifs aux différentes géométries et conditions d’essai. On observe que dans tous les essais la vitesse de la bande diminue avec la déformation.

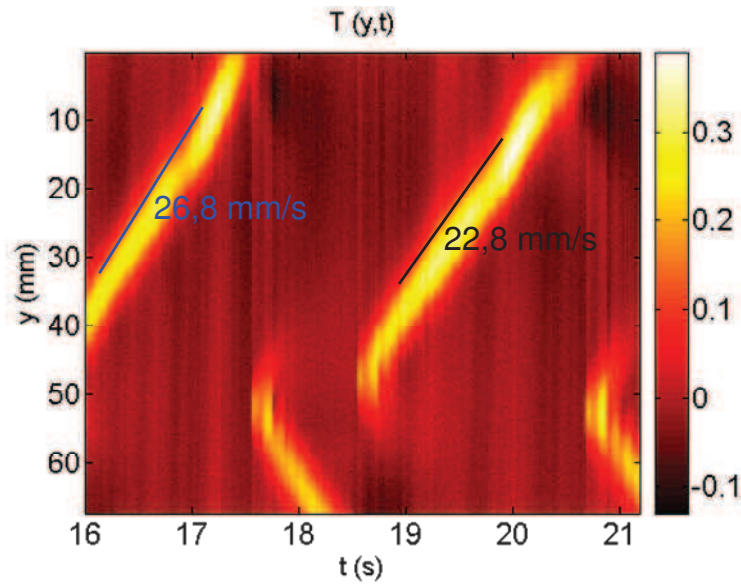


Figure 4.45: Vitesse des bandes mesurées à partir des pentes des traces de bandes (analyses spatio-temporelles) obtenues par thermographie infrarouge (EPL29 - $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$).

La figure 4.46a montre l'évolution de la vitesse des bandes (normalisée par la vitesse de déplacement de l'essai) en fonction de la déformation nominale au cours de l'essai. Trois géométries d'éprouvette (plate (EPL), cylindrique (ECL) et prismatique) dans la gamme de vitesse de déformation de $10^{-4} - 10^{-1} s^{-1}$ sont montrées. Pour les vitesses de déformation inférieures à $10^{-4} s^{-1}$, on n'observe que des bandes du type C, qui sont statiques et ne se propagent pas. On observe que cette vitesse normalisée dépend légèrement (cf. figure 4.46b) de la géométrie de l'éprouvette et qu'elle diminue continuellement en fonction de la déformation.

La figure 4.46b montre la comparaison des vitesses des bandes pour différentes géométries d'éprouvette (EPL de section $15 \times 2 \text{ mm}^2$, EPL de section $5 \times 5 \text{ mm}^2$ et ECL de diamètre de 6 mm) à la même vitesse de déformation nominale de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$. On observe que les vitesses des bandes sont du même ordre de grandeur. Cependant, l'éprouvette cylindrique présente des résultats légèrement inférieurs.

La figure 4.46c présente les variations de la vitesse des bandes lors d'essais de traction sur des éprouvettes plates de différentes épaisseurs (1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm) et à la même vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$. Notons que les éprouvettes d'épaisseurs 1, 5, 7 et 9 mm et celles d'épaisseurs 2, 3 et 4 mm ont été prélevées respectivement dans des plaques de 10 mm et de 5 mm d'épaisseur. Les essais avec les épaisseurs de 1 et 5 mm ont été répétés deux fois pour voir les effets de la dispersion. Le comportement des essais en traction du matériau issu de ces deux plaques, donné en figure 3.1 (chapitre précédent) et montre que l'écroutissage est supérieur pour les plaques les moins épaisses. On note cependant que les vitesses sont très semblables. En revanche, on observe une légère augmentation de la vitesse des bandes avec l'épaisseur de l'éprouvette.

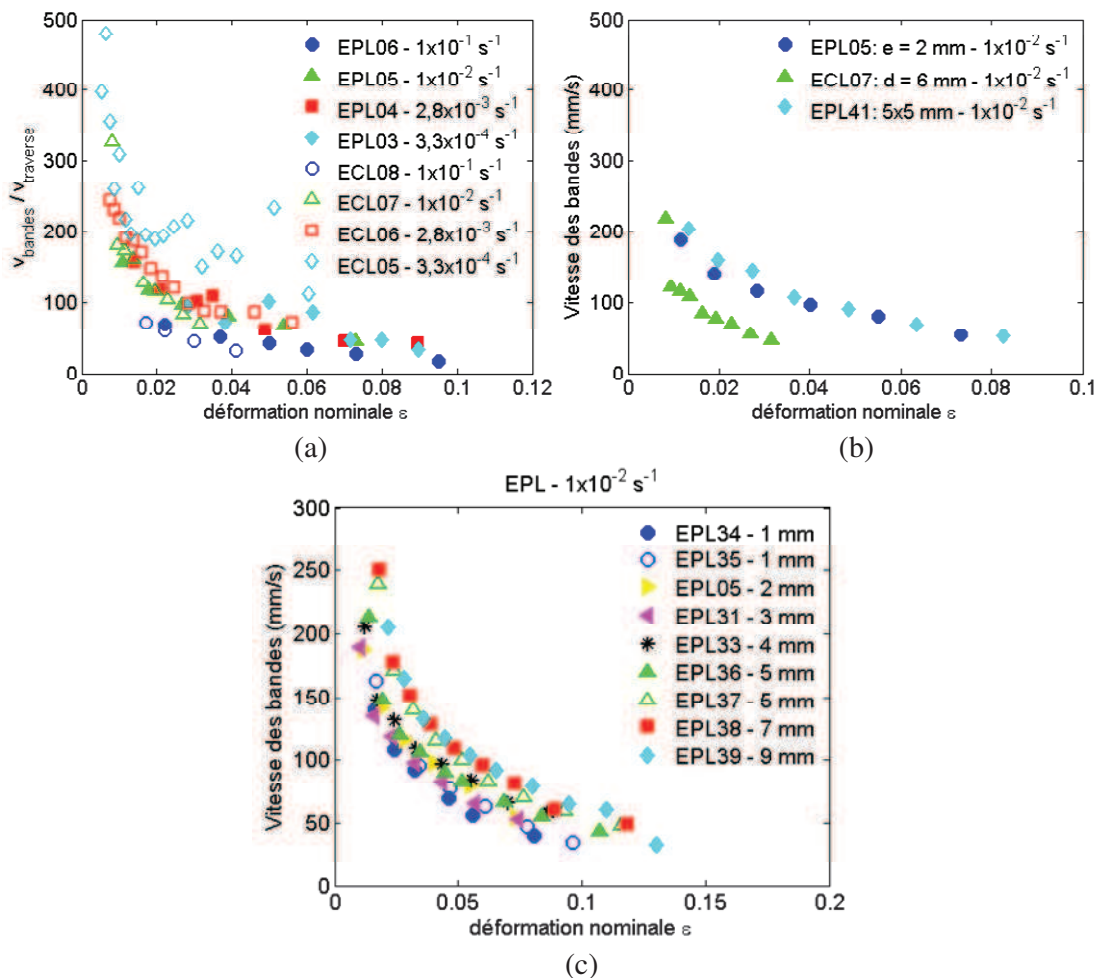


Figure 4.46: Vitesses des bandes de déformation observées lors des essais de traction uniaxiale. (a) Vitesse des bandes normalisée par la vitesse de la traverse en fonction de la déformation nominale et comparaison entre les éprouvettes EPL et ECL ; (b) Comparaison des vitesses des bandes entre différentes éprouvettes et une éprouvette prismatique carrée (5x5 mm) à une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (c) Comparaison des vitesses des bandes pour des éprouvettes plates de différentes épaisseurs (1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm).

4.2.9.3 Orientation des bandes

Les orientations des bandes peuvent être obtenues soit à partir de la corrélation d'images soit à partir de la thermographie infrarouge. Ici, on présente les résultats obtenus par la thermographie à partir des observations présentées par exemple dans les figures 4.21, 4.24 ou 4.25. L'orientation est définie ici par l'angle que fait la bande avec l'axe de traction.

La figure 4.47a montre ces orientations en fonction de la déformation pour les éprouvettes EPL de 2 mm d'épaisseur dans une gamme de vitesses allant de 10^{-5} s^{-1} à 10^{-1} s^{-1} . La figure 4.47b montre ces mêmes résultats pour des éprouvettes EPL de différentes épaisseurs (1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm) à la même vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Dans tous les cas, les angles mesurés se situent entre 55° et 65° . Comme déjà signalé précédemment, l'ensemble des

éprouvettes provient de deux plaques différentes. Les essais avec les épaisseurs de 1 et 5 mm ont été reproduits deux fois pour voir la dispersion

On observe que l'orientation des bandes dépend très peu ou très légèrement de la vitesse de déformation, mais peut varier avec l'épaisseur des éprouvettes. Pour les épaisseurs d'éprouvettes de 1 à 5 mm, on observe des orientations autour de 60°. Pour les épaisseurs supérieures (7 et 9 mm), l'orientation des bandes varie continument au cours de l'essai entre 65° et 90°.

Dans le cas des éprouvettes prismatiques avec une section carrée, comme celle observée dans la section 4.2.8.2, figure 4.30, on observe, sur la face frontale, les bandes qui sont toujours perpendiculaires à l'axe de traction de l'éprouvette. En revanche, sur la face latérale, cette inclinaison varie au cours de l'essai de 55° à -55°.

Dans le cas des éprouvettes cylindriques lisses (ECL) aux mêmes vitesses de déformation que pour les éprouvettes EPL, on observe que les orientations des bandes sont toujours perpendiculaires à l'axe de traction de l'éprouvette comme dans la figure 4.24e.

On conclut que contrairement à la vitesse des bandes, leurs orientations dépendent de la géométrie de l'éprouvette.

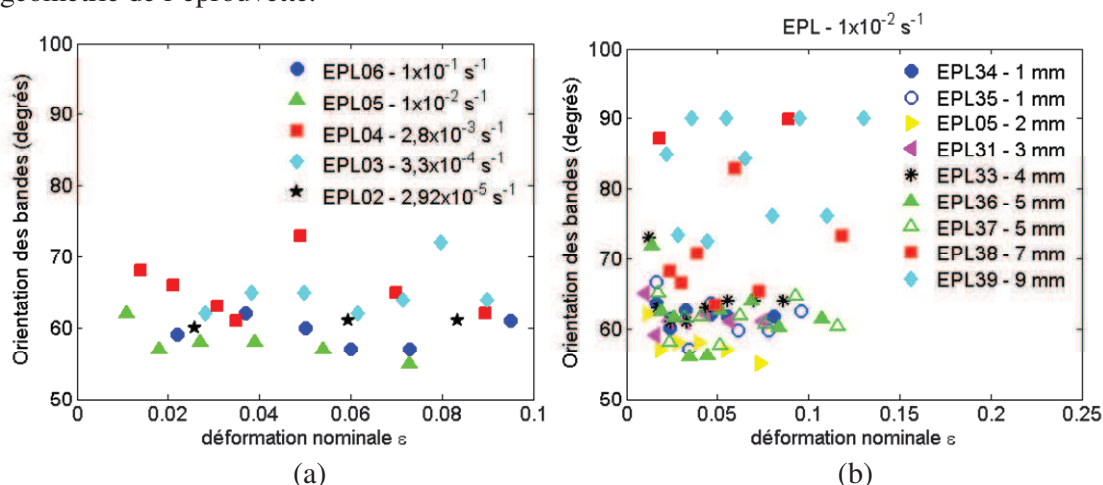


Figure 4.47: Orientations des bandes en fonction de la déformation pour : (a) les éprouvettes plates lisses de 2 mm d'épaisseur à différentes vitesses de déformation ; (b) Comparaison des orientations des bandes à la vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ pour des éprouvettes de différentes épaisseurs (1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm).

4.2.9.4 Vitesses de déformation et vitesses de températures dans les bandes

La figure 4.48 montre les histoires de déformation-temps pour trois essais sur des éprouvettes EPL (EPL03, EPL04 et EPL05) à des vitesses de déformation de $3,3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ mesurées par corrélation d'images aux endroits X et Y représentés dans la figure 3.12. X est le centre de l'éprouvette, alors qu'Y est situé à une distance de 20 mm de X dans la direction où le chargement est appliqué. Les déformations sont mesurées par deux jauges de déformation « optiques » situées aux positions X et Y. La taille de ces jauges est de 3.35 mm × 3.35 mm. Les données de corrélation d'images ont été

traitées avec le logiciel Corelli (Hild et Roux, 2006) pour obtenir l'histoire correspondante de déformation dans ces secteurs.

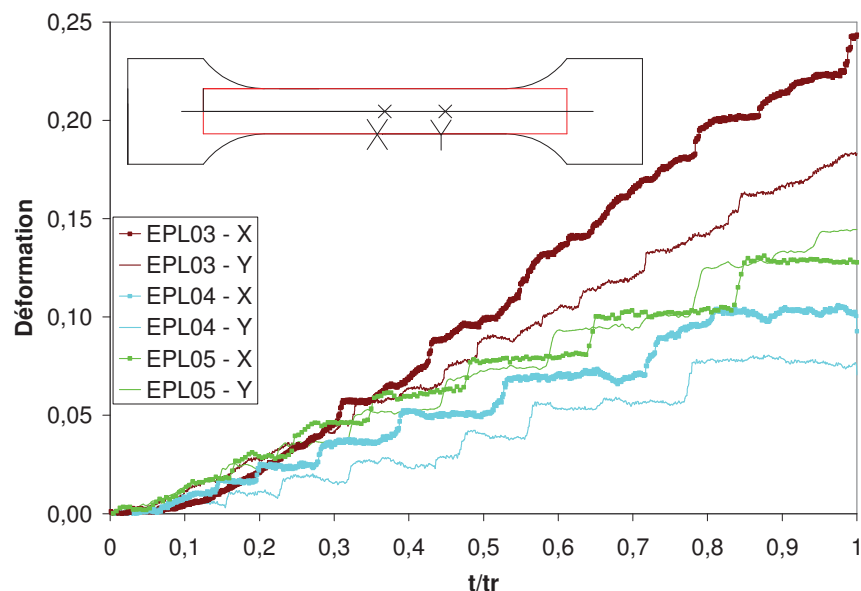


Figure 4.48: Histoires de déformation aux points X et Y représentés sur le schéma indiqué dans la figure pour trois essais sur des éprouvettes EPL (EPL03, EPL04 et EPL05) à des vitesses de déformation de $3,3 \times 10^{-4} s^{-1}$; $2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$ et $1 \times 10^{-2} s^{-1}$. Le temps est normalisé par le temps à la rupture t_r de chaque essai.

La figure 4.49 montre les histoires de la température pour cinq essais sur des éprouvettes EPL (EPL02 - $2,92 \times 10^{-5} s^{-1}$, EPL03 - $3,3 \times 10^{-4} s^{-1}$, EPL04 - $2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$, EPL05 - $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ et EPL06 - $1 \times 10^{-1} s^{-1}$) aux mêmes endroits X et Y. Notons que pour l'essai EPL02 qui a été effectué à la plus basse vitesse de déformation, seules les zones où des données ont été acquises sont montrées. Une de ces zones est agrandie et montrée dans l'insert inclus dans la figure. On y voit des sauts de la température correspondant à la naissance des bandes statiques de déformation (type C). Les histoires de déformation et de température montrent le comportement classique en escalier où chaque escalier est la manifestation d'une bande passant à ces endroits. On observe aussi que les sauts de déformation occasionnés par les bandes et les incréments de température augmentent avec la déformation plastique.

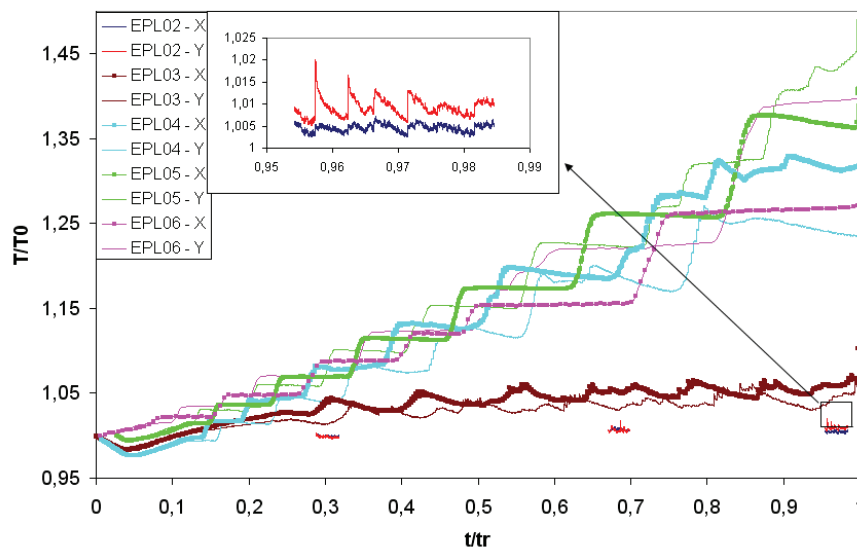


Figure 4.49: Histoires de la température (normalisée par la température initiale de l'essai) aux points X et Y pour les essais avec des éprouvettes EPL aux vitesses de déformation de $2,92 \times 10^{-5} s^{-1}$ (EPL02), $3,3 \times 10^{-4} s^{-1}$ (EPL03), $2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$ (EPL04), $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ (EPL05) et $1 \times 10^{-1} s^{-1}$ (EPL06). Le temps est normalisé avec le temps à rupture t_r de chaque essai. Pour l'essai EPL02, seules les intervalles où l'acquisition thermique a été effectuée sont présentées.

Comme dans la figure 4.49, la figure 4.50 montre les histoires de la température cette fois pour quatre essais sur des éprouvettes cylindriques lisses (ECL) aux vitesses de déformation de $3,3 \times 10^{-4} s^{-1}$; $2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$; $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ et $1 \times 10^{-1} s^{-1}$ aux points X et Y schématisés dans la figure. X est le centre de l'éprouvette, alors qu'Y est situé à une distance de 10 mm de X dans la direction où le chargement est appliqué.

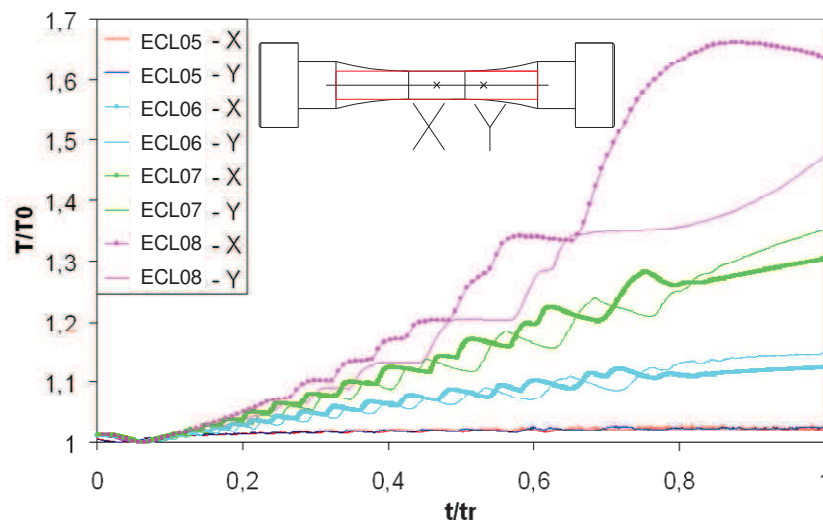


Figure 4.50: Histoires de la température aux endroits X et Y pour les essais ECL01, ECL02, ECL03, et ECL04. L'axe de la température est normalisé par la température initiale, tandis que l'axe de temps est normalisé par le temps à rupture t_r de chaque essai.

Les vitesses de déformation dans les bandes peuvent être mesurées à partir des graphes comme celui de la figure 4.48 et les élévations de température à l'intérieur des bandes peuvent être mesurées à partir de graphes donnés dans les figures 4.49 et 4.50. La figure 4.51 montre la vitesse de déformation dans les bandes mesurée de cette façon en fonction de la déformation. Une des observations principales est que cette vitesse est sensiblement plus haute que la vitesse de déformation nominale appliquée, de l'ordre de dix fois supérieure dans tous les cas comme on peut le voir dans la figure 4.51a. Dans la figure 4.51b, on montre que la vitesse de déformation dans les bandes ne dépend pas de la géométrie de l'éprouvette à la vitesse de déformation nominale constante de $10^{-2} s^{-1}$.

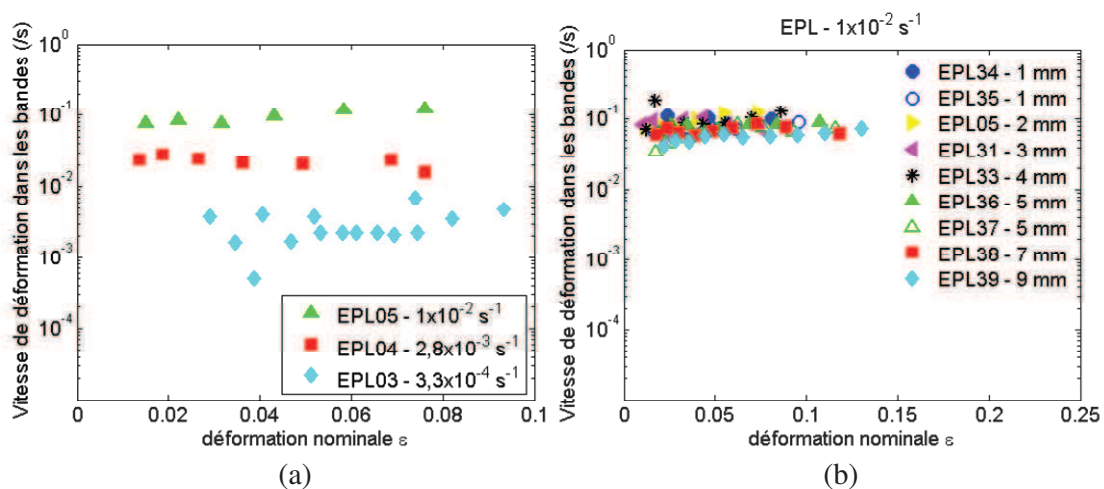


Figure 4.51: Vitesse de déformation dans les bandes pour (a) les éprouvettes plates lisses de 2 mm d'épaisseur à différentes vitesses de déformation ; (b) les éprouvettes plates lisses de différentes épaisseurs (1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm) à une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$.

Les élévations de température à l'intérieur des bandes en fonction de la déformation sont montrées dans la figure 4.52. Les observations principales sont que la température dans les bandes augmente avec l'augmentation de la déformation et de la vitesse de déformation et est de l'ordre de $1^\circ C$. Pour les différentes épaisseurs à une même vitesse de déformation constante, on observe que la variation de température diminue lorsque l'épaisseur augmente. Ce paramètre est aussi l'unique paramètre où on voit clairement l'effet de l'épaisseur de la plaque utilisée pour fabriquer l'éprouvette. Pour la plaque de 5 mm, où les réponses contrainte-déformations présentent une limite d'élasticité plus élevée que pour celle de 10 mm (en accord avec la figure 3.1), les éprouvettes sont plus dures et présentent des élévations supérieures de température (figure 4.52b).

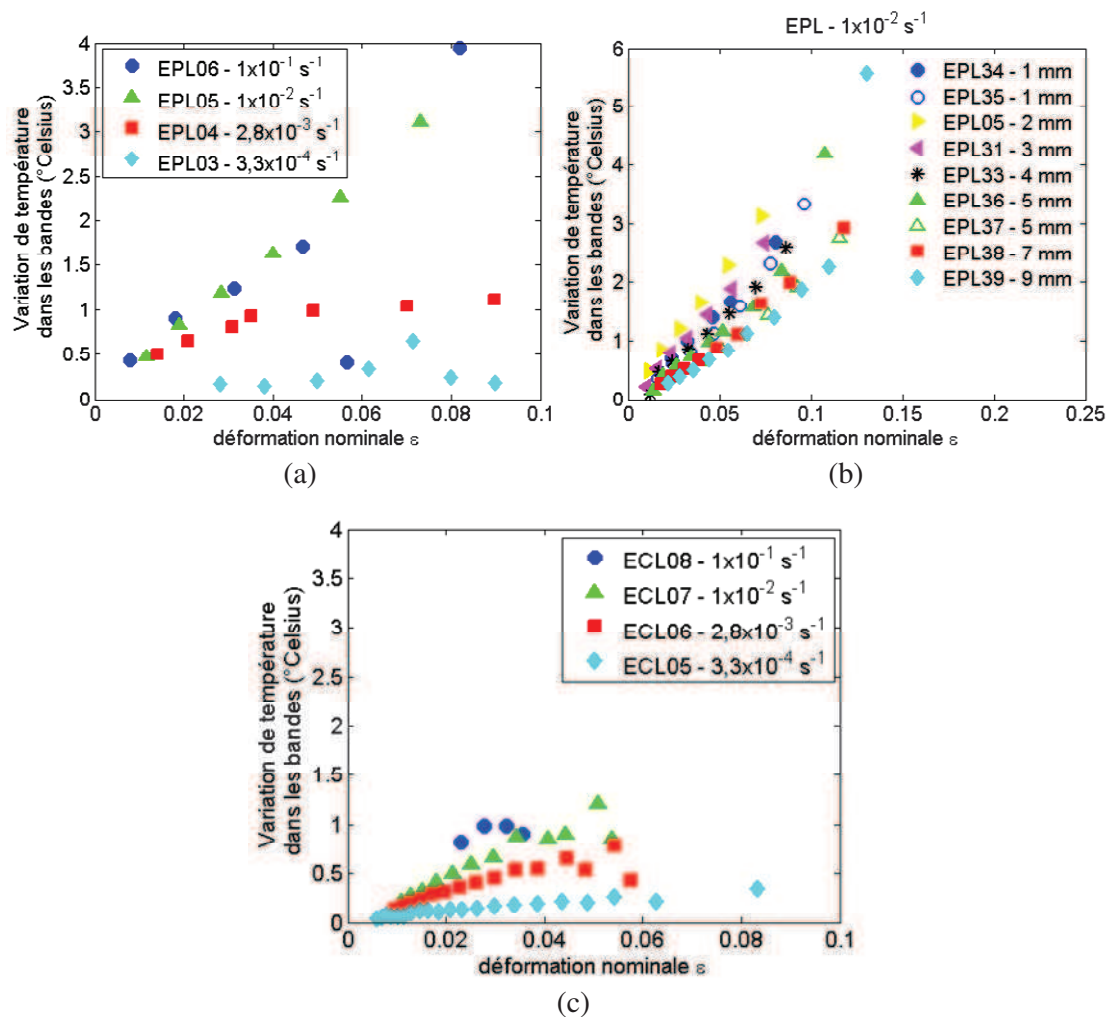


Figure 4.52: Variation de température dans les bandes en fonction de la déformation pour (a) les éprouvettes plates lisses de 2 mm d'épaisseur à différentes vitesses de déformation ; (b) les éprouvettes plates lisses de différentes épaisseurs (1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm) à la même vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (c) pour les éprouvettes cylindriques lisses à différentes vitesses de déformation.

4.2.9.5 Epaisseurs des bandes

Pour évaluer l'épaisseur de la bande de déformation, on utilise les données de la caméra infrarouge. La largeur de la bande est mesurée à travers les diagrammes du type de celui montré en figure 4.22. Les bandes de type B, par exemple, se déplacent en clignotant, c'est-à-dire qu'elles évoluent progressivement jusqu'à leur forme finale (par exemple comme en figure 4.53). Les bandes apparaissent et disparaissent mais se suivent les unes après les autres. Il faut donc moyenniser la largeur sur certaines images seulement, d'où la nécessité d'un critère (exemple dans figure 4.53). Pour définir ce critère, on admet que les aires bleue (en dessous de la courbe) et rouge (du rectangle) sont égales et on ne tient compte que des bandes dépassant par exemple : $0,1\text{max}$; $0,2\text{max}$; $0,3\text{max}$; $0,4\text{max}$ ou $0,5\text{max}$ (max = hauteur du

plus grand pic tout au long de l'essai). L'évolution de la largeur avec l'épaisseur de l'éprouvette obtenue à l'aide de ces critères est montrée en figure 4.54.

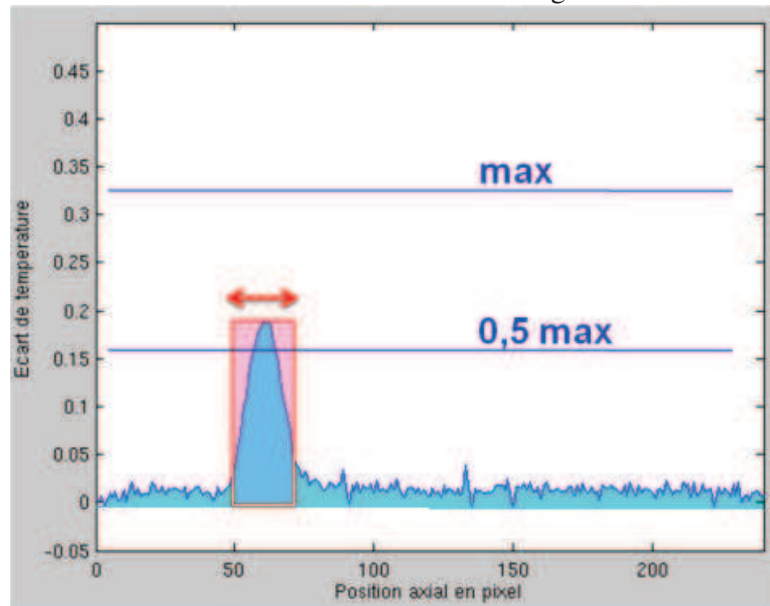


Figure 4.53: Critère de mesure de la largeur des bandes de déformation.

La figure 4.54 montre les largeurs de bandes ainsi mesurées en fonction de la déformation lors d'un essai à une vitesse de déformation constante de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$. En utilisant cette méthode pour l'obtention des largeurs des bandes et avec un critère de 0,1max, on observe que les largeurs des bandes ont une tendance à augmenter avec l'épaisseur de l'éprouvette. Dans ce cas particulier, les critères 0,1max ; 0,2max ; 0,3max ; 0,4max et 0,5max présentent pratiquement les mêmes résultats car on n'a que des bandes de type A et pourtant des bandes continues.

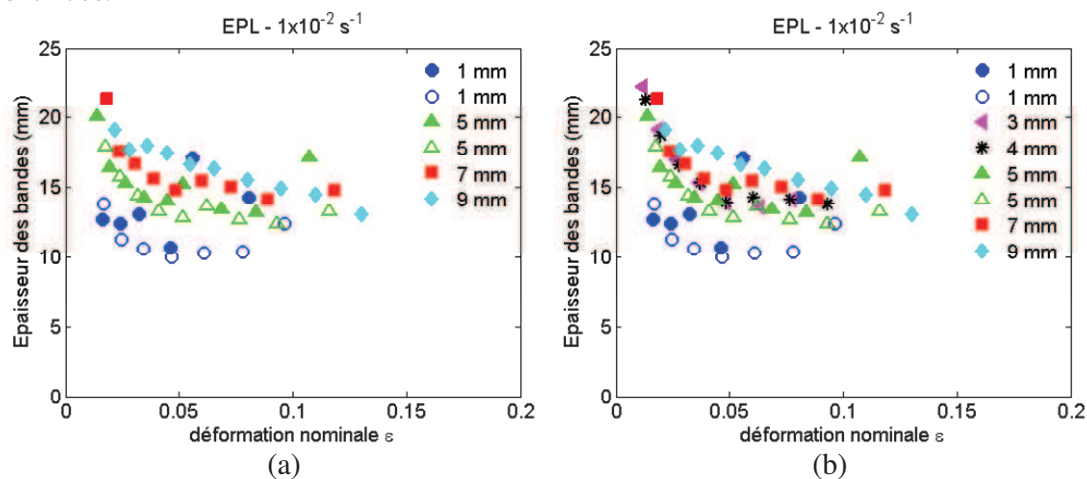


Figure 4.54: Largeur des bandes en fonction de la déformation en utilisant un critère 0,1max pour (a) les éprouvettes plates lisses de différentes épaisseurs (1, 5, 7 et 9 mm, issus d'une plaque de 10 mm) à une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-2} s^{-1}$ et (b) les résultats de (a) avec les éprouvettes plates lisses avec différentes épaisseurs (3 et 4 mm, issus d'une plaque de 5 mm).

4.2.10 Déformation critique à l'apparition du PLC

Nous avons déjà signalé à plusieurs reprises que l'apparition du phénomène Portevin-Le Châtelier nécessite généralement une déformation plastique critique. Cette déformation critique est l'objet de ce paragraphe. Cette déformation correspond lors d'un essai de traction par exemple à la transition entre une déformation homogène et une déformation hétérogène d'une éprouvette marquée par la naissance et éventuellement la propagation de bandes de déformation. La déformation critique peut être relevée directement sur la courbe contrainte-déformation en notant l'apparition des oscillations mais aussi par corrélation d'images et thermographie après visualisation des bandes de déformation. La figure 4.55 montre l'évolution de cette déformation critique en fonction de la vitesse de déformation lors d'essai de traction à la température ambiante sur des éprouvettes plates lisses de 2 mm d'épaisseur et sur des éprouvettes cylindriques lisses de 6 mm de diamètre et obtenues par les trois méthodes citées ci-dessus quand celles-ci étaient disponibles.

La figure 4.56 montre l'évolution de la déformation critique ε_c qui correspond à l'apparition de l'effet PLC en fonction de la vitesse de déformation pour trois types d'éprouvettes à la température ambiante. Les déformations critiques ont été mesurées directement sur la courbe contrainte-déformation, mais également par corrélation d'images, par thermographie infrarouge et à l'aide des indications d'un extensomètre. Les résultats sont similaires et le choix fait a été toujours de la déformation la plus petite entre les moyens de mesure. De plus, aux essais à des vitesses de déformation élevées ou près des limites de fonctionnement de la machine quasi-statique, où on peut confondre les oscillations et le PLC sur la courbe contrainte-déformation, la déformation critique a été mesurée par la thermographie infrarouge. Lorsqu'aux hautes ou aux basses températures, on n'avait ni caméra infrarouge ni corrélation d'images, la mesure de ces déformations a été faite à l'aide d'un extensomètre.

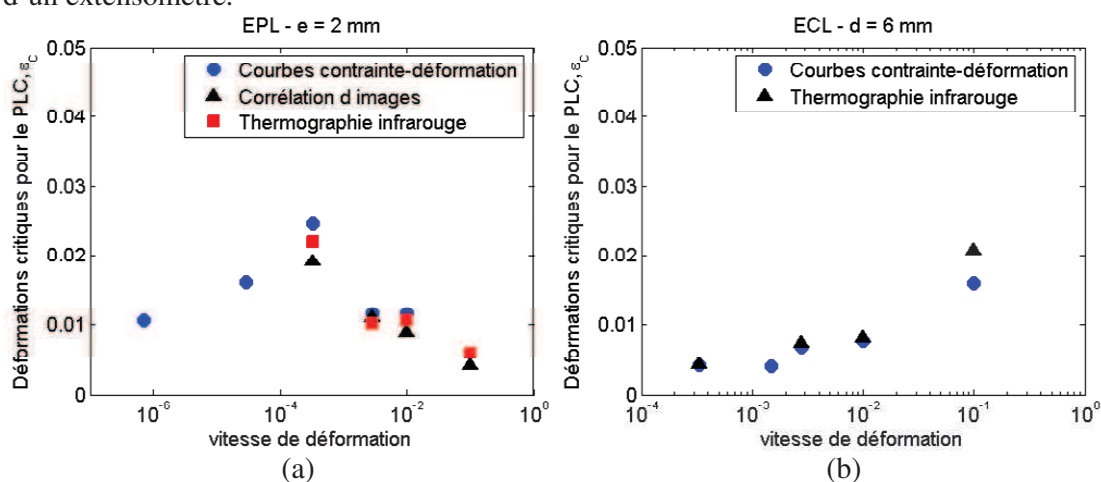


Figure 4.55: Déformations critiques pour l'occurrence de l'effet PLC en fonction de la vitesse de déformation globale pour : (a) les éprouvettes plates lisses (EPL) et (b) les éprouvettes cylindriques lisses (ECL) avec un diamètre de 6 mm à température ambiante par les méthodes obtenues à partir de la courbe-contrainte-déformation, de la corrélation d'images et de la thermographie infrarouge, quand disponibles.

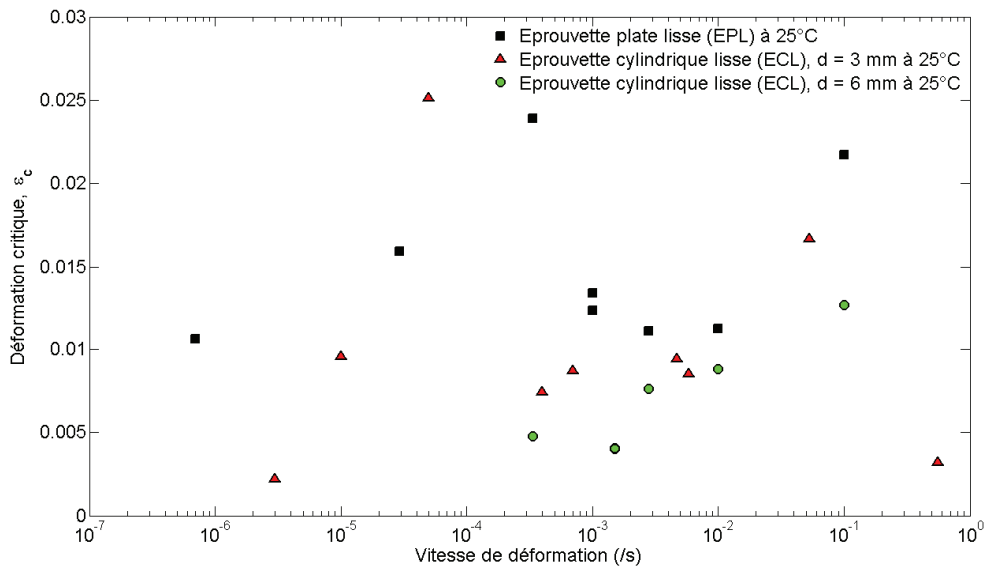


Figure 4.56: Déformations critiques pour l'occurrence de l'effet PLC en fonction de la vitesse de déformation globale pour les éprouvettes plates lisses (EPL) et les éprouvettes cylindriques lisses (ECL) avec un diamètre de 3 et 6 mm à température ambiante dans ces trois cas.

Cette figure laisse voir une variation complexe de la déformation critique avec la vitesse de déformation. Mais malgré la disparité des résultats, une même tendance est observée. Aux faibles vitesses, la déformation critique augmente. Aux vitesses intermédiaires, on observe une diminution nette ou limitée. Aux grandes vitesses, on reconnaît encore un domaine d'augmentation de cette déformation critique qui diminue aux trop grandes vitesses lorsque les essais ont pu être réalisés. Notons que ces observations sont faites aussi bien pour les éprouvettes plates que cylindriques de diamètre $d = 3$ mm. Le domaine de vitesses étudié avec les éprouvettes cylindriques de $d = 6$ mm n'étant pas le même pour tirer les mêmes conclusions.

Le tableau 4.1 montre les autres déformations critiques, pour les mêmes types d'éprouvettes, mais pour des essais à diverses températures.

Tableau 4.1: Déformations critiques pour les essais présentant l'effet PLC à hautes et à basses températures.

Type d'éprouvette	Vitesse de déformation (s ⁻¹)	Température (°Celsius)	Déformation critique
EPL07	2,92x10 ⁻⁵	-65,9	0,030
EPL10	3,33x10 ⁻⁴	-50	0,020
EPL11	3x10 ⁻⁵	-25,5	0,0035
EPL12	2,8x10 ⁻³	-25,4	0,017
EPL13	1,19x10 ⁻²	-25	0,042
EPL16	9,7x10 ⁻²	0	0,067
EPL18	1,2x10 ⁻³	50	0,037
EPL19	6x10 ⁻⁴	50	0,037
EPL22	1,2x10 ⁻¹	100	0,013
EPL23	5,4x10 ⁻²	100	0,015
ECL27	1,15	50	0,035
ECL28	1,21	50	0,016
ECL30	5,11	70	0,020
ECL32	1,22	100	0,021
ECL33	3,11	100	0,026
ECL34	5,32	100	0,019
ECL35	8,0	100	0,010
ECL36	1,74	150	0,029
ECL37	3,22	170	0,016
ECL38	7,83	170	0,011

L'obtention de la déformation critique pour l'apparition de l'effet PLC n'est pas une tâche simple dans ces cas. La géométrie d'éprouvette a une influence sur les amplitudes des « oscillations » en contrainte correspondant aux bandes de déformation. On se sert donc de la thermographie infrarouge pour repérer ces bandes et, par suite, obtenir les déformations critiques.

La figure 4.57 montre les données de thermographie infrarouge pour l'essai de traction EPL42. La figure 4.57a montre l'ensemble de l'essai jusqu'à la rupture. La figure 4.57b en montre un zoom pour mieux voir la toute première bande de PLC de l'essai. Comme déjà indiqué précédemment, la variation de température dans les bandes augmente avec la déformation, d'où l'intérêt de ce zoom.

La figure 4.58 montre exactement la même chose pour l'essai EPL43, dans le cas de la compression monotone.

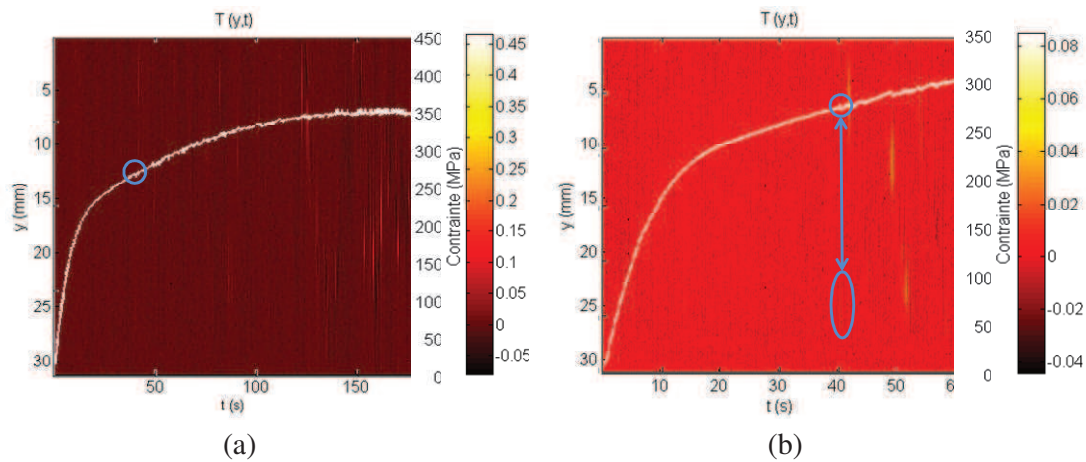


Figure 4.57: Essai de traction monotone sur l'alliage AA5083-H116 (EPL42) sur une éprouvette de section de $10 \times 9 \text{ mm}^2$. Détermination de la déformation critique pour le PLC en traction. (a) L'essai complet jusqu'à la rupture ; (b) un zoom du début de l'essai pour mieux voir les bandes au début de l'essai.

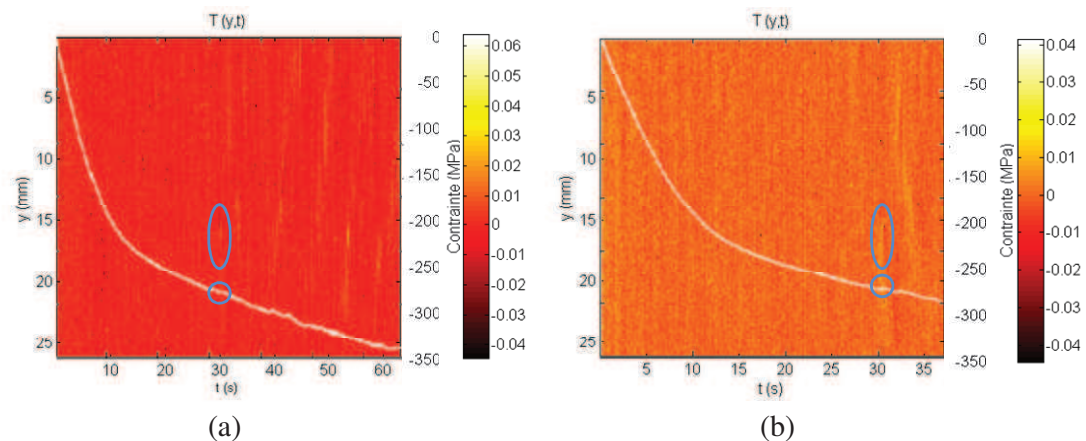


Figure 4.58: Essai de compression monotone sur l'alliage AA5083-H116 (EPL43) sur une éprouvette de section de $10 \times 9 \text{ mm}^2$. Détermination de la déformation critique pour le PLC en compression. (a) L'essai complet jusqu'à la rupture ; (b) un zoom du début de l'essai pour mieux obtenir les bandes au début de l'essai.

La figure 4.59a montre la réponse contrainte-déformation lors de l'essai EPL47 et la figure 4.59b les données correspondantes pour la thermographie infrarouge pour la partie finale de l'essai où une traction monotone jusqu'à rupture est effectuée après 10 cycles de traction-compression symétrique à une déformation maximale inférieure à la déformation critique observée en traction. Lors de ce dernier cyclage, le PLC n'est pas observé. Lors de la traction qui suit, le phénomène réapparaît à une déformation très proche de la déformation critique observée en traction monotone. L'effet du cyclage semble donc ne pas avoir d'effet majeur sur la déformation critique.

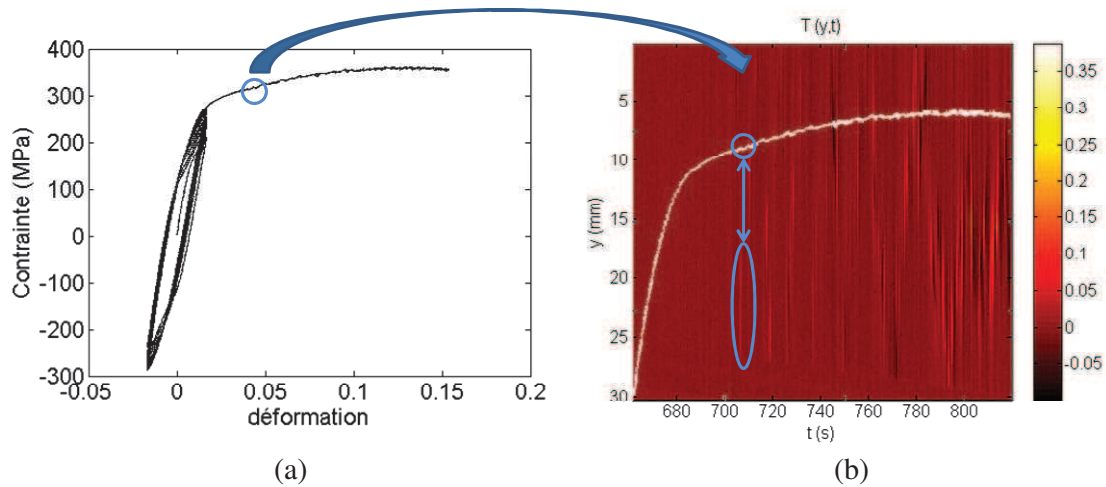


Figure 4.59: Essai de traction-compression suivi d'une traction jusqu'à la rupture sur l'alliage AA5083-H116 (EPL47). Effet d'une prédéformation cyclique sur l'apparition du PLC.

Dans le cas de l'essai EPL48 (cf. figure 4.60) similaire mais où un cyclage a directement été imposé à une déformation maximale supérieure à la déformation critique en traction monotone, on observe évidemment des bandes de déformation à la première traction à une déformation critique sensiblement identique ($\epsilon = 0,022$ au lieu de $\epsilon = 0,024$). Ces bandes subsistent jusqu'à la fin du cycle de traction, disparaissent pendant la décharge et ne réapparaissent en compression qu'après une certaine déformation critique ($\epsilon = -0,038$). Elles continuent jusqu'à la fin de la compression, disparaissent encore pendant le rechargement et réapparaissent en traction au cours du deuxième cycle après une déformation critique de $\epsilon = 0,016$. Le scénario est répété et les bandes apparaissent encore en compression à $\epsilon = -0,0077$. Pendant le deuxième cycle puis en traction et compression à des déformations respectives de 0,0081 et -0,011. Les résultats obtenus certes insuffisants pour tirer des conclusions générales permettent néanmoins de voir que la déformation critique pour l'apparition du PLC évolue avec l'histoire de la déformation. La comparaison des essais de traction et compression monotones laissent apercevoir qu'une fois la déformation critique déclenchée, nous aurons des bandes PLC le long de tous les cycles suivants, bien entendu, à une même gamme de déformation. La morphologie des bandes en traction et en compression est semblable, ainsi que leur inclinaison et leur épaisseur.

Le tableau 4.2 présente la déformation plastique critique pour l'apparition du PLC pour les quatre essais présentés dans cette section.

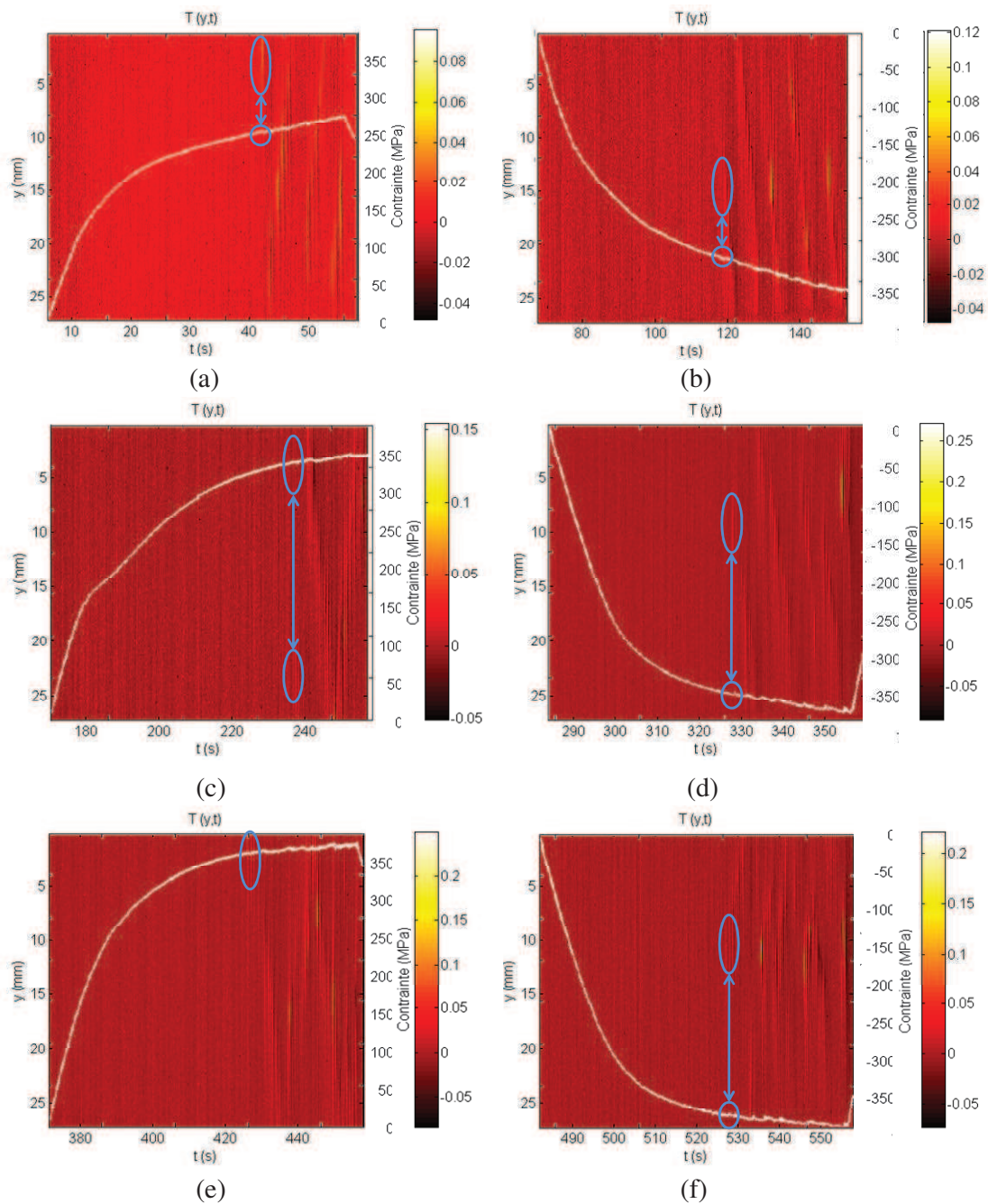


Figure 4.60: Essai de traction-compression cyclique sur l'alliage AA5083-H116 (EPL48) sur une éprouvette plate de section $10 \times 9 \text{ mm}^2$. L'amplitude de la première traction dépasse déjà la déformation critique pour l'apparition du PLC. Observations des bandes de PLC sur les tractions et compressions successives. (a) Traction (1^{er} cycle) ; (b) Compression (1^{er} cycle) ; (c) Traction (2^{ème} cycle) ; (d) Compression (2^{ème} cycle) ; (e) Traction (3^{ème} cycle) ; (f) Compression (3^{ème} cycle).

Tableau 4.2: Déformation plastique critique pour l'occurrence du PLC sur l'alliage AA5083-H116 pour comparer avec les différents types de chargements pour une éprouvette prismatique de section 10x9 mm.

Essai	ϵ^p critique					
	EPL42	0,024				
EPL43	-0,019					
EPL47	0,028					
EPL48	1 ^{er} cycle		2 ^{ème} cycle		3 ^{ème} cycle	
	Traction	Compression	Traction	Compression	Traction	Compression
	0,022	-0,0038	0,016	-0,0077	0,0081	-0,011

4.3 Observations sur l'alliage AA5182-O

Comme on l'a déjà indiqué, il n'est pas question de faire ici une étude exhaustive du phénomène Portevin-Le Châtelier comme on l'a fait pour l'alliage AA5083-H116. On se contentera, à travers quelques essais de traction, à montrer que l'on observe généralement les mêmes tendances ici et on insistera surtout sur la différence essentielle entre les deux matériaux, à savoir l'apparition, sous les mêmes conditions, des bandes de Lüders pour l'alliage AA5182-O, inexistantes pour l'AA5083-H116. La bibliographie sur l'AA5182-O est abondante mais pas sur ce dernier point. Cinq essais de traction, notés P1, P2, P3, P4 et P5 ont été effectués à la température ambiante à différentes vitesses de déformation : $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-5} s^{-1}$; $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} s^{-1}$; $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$; $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} s^{-1}$; $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} s^{-1}$.

Tous les essais ont été effectués sur la même géométrie d'éprouvette représentée sur la figure 4.61. Il s'agit d'une éprouvette plate lisse de 20 mm de largeur, 100 mm de longueur utile et 1 mm d'épaisseur. Toutes les éprouvettes ont été découpées et testées dans la direction de laminage. Le programme d'essais est récapitulé dans le tableau 3.17 du chapitre 3. Les paramètres relatifs aux mesures optiques par corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge sont donnés en annexe C.

Les points montrés en figure 4.61 désignent les centres des pixels où sont mesurées les températures mais aussi les centres des jauges optiques utilisées lors de la corrélation d'images. Pour tous les essais considérés ici, les dimensions de ces jauges sont de 10,11x10,11 mm².

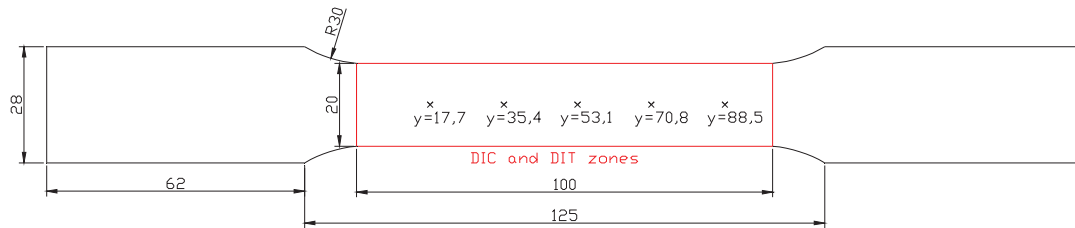


Figure 4.61: Géométrie de l'éprouvette utilisée pour l'alliage AA5182-O. La zone en rouge est imagée par la corrélation d'images d'un côté de l'éprouvette et par la thermographie infrarouge de l'autre côté. Les zones où les résultats expérimentaux sont décrits sont présentées avec ses positions respectives.

4.3.1 Résultats obtenus sur l'alliage AA5182-O

La figure 4.62 montre les courbes effort-déplacement jusqu'à rupture pour les cinq essais effectués. On observe une très légère influence de la vitesse de déformation sur la limite d'élasticité mais l'écrouissage et la contrainte d'écoulement diminuent à mesure que la vitesse de déformation augmente. La sensibilité négative à la vitesse est claire après le palier. Il est aussi observé que la ductilité (ou, plus spécifiquement, l'élongation à la striction) diminue quand la vitesse de déformation nominale augmente. On observe une striction très légère dans tous les essais, mais la rupture de toutes les éprouvettes se fait en cisaillement à travers l'épaisseur de l'éprouvette.

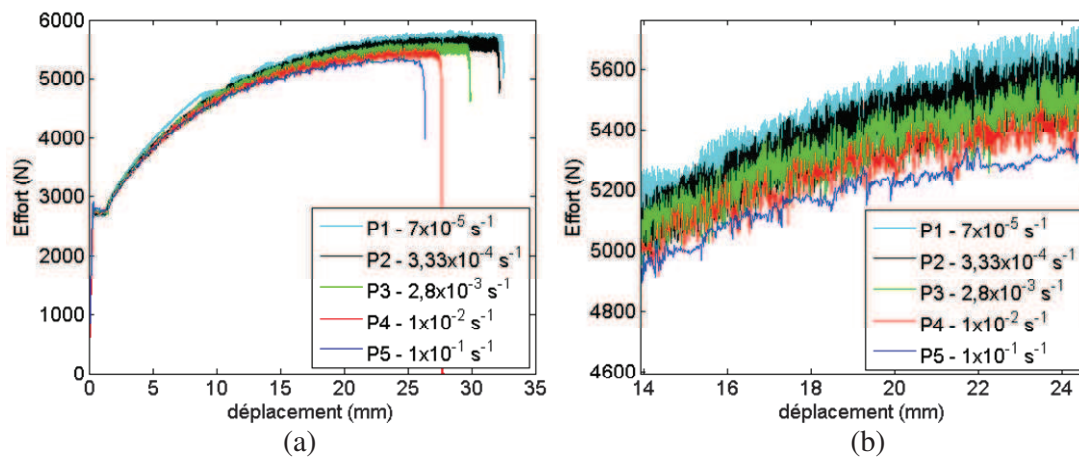


Figure 4.62: (a) Courbes effort-déplacement pour les essais P1, P2, P3, P4 et P5 ; (b) Zoom de (a).

L'écoulement saccadé est évident dans les courbes effort-déplacement de tous les essais. L'amplitude des « oscillations » augmente avec la déformation et diminue avec la vitesse de déformation. Toutes les courbes effort-déplacement montrent un crochet suivi d'un plateau habituellement caractéristiques du développement et de la croissance d'une bande de Lüders. Les plateaux de Lüders pour tous les essais sont montrés sur la figure 4.63, où la courbe contrainte-temps de la phase initiale de chaque essai est tracée. Le comportement dans la région de plateau est comparé pour les cinq essais sur la figure 4.64, où le temps est normalisé par la durée du plateau de Lüders t_p de chaque essai. On peut voir que la limite élastique et la

contrainte moyenne du plateau ne dépendent que très légèrement de la vitesse de déformation. Des « oscillations » de l'effort ou de la contrainte sont observées durant le plan juste après le pic et les caractéristiques de ces « oscillations » ressemblent à celles du phénomène PLC en ce sens que leur amplitude diminue quand la vitesse de déformation augmente.

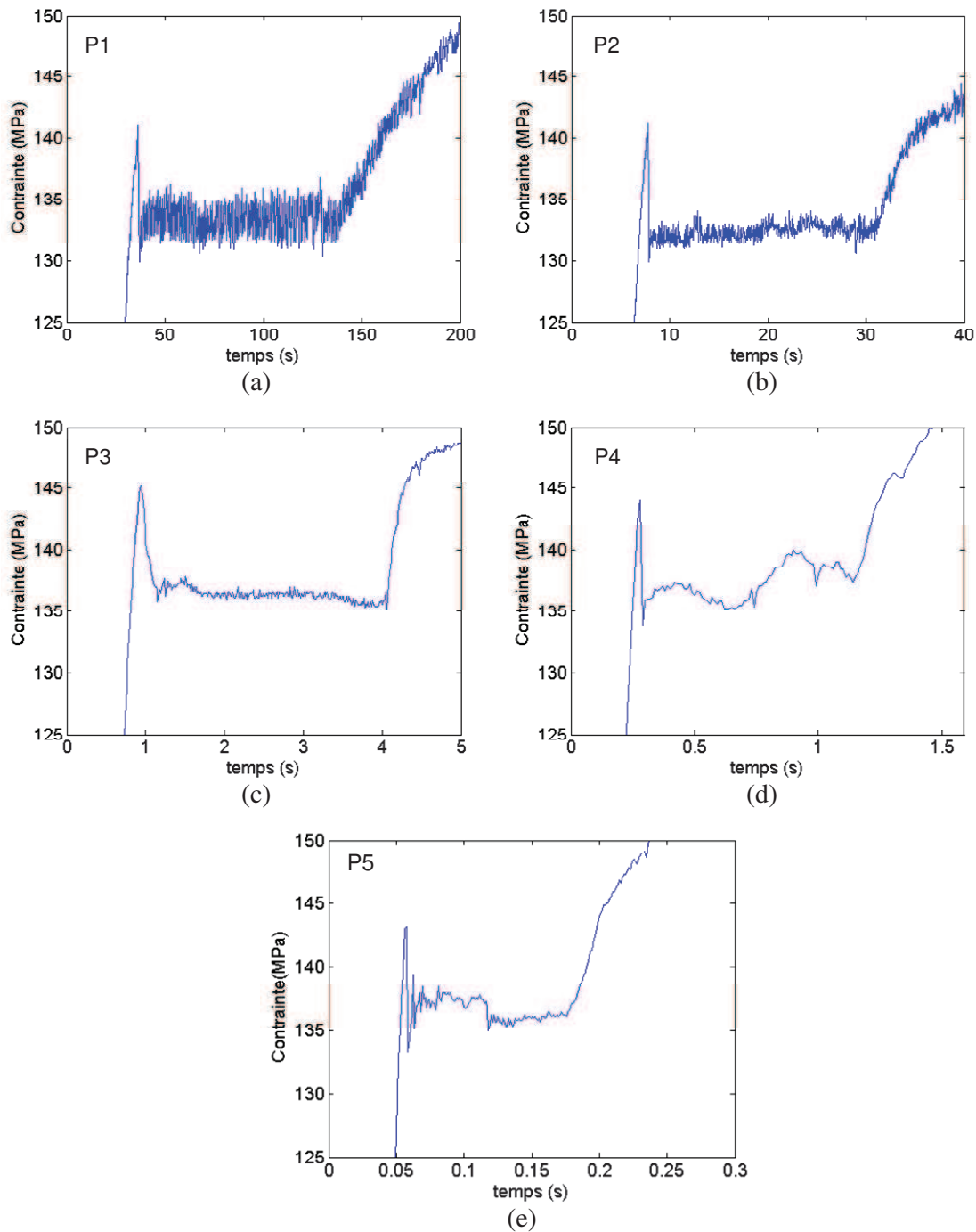


Figure 4.63: Courbes contrainte-temps pour le début des essais : (a) P1 ; (b) P2 ; (c) P3 ; (d) P4 et (e) P5, en montrant le pic et le plateau de Lüders.

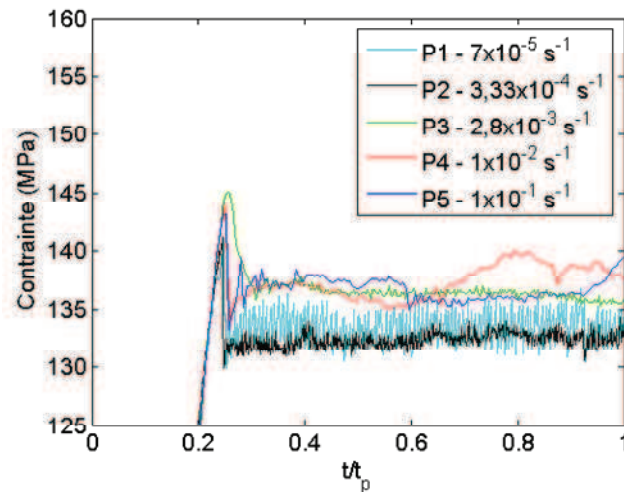


Figure 4.64: Courbes contrainte-temps des essais P1, P2, P3, P4 et P5 dans le régime du plateau de Lüders où t_p est la durée du plateau de Lüders de chaque essai.

La figure 4.65 montre que les histoires de déformation-temps pour les essais P2, P3, P4 et P5 dans la région du plateau de Lüders, mesurées par la corrélation d'images aux points représentés sur la figure 4.61 le long de l'axe longitudinal de l'éprouvette (pour l'essai P1, il n'y a pas d'enregistrement ni de corrélation d'images ni de thermographie infrarouge pour le début de l'essai où la bande de Lüders se propage). Ces points correspondent à des coordonnées y le long de l'axe de l'éprouvette, qui sont 17,7 mm, 35,4 mm, 53,1 mm, 70,8 mm et 88,5 mm. Les déformations sont mesurées par les jauges de déformations optiques situées en ces positions et mentionnées plus haut. Les images numériques ont été traitées avec le logiciel Corelli (Hild et Roux, 2006 ; Besnard et al., 2006) pour obtenir l'histoire correspondante de déformation en ces points. On voit qu'à toutes ces coordonnées la déformation augmente dans le domaine élastique puis reste presque constante jusqu'à ce que la bande de Lüders passe par le point considéré. A ce moment, la déformation grimpe rapidement jusqu'à 0,010-0,015 et reste presque constante jusqu'à ce que la bande de Lüders ait couvert la totalité de la longueur utile de l'éprouvette. De la figure 4.65, pour l'essai P2, on voit que la bande de Lüders se déplace sans interruption à travers la longueur utile de l'éprouvette, arrivant en premier à $y = 17,7$ mm, puis à $y = 35,4$ mm, suivi par $y = 53,1$ mm et $y = 70,8$ mm et finalement à $y = 88,5$ mm. Dans l'exemple de l'essai P3 la bande de Lüders semble se déplacer dans la direction opposée, passant d'abord à $y = 88,5$ mm et atteignant à la fin à $y = 17,7$ mm. Dans les autres essais, la propagation de la bande n'est pas continue. Par exemple pour l'essai P5, on voit que la bande de Lüders arrive en premier à $y = 88,5$ mm, puis successivement à $y = 70,8$ mm, $y = 17,7$ mm, $y = 53,1$ mm et finalement à $y = 35,4$ mm.

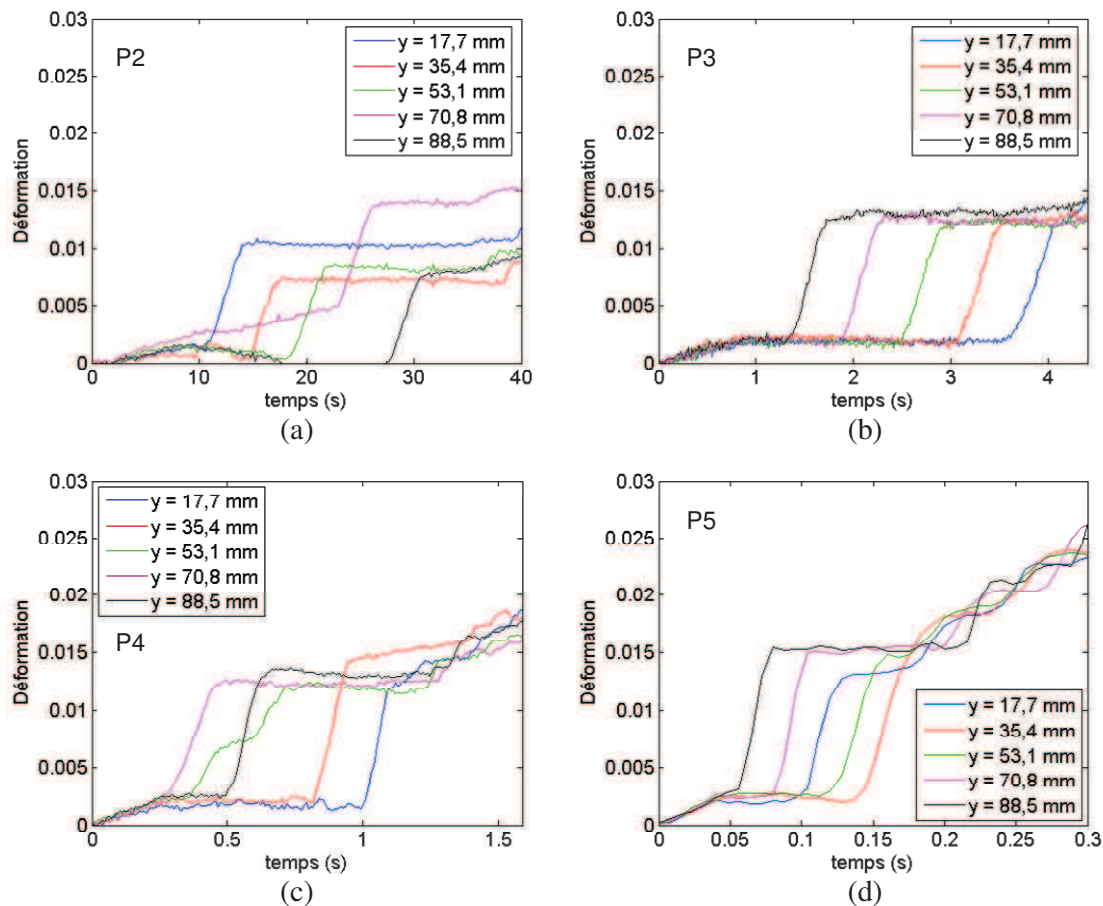


Figure 4.65: Courbes déformation-temps pour les essais : (a) P2 ; (b) P3 ; (c) P4 et (d) P5 dans la région du plateau de Lüders. Les courbes sont données pour les cinq points différents représentés en figure 4.61 le long de l'axe de la longueur utile de l'éprouvette.

Les courbes température-temps dans la région de la bande de Lüders, obtenues par la thermographie infrarouge, sont montrées en figure 4.66 pour toutes les coordonnées indiquées sur la figure 4.61. On observe que la température diminue en tous les points pendant la déformation dans le domaine élastique, à cause de l'effet thermoélastique, et reste constante jusqu'au passage de la bande de Lüders. La température augmente rapidement d'environ 0,5 °C à cause de la déformation plastique portée par la bande de Lüders et ensuite reste constante jusqu'à ce que la longueur utile entière de l'éprouvette soit complètement couverte par la bande de Lüders. Les instants de passage de la bande de Lüders sont compatibles avec ceux obtenus à partir de l'histoire de déformation sur la figure 4.65.

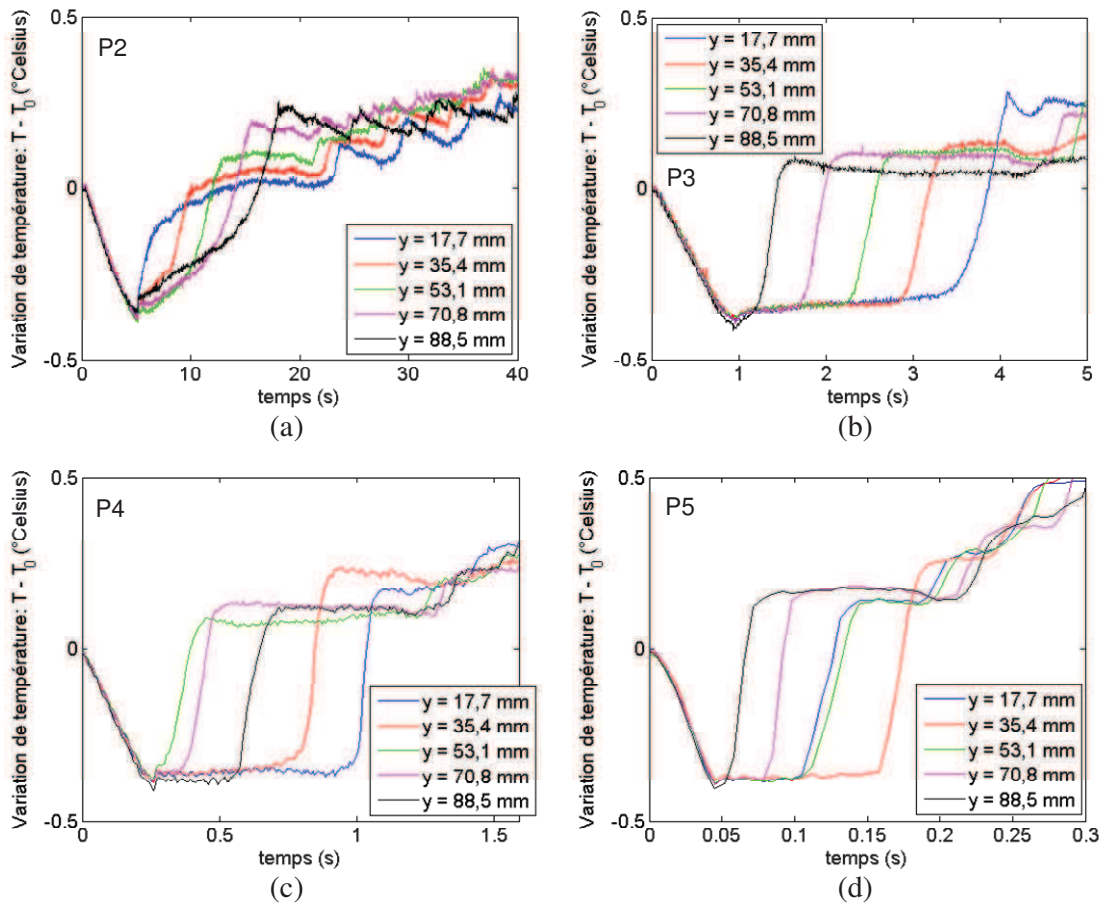


Figure 4.66: Courbes température-temps pour les essais : (a) P2 ; (b) P3 ; (c) P4 et (d) P5 dans la région du plateau de Lüders. Les courbes sont données pour les cinq différents points représentés en figure 4.61 le long de l'axe de la longueur utile de l'éprouvette.

L'utilisation de la corrélation d'images et de la thermographie infrarouge nous permet de voir plus en détails la nucléation et la propagation des bandes de Lüders et PLC. La figure 4.67 montre ce qui se passe durant la totalité des essais et montre la variation de température $\Delta T(x=0, y, t)$ en fonction du temps le long de la ligne centrale longitudinale de l'éprouvette dans la zone imagée pendant la déformation. La variation de température montrée sur la figure 4.67 est obtenue exactement comme pour l'alliage AA5083-H116. La procédure est détaillée au chapitre 3. L'équation 3.4 est utilisée et le paramètre $m = 50$ est choisi pour les essais P1 et P2, $m = 10$ pour les essais P3 et P4 et $m = 1$ pour P5.

Sur la figure 4.67, la courbe contrainte-temps est superposée à la variation de température spatio-temporelle $\Delta T(x=0, y, t)$ pour aider dans l'interprétation, et la ligne blanche verticale indique la transition entre la disparition de la bande de Lüders et l'apparition des bandes PLC. On voit clairement que deux bandes de Lüders sont nucléées à $y \approx 30$ mm pour l'essai P2 et à $y \approx 60$ mm pour l'essai P4, alors que pour l'essai P5 elles disparaissent à $y \approx 40$ mm. Pour l'essai P3 il n'y a qu'une bande de Lüders qui se propage depuis la partie inférieure de l'éprouvette jusqu'à sa partie supérieure le long de toute sa longueur utile. Pour l'essai P4, par

exemple, la bande qui se propage dans la direction positive de l'axe vertical se déplace de façon continue. En revanche, la bande qui se déplace dans l'autre direction montre quelques discontinuités y compris entre 50 et 40 mm. Le fait que deux bandes opèrent en même temps est compatible avec les résultats présentés sur la figure 4.65 et sur la figure 4.66. À la fin du plateau de Lüders, les bandes PLC commencent à se propager à travers la longueur utile, comme on peut le voir sur la figure 4.67. Cette carte spatio-temporelle confirme que parfois plusieurs bandes de PLC peuvent apparaître simultanément. On observe de plus que la vitesse des bandes diminue avec l'écroutissage en même temps qu'il y a une augmentation de la température, et donc aussi l'incrément de la déformation. Une autre observation est que le nombre de bandes PLC vers la striction diminue avec l'augmentation de la vitesse de déformation et l'intensité des bandes augmente. La même représentation spatio-temporelle pendant le régime du plateau de Lüders est donnée sur la figure 4.68 afin de démontrer plus clairement le comportement de la bande. Cette figure prouve également que plusieurs fronts de Lüders peuvent être en activité en même temps.

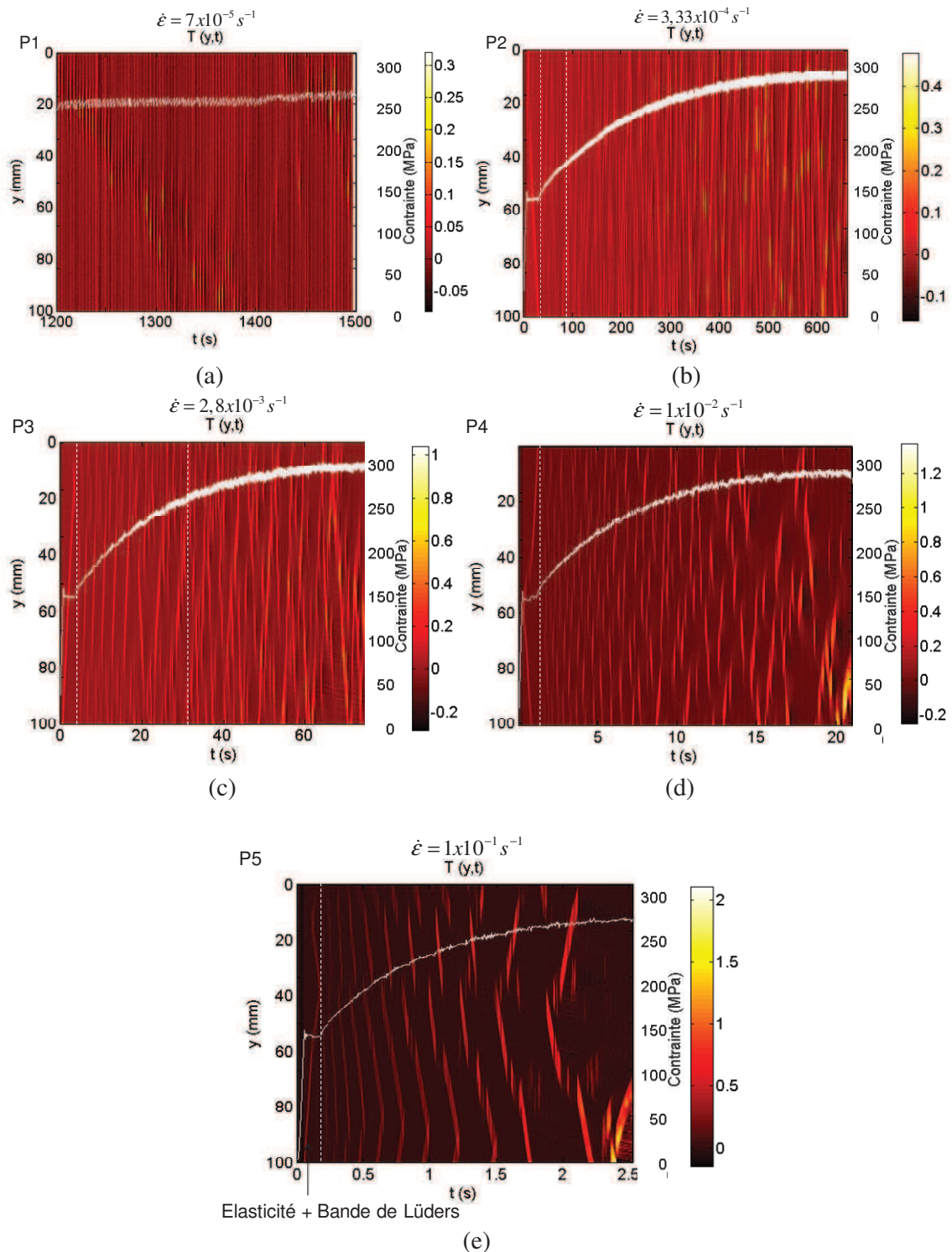


Figure 4.67: Lien entre l’histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais P1, P2, P3, P4 et P5 à température ambiante et aux vitesses de déformation de (a) $\dot{\epsilon} = 7 \times 10^{-5} s^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} s^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} s^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} s^{-1}$ et (e) $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} s^{-1}$, respectivement. L’histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle).

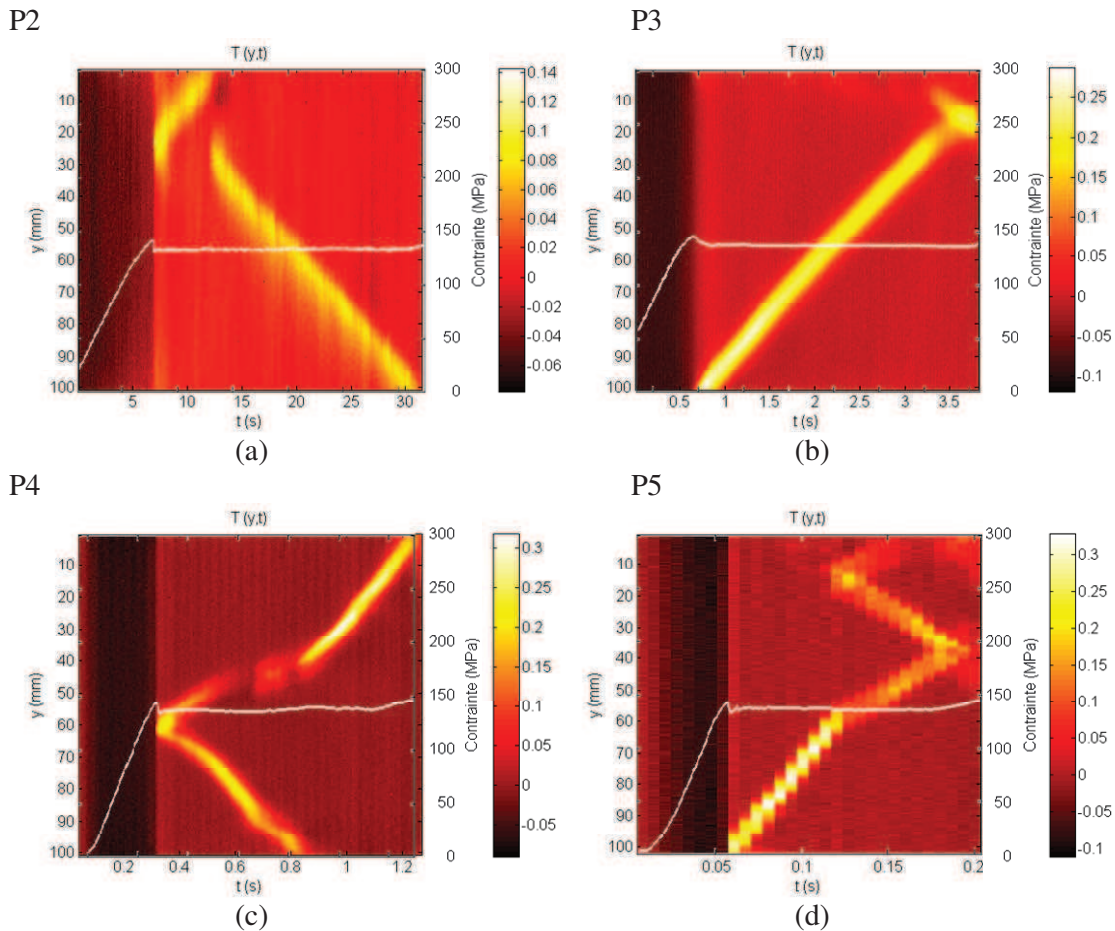


Figure 4.68: Lien entre l’histoire de contrainte et la naissance puis le mouvement des bandes dans les essais P2, P3, P4 et P5 pendant le plateau de Lüders à température ambiante et aux vitesses de déformation de (a) $\dot{\epsilon} = 3,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 2,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ et (d) $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, respectivement. L’histoire en contrainte est mise en regard avec la variation de température (analyse spatio-temporelle).

La morphologie des bandes est montrée sur la figure 4.69 pour tous les essais. La distribution spatiale de l’incrément de déformation obtenue à partir de la corrélation d’images et la variation de température obtenue à partir de la thermographie infrarouge sont comparées sur la figure. On voit que les résultats sont semblables en ce qui concerne la morphologie de la bande PLC. L’orientation symétrique des bandes est expliquée par le fait que les images pour la corrélation d’images et celles pour la thermographie infrarouge sont enregistrées sur deux faces opposées de l’éprouvette. La largeur de la bande est estimée à 5 mm, alors que l’orientation de la bande (définie comme l’angle entre la bande et l’axe des abscisses) est approximativement de 30° . De plus, la figure confirme que deux bandes peuvent apparaître en même temps, ce qui est le cas à l’instant $t = 1,6 \text{ s}$ pour l’essai P5. La figure 4.70 fournit une illustration tridimensionnelle de la morphologie des bandes PLC à deux différents instants pour l’essai P5 en termes de champ de la variation de température.

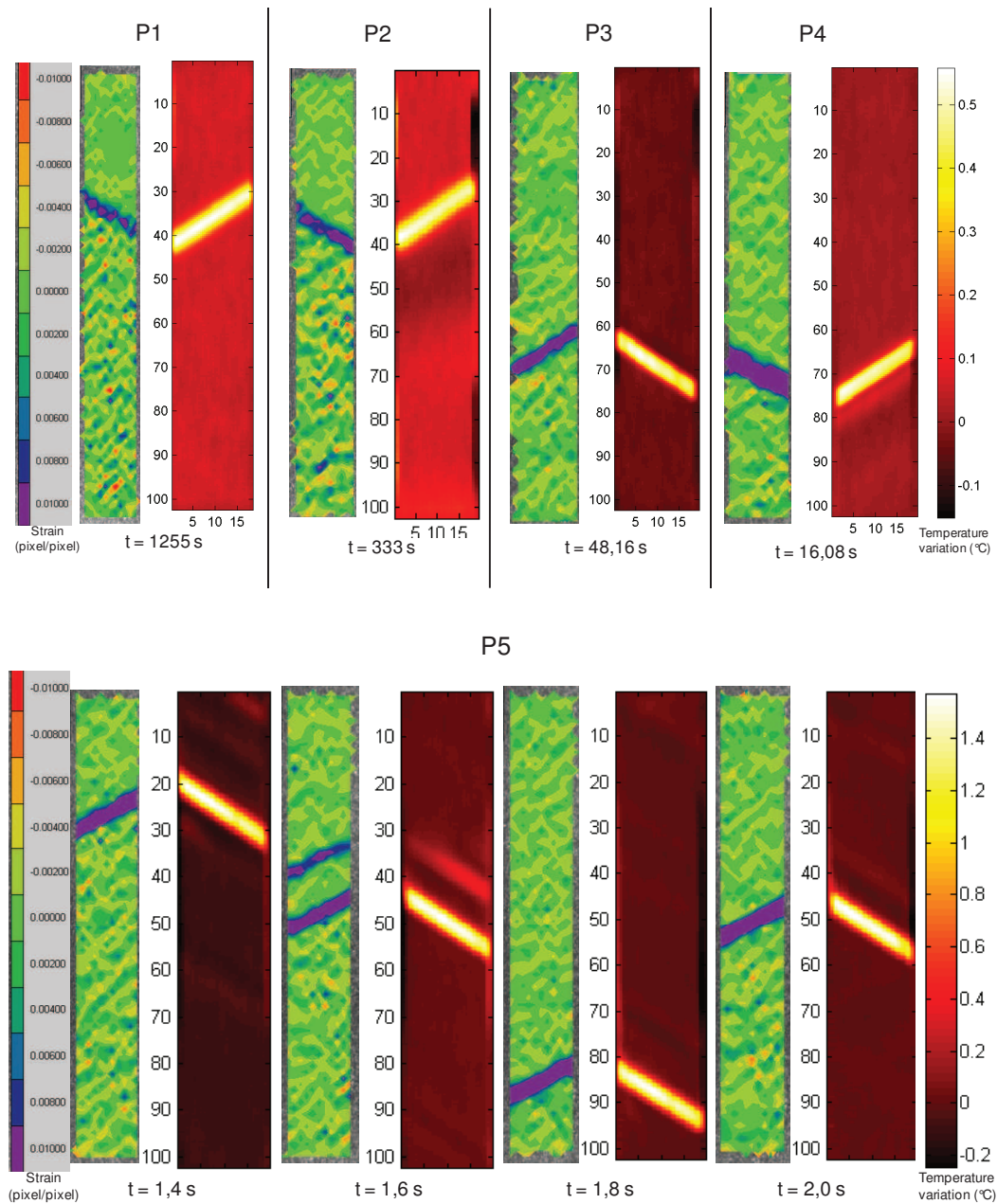


Figure 4.69: Images obtenues par la corrélation d'images (à gauche) et par la thermographie infrarouge (à droite) à différent instants pour les essais P1, P2, P3, P4 (en dessus) et P5 (en dessous). Notons que la corrélation d'images et la thermographie infrarouge sont enregistrées à partir des deux faces opposées de l'éprouvette ce qui explique l'orientation symétrique des bandes.

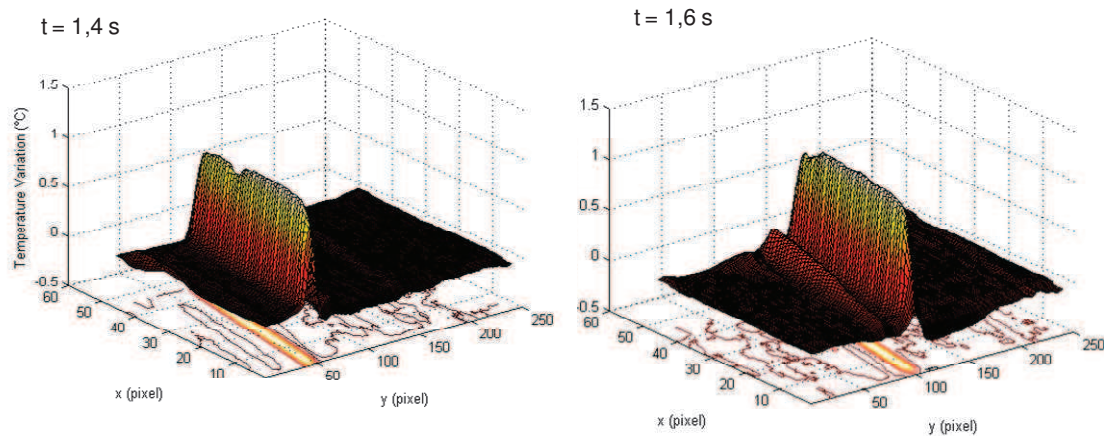


Figure 4.70: Champ de variation de température montrant les bandes de déformation aux instants $t = 1,4$ s et $t = 1,6$ s pour l'essai P5.

La figure 4.71 montre la déformation ε^* et la température T^* normalisées en fonction du temps pour les essais P2, P3, P4 et P5, où $\varepsilon^* = \varepsilon / \varepsilon_{\max}$ et $T^* = (T - T_{\min}) / (T_{\max} - T_{\min})$. Ici, ε_{\max} est la déformation correspondant à l'effort maximal (i.e. au début de la striction), T_{\min} est la température minimale et T_{\max} est la température au même moment. Les données sont acquises au point $y = 53.1$ mm. L'allure de la courbe déformation-temps en forme d'escalier est la signature du phénomène Portevin-Le Châtelier. L'histoire de la température a une allure semblable à l'histoire de la déformation, et les augmentations de température évoluent avec la déformation. Ceci est cohérent avec les données en déformations, et implique simplement que le travail plastique lors du passage de la bande augmente avec la déformation. La figure 4.71 confirme en outre que les bandes de PLC deviennent plus intenses, en ce sens qu'elles exercent plus de déformation, quand la vitesse de déformation est augmentée. La région encadrée de la figure 4.71 montre où la bande de Lüders apparaît, suivie par les bandes de PLC.

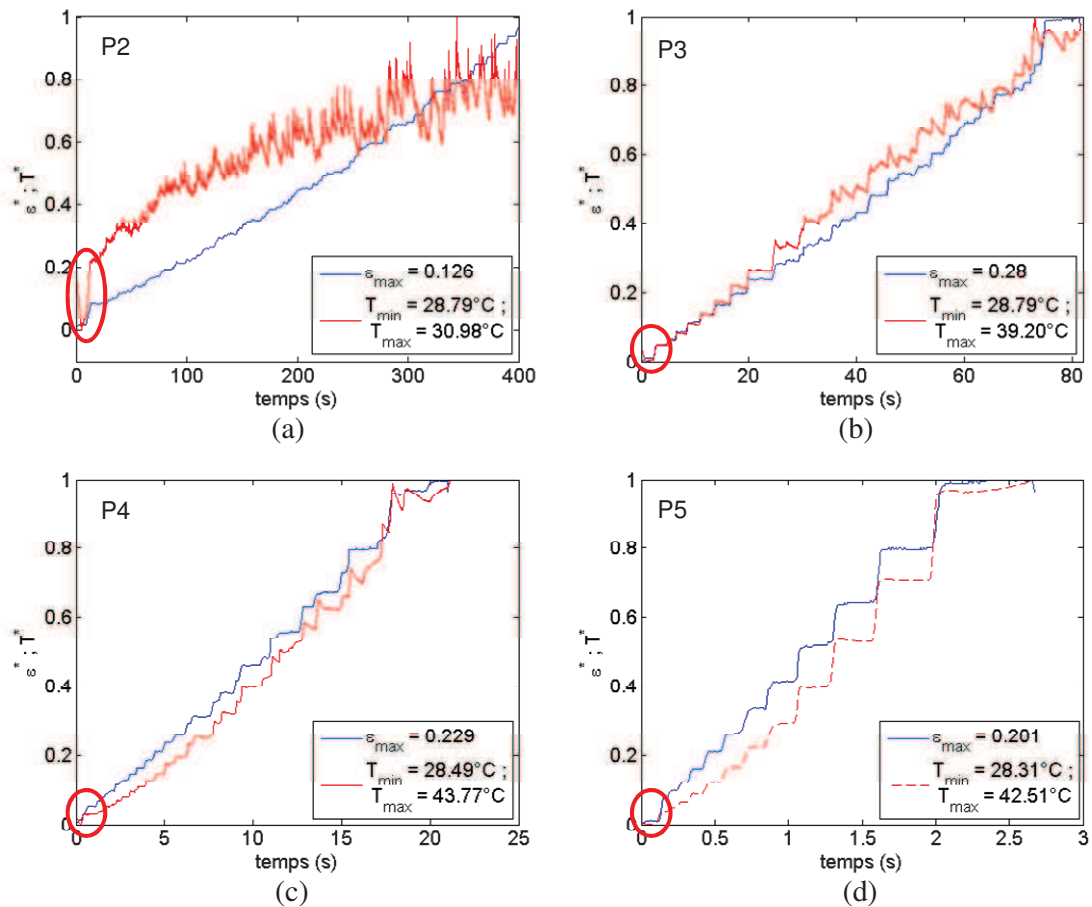


Figure 4.71: Déformation et température normalisés en fonction du temps à la position $y = 53,1$ mm pour les essais : (a) P2 ; (b) P3 ; (c) P4 et (d) P5. Notons que la région encerclée correspond à la bande de Lüders.

4.3.2 Discussion

4.3.2.1 Point de seuil et le plateau de Lüders

Le matériau présente une forte limite d'élasticité à toutes les vitesses de déformation testées. Ceci est le résultat du phénomène de vieillissement statique, et la raison de la forte limite d'élasticité est l'épinglage des dislocations par l'interaction avec des solutés qui migrent vers les dislocations au cours du temps de vieillissement (Cottrell et Bilby, 1949). Dans ce cas, le temps de vieillissement est le temps depuis la fabrication de la plaque jusqu'à l'exécution des essais de traction.

La bande de Lüders est due à la libération des dislocations dans le cas de faibles ancrages et à la formation de nouvelles dislocations dans le cas des ancrages plus forts (Honeycombe, 1984). Des observations similaires pour les alliages Al-Mg ont été signalées dans plusieurs études, par exemple, Robinson et Shaw (1994), Romhanji et al. (1999), Picu et al. (2005) et Ohtani et al. (2002). Robinson et Shaw (1994) ont montré que la bande de Lüders apparaît pour un alliage AA5182 déformé à froid, recuit à 300°C pendant 30 min, puis refroidi à l'air.

Lorsque le même alliage est laminé à froid, recuit à 450°C pendant 10 min et trempé à l'eau, la bande de Lüders est absente. Dans les deux cas, les matériaux ont des tailles de grains similaires. Robinson et Shaw (1994) suggèrent que la densité élevée et uniforme de dislocations dans le matériau trempé est suffisante pour supprimer le pic, et qu'un plus fort vieillissement statique refroidi dans l'air est due à la proportion plus élevée d'atomes de soluté le long de la ligne de dislocation et le temps plus grand disponible pour la migration des solutés dans la période de refroidissement à l'air. Le comportement à température ambiante d'une tôle en alliage Al-Mg6.5 a été étudié par Romhanji et al. (1999). Le matériau a été laminé à froid à des taux compris entre 5% et 70%, puis recuit à 320°C pendant 3h. La bande de Lüders disparaît pour les matériaux obtenus avec des taux de laminages inférieurs à 15-20%. Pour ces matériaux, le laminage et le recuit conduisent à des sous-grains bien définis de petite taille. La structure cellulaire fine implique une plus forte densité de dislocations et donc une atmosphère plus diluée de solutés. De plus forts taux de laminage ont conduit à une microstructure totalement recristallisée à faible densité de dislocations après recuit. Cela conduit à des conditions plus favorables pour le vieillissement statique, et c'est pour cette raison que ces matériaux exhibent les bandes de Lüders.

La limite d'élasticité (limite d'élasticité supérieure) et la contrainte d'écoulement moyenne dans le plateau de Lüders (limite d'élasticité inférieure) semblent être plutôt insensibles à la vitesse de déformation, et la différence entre la limite d'élasticité supérieure et inférieure est d'environ 10 MPa. Romhanji et al. (1999) ont trouvé que la limite d'élasticité (ou plutôt la contrainte au plateau) était pratiquement insensible à la vitesse de déformation pour les matériaux entièrement recristallisés pour lesquels les bandes de Lüders ont été observées. De la figure 4.65, on voit que la déformation portée par la bande de Lüders est d'environ 0,01 pour la plus faible vitesse de déformation et augmente avec la vitesse de déformation. Le travail plastique fait que la bande de Lüders passe par un point donné et conduit à une augmentation de la température d'environ 0,5°C (voir figure 4.66). Si nous supposons, pour simplifier, que le processus thermo-mécanique est adiabatique et qu'environ 90% du travail plastique est dissipée sous forme de chaleur, l'augmentation de la température ΔT est donnée par

$$\Delta T = 0,9 \frac{\bar{\sigma} \Delta \bar{\epsilon}}{\rho C} \quad (4.2)$$

où $\bar{\sigma}$ est la contrainte d'écoulement moyenne dans le plateau de Lüders, $\Delta \bar{\epsilon}$ est l'incrément de déformation plastique, ρ est la densité du matériau, et C la chaleur spécifique. A partir des résultats expérimentaux que nous avons et, d'après les données obtenues dans *MatWeb* (site web pour les données des propriétés des matériaux), nous avons $\rho \approx 2650 \text{ kg/m}^3$ et $C = 904 \text{ J/kgK}$ pour l'AA5182-O. Avec ces données, nous obtenons $\Delta T \approx 0.5 \text{ }^\circ\text{C}$ de l'équation (4.2), qui est du même ordre que la valeur mesurée par la thermographie infrarouge.

Une autre observation importante est que les « oscillations » de contrainte apparaissent dès que le matériau est entré dans le plateau de Lüders. Les oscillations indiquent qu'il n'y a pas de déformation critique pour l'apparition de l'effet PLC ; il se produit des « oscillations » lors du plateau de Lüders qui semblent être dues au PLC et qui coexistent avec la bande de

Lüders. Comme cela se produit dans tous les essais, on conclut que le matériau présente une sensibilité négative permanente à la vitesse de déformation dans la gamme actuelle de vitesses de déformation à température ambiante et que la déformation critique est égale à zéro. Ces résultats sont en accord avec les observations formulées par Robinson et Shaw (1994) et Picu et al. (2005) pour le même alliage. Une autre explication proposée par Ohtani et al. (2002) est que la déformation de Lüders est supérieure à la déformation critique pour l'apparition de l'effet PLC, et, en conséquence les « oscillations de contrainte commenceront dans une région derrière le front de la bande propagative de Lüders.

Il est intéressant de noter sur la figure 4.63 à la fin du plateau de Lüders que la contrainte commence à augmenter très rapidement avec le temps et donc avec la déformation, car l'essai est effectué à déplacement imposé. L'augmentation de la contrainte est environ la même que la différence entre les limites d'élasticité supérieure et inférieure. Il peut y avoir deux explications possibles à ce comportement: la première est d'écrouissage et la seconde est de vieillissement dynamique au cours de la propagation de la bande Lüders. Robinson et Shaw (1994) concluent que la chute de la limite d'élasticité qui précède la bande de Lüders dans des matériaux recuits et refroidis à l'air provient de la production en masse de dislocations mobiles, qui sont ensuite susceptibles au vieillissement dynamique lorsqu'elles sont arrêtées à des obstacles locaux.

L'amplitude des oscillations de la courbe contrainte-temps est plus forte pour la plus faible vitesse de déformation et diminue à mesure que la vitesse de déformation augmente. Des observations similaires ont été rapportées par Kang et al. (2005) pour l'AA5754 (AlMg₃). En même temps, les analyses spatio-temporelles sur la figure 4.67 indiquent que les bandes PLC sont plus intenses pour des vitesses de déformation plus élevées, dans le sens que l'accroissement de la déformation produite par le passage d'une bande augmente. Les courbes déformation-temps normalisées au centre de la longueur utile de l'éprouvette et présentées sur la figure 4.71 indiquent que la propagation de bande devient plus stable avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

4.3.2.2 *Ecrouissage et striction*

Les courbes effort-déplacement montrent que le taux d'écrouissage diminue avec la vitesse de déformation, alors que la contrainte d'écoulement sur le plateau est moins affectée (figure 4.63). Il semble donc que le principal effet du vieillissement dynamique est d'augmenter la force d'interaction entre les dislocations mobiles et celles de la forêt, tel que proposé par Mulford et Kocks (1979) et discutées par la suite par Wycliffe et al. (1980) et van den Beukel et Kocks (1982). Selon ces derniers auteurs, le vieillissement peut éventuellement affecter à la fois la contrainte de frottement et l'écrouissage. La réduction observée du taux d'écrouissage est également en accord avec les théories les plus récentes pour le vieillissement dynamique développé par Picu (2004) et Soare et Curtin (2008). En particulier, Picu (2004) a proposé un mécanisme de vieillissement dynamique basé sur le regroupement des solutés par les dislocations de la forêt et ses effets sur la force de jonctions de dislocations.

L'élongation correspondant à la force ultime est déterminée par l'apparition de la striction. Les éprouvettes rompues ne montrent aucune trace de striction diffuse, ce qui indique que la

striction localisée se produit presque immédiatement après avoir atteint le maximum de l'effort. On voit sur les courbes effort-déplacement de la figure 4.62 que l'allongement à la force maximale diminue quand la vitesse de déformation augmente. Il y a deux raisons possibles à cette observation : (i) Le plus évident est la réduction du taux d'érouissage avec l'augmentation de la vitesse de déformation qui tend à réduire la déformation à la striction, d'après le critère de Considère. Cette tendance est au moins en partie contrebalancée par la plus faible contrainte d'écoulement, puisque les états du critère de striction se produisent lorsque le taux d'érouissage est égal à la contrainte d'écoulement ; (ii) Une autre explication est que les bandes PLC conduisent à des imperfections géométriques dans l'éprouvette de traction, en raison de l'accroissement de la déformation locale produite par les bandes qui se propagent. Cela a été étudié par Kang et al. (2005). L'imperfection géométrique se traduirait par la diminution de la déformation à la striction. Vu que l'incrément de la déformation produite par les bandes de PLC semble augmenter quand la vitesse de déformation augmente, il se pourrait que cet effet devienne plus important quand la vitesse de déformation augmente.

4.3.2.3 Comparaison des bandes de Lüders et des bandes de PLC

Une observation importante dans le comportement de l'alliage AA5182-O étudié est l'existence des deux types de bandes de déformation : Lüders et PLC. En outre, le plateau correspondant au comportement de Lüders est chahuté. De plus, les oscillations observées au cours des plateaux ont exactement les mêmes caractéristiques que celles observées pour les bandes PLC. Leurs amplitudes augmentent lorsque la vitesse de déformation est réduite, leur forme change aussi d'une manière similaire, lorsque la vitesse de déformation augmente. La seule différence est la présence d'un pic et que la pente moyenne de la courbe contrainte-déformation est proche de zéro comme pour les bandes de Lüders. Par conséquent, les bandes observées partagent certaines propriétés des bandes PLC classiques et d'autres des bandes de Lüders. On peut au moins se poser la question de savoir si les oscillations sont associées à des bandes secondaires de PLC superposées sur une bande de Lüders ou s'il s'agit d'un type particulier de bandes.

Quand on compare les bandes PLC aux bandes de Lüders, des grandes différences entre les deux types sont préconisées: d'une part, les bandes de Lüders se propagent une seule fois dans l'échantillon tandis que les bandes de PLC se propagent de façon répétitive. D'autre part, la pente de la courbe contrainte-déformation est égale à zéro au cours de la propagation d'une bande de Lüders alors que la pente de la courbe globale de contrainte-déformation lors de la propagation d'une bande de PLC est généralement positive.

Ces différences ont été largement étudiées par Wijler et al. (1972) qui a proposé et observé un autre type de bandes de déformation pour un alliage d'or et de cuivre, à savoir l'Au (14 at.% Cu). Leur raisonnement était le suivant: au cours de la propagation de la première bande de PLC une vitesse quasi-uniforme de déformation est maintenue en avant de la bande. Par conséquent, la bande rencontre un matériau qui a été déformé de manière croissante, et cela nécessite une augmentation de la contrainte pour que la bande puisse se propager. Le gradient de déformations rencontré par la bande est également renforcé par le passage de la bande. En raison de ce gradient de déformation le long de l'éprouvette, toutes les nouvelles

bandes vont apparaître à la fin là où la déformation est la plus faible. Par la suite, Wijler et al. (1972) ont suggéré que si l'on empêche la constitution de ce gradient de déformation, la forme de la courbe de traction doit être plate comme dans le cas d'une bande de Lüders. Quand la bande a traversé l'échantillon, la déformation est accrue et en raison de l'écrouissage, la bande suivante nécessite un saut de contrainte. Cela a été vérifié expérimentalement. Le gradient de déformation a été supprimé par une pré-déformation homogène du matériau à une vitesse de déformation élevée suivie d'un vieillissement suffisant pour ancrer les dislocations, après quoi le matériau a été déformé à une vitesse de déformation relativement faible pour que le vieillissement dynamique puisse se produire.

Cependant, il y a aussi des différences entre les résultats obtenus ici pour l'AA5182-O et ceux de Wijler et al. (1972). La première est liée à la limite d'élasticité. Pour notre matériau, une limite d'élasticité suivie par le plateau est observée comme dans une bande de Lüders, si on fait l'abstraction des oscillations vues pendant le plateau. Pour l'alliage d'or et de cuivre étudié par Wijler et al. (1972), une limite d'élasticité forte est observée, qui est, toutefois, immédiatement suivie par une augmentation de la contrainte d'écoulement et seulement après le plateau les oscillations sont observées. La deuxième est que plusieurs plateaux ont été observés pour l'alliage d'or et de cuivre, chacune suivie par un saut de contrainte et correspondant à une nouvelle bande tandis que pour l'AA5182-O un seul plateau est observé suivi par les bandes et des oscillations PLC. Nous notons, toutefois, que Wijler et al. (1972) mentionne qu'ils ont également observé des situations où un seul plateau a été suivi par les bandes de PLC, et cela a été attribué à des conditions expérimentales (pré-déformation, température de vieillissement et temps de vieillissement).

La nature des gradients de déformation dans les éprouvettes d'AA5182-O peut être évaluée à travers les courbes de la figure 4.65. Sauf pour l'essai P2, dans les trois autres la vitesse de déformation plastique est presque nulle en dehors de la bande. Par conséquent, le gradient de la déformation est négligeable, ce qui entraîne le comportement sous forme de plateau.

4.4 Bilan des résultats obtenus

Dans ce chapitre nous avons montré comment la thermographie infrarouge accompagnée de la corrélation d'images et parfois de l'extensométrie permettait de visualiser et d'analyser en détails l'apparition et éventuellement la propagation des bandes de déformation dues aux vieillissements statique et dynamique dans deux alliages d'aluminium de la série 5000, à savoir l'alliage AA5083-H116 et l'alliage AA5181-O. En particulier, les effets de divers paramètres (vitesse de déformation, température, états de contrainte, conditions de chargements, géométrie d'éprouvette) sur l'effet Portevin-Le Châtelier et dans une moindre mesure sur les bandes de Lüders ont pu être étudiés. Les caractéristiques des deux types de bandes (type, orientation, vitesse, épaisseur, déformation et température portées, etc.) ont pu être mesurées.

5 SIMULATIONS NUMERIQUES NON LINEAIRES DE L'EFFET PLC POUR L'ALLIAGE AA5083- H116

5.1 Introduction

Ce chapitre est dédié à la présentation de quelques simulations numériques non linéaires et tridimensionnelles en utilisant le modèle de McCormick. Elles ont pour but essentiel de montrer comment l'introduction d'une sensibilité négative à la vitesse de déformation, conséquence du vieillissement dynamique peut reproduire qualitativement les observations expérimentales.

5.2 Le modèle de McCormick et identification

Un modèle élasto-viscoplastique pour les métaux prenant en compte le vieillissement dynamique proposé par McCormick (1988) est adopté. Ce modèle est similaire à celui utilisé dans les calculs par éléments finis effectués par Zhang et al. (2001). Les équations les plus importantes sont données ci-dessous.

La contrainte équivalente de Von Mises σ_{eq} est donnée par

$$\sigma_{eq}(\boldsymbol{\sigma}) = \sigma_Y(t_a) + R(p) + \sigma_v(\dot{p}) \quad (5.1)$$

où $\boldsymbol{\sigma}$ est la contrainte de Cauchy, p est la déformation plastique équivalente et t_a le temps d'attente moyen (utilisé pour décrire le vieillissement dynamique). La contrainte d'écoulement σ_Y est donnée comme

$$\sigma_Y(t_a) = \sigma_0 + SH \left(1 - \exp \left\{ - \left(\frac{t_a}{t_d} \right)^\alpha \right\} \right) \quad (5.2)$$

où σ_0 est la limite d'écoulement pour $t_a = 0$, S détermine la sensibilité instantanée à la vitesse de déformation et H , t_d et α sont des paramètres qui gouvernent le vieillissement dynamique.

La concentration des solutés autour des dislocations ne peut se faire instantanément pour répondre à un changement de la vitesse de déformation par exemple. Par conséquent, une période transitoire est nécessaire pour suivre ce changement et pour permettre à la composition en solutés de s'ajuster à sa nouvelle valeur. McCormick (1988) a proposé une

solution pour inclure ce processus de relaxation et suggéré de distinguer un temps de vieillissement effectif t_a (« *aging time* ») et la valeur moyenne du temps d'attente t_w (« *waiting time* »). Le temps de vieillissement effectif suit une certaine dynamique qu'il a choisie sous la forme

$$dt_a = \left(1 - \frac{t_a}{t_w}\right) dt = dt - \frac{t_a}{\Omega} dp \quad \text{et} \quad t_w = \frac{\Omega}{\dot{p}} \quad (5.3)$$

où Ω est un paramètre. Ce paramètre est considéré constant ici, mais il est possible, comme dans Graff (2006) de le faire dépendre de la déformation et aussi de la vitesse de déformation comme démontré dans le travail de Kubin et Estrin (1992). Dans le domaine élastique, le temps d'attente moyen est défini comme $dt_a = dt$, i.e. l'incrément du temps d'attente moyen est égal tout simplement à l'incrément du temps physique. Une augmentation du temps d'attente mène à une augmentation de σ_Y vers la valeur asymptotique $\sigma_Y|_{t_a \rightarrow \infty} = \sigma_0 + SH$ et il s'en suit que la résistance du matériau augmente dans le domaine élastique. L'écroutissage isotrope R est défini comme

$$R(p) = \sum_{i=1}^2 Q_i (1 - \exp(-C_i p)) \quad (5.4)$$

où Q_i et C_i sont des paramètres. La sensibilité « instantané » est décrite par la contrainte visqueuse σ_v , dans la forme

$$\sigma_v(\dot{p}) = S \ln \left\{ 1 + \frac{\dot{p}}{\dot{p}_0} \right\} \quad (5.5)$$

où \dot{p}_0 est la vitesse de déformation plastique de référence.

Dans le modèle de McCormick la contrainte d'écoulement est donc donnée par

$$\sigma_{eq} = \sigma_0 + \sum_{i=1}^2 Q_i (1 - \exp(-C_i p)) + S \ln \left(1 + \frac{\dot{p}}{\dot{p}_0} \right) + SH \left(1 - \exp \left\{ 1 - \left(\frac{t_a}{t_d} \right)^\alpha \right\} \right) \quad (5.6)$$

La caractérisation et l'identification des paramètres du matériau pour l'alliage AA5083-H116 est présenté en détail par Clausen et al. (2004). Les paramètres du modèle ont été obtenus par des essais de traction dans une large gamme de vitesses de déformation en utilisant une approche analytique, en supposant constante la vitesse de déformation plastique dans les essais de traction. Les paramètres qui résultent de cette calibration sont donnés dans les tableaux 5.1 et 5.2. De plus, les valeurs nominales pour l'aluminium utilisées pour la densité ρ , le module de Young E et le coefficient de Poisson ν sont fournies dans le tableau 5.3.

Tableau 5.1: Paramètres de la règle étendue de Voce.

σ_Y [MPa]	Q_1 [MPa]	C_1	Q_2 [MPa]	C_2
157.9	8.8	1385.8	219.3	15.9

Tableau 5.2: Paramètres de la relation constitutive de McCormick.

σ_0 [MPa]	S [MPa]	$\dot{\rho}_0$ [1/s]	H	Ω	t_d [s]	α
78.7	2.23	1.0E-8	27.9	1.0E-4	0.02	0.336

Tableau 5.3: D'autres paramètres pour les alliages d'aluminium.

ρ [kg.m ⁻³]	E [MPa]	ν
2700	70000	0.31

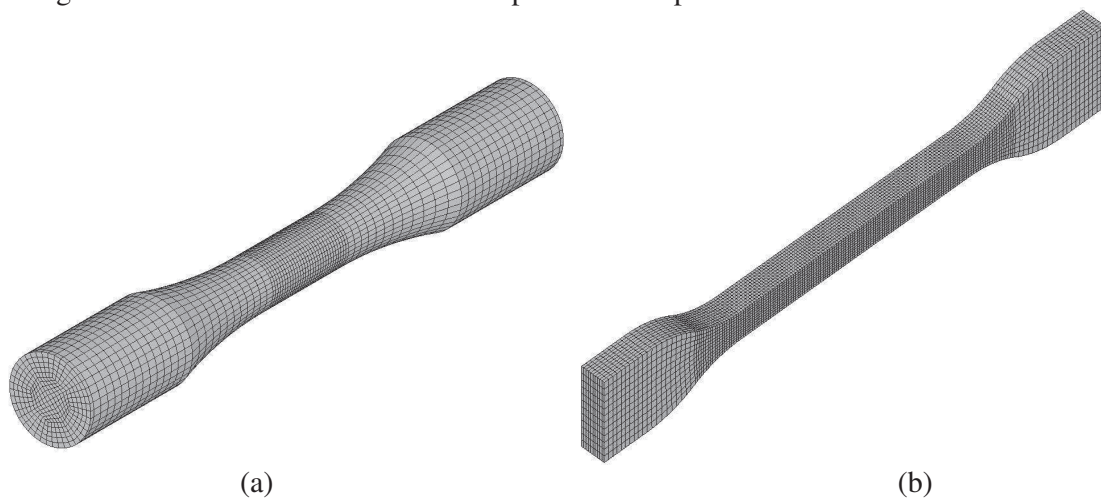
5.3 Aspects numériques

Rappelons que les éprouvettes cylindriques et prismatiques lisses ont été usinées à partir d'une plaque de 25 mm d'épaisseur sur l'AA5083-H116. Dans ces simulations, les paramètres du matériau qui ont été utilisés dans le modèle de McCormick sont présentés dans les tableaux 5.1 et 5.2. Les éprouvettes entaillées ont été obtenues à partir d'une plaque de 15 mm d'épaisseur. Comme indiqué précédemment (chapitre 2), la limite d'élasticité varie d'environ 150 MPa pour une plaque de 25 mm d'épaisseur à 275 MPa pour une plaque de 15 mm d'épaisseur en raison du laminage à froid, tandis que le durcissement est indépendant de l'épaisseur de la plaque jusqu'à la striction (voir figure 3.1). Ceci doit être pris en compte dans les simulations des éprouvettes entaillées: une nouvelle identification ne modifie que la limite d'élasticité qui est modifiée en conséquence, tandis que le reste des paramètres du matériau restent inchangés.

L'étude numérique a été réalisée en utilisant le code de calcul explicite LS-DYNA (LSTC, 2003). Tous les maillages ont été faits en utilisant des éléments solides à 8 nœuds et à contrainte constante avec une règle de quadrature de Gauss avec intégration dans le centre en un point, et un contrôle afin d'éviter les modes à énergie nulle. Le chargement a toujours été appliqué de manière douce afin d'éviter l'introduction de bruits parasites à haute fréquence dans les simulations (avec un temps de montée de 5% du temps de calcul). Si le chargement était appliqué brutalement, il aurait été difficile de séparer les « oscillations » dues à l'effet PLC du bruit introduit. Dans toutes les simulations, un bord de l'éprouvette est fixe, tandis que l'autre est mobile à la vitesse de déplacement utilisée dans les expériences correspondantes. Étant donné que les essais simulés ont été conduits à des vitesses de déformation relativement faibles, une procédure de « *Mass Scaling* » a été adoptée puisque les calculs ont été exécutés grâce au code explicite LS-DYNA pour augmenter le pas de temps stable et donc réduire ainsi

le temps de calcul. Des simulations numériques ont montré que l'effet de cette procédure sur l'effet PLC est en général petit (Benallal et al., 2006; Hopperstad et al., 2007). On a également contrôlé dans toutes les simulations que l'énergie cinétique est suffisamment petite. La masse utilisée a été réduite afin de garder le même temps de calcul indépendamment de la vitesse de déformation. Notons que ces simulations sont concernées à la fois en espace et en temps. Afin de maintenir l'espace de stockage à un niveau raisonnable, 1000 pas de temps ont été sauvegardés pour cinq de ces simulations (ECL40, EPL28, EPL29, EEU07 et EEU08). Même si cela est suffisant pour décrire la plupart des effets du PLC, il peut être insuffisant pour déterminer avec précision la morphologie des bandes comme on le verra dans les sections suivantes. Pour être capable de décrire la morphologie des bandes avec plus de détails 10000 données ont été enregistrées pour cinq des essais (EPL02, EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06). Il convient enfin de mentionner que la rigidité de la machine d'essai n'a pas été incluse dans ces simulations (i.e. la rigidité de la machine d'essai est supposée infinie). Idéalement, des ressorts avec la rigidité correcte de la machine d'essais doivent être introduits entre l'éprouvette et le chargement.

Les maillages des éprouvettes de traction uniaxiale utilisées dans les simulations numériques sont présentés dans la figure 5.1. La géométrie de chaque modèle numérique a été identique à la géométrie de l'éprouvette utilisée dans les essais correspondants (voir annexe A). La densité du maillage varie un peu pour les différents modèles en raison de différentes techniques de modélisation. Pour les éprouvettes cylindriques lisses avec un diamètre de 6 mm, la taille d'élément la plus petite était d'environ $0.3 \times 0.3 \times 0.3 \text{ mm}^3$. Cela a donné environ 25000 éléments pour cette éprouvette. Pour les éprouvettes plates prismatiques de section de $6 \times 5 \text{ mm}^2$, l'élément le plus petit (dans la section le long de la longueur utile) a une taille d'environ $0.5 \times 0.5 \times 0.5 \text{ mm}^3$. Cela a donné 21600 éléments dans le modèle. Pour les éprouvettes prismatiques entaillées de section minimale $10 \times 5 \text{ mm}^2$, la taille la plus petite d'élément était d'environ $0.4 \times 0.5 \times 0.5 \text{ mm}^3$, ce qui donne 24000 éléments. Finalement, pour les éprouvettes plates lisses de section $15 \times 2 \text{ mm}^2$, la taille de l'élément était de $0.5 \times 0.5 \times 0.5 \text{ mm}^3$. Ce qui donne 4 éléments le long de l'épaisseur de l'éprouvette et 30 éléments le long de sa largeur avec un total de 24000 éléments pour toute l'éprouvette.



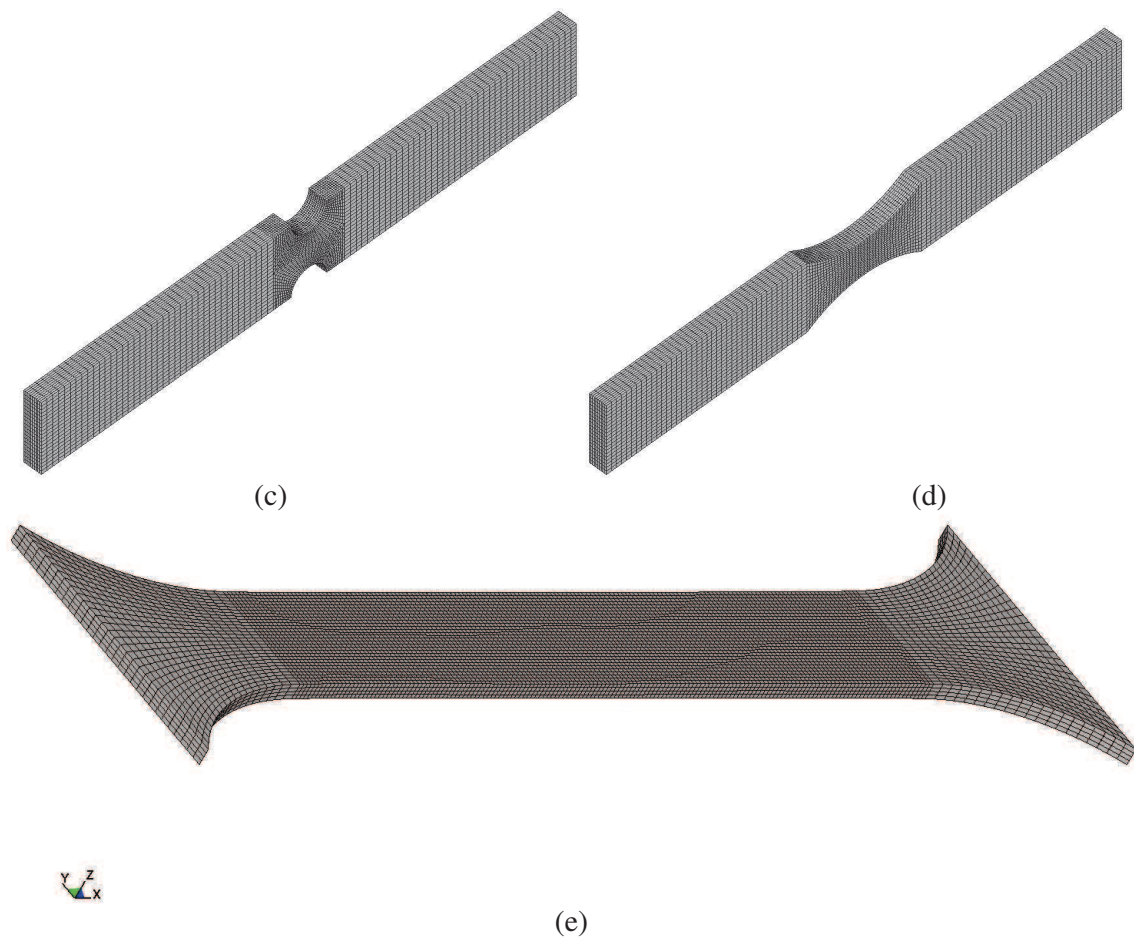


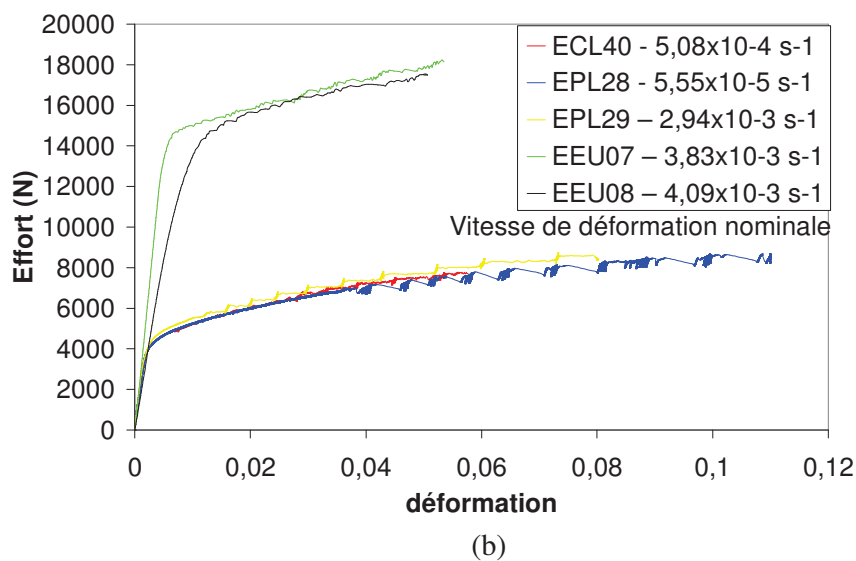
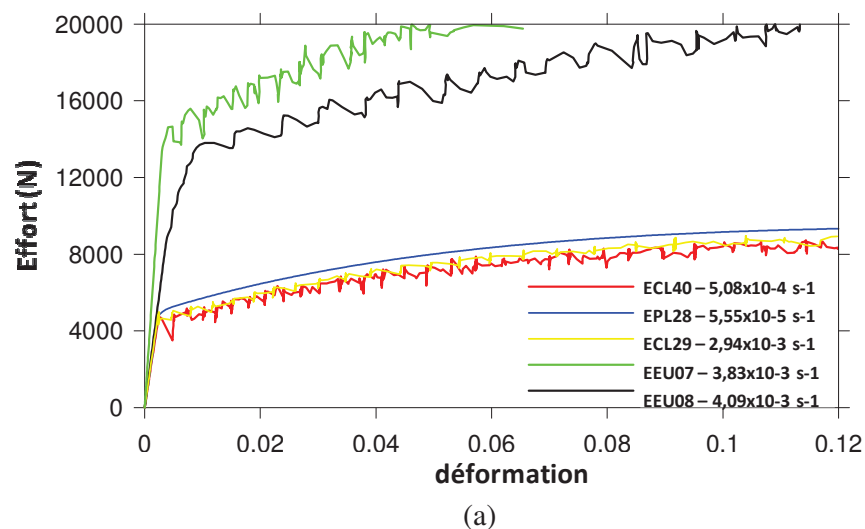
Figure 5.1: Modèles numériques utilisés dans les simulations par éléments finis : (a) Eprouvette cylindrique lisse de diamètre de 6 mm ; (b) Eprouvette prismatique lisse de section de $6 \times 5 \text{ mm}^2$; (c) Eprouvette entaillée de section minimale $10 \times 5 \text{ mm}^2$ et de rayon d'entaille $R = 5 \text{ mm}$; (d) Eprouvette entaillée de section minimale de $10 \times 5 \text{ mm}^2$ et de rayon d'entaille $R = 30 \text{ mm}$ et (e) Eprouvette plate lisse de section de $15 \times 2 \text{ mm}^2$.

5.4 Résultats des simulations numériques

5.4.1 Caractéristiques de l'effet PLC

La figure 5.2a présente les courbes effort-déformation pour cinq essais (ECL40, EPL28, EPL29, EEU07 et EEU08) et la figure 5.2c montre les courbes effort-déplacement pour une autre série de cinq essais (EPL02, EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06) obtenues à partir des simulations. Ici, les déformations nominales ont été obtenues par des jauges de déformation numériques. Cela a été fait en mesurant le déplacement entre deux nœuds localisés à l'endroit des jauges physiques utilisés pendant les essais (pour la première série d'essais). Si on les compare avec les résultats expérimentaux des figures 5.2b et 5.2d, l'accord global est jugé raisonnable. Toutefois, un examen plus attentif révèle quelques désaccords. Tout d'abord, les amplitudes des « oscillations » en effort, en particulier pour les éprouvettes entaillées, sont beaucoup plus élevées dans les simulations que dans l'essai correspondant. En outre, dans la

simulation de l'éprouvette prismatique lisse (EPL28) et de l'éprouvette plate lisse (EPL02) à des vitesses de déformation globales d'environ $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ et $2,92 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, respectivement, aucune « oscillation » due à l'effet PLC n'est observée sur la courbe effort-déformation et effort-déplacement, respectivement. La raison est que, à ces vitesses de déformation faibles, les paramètres identifiés pour le modèle de McCormick ne prévoient pas de sensibilité négative à la vitesse. Les vitesses utilisées sont en dehors de la région de sensibilité négative à la vitesse de déformation. Ainsi, il n'y a pas de bandes de PLC dans ces simulations, et la sensibilité à la vitesse de déformation est en effet positive. Pour vérifier cela, de nouvelles simulations ont été effectuées avec une vitesse de déformation globale légèrement plus élevée. Lorsque l'éprouvette est dans la zone de striction, donnant une nouvelle augmentation de la vitesse de déformation, les « oscillations » en effort ont commencé ici aussi. Cela indique simplement que, dans cette simulation particulière, nous sommes près de la région où la sensibilité à la vitesse de déformation bascule de positive à négative. L'amélioration des résultats passe par une nouvelle identification des paramètres.



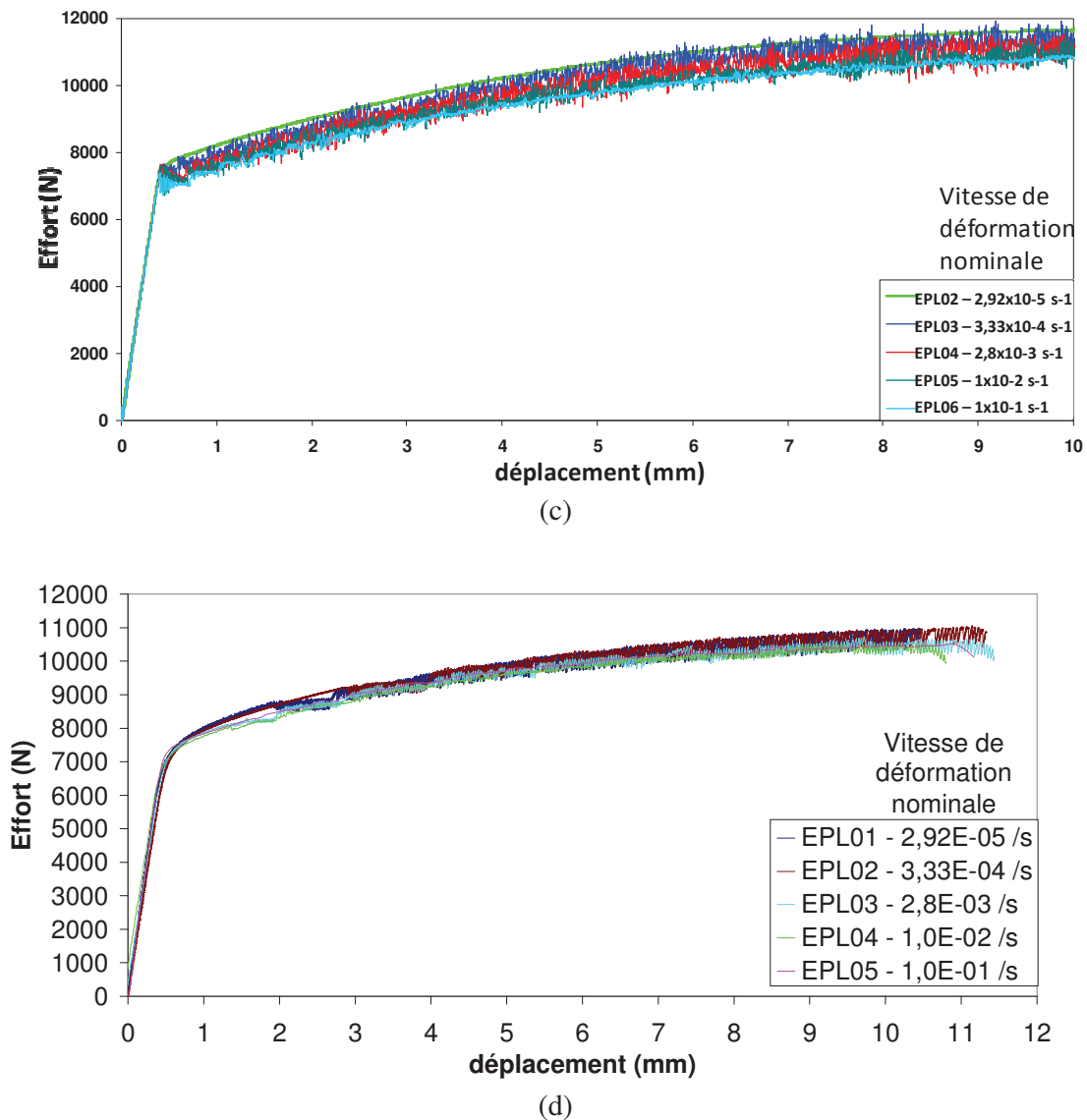
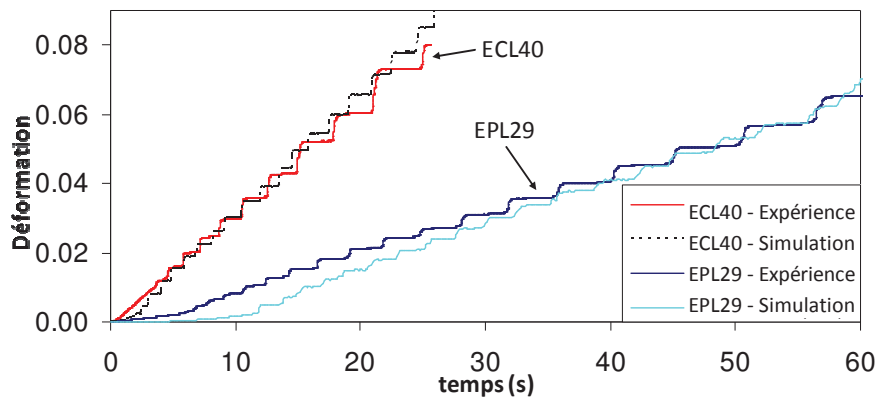


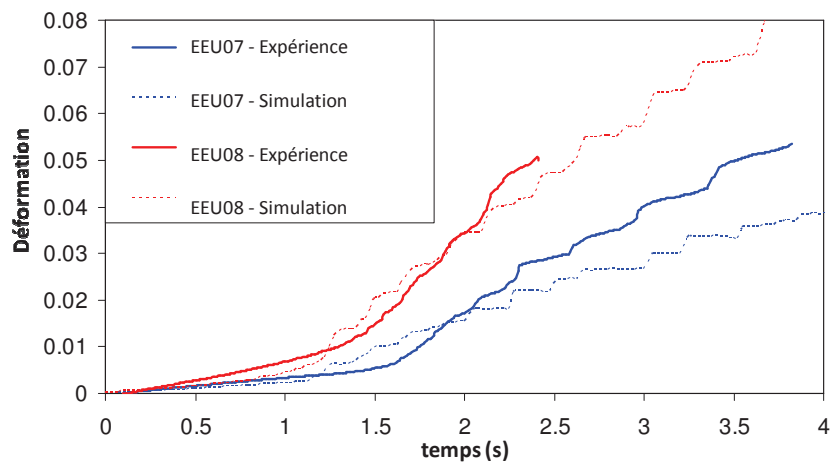
Figure 5.2: (a) Courbes effort-déformation nominale simulées pour les essais ECL40, EPL28, EPL29, EEU07 et EEU08; (b) Courbes effort-déformation expérimentales pour les essais ECL40, EPL28, EPL29, EEU07 et EEU08 (c) Courbes effort-déplacement simulées pour les essais EPL02, EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06 (d) Courbes effort-déplacement expérimentales pour les essais EPL02, EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06.

La figure 5.3 montre quelques histoires de déformation simulées et leurs comparaisons avec les données expérimentales correspondantes. Dans la figure 5.3a, ces histoires de déformation sont représentées pour l'éprouvette cylindrique lisse et pour l'éprouvette prismatique lisse, à savoir les essais ECL40 et EPL29. Dans la figure 5.3b, ces mêmes courbes sont montrées pour les deux éprouvettes entaillées, à savoir EEU07 et EEU08. En figure 5.3c, ces résultats sont montrés pour le point X de la figure 3.12. Ils peuvent être

comparés avec ceux de la figure 4.45 (résultats expérimentaux). L'accord semble être bon pour tous les essais. Toutefois, il convient de noter que l'intervalle de temps du plateau de la déformation pour les simulations est en général plus court que l'intervalle de temps correspondant aux différents essais. Cela peut affecter la morphologie de la bande simulée, comme on le verra dans la suite. De plus, pour les résultats de la figure 5.3c, on observe un plus grand nombre de bandes dans les simulations que dans les expériences.



(a)



(b)

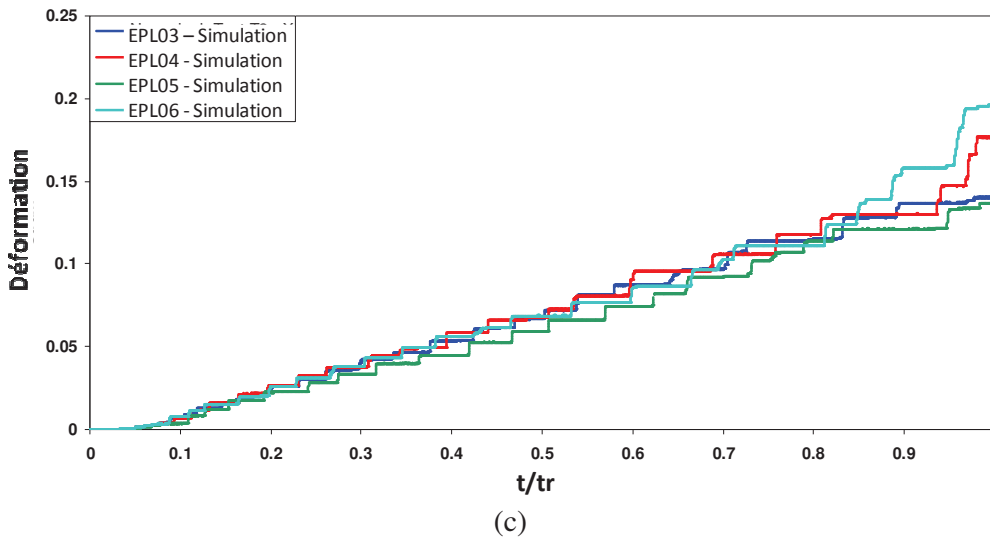


Figure 5.3: Comparaison des courbes déformation-temps simulées et expérimentales. (a) Essais ECL40 et EPL29 ; (b) Essais EEU07 et EEU08 ; (c) Essais EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06.

5.4.2 Vitesses des bandes, épaisseurs des bandes et vitesse de déformation à l'intérieur des bandes

A partir d'une jauge de déformation numérique, ayant le même emplacement que la jauge de déformation physique, la déformation nominale locale en fonction du temps est enregistrée pendant le processus de déformation (voir par exemple la figure 5.3). Sur la base de ces courbes, une estimation de la vitesse de la bande, l'épaisseur de la bande et la vitesse de déformation dans la bande de PLC peuvent être obtenues. La vitesse de la bande v_b est obtenue en divisant la longueur utile de l'éprouvette L_g par l'intervalle de temps Δt entre deux incréments successifs de déformation, i.e. la vitesse de la bande est estimée par $v_b = L_g / \Delta t$. Ici, la longueur utile de l'éprouvette est donnée dans le chapitre 3. Il convient toutefois de noter que le temps Δt des simulations est en général plus court que l'intervalle de temps correspondant aux essais (figure 5.3), il faut donc s'attendre à ce que les vitesses des bandes calculées à partir des simulations soient un peu plus élevées que celles mesurées dans les essais. En outre, en supposant que toute la déformation plastique a lieu dans la bande propagative et que la déformation est à peu près uniforme dans la bande, l'épaisseur de la bande w_b est liée à la vitesse de déformation à l'intérieur de la bande $\dot{\epsilon}_b$, la vitesse de déformation imposée $\dot{\epsilon}$ et la longueur utile L_g par la relation $w_b \approx (\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_b) L_g = (\delta t / \Delta t) L_g$ (voir aussi Hopperstad et al., 2007). En utilisant cette relation, les épaisseurs des bandes peuvent être calculées. Enfin, la vitesse de déformation moyenne dans la bande PLC $\dot{\epsilon}_b$ est donnée par la pente des incréments de déformation.

La vitesse des bandes simulée en fonction de la déformation est montrée dans la figure 5.4 pour les essais EPL40 et EPL29, où elles sont superposées (lignes continues) sur les résultats expérimentaux. Les valeurs simulées sont légèrement plus élevées que celles observées expérimentalement, mais l'accord est en général bon et la tendance que la vitesse diminue lorsque la déformation globale augmente est bien reproduite. Les valeurs expérimentales sont

représentées seulement au-delà de la déformation critique correspondant au début du PLC. Le modèle utilisé ici conduit en général à des « oscillations » en effort dès que l'écoulement viscoplastique commence et ne présente pas de déformation critique.

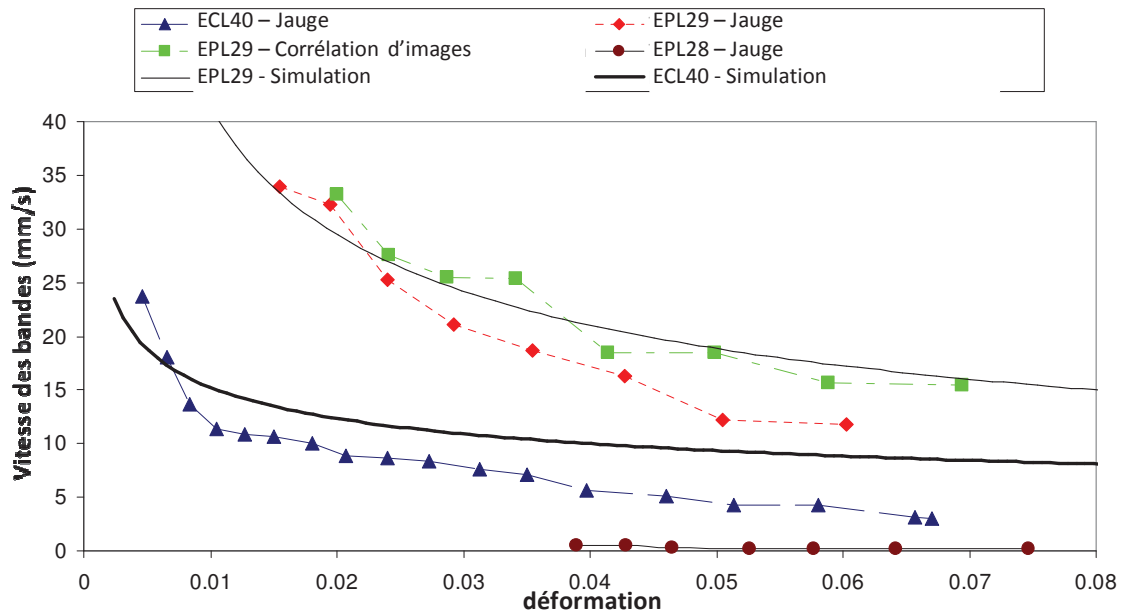


Figure 5.4: Vitesse des bandes en fonction de la déformation pour les essais ECL30, EPL28 et EPL29.

L'évolution des épaisseurs des bandes en fonction de la déformation pour les essais ECL40 (en haut) et EPL29 (en bas), correspondant aux éprouvettes cylindriques lisses et prismatique lisse, respectivement, est montrée dans la figure 5.5. Pour l'éprouvette ronde, la largeur de bande minimale observée est à peu près égale au diamètre de l'éprouvette, tandis que pour l'éprouvette prismatique, la largeur de bande moyenne représente l'épaisseur de l'éprouvette avec une bande de dispersion à peu près égale à la moitié de l'épaisseur. Cependant, les résultats obtenus dans les expériences au chapitre 4 à travers les données de thermographie infrarouge par le critère présenté en section 4.2.9.5 présentent des valeurs plus élevées que pour la formule ici utilisée pour les simulations. De plus, cette formule n'est valable que pour les bandes de type A, supposées se propager le long de toute l'éprouvette, ce qui est le cas pour une petite gamme de vitesses de déformation.

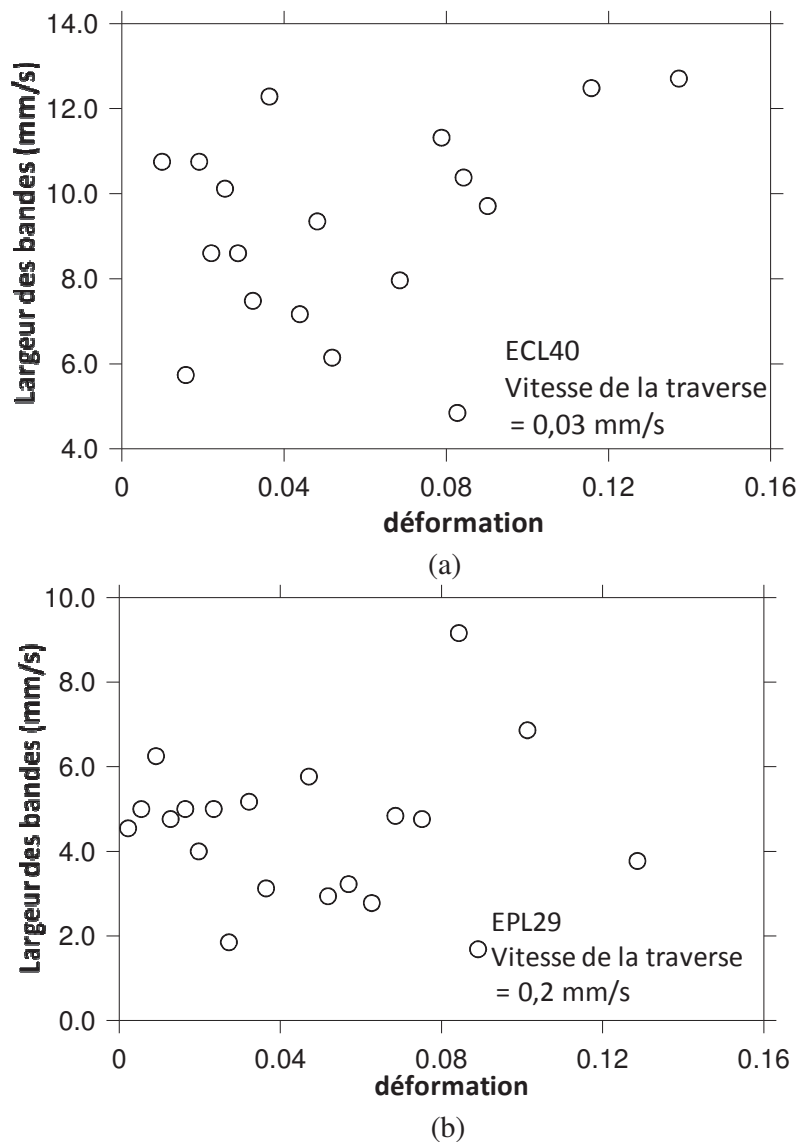


Figure 5.5: Epaisseurs des bandes en fonction de la déformation pour les essais : (a) ECL40 et (b) EPL29.

Enfin, la vitesse de déformation à l'intérieur des bandes de PLC a été extraite à partir des simulations et comparée aux données expérimentales mesurées sur la figure 5.6. Comme il a été difficile de calculer avec précision la vitesse de déformation à l'intérieur des bandes selon la procédure décrite ci-dessus en raison du nombre limité de données dans la simulation, une méthode alternative a été utilisée. Ici, la vitesse de déformation maximale de la simulation (et non pas d'une jauge de déformation spécifique) par rapport à la déformation est tracée (voir aussi Benallal et al, 2006). Comme on le voit, quand une bande passe, la vitesse de déformation saute à un ordre de grandeur à peu près dix fois supérieur. Les valeurs maximales sont révélées similaires à celles mesurées dans l'essai correspondant (d'environ $0,5 - 1,0 \text{ s}^{-1}$).

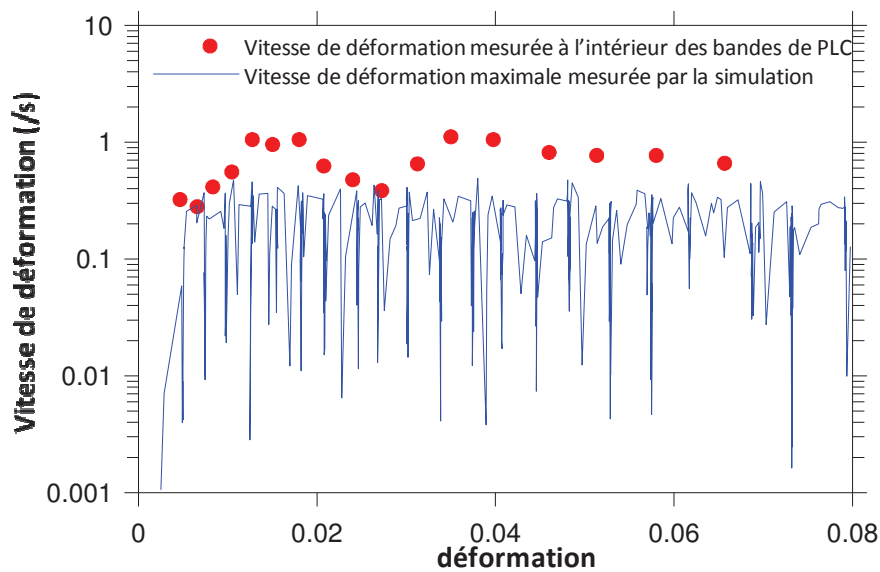


Figure 5.6: Comparaison des vitesses de déformation à l'intérieur des bandes en fonction de la déformation mesurées et simulées pour l'essai ECL40.

Pour les éprouvettes plates lisses (EPL02, EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06), la figure 5.7 compare les vitesses de bande expérimentales et simulées pour les quatre simulations présentant l'effet PLC. En général, l'accord est satisfaisant, mais les simulations prévoient des vitesses de bande un peu plus élevées que celles observées dans les expériences. Toutefois, la décroissance de la vitesse de la bande avec la déformation est capturée correctement. Les vitesses de déformation à l'intérieur des bandes expérimentales et simulées sont comparées dans la figure 5.9. Encore une fois, les simulations donnent des valeurs plus élevées que les expériences, mais en raison de la dispersion des données, des conclusions claires ne peuvent pas être tirées. La vitesse de déformation à l'intérieur des bandes est beaucoup plus élevée que la vitesse de déformation globale appliquée également dans les simulations.

Les orientations des bandes ont été mesurées sur les figures de morphologies des bandes (section suivante) pour toutes les simulations présentant des bandes de PLC. Les résultats sont tracés aussi pour les expériences comme en figure 5.8. Dans les simulations, l'angle de la bande se situe entre 54° et 57° , alors qu'il est un peu plus élevé dans les essais.

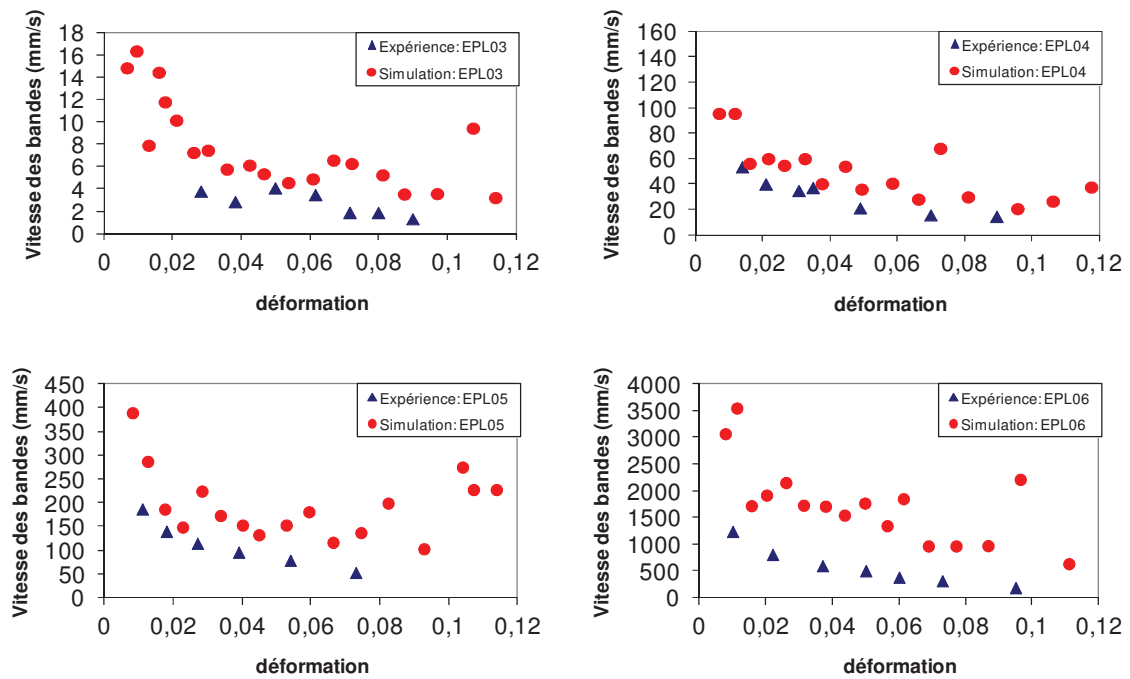


Figure 5.7: Vitesses des bandes en fonction de la déformation pour les essais EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06. Seulement des bandes de type C (statiques) ont été observées dans l'essai EPL02.

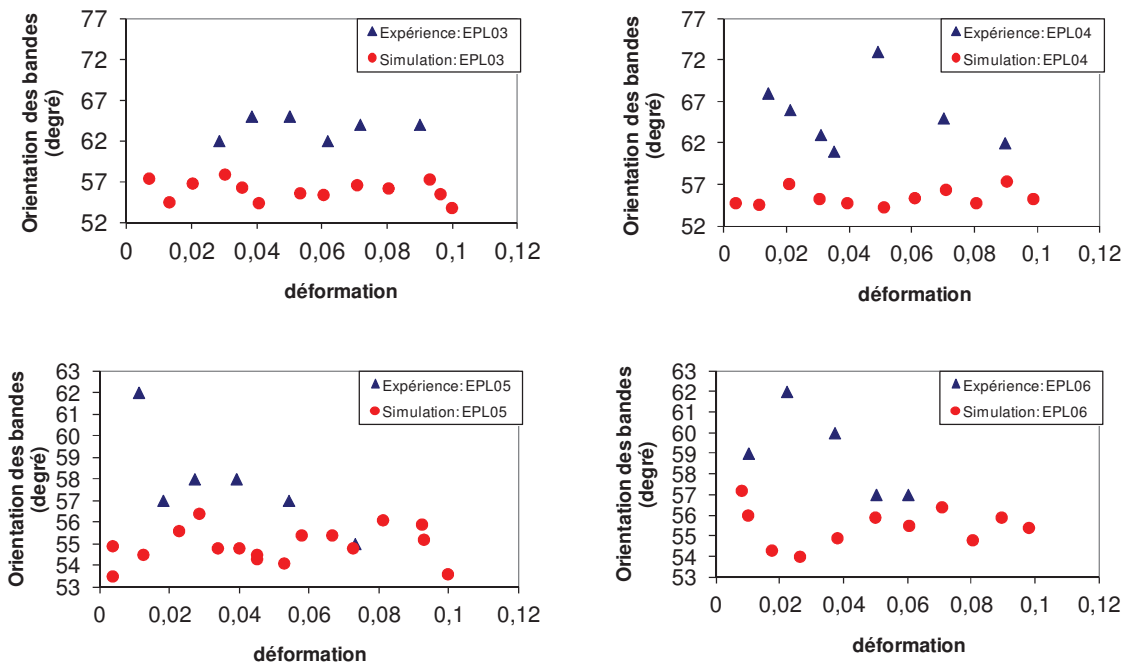


Figure 5.8: Orientation des bandes en fonction de la déformation pour les essais EPL03, EPL04, EPL05 et EPL06.

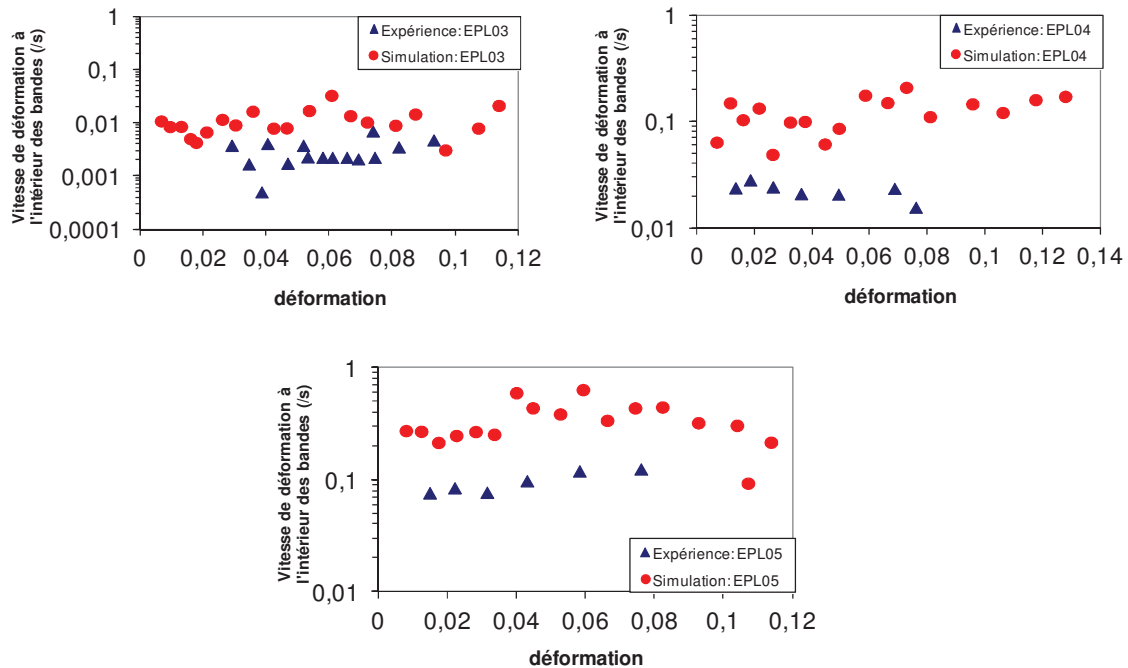


Figure 5.9: Vitesses de déformation à l'intérieur des bandes en fonction de la déformation pour les essais EPL03, EPL04 et EPL05.

5.4.3 Morphologie des bandes

Les figures 5.10 à 5.14 montrent les bandes de déformation PLC simulées sur les éprouvettes dans la gamme de vitesses de déformation entre 10^{-3} à 10^{-2} s⁻¹ à des endroits différents pour les éprouvettes ECL40, EPL29, EEU07 et EEU08, respectivement. On reproduit la plupart des caractéristiques des observations expérimentales, mais on montre aussi des différences. Tout d'abord, alors qu'on a déduit à partir des résultats expérimentaux que les bandes étaient horizontales ou très légèrement inclinées pour les éprouvettes prismatiques, les simulations montrent parfois des bandes inclinées (voir par exemple la figure 4.25 contre la figure 5.12). Pour les éprouvettes cylindriques lisses, la trace de la bande dans la surface extérieure de l'éprouvette dans la figure 5.10 est en effet horizontale comme le montre l'expérience. Les éprouvettes présentées dans la figure 5.11, montrant une coupe à travers le plan de symétrie de l'éprouvette, peut laisser penser à une forme conique de la bande. Cela doit être confirmé par des mailles plus fines. Deuxièmement, alors que les bandes des éprouvettes entaillées sur la base des données expérimentales semblent toujours se propager à l'intérieur de l'entaille, les simulations suggèrent qu'elles peuvent quitter l'entaille et se propager le long de toute l'éprouvette (comme on le voit sur la figure 5.13 et en partie sur la figure 5.14). Cela peut être attribué aux conditions aux limites. Encore une fois, l'accord avec les données expérimentales est bon. Notons que des essais montrant des bandes s'échapper de l'entaille ont été présentées par Graff et al. (2006).

D'autres exemples de bandes de PLC sont montrés dans la simulation de l'essai EPL05 et sont fournis sur la figure 5.15. On voit qu'il peut y avoir une ou plusieurs bandes qui apparaissent simultanément le long de toute la longueur utile de l'éprouvette.

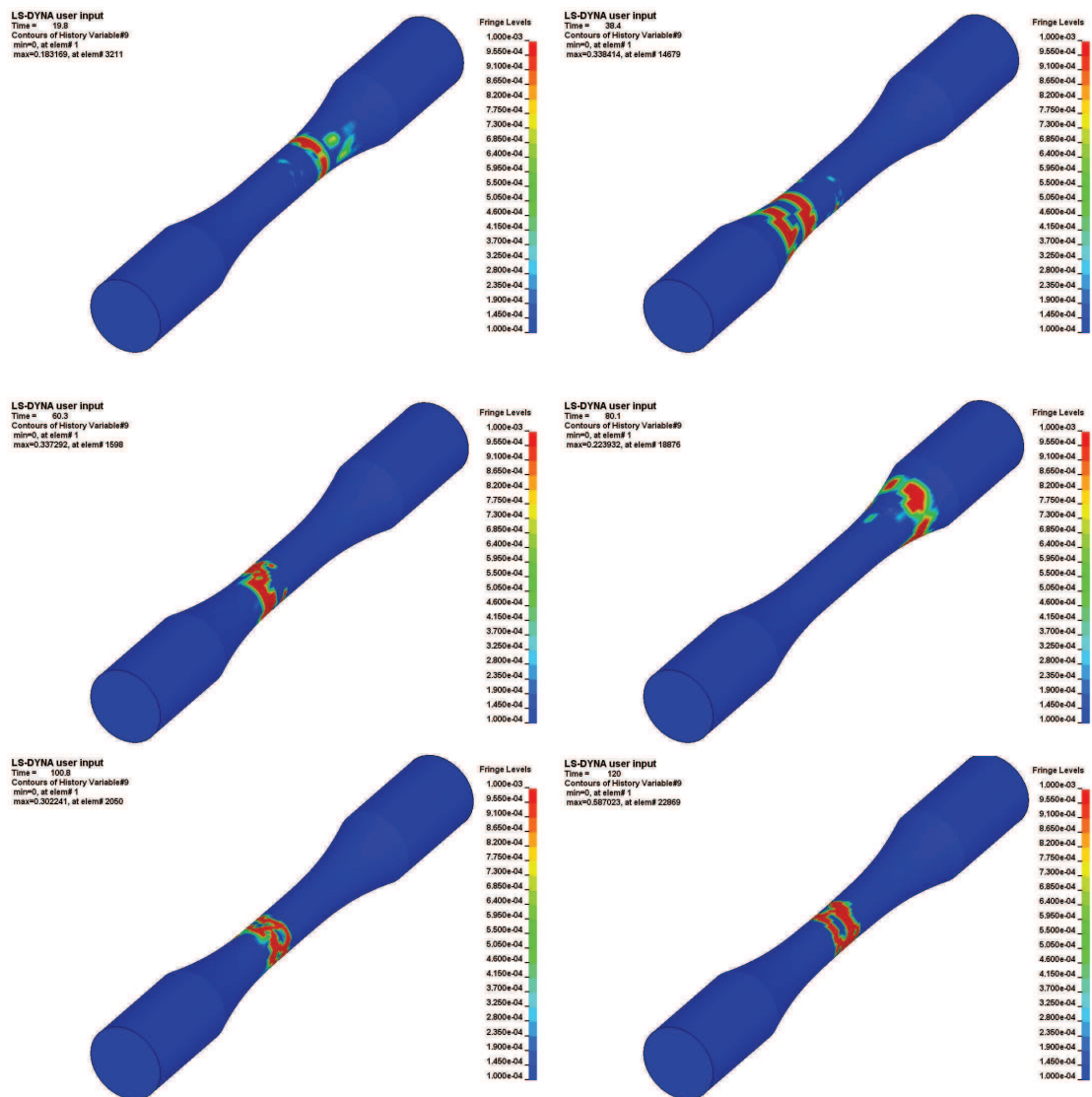


Figure 5.10: Vue tridimensionnelle des bandes de déformation pour l'essai ECL40 ($v = 0,03$ mm/s).

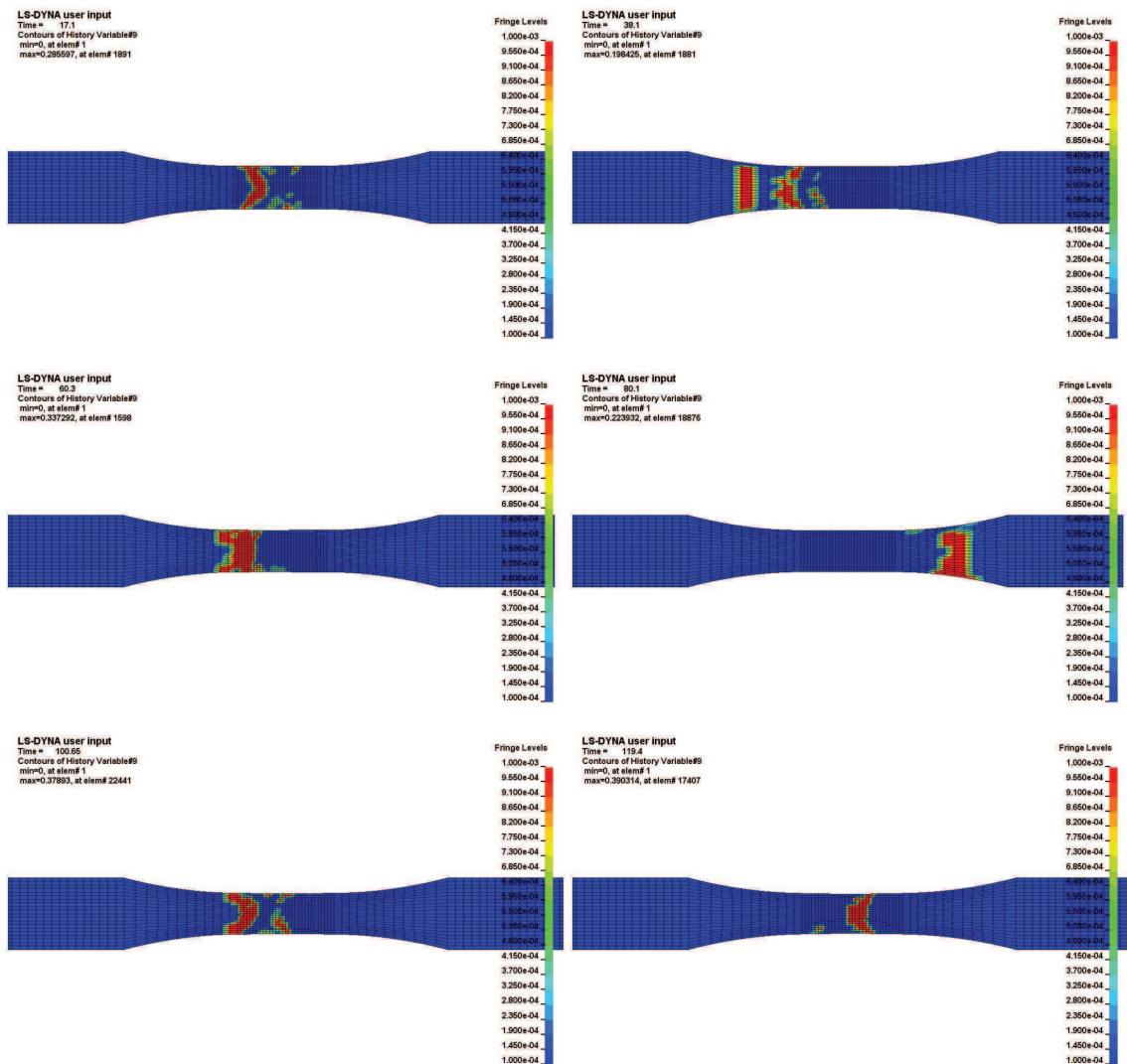


Figure 5.11: Vue bidimensionnelle (section le long de l'axe central longitudinal de l'éprouvette) des bandes de déformation pour l'essai ECL40 ($v = 0,03$ mm/s).

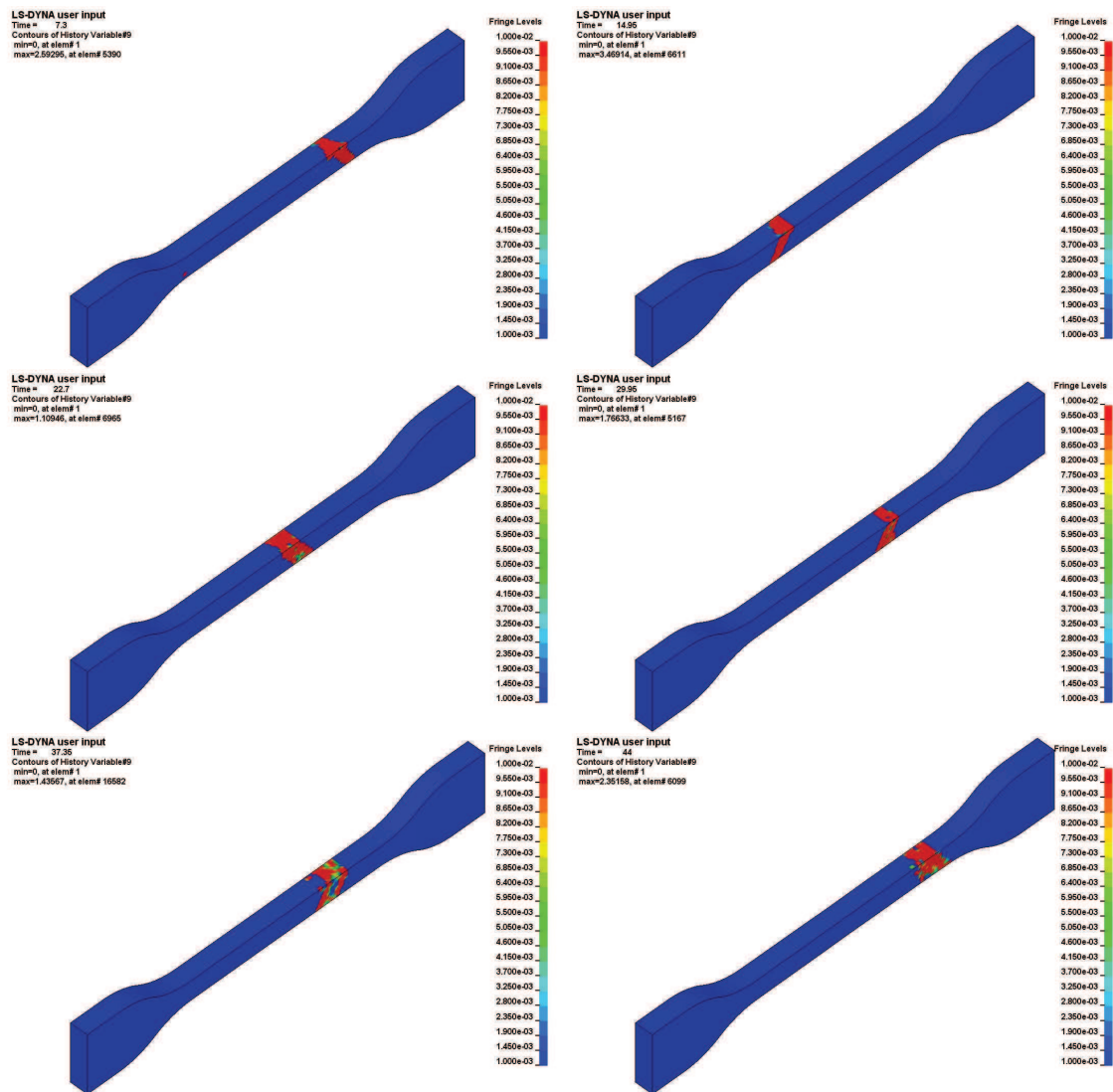


Figure 5.12: Vue tridimensionnelle des bandes de déformation pour l'essai EPL29 ($v = 0,2 \text{ mm/s}$).

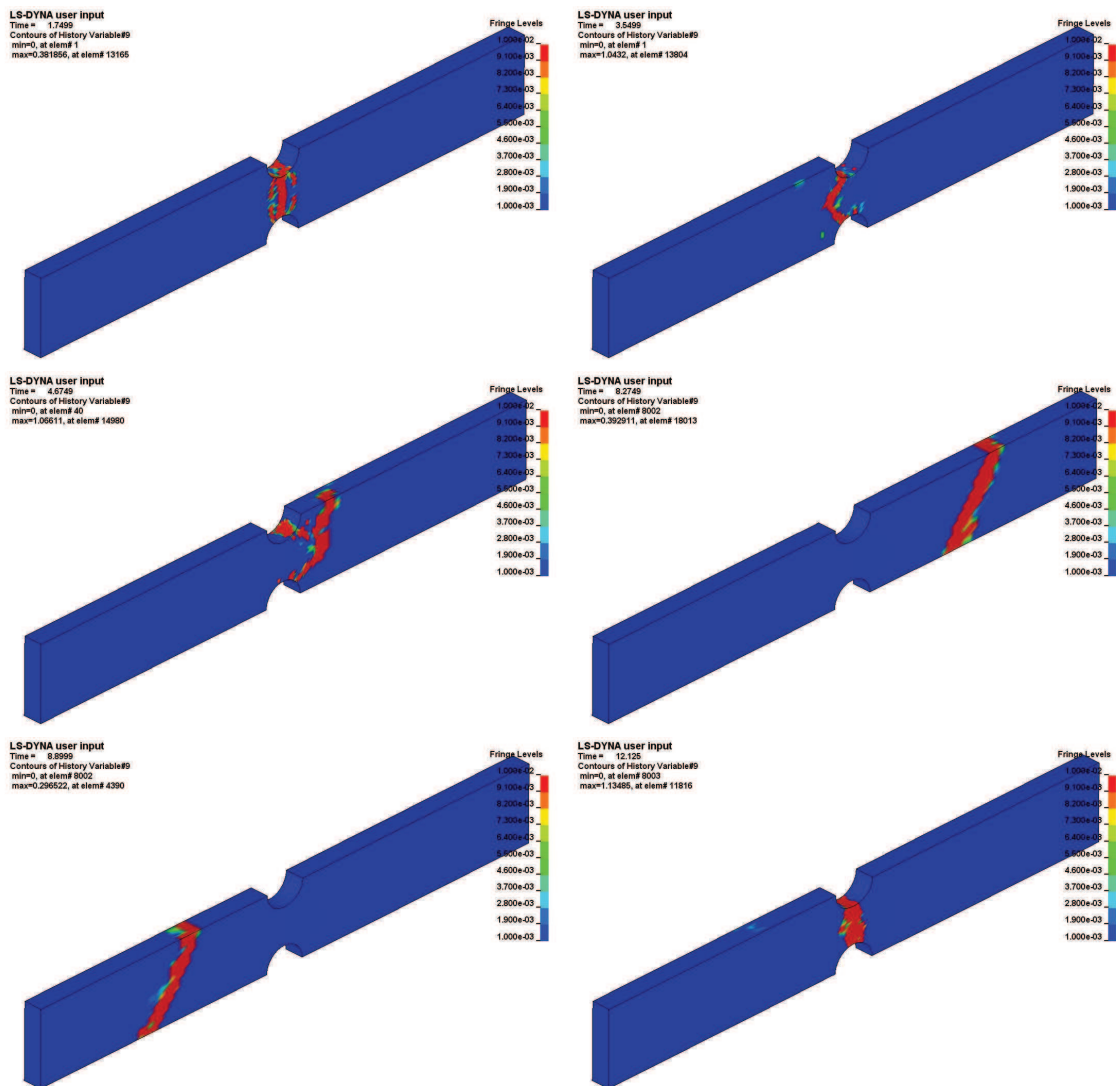


Figure 5.13: Vue tridimensionnelle des bandes de déformation pour l'essai EEU07 ($v = 0,2$ mm/s et $R = 5$ mm).

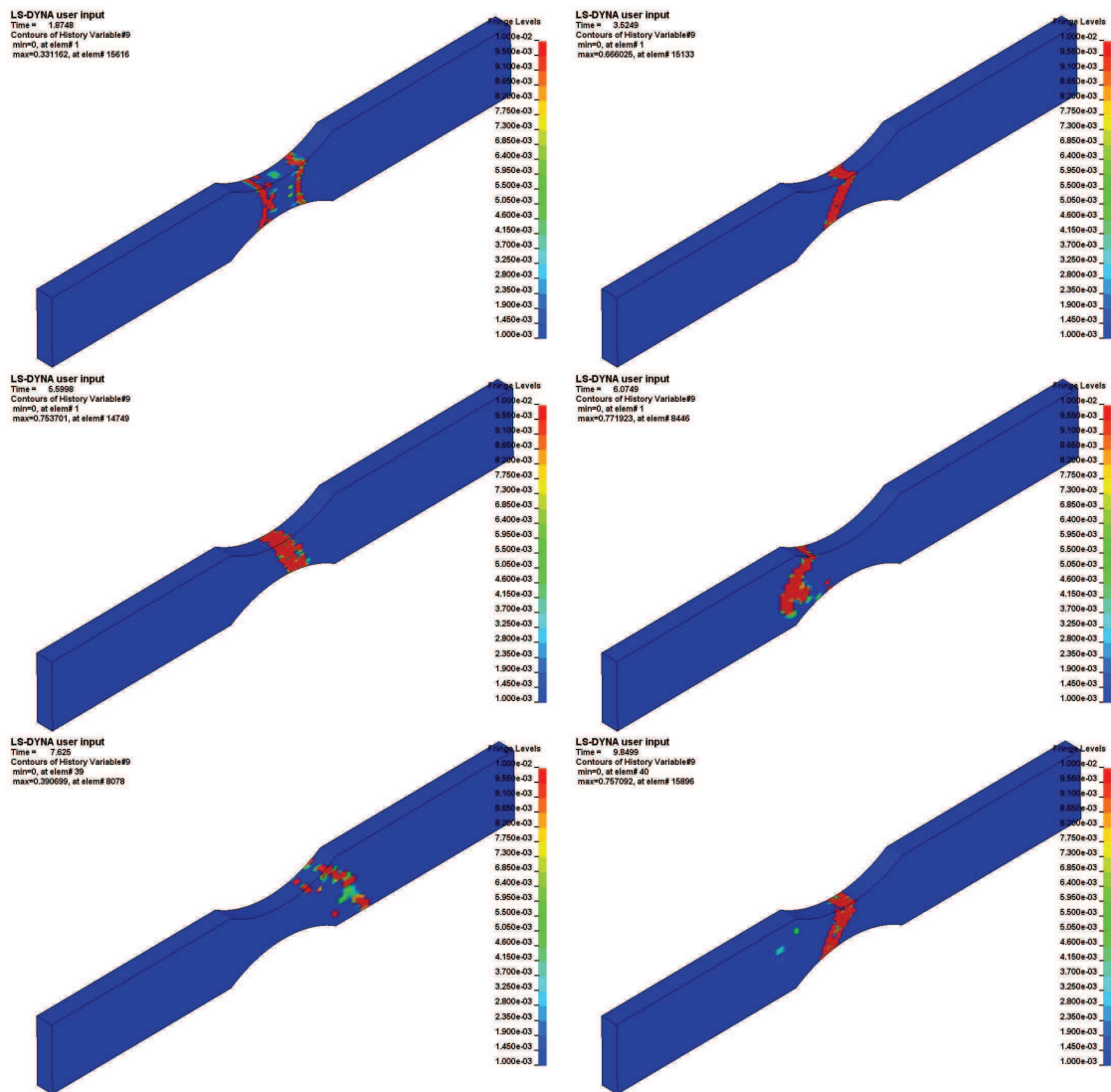


Figure 5.14: Vue tridimensionnelle des bandes de déformation pour l'essai EEU08 ($v = 0,2$ mm/s et $R = 30$ mm).

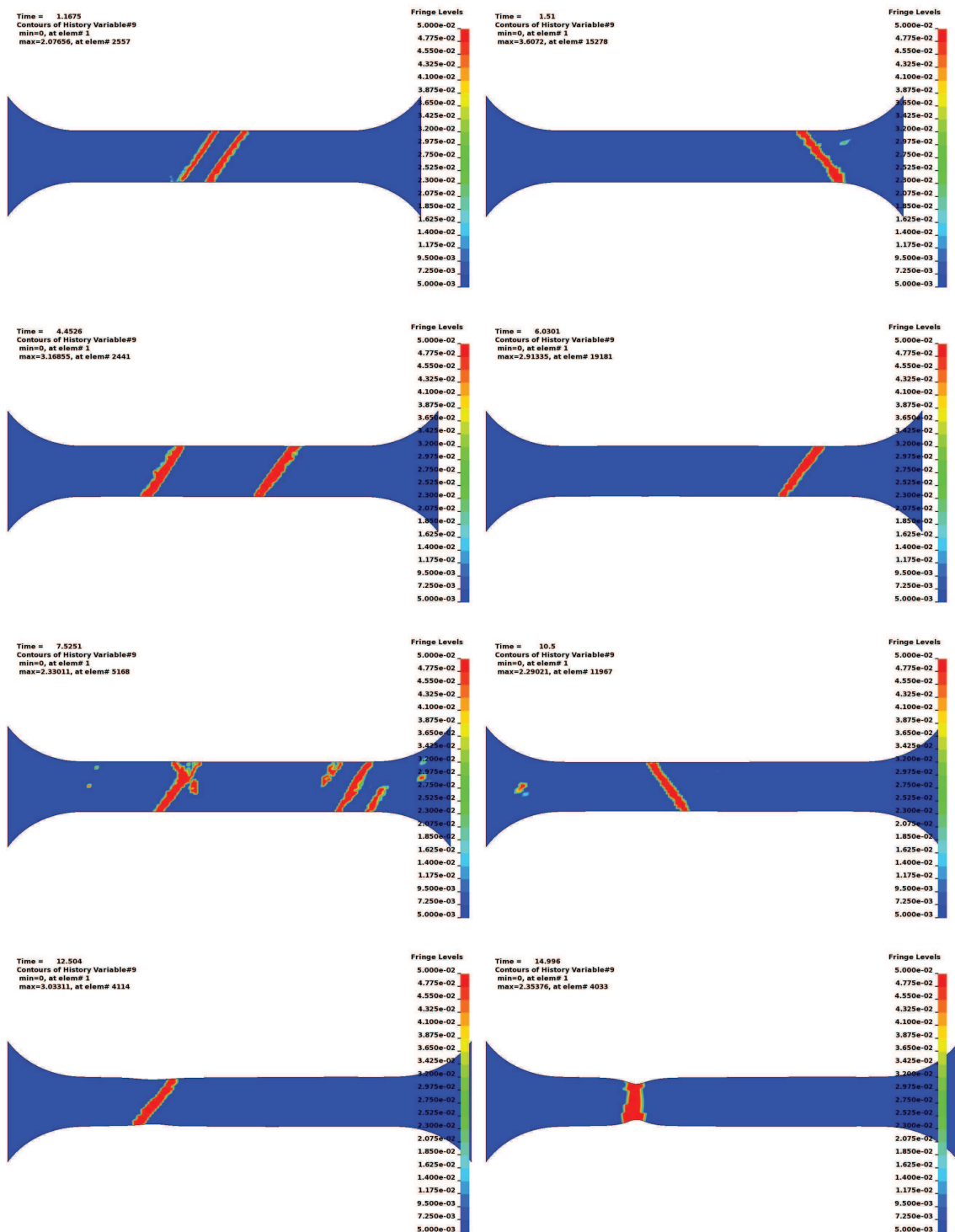


Figure 5.15: Vue bidimensionnelle des bandes de déformation pour l'essai EPL05 ($v = 1,2 \text{ mm/s}$).

5.5 Bilan des simulations numériques

En ce qui concerne les simulations numériques en 3D des essais physiques à l'aide du code de calcul explicite d'éléments finis LS-DYNA, on a montré que les simulations sont en

mesure de reproduire la plupart des phénomènes observés expérimentalement. En particulier, l'augmentation de la vitesse des bandes et la vitesse de déformation à l'intérieur des bandes avec la déformation globale est capturée, et également l'évolution de la vitesse des bandes avec l'augmentation de la déformation est décrite de façon réaliste.

Les simulations effectuées ne reproduisent pas les déformations critiques observées expérimentalement mais ceci n'est à priori pas contenu dans le modèle utilisé. L'amélioration du modèle, si elle est recherchée, passe nécessairement par une modélisation plus fine et une prise en compte plus élaborée des mécanismes et de la physique du vieillissement dynamique. Un premier pas dans ce sens est entrepris dans le chapitre suivant.

6 PRISE EN COMPTE DES PHENOMENES DE VIEILLISSEMENT STATIQUE ET DYNAMIQUE ET MODELISATION DU COMPORTEMENT DES ALLIAGES AA5083-H116 ET AA5182-0

6.1 Introduction

Dans le chapitre précédent, nous avons effectué des simulations numériques non-linéaires avec le modèle de McCormick (1988). Nous avons montré que celui-ci était apte à reproduire au moins qualitativement les caractéristiques de l'effet PLC. Dans beaucoup de situations, les prédictions étaient bonnes même au niveau quantitatif. Même si on a souligné quelques limites du modèle, celles-ci se justifient par son extrême simplicité. L'objectif de ce chapitre est d'esquisser une modélisation des phénomènes de vieillissement dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles en prenant en compte de la manière la plus simple les développements récents sur la physique de ces phénomènes et en particulier en s'appuyant sur les résultats de Hähner (1996) et de Soare et Curtin (2008). Son identification, son implantation numérique et ses possibles applications ne font pas l'objet de ce travail.

6.2 Aspects physiques et approches classiques des vieillissements statique et dynamique

Dans ce premier paragraphe, on présente une synthèse bibliographique des modèles physiques et de quelques modèles mécaniques existants dans la littérature pour la description de l'effet PLC afin de planter le décor pour le modèle de comportement avec prise en compte des phénomènes de vieillissement que l'on présentera par la suite.

Le consensus est général dans la littérature pour dire que les instabilités propagatives discutées au cours des chapitres précédents sont dues aux phénomènes de vieillissement observés dans les solutions solides. Ces phénomènes, comme les vieillissements statique et dynamique consistent en la diffusion des atomes en solution vers les dislocations retardant et même bloquant leurs mouvements. En effet, la ségrégation de ces atomes conduit à un

ancrage des dislocations et à une augmentation de la scission critique nécessaire à leur mouvement. Une fois libérées des atmosphères de solutés, une contrainte moindre suffit à ce mouvement.

Depuis la fin des années 40, les vieillissements statique et dynamique ont été étudiés extensivement dans le but de comprendre les mécanismes permettant de relier l'échelle où opèrent les phénomènes de diffusion et l'échelle macroscopique où les bandes de Lüders et l'effet PLC sont observés. Pour ce dernier, les synthèses de Neuhäuser (2004), Robinson (1994), Estrin et Kubin et Kubin (1985, 1988, 1991, 1995) et Rizzi et Hähner (2004) retracent ce long chemin.

Cottrell (1948) fut le premier à montrer que la relaxation des contraintes autour des dislocations par les atomes en solution dans les solutions solides conduit à la formation d'atmosphères en équilibre, connues couramment sous le nom de nuages de Cottrell et dans lesquelles les atomes de grosse taille sont rassemblés dans la partie dilatée de la dislocation et ceux de petite taille dans la partie comprimée. A la suite de cette analyse, Nabarro (1948) et Cottrell lui-même (1948) ont suggéré que le pic de contrainte observé dans le fer et les aciers doux peut s'expliquer justement par les atmosphères de carbone et d'azote formées suite à la diffusion de ces éléments. Cottrell et Bilby (1949) ont par la suite calculé le nombre d'atomes de soluté $c(t)$ par unité de volume qui arrivent à une dislocation pendant le temps t (temps de vieillissement). Ils obtiennent

$$c(t) = 3c_0\rho \left(\frac{\pi}{2}\right)^{\frac{1}{3}} \left(\frac{ADt}{kT}\right)^{\frac{2}{3}} \quad (6.1)$$

où c_0 est la concentration initiale en solutés (nombre d'atomes par unités de volume), ρ est la densité de dislocations, A est l'énergie d'interaction entre un atome de soluté et la dislocation, D le coefficient de diffusion, k la constante de Boltzmann et T la température absolue.

Nabarro (1948) fut le premier à proposer le vieillissement dynamique pour interpréter les oscillations observées sur les courbes contrainte-déformation pour les matériaux à structure cubique centrée contenant des solutés en position interstitielle (C, N, O). Il suggéra qu'à faible vitesse de déformation ou à température relativement élevée, l'atome de soluté peut diffuser aussi vite que la dislocation en mouvement, minimisant ainsi le frottement. A grande vitesse de déformation ou à faible température, le soluté ne peut pas suivre la dislocation et là encore il n'y a pas d'interaction entre les deux. Ce n'est que lorsque les solutés se déplacent à des vitesses légèrement inférieures à celles des dislocations qu'ils exercent des forces sur celles-ci et les retardent dans leur mouvement. Lorsque la contrainte appliquée est suffisamment grande pour surmonter ces forces, alors la dislocation échappe au nuage de solutés jusqu'à ce qu'elle soit épinglée de nouveau par d'autres atomes.

Ce mécanisme nécessite que les atomes de soluté aient une mobilité suffisante pour suivre les dislocations dans leur mouvement à travers le réseau. Dans la théorie de Cottrell, ce processus de traînée n'est possible que si la vitesse de la dislocation est plus petite qu'une

certaine vitesse critique liée au rayon du nuage et au coefficient de diffusion. Ce processus conduit à une force de frottement croissante avec la vitesse des dislocations qui se déplacent de manière visqueuse jusqu'à cette vitesse critique, associée à une vitesse de déformation critique $\dot{\epsilon}_c$. Au delà de cette vitesse, la dislocation perd son nuage et se déplace librement.

Si le mécanisme présenté plus haut est envisageable pour les solutés interstitiels, la situation n'est pas la même pour les atomes en position de substitution comme les alliages d'aluminium-magnésium par exemple où le coefficient de diffusion D est très faible pour permettre la formation d'atmosphères nécessaire à l'ancrage des dislocations. Néanmoins, Cottrell (1953) proposa le même scénario mais en invoquant l'intervention des lacunes créées au cours de la déformation plastique, lacunes qui augmentent ce coefficient de diffusion. Il utilisa aussi cet argument pour justifier la nécessité d'une déformation critique souvent observée expérimentalement pour l'apparition du phénomène PLC lors d'essais de traction.

Malgré le grand succès des théories précédentes, basées sur l'immobilisation des dislocations par les nuages de solutés, un consensus général sur les mécanismes de base de l'effet PLC n'est encore pas à l'ordre du jour. La récente proposition de Picu (2005) et son extension par Soare et Curtin (2008) reflètent le débat encore en cours dans la littérature. En effet, s'il est admis que les idées initiales de Cottrell interviennent d'une manière ou d'une autre, le mécanisme de diffusion lui-même et l'interaction soluté-dislocation sont loin de réunir tout le monde. Les mécanismes de diffusion ne sont même pas utilisés dans certaines théories privilégiant plutôt les interactions entre dislocations (Korbel et al., 1980, Pawelek et al., 1985). Ces dernières théories ont cependant de sérieuses difficultés à expliquer pourquoi on n'observe pas l'effet PLC dans les matériaux purs par exemple.

A la fin des années 50, Sleswyk (1958) apporta des contributions importantes à la compréhension des mécanismes du vieillissement dynamique et plusieurs de ses idées sont encore en vigueur de nos jours. Dans ses analyses, il montra que les dislocations ne peuvent en fait pas suivre leurs nuages de solutés et ne peuvent de ce fait se mouvoir à une vitesse proche de la vitesse critique évoquée plus haut dans le modèle de Nabarro. Il proposa alors un scénario dans lequel si les dislocations mobiles peuvent se libérer de leurs atmosphères de solutés, les dislocations immobiles au contraire gardent leurs nuages. Et si une dislocation mobile rencontre une immobile, elles peuvent se couper. Mais en général, la dislocation immobile sera un obstacle sur le chemin de la dislocation en mouvement. Par conséquent, cette dernière s'arrêtera un moment avant de surmonter la dislocation immobile. Si ce moment est suffisamment long, alors le carbone peut diffuser de la dislocation immobile à la dislocation mobile et conduire à son ancrage (« *pipe diffusion* »). Il se peut aussi que la dislocation mobile ne peut pas être cisailée par la dislocation immobile et dans ce cas, plus d'obstacles vont se former. Dans le même papier, Sleswyk (1958) suggère déjà une sensibilité négative à la vitesse comme l'élément le plus plausible pour l'apparition du phénomène PLC. A la suite des travaux de Sleswyk et contrairement au point de vue de Cottrell (1953), il est maintenant admis mais aussi expérimentalement justifié que le mouvement des dislocations est hétérogène dans l'espace et discontinu dans le temps (Tabata, 1980).

Comme les atomes de soluté n'ont pas la mobilité suffisante pour suivre les dislocations mobiles, le vieillissement doit avoir lieu plutôt lorsque les dislocations sont arrêtées aux différents obstacles qu'elles rencontrent sur leur chemin comme par exemple les dislocations de la forêt. McCormick a montré (1972) que la valeur calculée de la constante dans la formule de Cottrell (1948) est différente de celle obtenue expérimentalement d'au moins quatre ordres de grandeur. Ceci l'a mené, en accord avec les idées de Sleeswijk (1958) à proposer un modèle où au cours de la déformation, une dislocation mobile passe la majeure partie de son temps, le temps d'attente t_w , à essayer de franchir des obstacles (atomes de soluté, dislocations de la forêt). Une fois ceci accompli, le segment de dislocation saute à une vitesse élevée (temps de vol) à l'obstacle suivant. L'interaction entre les dislocations mobiles et les atomes de soluté en diffusion se produit donc pendant le temps d'attente devant ces obstacles. Si le coefficient de diffusion est assez grand pour saturer la dislocation avec un nuage d'impuretés pendant ce temps d'attente, le phénomène Portevin-Le Châtelier pourrait alors avoir lieu.

La vitesse des dislocations moyenne \bar{v} peut s'exprimer à l'aide des temps de vol t_f et d'attente t_w et la distance moyenne entre obstacles L par la relation simple

$$\bar{v} = \frac{L}{t_f + t_w} \quad (6.2)$$

Le temps d'attente t_w est gouverné par la force de l'obstacle alors que le temps de vol est lié aux forces exercées par le réseau sur la dislocation en mouvement. Le temps d'attente peut être relié à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$, donnée par la relation d'Orowan

$$\dot{\epsilon} = \rho b \bar{v} \quad (6.3)$$

en supposant que le temps de vol t_f est très petit par rapport au temps d'attente $t_f \ll t_w$, soit en combinant les équations 6.2 et 6.3

$$t_w = \frac{L \rho b}{\dot{\epsilon}} = \frac{\Omega}{\dot{\epsilon}} \quad (6.4)$$

où b est le module du vecteur de Burgers des dislocations.

Ce modèle a été étendu par Van den Beukel (1975) qui a adopté le même type d'interaction soluté-dislocation mais où il prend comme critère pour le début de l'effet PLC l'instant où la sensibilité à la vitesse de déformation devient négative, en accord là aussi avec les idées avancées par Sleeswyk (1958) et utilisées par Penning (1972) dans sa description phénoménologique du PLC. Le mécanisme de base envisagé est encore le groupement de solutés autour des dislocations mobiles arrêtées conduisant à une augmentation apparente de la force d'arrêt. Le processus se produit par diffusion dans la région tout près du défaut. L'augmentation des solutés dépend du temps d'attente, t_w , qui, est lui-même une fonction de la vitesse de déformation et de la densité de dislocation moyenne.

Plutôt que de mettre les effets de vieillissement sur la contrainte de frottement comme dans le modèle de McCormick ou celui de van den Beukel mentionnés précédemment,

Mulford et Kocks (1979) ont développé un modèle de vieillissement dynamique basé sur le fait que les agrégats de solutés affectent plutôt la composante liée à l'écrouissage dans la contrainte d'écoulement. Ceci est conforme à certaines observations expérimentales qui montrent que l'écrouissage et la contrainte ultime en traction sont considérablement plus sensibles au vieillissement dynamique que la limite d'élasticité comme on l'a déjà signalé au chapitre 2. Le mécanisme à la base de ce modèle est également inspiré par les suggestions de Sleswyk (1958) et suggère qu'à une jonction d'une dislocation mobile libre de solutés avec une dislocation de la forêt déjà saturée par ces solutés, les solutés diffusent plutôt de la dislocation de forêt vers la dislocation mobile, le long de son cœur (« *pipe diffusion* »). La force d'ancrage augmente avec le temps d'attente pendant lequel les solutés accrochent un plus long segment de la dislocation mobile. Ce mécanisme de diffusion, également proposé par Nakada et Keh (1970) et Cuddy et Leslie (1972) permet d'éviter aussi le débat autour de la nécessité des lacunes pour accélérer la diffusion des atomes en solution vers les dislocations arrêtées. Surtout que les expériences réalisées par Cuddy et Leslie (1972) indiquent clairement que les lacunes ne sont pas l'ingrédient décisif dans le processus de vieillissement dynamique. Il fut donc accepté pendant un temps que ce mécanisme qui ne nécessite pas ces lacunes, soit le mécanisme responsable du vieillissement dynamique. Van den Beukel et Kocks (1982) ont combiné par la suite les deux modèles précédents pour mettre les effets du vieillissement dynamique aussi bien sur la contrainte de frottement que sur la composante d'écrouissage et appliqué aussi bien au vieillissement statique que dynamique et ont été comparés à l'information expérimentale existante. Ils ont conclu que lorsque l'interaction entre solutés et dislocations est grande, comme dans les solutions solides interstitielles (c.c.), la composante de frottement domine dans le processus de vieillissement. Lorsque cette interaction est faible, comme dans tous les alliages de substitution et dans les interstitiels c.f.c., les expériences de vieillissement statique peuvent distinguer entre les deux mécanismes.

Les théories précédentes n'expliquent pas un autre aspect important du vieillissement dynamique, à savoir les effets transitoires observés pendant les changements des conditions de déformation. Selon ces théories, la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ dépend seulement de la valeur actuelle de la contrainte effective, ce qui signifie que le vieillissement s'opère instantanément au changement de la sollicitation.

Récemment, le mécanisme de « *pipe diffusion* » a aussi été remis en cause par Picu et Zhang (2003) sur la base d'une analyse atomistique de la diffusion du magnésium le long du cœur des dislocations dans l'aluminium. Ces auteurs ont montré que la diffusion des solutés en l'absence de lacunes est tout aussi difficile le long du cœur que dans le volume (dans la gamme de températures dans laquelle le vieillissement dynamique est observé pour l'aluminium) et que le mécanisme de « *pipe diffusion* » ne peut expliquer le vieillissement dynamique observé dans ces conditions. Ceci a mené Picu à suggérer que les atomes de solutés s'agrègent plutôt aux dislocations de la forêt, le processus étant possible puisque les forêts sont immobiles pour des temps nettement plus longs que les temps d'attente des dislocations mobiles t_w . La présence de tels agrégats affecte les forces des jonctions des dislocations qui dépendent alors de la taille de l'agrégat. La taille de l'agrégat de solutés

autour des dislocations de la forêt est variable avec le temps de vieillissement, t_a , c.-à-d., le temps passé depuis leur formation (temps pendant lequel elles ont été immobiles). Le temps de vieillissement des dislocations de la forêt dépend du taux de production de celles-ci et de la vitesse de déformation imposée. L'augmentation du taux de déformation réduit le temps de vieillissement des dislocations de la forêt, ce qui mène à des agrégats de solutés plus petits et par conséquent à une force de jonction de dislocation moindre, conduisant ainsi à une sensibilité négative à la vitesse de déformation.

Il a été également remarqué dans plusieurs études (Korbel et al., 1976; Schoeck, 1956; Schlipf, 1994 ; Hähner, 1996) que le vieillissement dynamique est une condition nécessaire mais pas suffisante pour observer l'effet PLC dans le comportement macroscopique. En effet, la plupart des traitements, esquissés ci-dessus, sont basés sur les interactions de dislocations individuelles avec les solutés en diffusion. L'occurrence de l'effet de PLC doit, cependant, impliquer beaucoup de dislocations simultanément et par conséquent leur synchronisation. Ceci peut se produire par les interactions entre leurs champs de contrainte à longue distance conduisant à une génération et un mouvement corrélés d'avalanches de dislocations. Hähner (1996) a proposé alors de considérer des statistiques plus générales du vieillissement dynamique pour surmonter ces difficultés. Son approche permet d'obtenir des distributions de temps caractéristique t_a pour le processus de relaxation dû au vieillissement et définir l'apparition des instabilités plastiques macroscopiques à la suite de l'action combinée d'un mécanisme de vieillissement dynamique et du mouvement collectif des dislocations. Dans son modèle, l'évolution temporelle de la vitesse de déformation est exprimée comme une moyenne d'ensemble de dislocations caractérisées par leurs temps de vieillissement t_a et par des probabilités d'activation données par une loi de type Arrhenius.

$$\dot{\epsilon} = \nu_0 \Omega \exp \left[-\frac{G(t_a) - V_a \sigma}{kT} \right] \quad (6.5)$$

qu'il généralisa sous la forme

$$\dot{\epsilon} = \nu_0 \Omega \int_0^\infty f(t_w, t) \exp \left[-\frac{G(t_a) - V_a \sigma(t)}{kT} \right] dt_w \quad (6.6)$$

avec

$$G(t_w) = \frac{G_\infty - \Delta G \exp \left[-\left(\frac{\eta \Omega}{\dot{\epsilon}(t)} \right)^n - V_a \sigma(t) \right]}{kT} \quad (6.7)$$

où $f(t_a, t)$ désigne une fonction de distribution normalisée de temps d'attente qui dépend explicitement du temps. G est l'enthalpie libre d'activation dépendant du temps d'attente (mesurant la force d'ancrage), V_a le volume d'activation, σ la contrainte effective résolue. ν_0 est la fréquence d'oscillation et Ω la déformation élémentaire.

La fonction de distribution f est obtenue en écrivant que la probabilité $f dt_w$ de trouver une dislocation avec un temps d'attente compris entre t_w et $t_w + dt_w$ peut être écrite comme le produit de deux probabilités : la première est la probabilité pour qu'une dislocation ait été activée à l'instant $t - t_w$ et la seconde est la probabilité de non-activation dans l'intervalle $[t - t_w, t]$ ce qui donne

$$f(t_w, t) = \frac{1}{\Omega} \dot{\epsilon}(t - t_w) \exp \left[-\nu_0 \int_0^{t_w} \exp \left\{ -\frac{G(t') - V_a \sigma(t' + t - t_w)}{kT} \right\} dt' \right] \quad (6.8)$$

et conduit à l'expression de la vitesse de déformation

$$\dot{\epsilon} = \nu_0 \int_0^\infty \dot{\epsilon}(t - t_a) \exp \left[-\nu_0 \int_0^{t_a} \exp \left(-\left\{ \frac{G(t') - V_a \sigma(t' + t - t_a)}{kT} \right\} \right) dt' \right] \exp \left\{ -\frac{G(t_a) - V_a \sigma(t)}{kT} \right\} dt_a \quad (6.9)$$

Le caractère normalisé de la distribution s'exprime alors par

$$\int_0^\infty \dot{\epsilon}(t - t_a) \exp \left[-\nu_0 \int_0^{t_a} \exp \left(-\left\{ \frac{G(t') - V_a \sigma(t' + t - t_a)}{kT} \right\} \right) dt' \right] dt_a = 1 \quad (6.10)$$

et permet de calculer la vitesse de déformation en conditions stationnaires

$$\dot{\epsilon}_s = \frac{1}{\int_0^\infty \exp \left[-\nu_0 \int_0^{t_a} \exp \left(-\left\{ \frac{G(t') - V_a \sigma(t' + t - t_a)}{kT} \right\} \right) dt' \right] dt_a} \quad (6.11)$$

et la sensibilité à la vitesse stationnaire (asymptotique)

$$S_\infty = \frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}_s} \quad (6.12)$$

Le résultat fondamental qu'il obtient alors est le fait que la sensibilité à la vitesse de déformation, bien que réduite par le vieillissement, demeure positive quelque soit le détail de la cinétique de vieillissement adoptée. Récemment, Soare et Curtin (2008), en utilisant aussi une théorie statistique pour le mouvement thermiquement activé de dislocations arrivent à la même conclusion lorsqu'ils ne considèrent qu'un seul mécanisme de renforcement des dislocations. La relation de comportement obtenue par Soare et Curtin est similaire à (6.9) et s'écrit

$$\dot{\epsilon}(t) = \int_0^t \dot{\epsilon}(t_p) \nu(\tau(t), t, t_p) \exp \left(-\int_{t_p}^t \nu(\tau(t'), t', t_p) dt' \right) dt_p \quad (6.13)$$

Ils proposent alors d'incorporer dans toute théorie de vieillissement dynamique deux mécanismes concourants de renforcement. Pour les alliages d'aluminium considérés dans ce travail, ils utilisent le renforcement des dislocations mobiles par les solutés d'une part et par

les dislocations de la forêt d'autre part. De plus, ces deux mécanismes sont influencés par le même mécanisme de vieillissement dépendant du temps. Ces solutés agissent donc aussi bien sur les dislocations arrêtées aux obstacles mais néanmoins mobiles et sur les dislocations de la forêt formées pendant le processus de déformation plastique. Le renforcement des dislocations mobiles par les solutés permet de réduire considérablement la sensibilité globale à la vitesse de déformation et permet de prendre en compte les effets de relaxation dûs au changement de sollicitation. Le mécanisme de renforcement des dislocations de la forêt, proposé par Picu (2004) et décrit plus haut, conduit à une sensibilité négative à la vitesse de déformation de sorte que la sensibilité globale à la vitesse de déformation peut devenir négative dans une gamme de vitesses de déformation et de températures. Notons que dans leur modèle, Soare et Curtin (2008) utilisent un mécanisme de vieillissement par diffusion à travers le cœur de la dislocation dénommé « *cross-core diffusion* » (Curtin et al, 2006).

Notons pour terminer que d'autres itinéraires pour l'interprétation du PLC sont proposés dans la littérature. Schoeck (1956) et Schoeck et Seeger (1959) ont proposé le mécanisme de Snoek (« *Snoek ordering* ») (Snoek, 1941) des paires d'atomes interstitiels de soluté dans le champ de contraintes de dislocations. Le mécanisme de Snoek (Snoek, 1941) peut expliquer les phénomènes anélastiques observés dans la solution solide de fer-carbone α . Par exemple, un pic de frottement interne, appelé le « pic de Snoek », est observé dans ce matériau dû à l'arrangement sous l'effet d'une contrainte, des atomes interstitiels d'azote et de carbone occupant les interstices octaédriques c.c dans le réseau de fer α . Snoek a considéré que sans force appliquée, les atomes d'interstitiels remplissent les emplacements octaédriques du réseau de fer au hasard (c'est à dire les centres des cotés et les bords du réseau c.c). Comme ces emplacements sont asymétriques, les atomes interstitiels distordent le réseau d'une façon asymétrique. L'application d'une contrainte, parallèle à un axe cristallin, diminue la distorsion dans cette direction et favorise les sauts dans les emplacements interstitiels à d'autres emplacements. Schoeck et Seeger (1959) ont développé l'idée qu'un champ de contrainte interne associé aux dislocations peut également conduire à un arrangement des atomes interstitiels. Ce nouvel arrangement, diminuant l'enthalpie libre du cristal mène à des dislocations plus stables. Par conséquent, l'organisation est locale et la concentration des atomes de soluté autour des dislocations n'a pas à augmenter comme dans le mécanisme de Cottrell (1953).

6.3 Cadre thermodynamique général de l'élasto-viscoplasticité

Dans cette section, on décrit très brièvement le cadre maintenant classique de l'élasto-viscoplasticité en petites déformations qui sera utilisé ici pour modéliser le comportement des alliages d'aluminium avec prise en compte des phénomènes de vieillissement.

6.3.1 Partition des déformations

On se place dans le cadre de l'hypothèse de partition de la déformation totale $\boldsymbol{\varepsilon}$ en une déformation élastique $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ (réversible) et une déformation inélastique $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ (permanente),

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (6.14)$$

6.3.2 Choix des variables thermodynamiques

Les variables thermodynamiques ou variables indépendantes sont les variables observables, la déformation totale $\boldsymbol{\varepsilon}$ et la température T , et les variables internes décrivant l'état actuel du matériau : $\boldsymbol{\varepsilon}^p$, \mathbf{V}_K . En faisant un découplage entre l'élasticité et la viscoplasticité, l'énergie libre dépend de la déformation élastique, de la température et des variables internes \mathbf{V}_K (Lemaitre et al., 2009) :

$$\psi = \psi(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p, T, \mathbf{V}_K) \quad (6.15)$$

La contrainte, l'entropie et les forces thermodynamiques associées aux variables internes \mathbf{V}_K sont obtenues par les lois d'état $\boldsymbol{\varepsilon}$ et T (ρ est la masse volumique) :

$$\boldsymbol{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} \quad s = -\frac{\partial \psi}{\partial T} \quad \mathbf{A}_K = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \mathbf{V}_K} \quad (6.16)$$

6.3.3 Domaine d'élasticité. Lois d'évolution des variables internes. Ecoulement et écrouissage

Pour décrire le comportement dans le domaine de la viscoplasticité, on définit d'abord un domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes, domaine à l'intérieur duquel aucune déformation viscoplastique n'est possible. Celui-ci est défini par une fonction de charge $f(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{A}_K; \mathbf{V}_K)$ telle que

$$f < 0 \rightarrow \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = 0 \quad (6.17)$$

Lorsque $f \geq 0$, il y a déformation viscoplastique et on a la loi d'écoulement

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda} \mathbf{P} \quad (6.18)$$

où \mathbf{P} désigne la direction de l'écoulement viscoplastique et $\dot{\lambda}$ son amplitude. En l'absence de relation de cohérence comme en plasticité indépendante du temps, $\dot{\lambda}$ doit être définie. Les résultats expérimentaux montrent que cette amplitude dépend de la distance du point de chargement au domaine d'élasticité et on prend généralement

$$\dot{\lambda} = \Phi(f) \quad (6.19)$$

où Φ est une fonction positive à dérivée positive pour obtenir une sensibilité positive à la vitesse de déformation. Au cours de la déformation viscoplastique, le domaine d'élasticité peut se déplacer, changer de taille, tourner ou même se déformer, permettant ainsi la description des phénomènes d'écrouissage. Les lois d'évolution des variables internes sont aussi de la forme $\dot{\mathbf{V}}_K = \dot{\lambda} \mathbf{P}_K$ s'il ne s'agissait que d'évolution avec la déformation plastique. Mais pour prendre en compte les éventuels effets du temps, tels que par exemple la restauration ou le vieillissement faisant l'objet de ce travail, les lois d'évolution des variables internes ont la forme assez générale

$$\dot{\mathbf{V}}_K = \dot{\lambda} \mathbf{P}_K + \mathbf{Q}_K \quad (6.20)$$

Le deuxième terme décrivant les phénomènes régis par le temps.

6.4 Particularisation. Loi de viscoplasticité classique pour les métaux

Dans le cas des matériaux métalliques comme l'aluminium considéré dans ce travail, et dans le cas où l'on néglige la distorsion du domaine d'élasticité, il est coutume d'utiliser, en plus de la déformation plastique $\boldsymbol{\varepsilon}^p$, deux variables internes pour d'écrire l'écrouissage de ces matériaux. La première, r , de nature scalaire représente l'écrouissage isotrope (changement de taille du domaine d'élasticité) alors que la seconde, $\boldsymbol{\alpha}$, de nature tensorielle décrit l'écrouissage cinématique (déplacement du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes). Du point de vue physique, ces variables d'écrouissage sont associées, d'une part, à la densité de dislocation et, d'autre part, aux incompatibilités des déformations visco-plastiques au sein du polycristal. La variable d'écrouissage isotrope r sera généralement croissante, sauf intervention éventuelle du processus de restauration. En cas de chargement cyclique la variable cinématique $\boldsymbol{\alpha}$, au contraire, n'évoluera pas de façon monotone. Une variable courante pour décrire l'écrouissage isotrope est la déformation plastique cumulée p définie par

$$p = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p(\tau) : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p(\tau)} d\tau \quad (6.21)$$

et représente en quelque sorte la longueur du trajet plastique subi par le matériau.

A ces variables d'écrouissage pourront s'ajouter d'autres variables internes a_k , permettant de décrire l'état actuel de la microstructure. Ces variables interviennent de façon macroscopique, introduisant la différence entre l'état normal, métastable, du matériau et l'état actuel en cours d'instabilité microstructurale. Dans le cas des matériaux physico-chimiquement stables, de telles variables n'interviennent évidemment pas. En l'absence des phénomènes de restauration et de vieillissement (ces derniers sont pris en compte dans le paragraphe 6.5) et en supposant le découplage entre le comportement élastique et l'écrouissage, l'énergie libre spécifique s'écrit :

$$\psi = \psi_e(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p, T) + \frac{1}{3} C \boldsymbol{\alpha} : \boldsymbol{\alpha} + G(r) \quad (6.22)$$

et les variables thermodynamiques associées aux variables d'écrouissage sont données par

$$R = \rho \frac{\partial \psi}{\partial r} = \frac{\partial G}{\partial r}, \quad X = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\alpha}} = \frac{2}{3} C \boldsymbol{\alpha} \quad (6.23)$$

6.4.1 Domaine d'élasticité

Les variables R et X sont utilisées pour représenter la taille et le centre du domaine d'élasticité. Pour les métaux et aux températures où la déformation viscoplastique est due au glissement des dislocations, la déformation viscoplastique se fait à volume constant et ne

dépend pas de la contrainte hydrostatique. Dans la pratique on néglige souvent l'influence du troisième invariant et le domaine d'élasticité est bien représenté par le critère de von Mises qui s'écrit

$$f = J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - R - \sigma_y \quad (6.24)$$

avec

$$J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) = \left[\frac{3}{2} (\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}') : (\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}') \right]^{\frac{1}{2}} \quad (6.25)$$

6.4.2 Loi d'écoulement plastique

Pour les métaux comme l'aluminium étudié ici, où la déformation plastique est le résultat du mouvement des dislocations, il y a normalité de la vitesse de déformation viscoplastique au domaine d'élasticité et la loi d'écoulement est donnée par la règle de normalité

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p = \dot{\lambda} \mathbf{P} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \phi(f) \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad (6.26)$$

6.4.3 Lois d'écrouissage

Les lois d'écrouissage décrivent les évolutions, au cours de la déformation viscoplastique, des variables R et \mathbf{X} représentant la taille et le centre du domaine d'élasticité.

L'écrouissage cinématique, représentant la translation de ce domaine est décrit par une loi non linéaire. L'écrouissage cinématique non linéaire, initialement introduit par Armstrong et Frederick (1966) pour la plasticité indépendante du temps, et repris par Malinin et Khadjinsky (1972) pour la visco-plasticité utilise une équation d'évolution de la variable \mathbf{X} comprenant deux termes : le terme d'écrouissage cinématique (linéaire) et un terme de rappel fournissant un effet de mémoire évanescence du trajet de déformation :

$$\dot{\mathbf{X}} = \frac{2}{3} C \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p - \gamma(q) \mathbf{X} \dot{p} \quad (6.27)$$

Notons que ce terme de rappel fait intervenir la norme \dot{p} de la vitesse de déformation plastique. Il est homogène au premier terme et l'effet de rappel est donc instantané, indépendant du temps ou de la vitesse. Ce terme est souvent qualifié de restauration dynamique. Le modèle traduit ainsi un écrouissage non linéaire par la déformation, sans effet de restauration par le temps.

A l'écrouissage cinématique non linéaire il est possible de superposer un écrouissage isotrope, soit pour améliorer la modélisation (en traction par exemple), soit parce que l'on observe effectivement une expansion du domaine d'élasticité autour de leur centre, soit enfin pour décrire les effets de durcissement ou d'adoucissement cycliques. La loi d'écrouissage isotrope, couramment utilisée pour les métaux, s'écrit

$$\dot{R} = b(R_\infty - R) \dot{p} = bR_\infty \dot{r} \quad (6.28)$$

où R_∞ et b désignent deux constantes : R_∞ donne la valeur asymptotique correspondant au régime cyclique stabilisé, b décrivant la vitesse de stabilisation.

Le modèle d'écrouissage cinématique non linéaire décrit un écrouissage à mémoire évanescence (en fonction de la déformation cumulée) : quelle que soit l'histoire préalable, le cycle stabilisé est unique pour un chargement cyclique donné. Cette propriété est quelquefois mise en défaut, en particulier sur le cuivre ou sur des certains aciers inoxydables. Sa prise en compte nécessite l'introduction d'une variable d'état supplémentaire (ce ne peut être la déformation plastique cumulée dont l'influence se sature au cycle stabilisé).

L'observation de cycles sous chargements séquentiels pour les alliages d'aluminium étudiés ici montre que cet effet de mémoire peut se traduire en traction-compression par l'amplitude maximale de déformation plastique. La comparaison de la courbe monotone et de la courbe cyclique montre que le durcissement cyclique est d'autant plus important que l'amplitude de déformation imposée soit grande. Autrement dit, la valeur asymptotique de la variable isotrope R traduisant le durcissement cyclique, initialement R_∞ , n'est plus une constante mais dépend de l'amplitude de déformation: elle sera notée Q , la loi d'écrouissage isotrope devenant

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{p} \quad (6.29)$$

Chaboche, Dang Van et Cordier (1979) ont introduit une variable interne supplémentaire q gardant mémoire des déformations plastiques maximales. Celle-ci est introduite à l'aide d'une surface index de l'espace des déformations plastiques:

$$\mathbb{F} = \frac{2}{3} J_2(\boldsymbol{\varepsilon}^p - \boldsymbol{\xi}) - q = 0 \quad (6.30)$$

Le mouvement de cette surface enveloppe des déformations préalables n'a lieu que lorsque l'état de déformation actuel se trouve sur la surface ($\mathbb{F} = 0$) et que l'écoulement a lieu dans la direction extérieure à la surface. On utilise le même type de critère de charge-décharge que pour la plasticité classique et les équations d'évolution sont (H désignant la fonction d'Heaviside) :

$$\dot{\boldsymbol{\xi}} = \frac{1}{2} H(F)(\mathbf{n} : \boldsymbol{\varepsilon}^p) \mathbf{n}^* \quad (6.31)$$

$$\dot{q} = \eta H(F) \dot{p} \quad (6.32)$$

où η est déterminée par la condition de cohérence $\dot{F} = 0$, \mathbf{n} et \mathbf{n}^* étant les normales unitaires respectivement en $\boldsymbol{\sigma}$ et $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ à la surface de charge $f = 0$ et à la surface index $F = 0$. La taille q de cette surface enveloppe donne la mémoire de la déformation : en traction-compression par exemple, on vérifie facilement que $q = 1/2(\Delta \varepsilon_{\max}^p)$. Le choix de la dépendance entre la valeur asymptotique Q de l'écrouissage isotrope et la variable q permet de compléter la modélisation. On peut prendre par exemple :

$$Q = Q_\infty - (Q_\infty - Q_0) \exp(-2\kappa q) \quad (6.33)$$

où Q_0 , Q_∞ et κ sont trois constantes.

La superposition de cet effet de mémoire permet d'élargir considérablement les possibilités de la modélisation. L'effet de mémoire ainsi introduit est parfait, c'est-à-dire permanent ! Une certaine évanescence progressive peut cependant être observée. On peut ainsi considérer que la réalité se situe entre deux cas extrêmes : mémoire permanente et mémoire complètement évanescence. Une description plus précise n'est possible qu'au prix d'une plus grande complexité et n'offre d'intérêt pratique que pour un suivi détaillé des effets cycliques transitoires.

L'effet mémoire peut aussi être introduit dans la loi d'érouissage cinématique (les résultats expérimentaux le montrent). Dans ce cas, la loi d'évolution (6.27) est remplacée par

$$\dot{X} = \frac{2}{3} C \dot{\epsilon}^p - \gamma(q) X \dot{p} \quad (6.34)$$

avec

$$\gamma(q) = \gamma_0 + (\gamma_\infty - \gamma_0) \exp(-\omega q) \text{ et } \gamma_\infty < \gamma_0 \quad (6.35)$$

Pour améliorer la description des énergies stockées au cours de la plastification dans le matériau et sans changer le modèle mécanique décrit plus haut, Chaboche (1991) a proposé l'expression suivante de la fonction de $G(r)$ dans l'énergie libre

$$G(r) = \frac{1}{2} b R_\infty r^2 \quad (6.36)$$

On en déduit la loi d'état

$$R = b R_\infty r \quad (6.37)$$

Et par comparaison avec l'expression (6.28), on en déduit que

$$\dot{r} = \frac{R_\infty - R}{R_\infty} \dot{p} = (1 - br) \dot{p} \quad (6.38)$$

L'érouissage isotrope sera donc décrit par cette variable r . Dans ce cadre, le modèle mécanique développé plus haut peut être dérivé du potentiel d'écoulement F donné par

$$F = f + \frac{3\gamma(q)}{4C} X : X + \frac{R(R_\infty - Q(q))}{R_\infty} + \frac{1}{2} \frac{R^2}{R_\infty} \quad (6.39)$$

conduisant aux lois d'évolution des variables internes

$$\dot{\epsilon}^p = \Phi(f) \frac{\partial F}{\partial \sigma} = \Phi(f) \frac{\partial f}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\sigma' - X'}{J_2(\sigma' - X')} \quad (6.40)$$

$$\dot{p} = \Phi(f) \quad (6.41)$$

$$\dot{\alpha} = -\Phi(f) \frac{\partial F}{\partial X} = \dot{\epsilon}^p - \frac{3\gamma(p)}{2C} \Phi(f) = \dot{\epsilon}^p - \gamma(q) \alpha \dot{p} \quad (6.42)$$

$$\dot{r} = -\Phi(f) \frac{\partial F}{\partial R} = -\Phi(f) \frac{R^2}{R_\infty} = (1-br) \dot{p} \quad (6.43)$$

Dans les expressions ci-dessus les coefficients 3/2 interviennent afin que les relations correspondantes en traction-compression s'écrivent de façon simple. La dissipation intrinsèque s'écrit :

$$\phi = \boldsymbol{\sigma} : \dot{\epsilon}^p - X : \dot{\alpha} - R\dot{r} = \Phi(f) \left[\boldsymbol{\sigma} : \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}} + X : \frac{\partial F}{\partial X} + R \frac{\partial F}{\partial R} \right] \quad (6.44)$$

et est toujours positive en vertu de la convexité de F (à q constant) et de son annulation en 0. Le second principe est donc toujours vérifié. Ceci reste vrai même à q variable. La dissipation est par ailleurs plus grande que dans le modèle classique, rendant ainsi l'énergie stockée plus faible et plus conforme aux observations expérimentales (Chaboche, 1992).

6.4.4 Sensibilité à la vitesse. Evolution de la vitesse de déformation plastique cumulée

Diverses expressions existent dans la littérature pour la fonction Φ . Deux formes classiques correspondent à

$$\Phi(f) = \dot{p}_0 \left[\exp \frac{f}{S} - 1 \right] \text{ ou } \Phi(f) = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n \quad (6.45)$$

alors que les théories du mouvement thermo-activé des dislocations utilisent la relation

$$\dot{p} = \dot{p}_0 \exp \left[-\frac{\Delta G(\tau)}{kT} \right] \quad (6.46)$$

où ΔG est la barrière d'énergie que la dislocation doit surmonter lorsqu'elle est soumise à une contrainte résolue τ .

En l'absence d'écrouissage, les théories cinétiques de glissement classiques (Kocks, Ashby et Argon, 1975) donnent

$$\Delta G(\tau) = \Delta E_0 \left(1 - \frac{\tau}{\tau_0} \right)^\alpha \quad (6.47)$$

où ΔE_0 est la barrière d'énergie à contrainte nulle, τ_0 est la contrainte à laquelle la barrière d'énergie s'annule et α un paramètre prenant la valeur 3/2 (voir par exemple Soare et Curtin, 2008).

L'expression (6.44) n'est cependant valable que si $\frac{\dot{p}}{\dot{p}_0} \leq 1$ et $\frac{\dot{p}}{\dot{p}_c} \geq 1$ où l'on a

$$\dot{\rho}_c = \dot{\rho}_0 \exp\left(-\frac{\Delta E_0}{kT}\right) \quad (6.48)$$

Elle est de plus singulière pour $\dot{\rho} = 0$. Afin de lever les difficultés associées pour les très basses vitesses tout en la maintenant dans un certain domaine de vitesse de déformations, cette expression est remplacée ici par

$$\dot{\rho} = \dot{\rho}^* \left[\exp\left(-\frac{\Delta E_0}{kT} \left\{ \left(1 - \frac{\tau}{\tau_0}\right)^\alpha - 1 \right\}\right) - 1 \right] \quad (6.49)$$

avec

$$\dot{\rho}^* = \dot{\rho}_0 \frac{\exp\left(-\frac{\Delta E_0}{kT}\right)}{1 - \exp\left(-\frac{\Delta E_0}{kT}\right)} \quad (6.50)$$

Ce qui revient à avoir $\dot{\rho} = 0$ pour $\tau = 0$ and $\dot{\rho} = \dot{\rho}_0$ pour $\tau = \tau_0$. τ_0 garde sa signification physique. L'extension de cette expression en présence d'écoulement est obtenue par la relation suivante

$$\dot{\rho} = \Phi(f) = \dot{\rho}^* \left[\exp\left(-\frac{\Delta E_0}{kT} \left\{ \left(1 - \frac{f}{\sigma_0}\right)^\alpha - 1 \right\}\right) - 1 \right] \quad (6.51)$$

et dont l'inversion donne

$$f = \sigma_0 \left\{ 1 - \left[1 - \left(\frac{kT}{\Delta E_0} \right) \left[\ln \left(1 + \frac{\dot{\rho}}{\dot{\rho}^*} \right) \right] \right]^\alpha \right\} \quad (6.52)$$

6.5 Prise en compte des vieillissements statique et dynamique

Les vieillissements statique et dynamique peuvent être présents simultanément ou seuls selon le matériau et les gammes de températures et de vitesses de déformation. Nous avons vu au cours du chapitre 4 que seul le vieillissement dynamique est observé pour l'alliage d'aluminium AA5083-H116 à température ambiante. En revanche, pour l'alliage AA5182-O, les bandes de Lüders et les « oscillations » dus au PLC ont été observées. Un autre matériau tel que le fer ne montre que les bandes de Lüders à la température ambiante tandis que son comportement présente l'effet PLC aux températures élevées. Pour inclure toutes ces possibilités, les vieillissements statique et dynamique sont d'abord modélisés indépendamment.

6.5.1 Hypothèses de base

Le modèle développé par la suite est basé sur les résultats de Soare et al (2008) et signalés au paragraphe précédent. Il ressort de ces résultats qu'un seul mécanisme de renforcement des dislocations quel qu'il soit ne peut conduire à un régime de sensibilité négative à la vitesse de déformation et ne peut donc prévoir et conduire à un écoulement plastique instable, sauf s'il est fait de façon purement phénoménologique. D'où l'idée d'introduire deux mécanismes concurrents de renforcement.

6.5.1.1 Mécanismes de vieillissement

Les deux mécanismes de renforcement utilisés dans la théorie de Soare et Curtin sont le renforcement des dislocations mobiles par les solutés d'une part et par les dislocations de la forêt d'autres part. Chacun de ces mécanismes est en plus influencé par le même mécanisme de diffusion des solutés. La diffusion des solutés influence donc aussi bien les dislocations temporairement arrêtées aux obstacles et néanmoins mobiles que les dislocations de la forêt formées pendant la déformation plastique. Nous ne détaillons pas ici le mécanisme de diffusion retenu mais celui-ci pourra rentrer en jeu dans la phase d'identification comme on le verra plus loin si l'on souhaite relier certains paramètres du modèle mécanique aux paramètres physiques liés au comportement microscopique du matériau. Le vieillissement influence donc la limite d'élasticité mais aussi l'écroutissage. Ceci est d'ailleurs valable aussi pour le vieillissement statique qui augmente la limite d'élasticité (pic) et peut avoir un effet sur l'écroutissage (voir par exemple Wilson et Russel, 1960).

6.5.2 Variables internes supplémentaires

A côté des trois variables internes, $\boldsymbol{\varepsilon}^p$, r et $\boldsymbol{\alpha}$ décrites précédemment, représentant respectivement la déformation viscoplastique, l'écroutissage isotrope et l'écroutissage cinématique, nous introduisons deux variables internes supplémentaires a_m et a_f représentant une quantification de la résistance au mouvement des dislocations mobiles par la ségrégation des atomes de soluté au droit de ces dislocations mobiles mais aussi au droit des dislocations de la forêt comme le suggèrent les mécanismes décrits plus tôt dans la théorie de Soare et de Curtin (2008). Ces deux variables peuvent par exemple être des concentrations de soluté le long des lignes de dislocation. On suppose que les deux variables de vieillissement sont normalisées de telle manière qu'elles soient comprises dans l'intervalle $[0,1]$. Des valeurs particulières de ces variables internes sont trivialement obtenues: en l'absence de tout vieillissement a_m et a_f sont nulles alors qu'elles prennent la même valeur unitaire et maximale $a_m = a_f = 1$ lorsque le processus de vieillissement associé est complètement terminé.

6.5.3 Energie libre. Lois d'état

L'énergie libre totale est prise sous la forme classique pour les matériaux métalliques

$$\psi(\boldsymbol{\varepsilon}, \boldsymbol{\varepsilon}^p, \boldsymbol{\alpha}, r, a_m, a_f, T) = \psi_e(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p, T) + \psi_p(r, \boldsymbol{\alpha}, a_m, a_f, T) \quad (6.53)$$

Nous décomposons de même la partie plastique de façon à représenter l'écroutissage cinématique et l'écroutissage isotrope par

$$\psi_p = \psi_c(\alpha, a_m, a_f, T) + \psi_i(r, a_m, a_f, T) + \psi_o(a_m, a_f, T) \quad (6.54)$$

où l'on a admis implicitement, faute de données, que le vieillissement influence aussi bien l'écroutissage isotrope que l'écroutissage cinématique.

L'écroutissage est affecté, comme on l'a signalé précédemment à travers le vieillissement des dislocations de la forêt. L'expression (6.54) peut être alors réécrite sous la forme

$$\psi_p = \psi_c(\alpha, a_f, T) + \psi_i(r, a_f, T) + \psi_m(a_m) \quad (6.55)$$

La partie de l'énergie libre du matériau sans vieillissement associée à l'écroutissage, donnée en (6.22) peut être étendue de la manière simple suivante

$$\psi_c + \psi_i = \frac{1}{2} [C\alpha\alpha + bR_\infty r^2] (1 + \Gamma_f a_f) \quad (6.56)$$

où le vieillissement est supposé influencer les deux types d'écroutissages de la même manière. Cette hypothèse pourra facilement être amendée si des données supplémentaires et plus précises sont disponibles. Γ_f est un coefficient lié au mécanisme de vieillissement.

Pendant la phase de vieillissement (diffusion des atomes de solutés vers les dislocations) qu'il s'agisse de vieillissement statique (diffusion sans chargement mécanique) ou dynamique (diffusion pendant le temps d'attente des dislocations mobiles), le matériau a tendance à évoluer vers une plus grande stabilité et par conséquent son énergie libre doit diminuer. Le terme $\psi_m(a_m)$ de l'équation (6.55) représente les évolutions sans chargement mécaniques ou en l'absence d'écroutissage. Dans ces conditions, lorsque le vieillissement est terminé ($a_m = 1$), le matériau a alors atteint sa plus grande stabilité et sans perte de généralité on peut considérer que l'énergie libre associée est nulle. En adaptant les arguments de Marquis (1989) pour le vieillissement par précipitation, on peut adopter la forme simple suivante

$$\psi_m = \frac{1}{2} \Gamma_m (1 - a_m^2) \quad (6.57)$$

auquel cas le coefficient Γ_m représente la perte d'énergie libre due au vieillissement.

Ceci est aussi vrai pour les atomes en solution qui diffusent vers les dislocations de la forêt et en toute rigueur, on devrait aussi avoir une contribution si

$$\psi_f = \frac{1}{2} \Gamma_f^* (1 - a_f^2) \quad (6.58)$$

Les expressions (6.56) et (6.57) conduisent aux nouvelles lois d'état et définissent les forces thermodynamiques Z_m et Z_f associées respectivement aux variables a_m et a_f

$$X = (1 + \Gamma_f a_f) C\alpha \quad (6.59)$$

$$R = (1 + \Gamma_f a_f) bR_\infty r \quad (6.60)$$

$$Z_m = -\Gamma_m a_m \quad (6.61)$$

$$Z_f = \frac{\Gamma_f}{2} [C\alpha\alpha + bR_\infty r^2] - \Gamma_f^* a_f \quad (6.62)$$

Le dernier terme de la formule 6.62 correspond à la contribution de l'équation 6.58.

6.5.4 Domaine d'élasticité

D'après Mulford et Kocks (1979), l'expression de la contrainte d'écoulement dépend du nombre de mécanismes contribuant significativement au processus de déformation plastique. Pour les solutions solides, comme les alliages étudiés ici, deux mécanismes sont généralement considérés et contribuent d'une manière additive à la contrainte d'écoulement de sorte que

$$\sigma_{eq} = \sigma_f + \sigma_d \quad (6.63)$$

avec σ_f étant lié à la contrainte de frottement imposé par les solutés mais également le réseau sur les dislocations mobiles et σ_d à l'interaction dislocations mobiles-dislocations de la forêt causant l'écrouissage. Le vieillissement, on l'a vu, affecte ces deux composantes. D'une part par l'augmentation de la résistance exercée par les atomes en solution sur les dislocations mobiles mais aussi par la diffusion de ces atomes vers les dislocations de la forêt. Cette dernière résistance est contenue directement dans les lois d'état (6.59) et (6.60) ou les valeurs de X et R . L'expression de la fonction de charge f et le domaine d'élasticité en présence de vieillissement peuvent donc être écrits sous la forme

$$f = J_2(\sigma - X) - R - Z_m - \sigma_y = J_2(\sigma - X) - R - (\sigma_y + \Gamma_m a_m) \quad (6.64)$$

où le terme entre parenthèse dans le membre de gauche désigne la limite d'élasticité du matériau en cours de vieillissement. Rappelons que l'effet du vieillissement dynamique sur l'écrouissage est rendu directement sur X et R .

6.5.5 Lois d'évolution des variables internes de vieillissement. Potentiel d'écoulement. Potentiel de vieillissement

Il reste pour compléter le modèle élasto-viscoplastique avec vieillissement de formuler les lois des variables internes de vieillissement a_m et a_f .

6.5.5.1 Vieillessement statique

Comme on l'a souligné à diverses reprises, l'observation des bandes de Lüders est due à deux mécanismes : d'une part l'ancrage des dislocations par les solutés et d'autre part leur désancrage lorsque la contrainte appliquée est suffisante.

Le premier mécanisme est complètement gouverné par le temps et peut être décrit par une loi d'évolution simple de la forme

$$\dot{a}_m = \frac{1 - a_m}{\tau_m} \quad (6.65)$$

où τ_m est le temps caractéristique associé. Lorsqu'on cherche à représenter correctement la cinétique de diffusion et le processus d'ancrage on peut utiliser des lois d'évolution plus

sophistiquées. Par exemple, on peut adapter les résultats de Cottrell et Bilby (1949) ou leurs diverses extensions par Harper (1951) et Zhao et al. (2000). La cinétique de Cottrell et Bilby est donnée par la relation (6.1). La cinétique de Harper s'écrit

$$\frac{c(t)}{c_0} = 1 - \exp \left[-3\rho \left(\frac{\pi}{2} \right)^{\frac{1}{3}} \left(\frac{ADt}{kT} \right)^{\frac{2}{3}} \right] \quad (6.66)$$

où c_0 est la concentration initiale en solutés (nombre d'atomes par unités de volume), ρ est la densité de dislocations, A est l'énergie d'interaction entre un atome de soluté et la dislocation. D le coefficient de diffusion, k la constante de Boltzmann et T la température absolue. Si on définit a_m par $a_m = c(t)/c_0$, on a alors la loi d'évolution suivante

$$\dot{a}_m = (3\rho)^{\frac{3}{2}} \left(\frac{\pi}{2} \right)^{\frac{1}{2}} (1-a_m) \sqrt{\ln(1-a_m)} \quad (6.67)$$

Le deuxième mécanisme conduisant aux bandes de Lüders est lui gouverné par la déformation plastique lorsque la limite d'élasticité supérieure est atteinte. On peut le représenter par un terme de relaxation dynamique (comme celui utilisé pour l'écroutissage cinématique par exemple). La loi d'évolution de a_m s'écrit donc en combinant les deux mécanismes

$$\dot{a}_m = \frac{1-a_m}{\tau_m} - \frac{a_m}{\Lambda_m} \dot{p} \quad (6.68)$$

Le temps de relaxation du phénomène de désancrage est donc Λ_m / \dot{p} qui est en général beaucoup plus petit que τ_m . Une fois la relaxation terminée, les dislocations n'auront pas le temps d'être ancrées de nouveau si effectivement τ_m est très grand. Il faudrait pour cela faire vieillir (par le temps) le matériau assez longtemps.

Dans la phase de vieillissement (par le temps) et en l'absence de chargement mécanique, l'intégration de l'équation (6.68) donne pour un temps de vieillissement donné t_a

$$a_m(t_a) = 1 - \exp \left\{ -\frac{t_a}{\tau_m} \right\} \quad (6.69)$$

et la limite d'élasticité initiale du matériau vieilli devient $\sigma_y + \Gamma_m \left(1 - \exp \left\{ -\frac{t_a}{\tau_m} \right\} \right)$

et $\sigma_y + \Gamma_m$ lorsque le vieillissement est terminé. σ_y est la limite d'élasticité avant vieillissement. Ceci permet d'ailleurs l'identification du paramètre Γ_m si on connaît aussi bien le temps de vieillissement que la limite d'élasticité avant vieillissement. Très souvent, le pic observé lors d'un essai de traction correspond à un vieillissement total et la limite d'élasticité supérieure σ_s mesurée dans un tel essai permet d'obtenir le coefficient Γ_m directement par

$$\Gamma_m = \sigma_s - \sigma_y \quad (6.70)$$

Dans la situation où le vieillissement est total et que le mécanisme de désancrage a eu lieu, l'intégration de la relation (6.68) permet d'avoir accès à la valeur asymptotique de la variable a_m lorsque la vitesse de déformation plastique est supposée constante (en utilisant $\dot{a}_m = 0$), ce qui donne

$$a_m^\infty = \frac{1}{\frac{1}{\tau_m} + \frac{\dot{p}}{\Lambda_m}} \quad (6.71)$$

Une influence possible du vieillissement statique sur l'écroûissage peut être prise en compte grâce à la variable a_f . La même démarche que pour le vieillissement dynamique peut être adoptée. Elle est décrite dans la suite.

6.5.5.2 Vieillissement dynamique

Nous avons fait appel à deux mécanismes dans la représentation du vieillissement dynamique : la diffusion des atomes en solution vers les dislocations arrêtées mais mobiles et la diffusion des atomes vers les dislocations de la forêt. Il est d'abord important de voir comment les deux mécanismes opèrent et se combinent pour mener au phénomène Portevin-Le Châtelier.

Tout comme pour les bandes de Lüders, l'apparition du phénomène Portevin-Le Châtelier et les bandes de déformation associées fait intervenir deux mécanismes : le premier permettant d'ancrer les dislocations mobiles ou celles de la forêt et le deuxième consistant à libérer les dislocations mobiles. Le premier est encore une fois régi par le temps. Cependant pour les dislocations mobiles, celui-ci ne peut avoir lieu que lorsque ces dislocations sont arrêtées aux obstacles comme on l'a déjà expliqué auparavant. Le renforcement de ces dislocations par la diffusion des atomes en solution dépend nécessairement du temps d'attente des dislocations mobiles t_w donné par l'expression (6.4).

Comme l'ont remarqué Soare et Curtin (2008), le mécanisme de vieillissement des dislocations de la forêt peut mener à lui seul à une sensibilité négative à la vitesse de déformation mais dans des conditions qui ne sont pas du tout celles observées expérimentalement, à savoir à des très grandes déformations plastiques. Outre ce fait, le vieillissement des dislocations mobiles est nécessaire pour obtenir de manière correcte les phénomènes de relaxation observés lors de chargement complexes, tels que ceux où on opère des sauts de vitesses de déformation par exemple.

a) Vieillissement dynamique des dislocations de la forêt

Le mécanisme retenu est celui de Picu (2004) basé sur l'augmentation de la résistance des jonctions entre dislocations mobiles et celles de la forêt lorsque ces dernières sont entourées d'atomes en solutions. Picu a montré comment la présence d'un amas de solutés autour d'une dislocation de la forêt modifie la force de telles jonctions. L'observation que la force de la

jonction varie avec la taille de l'amas conduit à un mécanisme pour le vieillissement dynamique. Ce mécanisme est basé sur le fait que les amas de solutés se forment aux droits des dislocations de la forêt plutôt que sur les dislocations mobiles. Même si les deux types de dislocations sont générées en même temps, les temps de résidence des dislocations de la forêt sont considérablement plus grands que ceux des dislocations mobiles. Par conséquent, leur temps de vieillissement est assez long pour permettre la formation d'amas de solutés même à température basse. Ceci conduit à une sensibilité négative à la vitesse de déformation : les petites vitesses de déformation impliquent des temps de vieillissement plus longs pour les dislocations de la forêt et de plus fortes jonctions alors que le contraire se produit aux grandes vitesses de déformation. La taille de l'amas en question dépend du temps de résidence (temps écoulé depuis leur apparition) des dislocations de la forêt. Plus la vitesse de déformation est grande et plus petit est l'amas de solutés au droit de ces dislocations ce qui conduit à des jonctions plus faibles.

Etant donné le temps de vieillissement moyen des dislocations de la forêt t_f , on peut adopter comme loi de variation de la variable a_f sous la forme

$$a_f = \left[1 - \exp \left\{ -\frac{t_f}{t_d} \right\} \right] \quad (6.72)$$

où t_d désigne le temps caractéristique associé au vieillissement des dislocations de la forêt ou sous forme différentielle

$$\dot{a}_f = \frac{1-a_f}{\tau_f} \text{ avec } \tau_f = \frac{t_d}{\dot{\epsilon}_f} \quad (6.73)$$

Comme les temps de vieillissement des dislocations de la forêt ne sont pas directement reliés aux temps de vieillissement des dislocations mobiles qui forment des jonctions avec elles, la distribution détaillée des temps de vieillissement de dislocations de la forêt n'est pas particulièrement importante. Comme première approximation, on adopte la proposition de Picu et al. (2005) où le temps moyen de vieillissement des dislocations de la forêt est donné par l'expression

$$t_f = \frac{1}{\rho_f} \int_0^t (t-t') \frac{d\rho_f}{dt'} dt' \quad (6.74)$$

où ρ_f désigne la densité de ces dislocations.

Le renforcement par les dislocations de la forêt en l'absence de vieillissement est habituellement décrit par la relation de Taylor, $R \propto \sqrt{\rho_f}$, qui fournit alors une expression simple pour la densité de dislocations ρ_f .

Si on suppose que le temps de vol entre obstacles des dislocations est petit, comparé à leur temps d'attente t_w , la vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}^p$ peut alors s'exprimer à l'aide de l'équation d'Orowan,

$$\dot{\epsilon}^p = \rho_m b \frac{\bar{L}}{t_w} = \frac{\rho_m b \sqrt{\rho_f}}{t_w} = \frac{\Omega}{t_w} \quad (6.75)$$

où ρ_f est la densité des dislocations de la forêt et ρ_m celle des dislocations mobiles. L est le libre parcours moyen entre les obstacles (supposés limités ici aux dislocations de forêt) Ω la déformation élémentaire, c'est-à-dire la déformation produite par toutes les dislocations mobiles se déplaçant au prochain obstacle sur leur chemin.

b) Vieillissement dynamique des dislocations mobiles

Tout comme le vieillissement statique, là aussi il faut modéliser le processus d'ancrage des dislocations et celui de leur désancrage.

L'ancrage des dislocations est ici consécutif à la diffusion des atomes en solution qui s'opère comme on l'a déjà expliqué pendant que les dislocations sont arrêtées aux obstacles. Le temps d'attente des dislocations mobiles devant ces obstacles est donné par la relation 6.4 et dépend de la vitesse de déformation. Plus la vitesse est grande et moins de temps ont les atomes de solutés pour diffuser vers les dislocations. Le processus d'ancrage est donc dépendant de la vitesse de déformation plastique. De façon générale, on peut alors adopter une cinétique de renforcement de la forme

$$\dot{a}_m = \frac{a_m^\infty(\dot{p}) - a_m}{\tau_m(\dot{p})} \quad (6.76)$$

où $a_m^\infty(\dot{p})$ désigne la valeur asymptotique de a_m pour une vitesse de déformation plastique donnée et $\tau_m(\dot{p})$ le temps caractéristique associé au processus de renforcement et à priori lui aussi dépendant de la vitesse de déformation plastique.

Aux très basses vitesses, les dislocations sont totalement vieilles et la fonction $a_m^\infty(\dot{p})$ doit approcher la valeur unité, valeur maximale de a_m . Lorsque la vitesse est très grande, le temps d'attente est si petit que les dislocations ne peuvent être vieilles et la fonction $a_m^\infty(\dot{p})$ doit au contraire tendre vers 0. De nombreuses fonctions vérifient ces deux conditions et un choix simple consiste en la fonction

$$a_m^\infty(\dot{p}) = \exp\left\{-\frac{\dot{p}}{\Xi}\right\} \quad (6.77)$$

La modélisation du processus de désancrage peut s'effectuer là encore par un terme de rappel classique si bien que la loi d'évolution complète s'écrit

$$\dot{a}_m = \frac{a_m^\infty(\dot{p}) - a_m}{\tau_m(\dot{p})} - a_m \frac{\dot{p}}{\Lambda} \quad (6.78)$$

Le modèle de McCormick, décrit brièvement dans la section 5.2 correspond dans l'expression (6.78) à $a_m^\infty(\dot{\rho}) : t_w = \frac{\Omega}{\dot{\rho}}$ et $\tau_m(\dot{\rho}) = t_w = \frac{\Omega}{\dot{\rho}}$. Mais on peut faire les remarques suivantes :

- Le temps de relaxation choisi est égal au temps d'attente t_w et est de ce fait complètement déconnecté du mécanisme de vieillissement considéré ; de plus, les phénomènes de relaxation sont inexistantes en l'absence de vieillissement dynamique ;

- Le temps de relaxation $\tau_m \rightarrow \infty$ lorsque la vitesse de déformation tend vers 0 ce qui n'est pas physique si l'on pense que les dislocations suffisamment lentes sont complètement vieilles et les conditions du vieillissement statique doivent alors être retrouvées dans ce cas limite. Hähner et Zaiser (1999) suggèrent plutôt $\tau_m \rightarrow 0$. En fait, pour retrouver l'évolution du vieillissement statique, il faudrait en fait $\tau_m \rightarrow \tau_s$. Aussi bien Hähner et Zaiser (1999) que Soare et Curtin (2007) arrivent à la conclusion que l'évolution du temps de relaxation τ_m lors d'un essai de traction avec un saut de vitesses $\dot{\epsilon}_1 \rightarrow \dot{\epsilon}_2$ ($\dot{\epsilon}_1 < \dot{\epsilon}_2$ ou $\dot{\epsilon}_1 > \dot{\epsilon}_2$) a une variation non monotone avec la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_2$ contrairement au modèle de McCormick où ce temps de relaxation est inversement proportionnel à $\dot{\epsilon}_2$ (il est en fait égal au temps d'attente des dislocations t_w). Dans l'expression (6.79), le temps de relaxation τ est donné par l'expression

$$\frac{1}{\tau} = \frac{1}{\tau_m} + \frac{\dot{\rho}}{\Lambda} \quad (6.79)$$

Les conditions évoquées plus haut sont alors retrouvées si l'on adopte l'expression simple suivante pour τ_m ,

$$\tau_m = \tau_s + A\dot{\rho} \quad (6.80)$$

auquel cas le temps de relaxation devient

$$\tau = \frac{\Lambda(\tau_s + A\dot{\rho})}{\Lambda + \dot{\rho}(\tau_s + A\dot{\rho})} \quad (6.81)$$

avec $\lim_{\dot{\rho} \rightarrow 0} \tau = \tau_s$ et $\lim_{\dot{\rho} \rightarrow \infty} \tau = 0$. Le temps de relaxation passe par un maximum pour $\dot{\rho} = \sqrt{\frac{\Lambda}{A}}$.

Le second terme du membre de droite de l'équation (6.80) décrit l'effet de désancrage des dislocations des atomes de solutés. Plus la vitesse de déformation plastique est grande, plus la réduction de contrainte est grande. Le premier terme reflète l'effet d'ancrage, ou le développement de la résistance des solutés au mouvement des dislocations. La concentration en solutés autour d'une dislocation augmente avec le temps de diffusion disponible, pour tendre vers une valeur à saturation puisque la vitesse de migration de solutés diminuera lorsque la concentration croît. Le comportement final est déterminé par la combinaison des

effets relatifs d'ancrage et de désancrage. Quand la vitesse de déformation est maintenue constante, ces deux effets opposés se combinent pour mener progressivement à une valeur d'équilibre de a , donnée par

$$a^* = \frac{a_m^\infty(\dot{p})}{\frac{1}{\tau_m} + \frac{\dot{p}}{\Lambda}} \quad (6.82)$$

et dépendante de la vitesse de déformation. Plus la vitesse est grande et plus cette valeur d'équilibre diminue conduisant ainsi à une sensibilité négative à la vitesse de déformation.

6.5.6 Bilan du modèle viscoplastique avec vieillissement

L'ensemble des équations de la visco-plasticité cyclique avec écrouissage cinématique non linéaire, écrouissage isotrope et vieillissement se ramène ainsi à :

Partition de la déformation

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (6.83)$$

Lois d'état

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{E} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) \quad (6.84)$$

$$\mathbf{X} = (1 + \Gamma_f a_f) C \boldsymbol{\alpha} \quad (6.85)$$

$$R = (1 + \Gamma_f a_f) b R_\infty r \quad (6.86)$$

$$Z_m = -\Gamma_m a_m \quad (6.87)$$

$$Z_f = \frac{\Gamma_f}{2} [C \boldsymbol{\alpha} \boldsymbol{\alpha} + b R_\infty r^2] - \Gamma_f^* a_f \quad (6.88)$$

Domaine d'élasticité

$$f = J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - R + Z_m - \sigma_y = J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - R - (\sigma_y + \Gamma_m a_m) \quad (6.89)$$

Potentiel viscoplastique

Le potentiel inélastique est défini par $F = F_p + F_a$ où F_p est la partie viscoplastique classique et

F_a est la partie liée au vieillissement. Les deux parties sont définies par

$$F_p = f + \frac{3\gamma(q)}{4C} \mathbf{X} : \mathbf{X} + \frac{R(R_\infty - Q(q))}{R_\infty} + \frac{1}{2} \frac{R^2}{R_\infty} + \frac{\Lambda}{2\Gamma_m} Z_m^2 \quad (6.90)$$

$$F_a = \frac{1}{\tau_m} Z_m (a_m^\infty - a_m) + \frac{1}{\tau_f} Z_f (a_f^\infty - a_f) \quad (6.91)$$

Et les lois d'évolution pour les variables internes sont les suivantes :

- Loi d'écoulement

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \Phi(f) \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}'}{J_2(\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}')} \quad (6.92)$$

- Loi d'écrouissage cinématique

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}} = -\Phi(f) \frac{\partial F_p}{\partial \mathbf{X}} + \frac{\partial F_a}{\partial \mathbf{X}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \gamma(q) \boldsymbol{\alpha} \dot{p} \quad (6.93)$$

- Loi d'écrouissage isotrope

$$\dot{r} = -\Phi(f) \frac{\partial F_p}{\partial R} + \frac{\partial F_a}{\partial R} = \left(\frac{Q(q)}{R_\infty} - br \right) \dot{p} \quad (6.94)$$

- Lois de vieillissement

$$\dot{a}_m = -\Phi(f) \frac{\partial F_p}{\partial Z_m} + \frac{\partial F_a}{\partial Z_m} = \frac{1}{\tau_m} (a_m^\infty - a_m) - a_m \frac{\dot{p}}{\Lambda} \quad (6.95)$$

$$\dot{a}_f = -\Phi(f) \frac{\partial F_p}{\partial Z_f} + \frac{\partial F_a}{\partial Z_f} = \frac{1}{\tau_f} (a_f^\infty - a_f) \quad (6.96)$$

$$\tau_f = \frac{t_d}{\dot{t}_f}, \quad t_f = \frac{1}{\rho_f} \int_0^t (t-t') \frac{d\rho_f}{dt'} dt' \quad (6.97)$$

7 CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

7.1 Conclusions générales

La thèse a eu pour objectif d'analyser les effets des phénomènes de vieillissement statique et dynamique sur le comportement macroscopique des alliages d'aluminium AA5083-H116 et AA5182-O et d'étudier les instabilités associées. Bien que l'effet PLC soit prépondérant dans le comportement du premier, il n'a presque pas été étudié dans la littérature. Une étude détaillée a donc été entreprise pour ce matériau. Le deuxième matériau est par contre très étudié et quelques aspects spécifiques qui lui sont propres, en particulier l'observation simultanée de bandes de Lüders et l'effet Portevin-Le Châtelier non considérés dans la littérature, ont été décrits.

Une grande partie de la thèse a consisté en une étude expérimentale très vaste où des essais ont été réalisés sur l'alliage AA5083-H116 pour analyser le vieillissement dynamique et ses caractéristiques. Différentes géométries d'éprouvette ont été étudiées. Ces éprouvettes, dans la presque totalité ont été prélevées dans la direction de laminage (0°). Quelques autres éprouvettes ont été aussi prélevées dans la direction transverse (90°) et la direction à 45° pour voir les effets de l'anisotropie. Cependant, l'étude détaillée de cette anisotropie plastique était en dehors du cadre de ce travail.

La nature, amplitudes et fréquences des oscillations observées sur les courbes contraintes-déformation ont été analysées. En fait, ces réponses peuvent prendre des allures nombreuses en fonction du mode de chargement mais aussi de la géométrie de l'éprouvette. Les réponses diffèrent d'un mode à déplacement imposé à un mode à effort imposé. Dans le premier cas, on a effectivement des chutes répétées de l'effort alors que dans le second on observe des augmentations rapides de l'effort suivies de paliers où l'effort est relativement constant. Pour une même forme d'éprouvette mais de dimension différente, sous le même mode de contrôle en déplacement et aux mêmes vitesses de sollicitations, ces allures changent encore. Pour une même géométrie d'éprouvette (éprouvette plate lisse - EPL) et sous le même contrôle en déplacement, l'allure de la courbe effort-déplacement change lorsque la vitesse de la sollicitation est modifiée. On a observé que les amplitudes des oscillations augmentent avec la déformation et diminuent généralement quand la vitesse de déformation globale appliquée augmente. Pour les vitesses de déformation inférieures à $10^{-4} s^{-1}$, l'amplitude des oscillations semblent saturer. On peut associer ces amplitudes aux deux types de bandes de déformation. On a observé aussi que la sensibilité négative à la vitesse de déformation dans le domaine de l'occurrence de l'effet PLC ne dépend aussi que de la vitesse de déformation. Cette sensibilité redevient positive en dehors de ce domaine.

Par la suite, nous avons obtenu le domaine d'apparition de l'effet Portevin-Le Châtelier dans le diagramme ($1/T$, $\dot{\epsilon}$). On a observé que l'effet PLC a un domaine bien défini et qu'il disparaît complètement aux vitesses de déformation supérieures à $10^1 s^{-1}$, mais aussi aux

hautes températures (en dessus de 200°C) et aux basses températures selon leur vitesse de déformation.

Les effets du PLC sur la ductilité et modes de rupture ont été aussi observés sur l'alliage AA5083-H116. Malgré une légère striction observée pour quelques éprouvettes, on a observé que le mode de rupture final pour tous les essais (et toutes les géométries d'éprouvette) dans le domaine de PLC est en cisaillement à travers l'épaisseur de l'éprouvette. La surface de rupture est plane et généralement lisse. On a parfois observé une surface plus complexe de rupture (deux plans différemment orientés). Même sans observer l'effet PLC, dans les essais effectués tout près des limites du domaine d'existence de ce phénomène, les ruptures des éprouvettes sont toujours en cisaillement. Ceci laisse penser que le vieillissement dynamique est la raison première de ce mode de rupture. On observe une rupture ductile quand on s'éloigne de ce domaine.

L'observation et visualisation des bandes de déformation a été largement étudiée à travers les trois techniques de mesure au cours du travail. On les a comparés et elles donnent des résultats satisfaisants et équivalents dans tous les cas. La technique la plus utilisée était la thermographie infrarouge à cause de ces résultats plus nets après filtrage. Cette technique nous a permis une bonne visualisation de la morphologie des bandes et l'identification précise des trois types de bandes PLC en détails et en accord avec la contrainte et chacune de ces oscillations. La morphologie a été étudiée pour chaque géométrie d'éprouvette et même parfois dans des faces latérales différentes d'une même éprouvette à travers des miroirs infrarouge où on a bien suivi l'avancement de la bande et sa propagation.

Les caractéristiques des bandes PLC ont été bien étudiées et on a montré le type de bandes selon les différentes géométries d'éprouvettes et vitesses de déformation. On a montré dans tous les cas où la thermographie infrarouge a été entreprise la corrélation entre les traces des bandes et les contraintes correspondantes. Pour les éprouvettes lisses, le type de bande ne dépend que de la vitesse de déformation appliquée. Pour les éprouvettes entaillées ou fissurées, on observe que la bande peut se déplacer, selon la vitesse de déformation, mais n'arrive pas à s'échapper de l'entaille ou de la fissure. Une étude détaillée est montrée pour une éprouvette entaillée en U (R2), où on peut voir les détails de morphologie, déformation et température dans plusieurs points le long de l'entaille.

Parmi les caractéristiques des bandes PLC, la vitesse des bandes et la vitesse à l'intérieur des bandes ne dépendent pas de la géométrie, mais que de la vitesse de déformation appliquée à l'essai. De plus, ces deux caractéristiques sont corrélées. On observe que la vitesse de déformation à l'intérieur de la bande est en général approximativement 10 fois supérieure à la vitesse imposée dans un instant donné. L'orientation des bandes, l'épaisseur des bandes et l'élévation de température dans la bande mesurée à la surface de l'éprouvette dépendent de la géométrie de l'éprouvette, même si cette dernière caractéristique possède le même ordre de grandeur pour un type de chargement donné dans différents types d'éprouvette.

En analysant l'effet de l'épaisseur de l'éprouvette, pour une éprouvette EPL à des épaisseurs de 1, 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm, on s'est rendu compte que l'épaisseur de l'éprouvette n'a pas d'influence significative sur la vitesse de propagation des bandes, le taux de déformation intra-bande, le type de bande durant tout l'essai ou l'élévation de température. En revanche, il existe une influence sur leur inclinaison.

En effectuant des essais de traction à différentes vitesses de déformation et en les dépouillant à l'aide de la combinaison de la corrélation d'images numériques et de la thermographie infrarouge, les caractéristiques spatiales et temporelles des bandes de Lüders et de Portevin-Le Châtelier dans l'alliage d'aluminium-magnésium AA5182-0 ont été étudiées. Les essais ont été effectués à des vitesses de déformation entre 10^{-5}s^{-1} et 10^{-1}s^{-1} à température ambiante. Le matériau a exhibé une forte limite d'élasticité et la propagation de la bande de Lüders a été observée à toutes les vitesses de déformation. Le comportement saccadé en contrainte a eu lieu tout au long du plateau de Lüders et dans la région de durcissement de la courbe de traction. Il semble donc que le matériau présente une sensibilité négative à la vitesse de déformation à température ambiante et aucune déformation critique n'est nécessaire pour l'apparition du comportement saccadé. À la fin du plateau de Lüders, les bandes de Portevin-Le Châtelier ont commencé immédiatement à se propager à travers la longueur utile de référence de l'éprouvette. L'écrouissage du matériau semble diminuer régulièrement avec l'augmentation de la vitesse de déformation, tandis que la contrainte d'écoulement sur le plateau de Lüders a été moins affectée par la vitesse de déformation. Cela indique que le vieillissement dynamique affecte principalement la force de l'interaction entre dislocations mobiles et des forêts. La déformation à la striction diminue progressivement avec la vitesse de déformation, ce qui est cohérent avec la baisse du taux d'écrouissage aux vitesses de déformation élevées.

En ce qui concerne les simulations numériques en 3D des essais physiques à l'aide du code de calcul explicite d'éléments finis LS-DYNA, on a montré que les simulations sont en mesure de reproduire la plupart des phénomènes observés expérimentalement avec une relative bonne précision. En particulier, l'augmentation de la vitesse des bandes et la vitesse de déformation à l'intérieur des bandes avec la déformation globale sont capturées. L'évolution de la vitesse des bandes avec l'augmentation de la déformation est également décrite de façon réaliste. Les simulations effectuées ne reproduisent pas les déformations critiques observées expérimentalement mais ceci était prévisible car le modèle ne contenait pas cette caractéristique.

Une approche plus qualitative et surtout quantitative nécessite une modélisation plus fine et une prise en compte plus élaborée du vieillissement dynamique. Un modèle, basé sur les études physiques menées récemment par Soare et Curtin (2008) et sur des résultats antérieurs de Hähner (1996) a été proposé. Une perspective à court terme de ce travail consiste à identifier le modèle, d'une part sans effet de vieillissement grâce à des essais classiques, puis le modèle avec vieillissement à partir des résultats contenus dans Soare et al. (2008). Les prévisions de ce modèle pourront être confrontées aux très nombreux résultats décrits dans ce travail. Une confrontation thermodynamique basée sur les résultats expérimentaux disponibles pourrait aussi être envisagée.

De plus, pour que la démarche soit complète et que le modèle soit utilisable, il faudra envisager à moyen terme, d'implanter ce modèle dans un code de calcul utilisant une méthode de type éléments finis.

A plus long terme, l'analyse mathématique des instabilités observées lors des divers essais effectués pourra être conduite (par des méthodes de stabilité linéaire par exemple) pour décrire toutes les caractéristiques des bandes (orientation, épaisseur, etc).

Du côté expérimental, l'utilisation de la stéréocorrélation pour l'observation des bandes de déformation pourra aussi être envisagée.

Références Bibliographiques

- Abbadi M., Hähner P., Zegloul A., 2002. On the characteristics of Portevin_/Le Chatelier bands in aluminium alloy 5182 under stress-controlled and strain-controlled tensile testing. *Materials Science and Engineering A337*, 194_/201.
- Abduluyahed A.A., Kurzydłowski K.J., 1998. Tensile properties of a type 316 stainless steel strained in air and vacuum. *Materials Science and Engineering A256*, 34–38.
- Appel F., Oehring M., Wagner R., 2000. Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys. *Intermetallics* 8, 1283-1312.
- Armstrong P. J. and Frederick C. O., 1966. A Mathematical Representation of the Multiaxial Bauschinger Effect. CEGB Report, RD/B/N731, Berkeley Nuclear Laboratories.
- Avril S., Pierron F., Sutton M.A., Yan J., 2008. Identification of elasto-visco-plastic parameters and characterization of Lüders behavior using digital image correlation and the virtual fields method. *Mechanics of Materials* 40, 729–742.
- Baluffi, R.W., 1970. On the Measurements of Self-Diffusion Rates along Dislocations in F.C.C. Metals. *Phys. Stat. Sol.*, 42:11-34.
- Berger S.; Raslin O., 1998. Stresses in Al/TiW/Si(100) contacts during thermal cycling. *Thin Solid Films* 333, 264-271.
- Benallal A., Berstad T., Børvik T., Clausen A.H. and Hopperstad O.S., 2006. Dynamic strain aging and related instabilities: experimental, theoretical and numerical aspects. *European Journal of Mechanics – A/Solids* 25 397-424.
- Benallal, A., Berstad, T., Børvik, T., Hopperstad, O.S., Koutiri, I., Nogueira de Codes, R., 2008a. An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin–Le Chatelier effect. *International Journal of Plasticity*, Volume 24, Issue 10, Pages 1916-1945.
- Benallal, A., Berstad, T., Børvik, T., Hopperstad, O. S., NOGUEIRA DE CODES, R., 2008b. Effects of strain rate on the characteristics of PLC deformation bands for AA5083-H116 aluminium alloy. *Philosophical Magazine*, v. 88, p. 3311-3338.
- Besnard, G.; Hild, F.; Lagrange J.-M.; Roux, S.; Voltz, C., 2007. Contact-free characterization of materials used in detonics experiments. In: *Europyro 2007 – The 34th International Pyrotechnic Seminar in Beaune, France*, 8–11.
- Besnard, G., 2010. Caractérisation et quantification de surfaces par stéréocorrélation pour des essais mécaniques du quasi statique à la dynamique ultra-rapide. 24 mars 2010. Thèse de doctorat. LMT-Cachan.
- Børvik, T.; Clausen, A.H.; Hopperstad, O.S.; Langseth, M., 2004. Perforation of AA5083-H116 aluminium plates with conical-nose steel projectiles – experimental study. *International Journal of Impact Engineering* 30 (4), 367-384.

- Børvik, T., Forrestal, M.J., Hopperstad, O.S., Warren, T., Langseth, M., 2009. Perforation of AA5083-H116 aluminium plates with conical-nose steel projectiles – calculations. *International Journal of Impact Engineering*. Volume 36, Issue 3, Pages 426-437.
- BOUABDALLAH Khaïdre, 2006. Caractérisation de l'effet Portevin-Le Chatelier dans les alliages aluminium magnésium - Apport des techniques d'analyse d'images. Thèse de doctorat. UNIVERSITE FERHAT ABBAS – SETIF, UFAS (ALGERIE).
- Bréchet, Y. ; Estrin, Y., 1994. The effect of strain rate sensitivity on dynamic friction of metals. *Scripta Metallurgica et Materialia*; (United States); Journal Volume: 30:11.
- Chaboche J.L., Dang Van, Cordier G., 1979. Modelization of the strain memory effect on cyclic hardening of 316 stainless steel. Paper L 11/3; 5th SMIRT, Berlin.
- Chaboche J. L., 1991. On Some Modifications of Kinematic Hardening to Improve the Description of Ratchetting Effects. *International Journal of Plasticity*, 7, 661.
- Chihab, K., Estrin Y., Vergnol J. and Kubin, L.P., 1987. The kinetics of the Portevin-Le Chatelier bands in an Al-5at%Mg alloy. *Scripta Metallurgica*, Volume 21, Issue 2, Pages 203-208.
- Clausen A.H., Børvik T., Hopperstad O.S. and Benallal A, 2004. Flow and fracture characteristics of aluminium alloy AA5083-H116 as function of strain rate, temperature and triaxiality. *Mater. Sci. Eng. A364* 260-272.
- Cottrell A.H., 1948. Effect of Solute Atoms on the Behaviour of Dislocations. In H. H. Wills, editor, Report of a conference of strength of solids, pages 30-38. Physical Society, London.
- Cottrell, A. and Bilby, B., 1953. Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron. *Proc. Phys. Soc. Conf. A*, 62 :49-62.
- Cottrell A.H., 1953. A note on the Portevin–Le Chatelier effect. *Philosophical Magazine* (seventh series) 44 (335), 829–832.
- Cottrell A.H., 1953. *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*. University Press, Oxford.
- Cuddy, L.J. and Leslie, W.C., 1972. Some aspects of serrated yielding in substitutional solid solutions of iron *Original Research Acta Metallurgica*, Volume 20, Issue 10, Pages 1157-1167.
- Curtin W.A., Olmsted D.L., Hector Jr L.G., 2006. A predictive mechanism for dynamic strain ageing in aluminium–magnesium alloys. *Nature Materials* 5, 875 – 880.
- Darowicki K., Orlikowski J., Zielinski A., 2008. Investigation of changes in the type B PLC effect of Al–Mg–Cu type alloy for various strain rates. *Materials Science and Engineering A* 496, 478–482.
- Davó B., Conde A., de Damborenea J.J., 2005. Inhibition of stress corrosion cracking of alloy AA8090 T-8171 by addition of rare earth salts. *Corrosion Science* 47, 1227–1237.
- Dierke H., Krawehl F., Graff S., Forest S, Sachl J., Neuhäuser H., 2007. Portevin–LeChatelier effect in Al–Mg alloys: Influence of obstacles – experiments and modelling. *Computational Materials Science* 39, 106–112.
- Duckham A., Zhang D.Z., Liang D., Luzin V., Cammarata R.C., Leheny R.L., Chien C.L., Weihs T.P., 2003. Temperature dependent mechanical properties of ultra-fine grained FeCo–2V. *Acta Materialia* 51, 4083–4093.

- Estrin, Y. and Kubin, L. H., 1995. Continuum Models for Materials with Microstructure, volume Spatial coupling and propagative plastic instabilities, in: pages 395-398. John WileySons, Mülhaus (Ed.). Chichester.
- Friedel, J., 1964. Dislocations. Addison – Wesley, Oxford, 1. edition.
- Fröbel U., Appel F., 2006. Strain ageing in γ (TiAl)-based and α_2 (Ti₃Al) titanium aluminides. *Intermetallics* 14, 1187e1193.
- Gärtnerová V., Trojanová Z., Jäger A., Palcek P., 2004. Deformation behaviour of Mg–0.7 wt.% Nd alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 378, 180–183.
- Gerold, V., Karnthaler, H.P., 1989. On the origin of planar slip in f.c.c. alloys. *Acta Metallurgica* Volume 37, Issue 8, Pages 2177-2183.
- Gopinath K., Gogia A.K., Kamat S.V., Ramamurty U., 2009. Dynamic strain ageing in Ni-base superalloy 720Li. *Acta Materialia* 57, 1243–1253.
- Graff, S., 2006. Viscoplastic behaviour of zirconium alloys in the temperatures range 20°C-400°C: characterization and modelling of strain ageing phenomena. PhD thesis. Ecole Nationale Supérieure de Mines de Paris.
- Hähner, P., 1996. On the physics of the Portevin-Le Châtelier effect part 2: from microscopic to macroscopic behavior. *Materials science and Engineering A207*, 216-223.
- Hähner, P. and Zaiser, M., 1999. Dislocation dynamics and work hardening of fractal dislocation cell structures. *Materials Science and Engineering A*, Volume 272, Issue 2, 30 Novemebr 1999, Pages 443-454.
- Hähner P., Ziegenbein A., Rizzi E., Neuhäuser H., 2002. *Phys Rev B*;65. 134109-1–20.
- Hale C.L., Rollings W.S., Weaver M.L., 2001. Activation energy calculations for discontinuous yielding in Inconel 718SPF. *Materials Science and Engineering A300*, 153–164.
- Harper, S., 1951. Precipitation of carbon and nitrogen in cold-worked alpha-iron. *Physical review*. Volume 83, number 4, August 15, 1951.
- Hild, F.; Périé, J. N.; Coret, M. Mesure de champs de déplacements 2d par intercorrélation d'images : Correli2D. Rapport 230, LMT-Cachan.
- Hild, F., 2002. CORRELI-LMT : A Software for Displacement Field Measurements by Digital Image Correlation. Rapport interne N° 254, LMT-Cachan, France.
- Hild, F.; Roux, S., 2006. Digital image correlation: from measurement to identification of elastic properties - A review. *Strain* 42, 69-80.
- Honeycombe, R.W.K., 1984. The plastic deformation of metals. Second edition. Arnold.
- Hopperstad, O.S., Børvik, T., Berstad, T., Lademo, O.-G., Benallal, A., 2007. A numerical study on the influence of the Portevin-Le Chatelier effect on necking in an aluminium alloy. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 15, 747-772.
- Jankowski A.F., 2008. Vapor deposition and characterization of nanocrystalline nanolaminates. *Surface & Coatings Technology* 203, 484–489.
- Jiang H., Zhang Q., Jiang Z., Wu X., 2007. Experimental investigations on kinetics of Portevin–Le Chatelier effect in Al–4 wt.%Cu alloys. *Journal of Alloys and Compounds* 428, 151–156.

- Kang J., Wilkinson D.S., Embury J.D., Jain M. and Beaudoin A.J., 2005. Effect of type-B Portevin-Le Chatelier bands on the onset of necking in uniaxial tension of strip cast AA5754 sheets. *Scripta Materialia* 53 499-503.
- Kang J., Wilkinson D.S., Jain M., Embury J.D., Beaudoin A.J., Kim S., Mishira R. and Sachdev A.K., 2006. On the sequence of inhomogeneous deformation processes occurring during tensile deformation of strip cast AA5754. *Acta Materialia* 54 209-218.
- Kettner U., Rehfeld H., Engelke C., Neuhäuser H., 1999. A comparison of the plastic behaviour of Fe₃Al and Fe₃Si in the temperature range of 300-973 K. *Intermetallics* 7, 405-414.
- Kocks, U.S., Ashby, A.S. and Argon, M.F., 1975. Thermodynamics and kinetics of slip. Volume 19, 1st edition. 291 p. Subject : Glide (Crystallography); Dislocations in crystals Book (ISBN 0080179649) . Pergamon Press (Oxford and New York).
- Klose, F.B., 2004. Experimental and numerical studies on the Portevin-LeChâtelier effect in Cu-Al and Al-Mg in strain and stress controlled tensile tests. PhD thesis. TU Braunschweig.
- Klose, F.B.; Hähner, P. and Neuhäuser, H., 2003. Portevin-LeChâtelier effect in strain and stress controlled tensile tests. *Comput. Mat. Sci.*, 26:80-86.
- Klose, F.B.; Hagemann, F.; Hähner, P.; Neuhäuser, H., 2004. Investigation of the Portevin-LeChâtelier effect in Al-3wt.%Mg alloys by strain-rate and stress-rate controlled tensile tests. *Materials Science and Engineering A* 387–389, 93–97.
- Korbel, A., Zasadzinski, J. and Sieklucka, Z., 1976. A new approach to the Portevin-Le Châtelier effect. *Acta Metallurgica*, vol. 24, pp. 919-923. Pergamon Press.
- Korbel, A. and Dybiec, H., 1980. The problem of the negative strain rate sensitivity of metals under the Portevin-Le Châtelier deformation conditions. *Acta Metallurgica*, Vol. 29, pp. 89 to 93.
- Kovács Z., Lendvai J., Vörös G., 2000. Localized deformation bands in Portevin–LeChâtelier plastic instabilities at a constant stress rate. *Materials Science and Engineering A279*, 179–184.
- Krempf, E., 1979. Viscoplasticity based on total strain – The modelling of creep with special considerations of initial strain and ageing. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 101.
- Kubin, L. and Estrin, Y., 1984. Thermal effects in low temperature deformation: the response to strain rate changes. *Cryst. Res. Technol.*, 19:853-862.
- Kubin L.P., Estrin Y., 1985. Portevin–Le Chatelier effect in deformation with constant stress rate. *Acta Metallurgica* 33 (3), 397–407.
- Kubin L.P., Estrin Y. *J Phys III* 1991;1:929–43.
- Krauss G., 1999. Martensite in steel: strength and structure. *Materials Science and Engineering A273–275*, 40–57.
- Lacombe, P., 1985. L'effet Portevin-LeChâtelier, ses caractéristiques et ses conséquences sur les hétérogénéités de déformation plastique. *Matériaux et Techniques*, E:5-15.
- LeChâtelier, F., 1909. Influence du temps et de la température sur les essais au choc. *Revue de Métallurgie* 6, 914–917.

- Lee, S.Y., 1993. Untersuchung der dynamischen Reckalterung in Al-Mg – Legierungen im Tieftemperaturbereich von -80°C bis 500°C. PhD thesis, RWTH Aachen.
- Lemaitre, J.; Chaboche, J.-L.; Benallal, A.; Desmorat, R., 2009. Mécanique des matériaux solides. Dunod, Paris, 1985, 1992, 2009 pour la troisième édition.
- Louat, N., 1956. The Effect of Temperature on Cottrell Atmospheres. Proc. Royal Soc. London, 69:459-467.
- Louat, N., 1981. On the theory of the Portevin-LeChâtelier effect. Scripta Met., 15:1167-1170.
- Louche, H., 1999. Analyse par thermographie infrarouge des effets dissipatifs de la localisation dans des aciers. Thèse de doctorat. Université de Montpellier Sciences et Technique du Languedoc.
- Louche, H., Chrysochoos, A., 2001. Thermal and dissipative effects accompanying Lüders band propagation. Materials Science and Engineering A307 15–22.
- Louche, H., Vacher, P., Arrieux, R., 2005. Thermal observations associated with the Portevin–Le Châtelier effect in an Al–Mg alloy. Materials Science and Engineering A 404 188–196.
- Louche, H., Bouabdallah, K., Vacher, P., Coudert, T., Balland, P., 2008. Kinematic Fields and Acoustic Emission Observations Associated with the Portevin Le Châtelier Effect on an Al–Mg Alloy. Experimental Mechanics 48:741–751.
- LSTC, 2003. LS-DYNA Keyword User's Manual, Version 970. Livermore Software Technology Corporation, USA.
- Malinin N.N., Khadjinsky G.M., 1972. Theory of creep with anisotropic hardening Original Research Article International Journal of Mechanical Sciences, Volume 14, Issue 4, Pages 235-246.
- Marquis, D., 1989. Phénoménologie et thermodynamique: couplage entre thermoélasticité, plasticité, vieillissement et endommagement. Thèse de doctorat d'Etat, LMT-Cachan.
- MatWeb. Material property data. <<http://www.matweb.com>> [accessed 15.04.10].
- McCormick, P.G., 1971. The Portevin-LeChâtelier Effect in an Al-Mg-Si Alloy. Acta Met., 19:463-471.
- McCormick, P.G., 1972. A Model for the Portevin-LeChâtelier Effect in Substitutional Alloys. Acta Met., 20:351-354.
- McCormick, P.G., 1973. The Portevin-LeChâtelier Effect in a pressurized low carbon steel. Acta Met., 21:873-878.
- McCormick, P.G., 1986. Dynamic Strain Ageing. Trans. Indian Inst.of Metals, 39:98-106.
- McCormick, P.G., 1988. Theory of flow localisation due to dynamic strain ageing. Acta Metallurgica, 36(12):3061-3067.
- Messerschmidt U., Bartsch M., Dietzsch Ch., 2006. The flow stress anomaly in Fe–43at%Al single crystals. Intermetallics 14, 607–619.
- Morris D.G., Muñoz-Morris M.A., Baudin C., 2004. The high-temperature strength of some Fe3Al alloys. Acta Materialia 52, 2827–2836.
- Mulford, R.A. and Kocks, U.F., 1979. New observations on the Mechanisms of Dynamic Strain Ageing and of Jerky Flow. Acta Met., 27:1125-1134.

- Nakada, Y. and Keh, A.S., 1970. Serrated flow in Ni-C alloys. *Acta Metallurgica*, Vol. 18, April 1970.
- Nabarro, F.R.N., 1948. Report on strength of solids. Physical Society, p. 38.
- Neuhäuser, H., Klose F.B., Hagemann F., Weidenmüller J., Dierke H., Hähner P., 2004. On the PLC effect in strain-rate and stress-rate controlled tests—studies by laser scanning extensometry. *Journal of Alloys and Compounds* 378, 13–18.
- Nortmann, A., 1998. Mechanismen dynamischer Reckalterung und diffusionskontrollierter Versetzungsbewegung. PhD thesis, TU Braunschweig.
- Ohtani, S. and Inagaki, H., 2002. Effect of heat treatment and yield point elongation and P-L effect in 5182 Al-Mg alloys. *Materials Science Forum* 396-402, 1049–1054.
- Pajani, D. et Audaire, L., 2001. Thermographie : technologies et applications. *Technique de l'ingénieur*, référence R2740.
- Park D.Y., Niewczas M., 2008. Plastic deformation of Al and AA5754 between 4.2K and 295K. *Materials Science and Engineering A* 491, 88–102.
- Pawelek A., Stryjewski W., Bochniak W., Dybiec, H., 1985. Mobile dislocation density variation during strain rate change evidenced by acoustic emission. *Physica Status Solidi (A)*. Volume 90, Issue 2, pages 531–536.
- Penning, P., 1972. Mathematics of the Portevin-Le Châtelier effect. *Acta Metallurgica*, Volume 20, Issue 10, pages 1169-1175.
- Picu, R.C. and Zhang, D., 2003. Atomistic study of pipe diffusion in Al-Mg alloys. *Acta Materialia* 52, 161-171.
- Picu, R.C., 2004. A mechanism for the negative strain-rate sensitivity of dilute solid solutions. *Acta Materialia* 52, 3447–3458.
- Picu R.C., Vincze G., Ozturk F., Gracio J.J., Barlat F., Maniatty A.M., 2005. Strain rate sensitivity of the commercial aluminum alloy AA5182-O. *Materials Science and Engineering A* 390, 334–343.
- Pink E., Grinberg A., 1982. Stress drops in serrated flow curves of A15Mg. *Acta Metallurgica*, Volume 30, Issue 12, Pages 2153-2160.
- Piobert, A., Morin et Didion, 1842. *Mem. Artillerie*, vol V, p505.
- Popille F., Kubin L.P., Douin J., Naka S., 1995. Portevin-LeChâtelier instabilities and stoichiometric effects in B2 titanium aluminides. 0956-716X(95)00609-5.
- Portevin A. and LeChâtelier F., 1923. Sur un phénomène observé lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation. *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences, Paris* 176, 507-510.
- Portevin, A., LeChâtelier, F., 1924. Heat treatment of aluminium-copper alloys. *Transactions of the American Society of Steel Treating* 5, 457–478.
- Ranc, N., Wagner, D., 2005. Some aspects of Portevin–Le Châtelier plastic instabilities investigated by infrared pyrometry. *Materials Science and Engineering A* 394 87–95.
- Ranc, N., Wagner, D., 2008. Experimental study by pyrometry of Portevin–Le Châtelier plastic instabilities — Type A to type B transition. *Materials Science and Engineering A* 474 188–196.
- Rauch, E. and G'sell, C., 1989. Flow localization induced by a change in strain path in mild steel. *Materials science and engineering*, 111:71-80.

- Rizzi E. and Hähner P., 2004. On the Portevin-Le Chatelier effect: theoretical modeling and numerical results. *International Journal of Plasticity* 20 121-165.
- Robinson, J.M., Shaw, M.P., 1994. Observations on deformation characteristics and microstructure in an Al-Mg alloy during serrated flow. *Materials Science and Engineering A* 174, 1-7.
- Romhanji, E., Popovic, M., Radmilovic, V., 1999. Room temperature deformation behaviour of AlMg6.5 alloy sheet. *Zeitschrift fur Metallkunde* 90, 305-310.
- Rothman, S.J.; Peterson, N.L.; Nowicki, L.J. and Robinson, L.C., 1974. Tracer Diffusion of Magnesium in Aluminum Single Crystals. *Phys. Stat. Sol. (b)*, 63:K29.
- Schlipf, J., 1994. On the Kinetics of Static and Dynamic Strain Ageing. *Scripta Met. Mat.*, 31:909-914.
- Schmidt U.T., Löhe D., Vöhringer O., 2001. High-temperature deformation of combustion chamber materials in different component conditions. *Materials Science and Engineering A* 319-321, 760-764.
- Schoeck, G., 1956. Moving dislocations and solute atoms. *Physical Review*, v. 102, n. 6, p. 1458-9.
- Schoeck, G. and Seeger, A., 1959. The flow stress of iron and its dependence on impurities. *Acta Metallurgica*, vol. 7, July 1959.
- Schwink C., Nortmann A., 1997. The present experimental knowledge of dynamic strain ageing in binary f.c.c. solid solutions. *Materials Science and Engineering A* 234-236, 1-7.
- Schwarz, R.B., 1982. Influence of Strain Aging on the Strain-Rate Sensitivity of the Flow Stress. *Scripta Met.*, 16:385-390.
- Schwarz, R.B., 1985. The Portevin-LeChâtelier Effect: I. Model for the Type-B Serrations. In H.J. McQueen et al., editors, *Proceedings of ICSMA 7*, volume 1, pages 343-348, Toronto. Pergamon Press.
- Schwarz, R.B. and Funk, L.L., 1985. Kinetics of the Portevin-LeChâtelier Effect in Al 6061 Alloy. *Acta Met.*, 33:295-307.
- Singh N., Singh V., 2008. Effect of temperature on tensile properties of near- α alloy Timetal 834. *Materials Science and Engineering A* 485, 130-139.
- Shewmon, P.G., 1989. *Diffusion in Solids*. Minerals, Metals Materials Society, Warrendale, PA, second edition.
- Sleeswyk, A.W., 1958. Slow Strain Hardening of Ingot Iron. *Acta Met.*, 6:598-603.
- Snoek, J.L., 1941. The determining factors of permeability. *Physica*, volume 8, issue 3, March 1941, pages 344-346.
- Soare, M.A. and Curtin, W.A., 2008a. Solute strengthening of both mobile and forest dislocations: The origin of dynamic strain aging in fcc metals. *Acta Materialia* 56, 4046-4061.
- Soare, M.A. and Curtin, W.A., 2008b. Single-mechanism rate theory for dynamic strain aging in fcc metals. *Acta Materialia* 56, 4091-4101.
- Springer, F.; Nortmann, A. and Schwink, Ch., 1998. A Study of Basic Processes Characterizing Dynamic Strain Ageing. *Phys. Stat. Sol. (a)*, 170:63-81.
- Suzuki T., Tokuoka T., Yonenaga I., Kirchner H.O.K., 2000. Inverse brittle-to-ductile transition in Gallium-Arsenide under hydrostatic pressure. *Scripta mater.* 43, 645-650.

- Tabata, T.; Fujita, H. and Nakajima, Y., 1980. Behaviour of Dislocations in Al-Mg Single Crystals Observed by High Voltage Electron Microscopy. *Acta Met.*, 28:795-805.
- Tarigopula, V.; Albertini, C.; Langseth, M.; Hopperstad, O.S. and Clausen, A.H., 2009. A hydro-pneumatic machine for intermediate strain-rates: Set-up, tests and numerical simulations. *DYMAT 2009*, 381-387.
- Torre F.H.D., Dubach A., Schällibaum J., Löffler J.F., 2008. Shear striations and deformation kinetics in highly deformed Zr-based bulk metallic glasses. *Acta Materialia* 56, 4635–4646.
- Van den Beukel, A., 1975. Theory of the Effect of Dynamic Strain Ageing on Mechanical Properties. *Phys. Stat. Sol. (a)*, 30:197-206.
- Van den Beukel, A., 1980. On the Mechanism of Serrated Yielding and Dynamic Strain Ageing. *Acta Met.*, 28:965-969.
- Van den Beukel, A., Kocks, U.F., 1982. The strain dependence of static and dynamic strain-ageing. *Acta Metallurgica* 30, 1027–1034.
- Vörös, G. and Kovács, I., 1995. Elastic Interaction between point defects and dislocations in Quasi-Continuum. *Phil Mag. A*, 72:949-961.
- Wagenhofer M., Erickson-Natishan M.A., Armstrong R.W., Zerilli F.J., 1999. Influences of strain rate and grain size on yield and serrated flow in commercial Al-Mg alloy 5086. *Scripta Materialia*, Vol. 41, No. 11, pp. 1177–1184.
- Wagner D., Moreno J.C., Prioul C., 1998. Dynamic strain aging sensitivity of heat affected zones in C-Mn steels. *Journal of Nuclear Materials* 252, 257-265.
- Wijler, A., Schade van Westrum, J., van den Beukel, A., 1972. A new type of stress-strain curve and the Portevin-Le Chatelier effect in Au (14 at.% Cu). *Acta Metallurgica* 20, 355–362.
- Wilson D.V., Russel B., 1960. The contribution of atmosphere locking to the strain-ageing of low carbon steels. *Acta Metallurgica*, Vol. 8, p. 36-45.
- Wright W.J., Schwarz R.B., Nix W.D., 2001. Localized heating during serrated plastic flow in bulk metallic glasses. *Materials Science and Engineering A* 319–321, 229–232.
- Wycliffe, P., Kocks, U.F. and Embury, J.D., 1980. On dynamic and static strain ageing in substitutional and interstitial alloys. *Scripta Metallurgica* 14 (1980) 1349–1354.
- Yoshinaga H., Toma K., Abe K., Morozumi S., 1971. The Portevin-LeChâtelier effect in Vanadium. The 1536th report of the Research Institute for Iron, Steel and other metals. *Philosophical Magazine*, 23, 1387.
- Zavattieri P.D., Savic V., Hector Jr. L.G., Fekete J.R., Tong W., Xuan Y., 2009. Spatio-Temporal Characteristics of the Portevin-Le Châtelier Effect in Austenitic Steel with Twinning Induced Plasticity, *International Journal of Plasticity*.
- Ziegenbein, A., 2000. Laserextensometrische untersuchungen des Portevin-LeChâtelier effektes an einer CuAl legierung. PhD thesis, Technische Universität Carolo Wilhemina zu Braunschweig.
- Zhang S., McCormick P.G. and Estrin Y., 2001. *Acta Mater.* 49 p.1087.
- Zhao, J. Z., De, A. K., DE Cooman, B. C., 2001. Formation of Cottrell atmosphere during strain aging of bake-hardenable steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 32, p. 417-423.

ANNEXES

Annexe A – Plan détaillé des types d'éprouvettes

Dans cette annexe, les plans de toutes les éprouvettes utilisées dans ce travail est détaillé ci-dessous. Toutes les dimensions sont en mm.

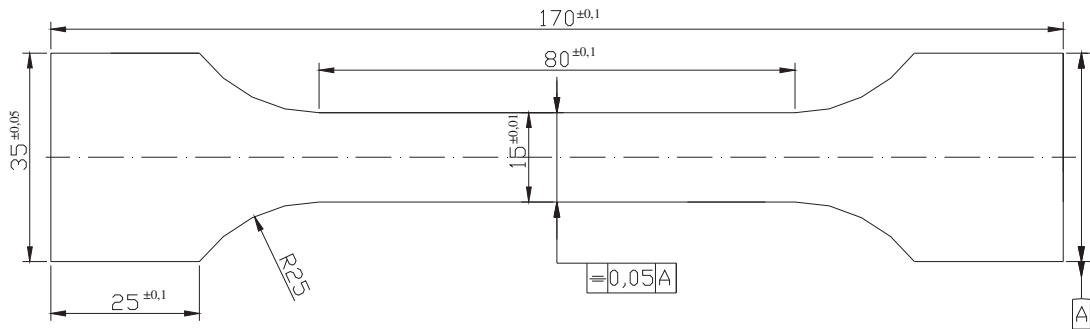


Figure A.1: Epreuve plate prismatique (épaisseurs de 2, 3, 4, 5, 7 et 9 mm).

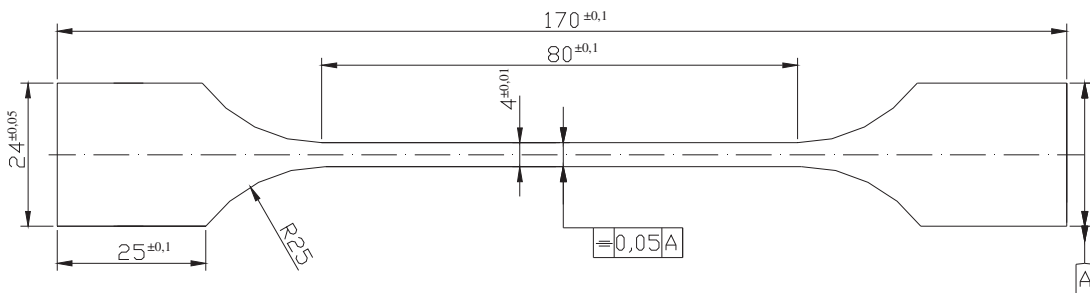


Figure A.2: Epreuve plate prismatique avec section carré (4x4 mm).

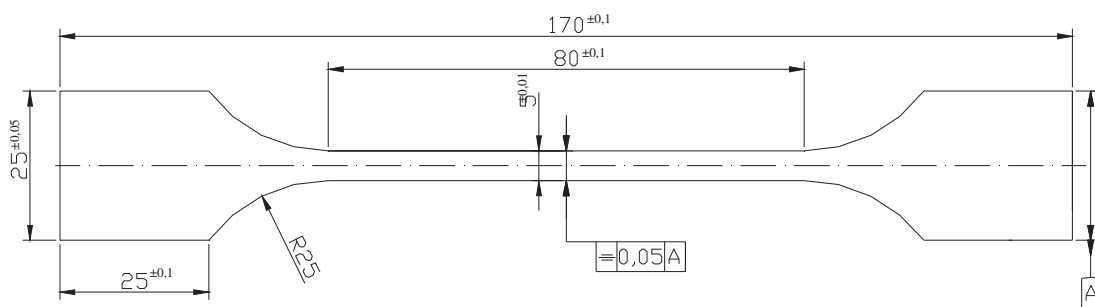


Figure A.3: Epreuve prismatique avec section carré (5x5 mm).

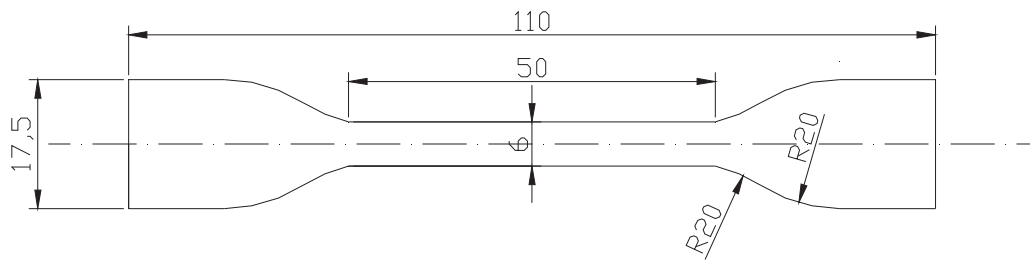


Figure A.4: Epreuve plate prismatique (épaisseur = 5 mm).

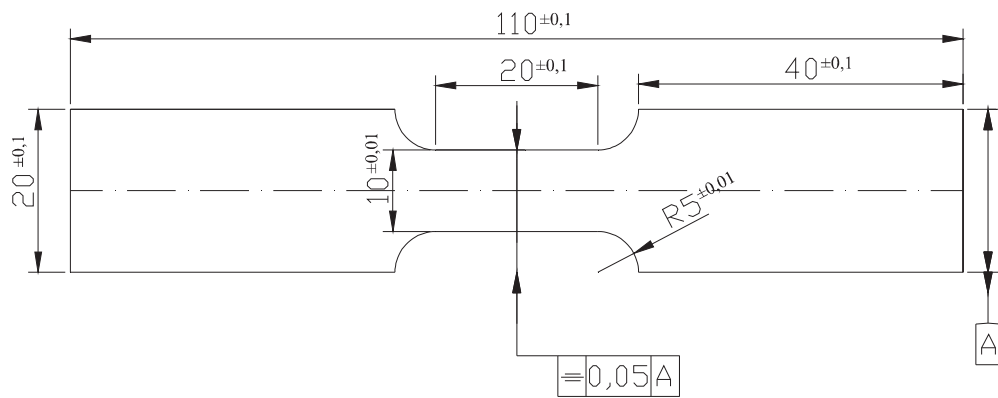


Figure A.5: Epreuve plate prismatique (épaisseur = 5 et 9 mm).

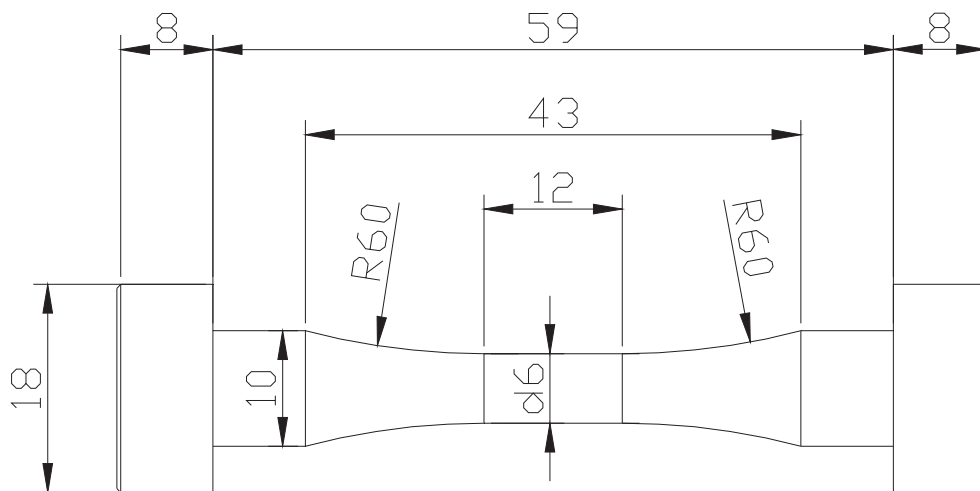


Figure A.6: Epreuve cylindrique (d = 6 mm).

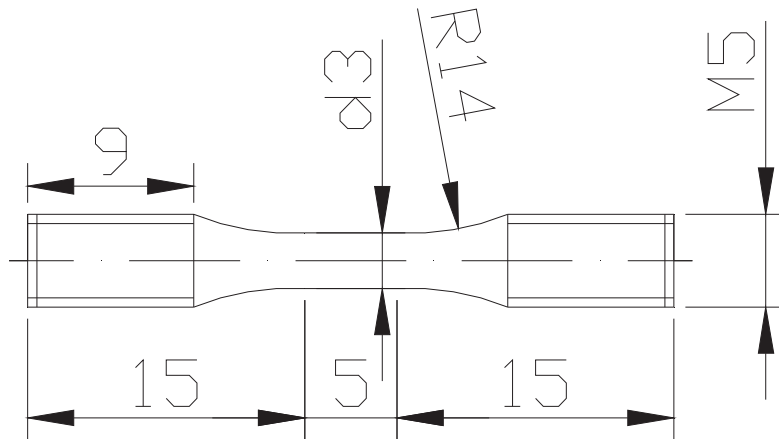


Figure A.7: Eprouvette cylindrique ($d = 3$ mm).

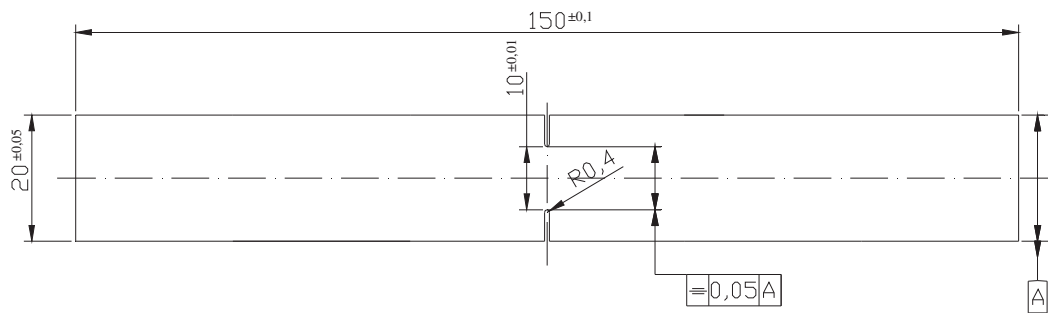


Figure A.8: Eprouvette plate entaillée ($R = 0,4$ mm ; épaisseur = 3 mm).

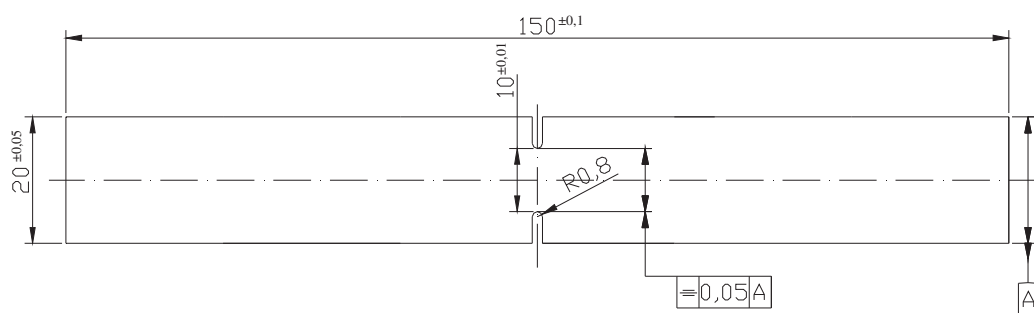


Figure A.9: Eprouvette plate entaillée ($R = 0,8$ mm; épaisseur = 3 mm).

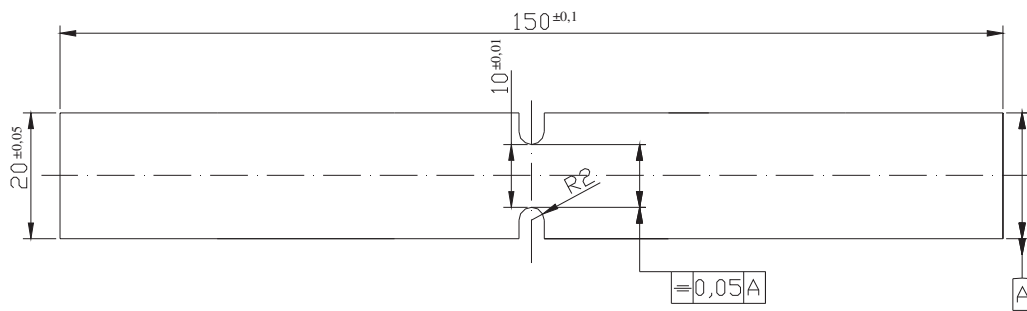


Figure A.10: Epreuve plate entaillée ($R = 2$ mm; épaisseur = 3 mm).

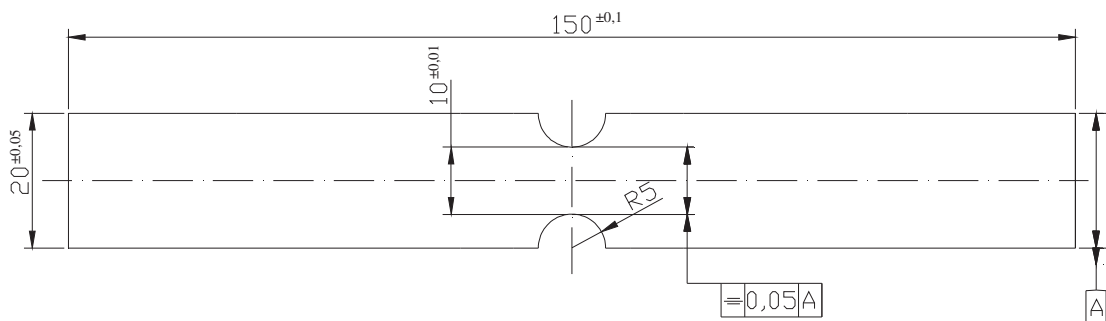


Figure A.11: Epreuve plate entaillée ($R = 5$ mm; épaisseur = 5 mm).

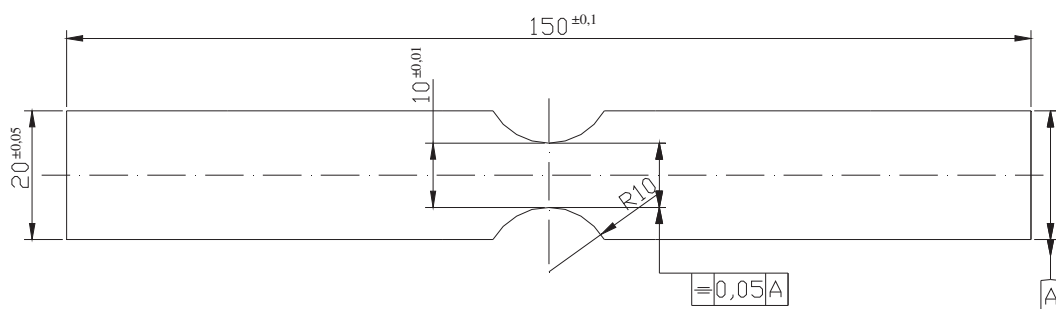


Figure A.12: Epreuve plate entaillée ($R = 10$ mm; épaisseur = 3 mm).

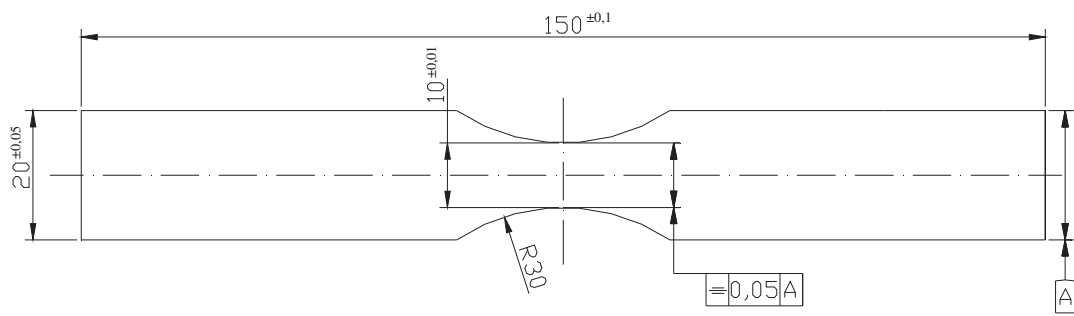


Figure A.13: Epreuve plate entaillée (R = 30 mm; épaisseur = 3 et 5 mm).

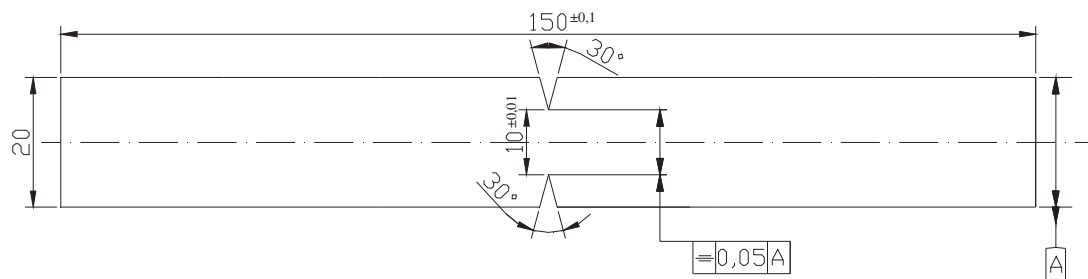


Figure A.14: Epreuve plate entaillée (30°; épaisseur = 3 mm).

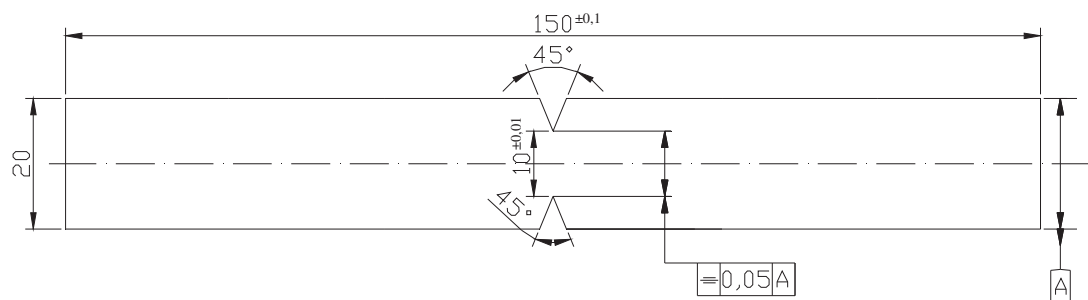


Figure A.15: Epreuve plate entaillée (45°; épaisseur = 3 mm).

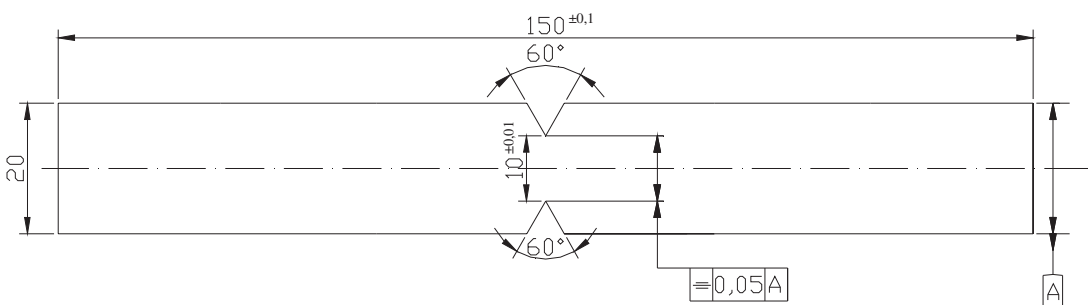


Figure A.16: Epreuve plate entaillée (60°; épaisseur = 3 mm).

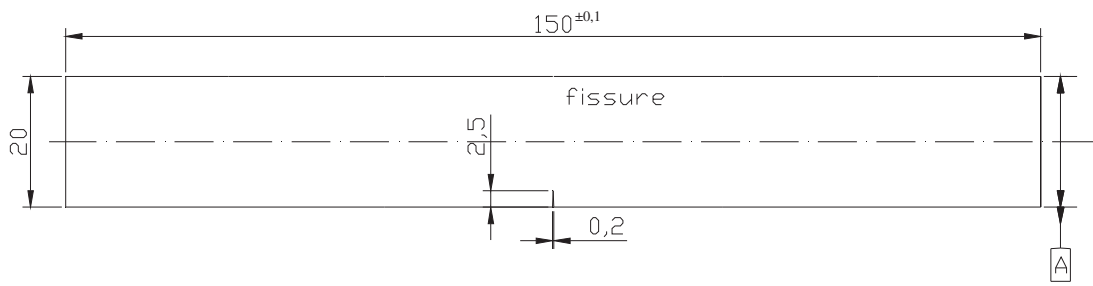


Figure A.17: Epreuve plate fissuré (épaisseur = 5 mm).

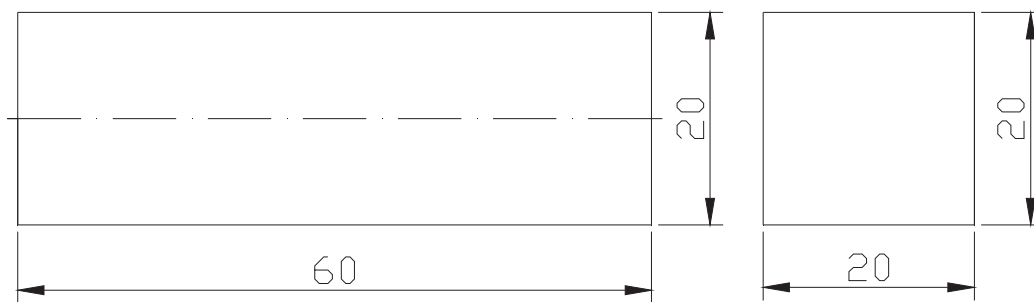


Figure A.18: Epreuve prismatique avec section carré (20x20 mm).

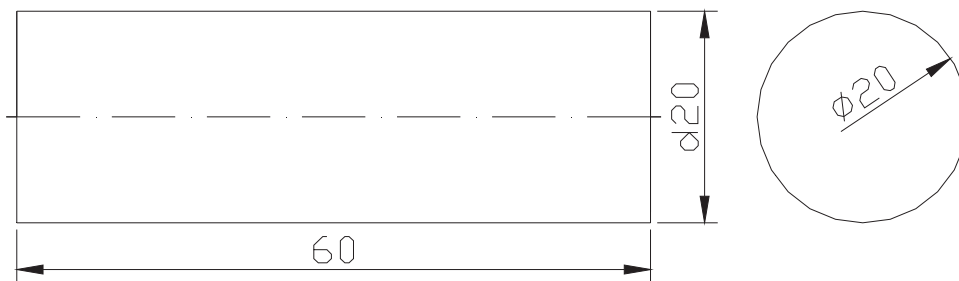


Figure A.19: Epreuve cylindrique (d = 20 mm).

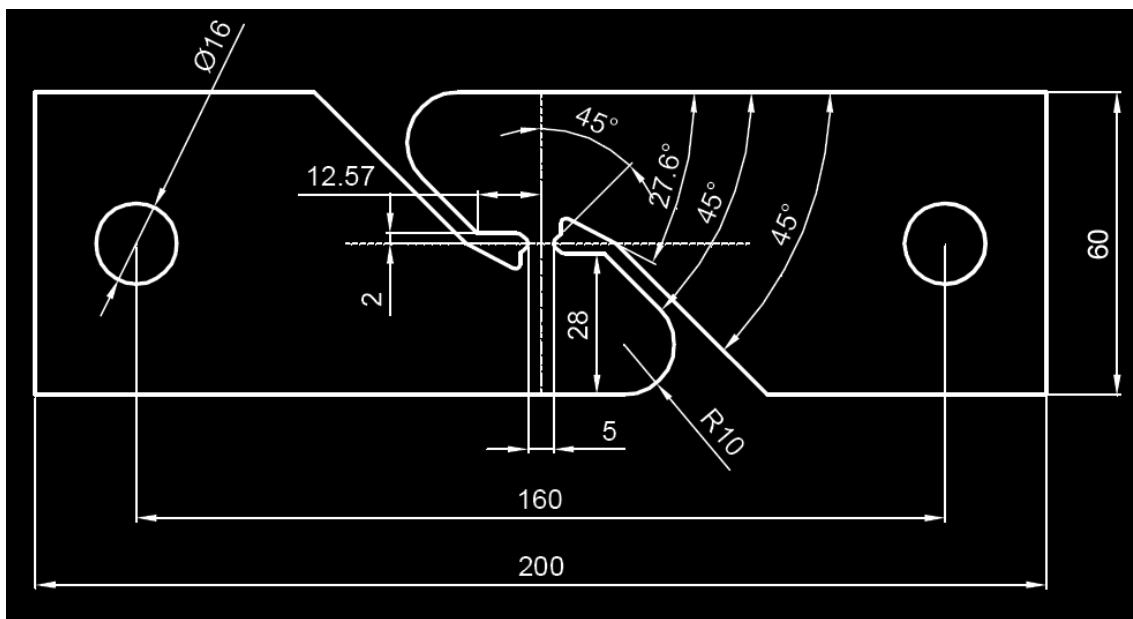


Figure A.20: Eprouvette de cisaillement.

Annexe B – Principe de la corrélation d'images

Cette annexe a pour but d'énoncer brièvement les principes de la corrélation d'images utilisés par CORRELI^{LMT} (Hild et al., 1999 ; Hild, 2002 ; Besnard et al., 2006). La corrélation d'images permet de déterminer le déplacement entre deux images : l'une est l'image de référence et l'autre l'image déformée. Pour cela, l'image (ou la région d'étude) est décomposée en zones d'étude sur lesquelles la déformation est considérée uniforme.

f (resp. g) étant la distribution de niveaux de gris de l'image de référence (resp. de l'image déformée), la conservation du flot optique s'écrit

$$g(\underline{x} + \underline{u}(\underline{x})) = f(\underline{x}) \quad (\text{B.1})$$

Avec $\underline{u}(\underline{x})$ le déplacement plan entre les deux images.

On peut alors déterminer le champ de déplacement approché \underline{v} au sens la norme 2 en minimisant la fonctionnelle Φ

$$\Phi(\underline{v}) = \int [g(\underline{x} + \underline{v}(\underline{x})) - f(\underline{x})]^2 d\underline{x} \quad (\text{B.2})$$

On suppose que f et g sont suffisamment régulières et que le déplacement \underline{v} est petit en amplitude pour appliquer un développement de Taylor au premier ordre de Φ , ce qui donne

$$\Phi(\underline{v}) = \int [g(\underline{x}) - f(\underline{x}) + \underline{v}(\underline{x}) \cdot \nabla g(\underline{x})]^2 d\underline{x} \quad (\text{B.3})$$

L'équation (B.3) montre donc que le déplacement ne peut être mesuré que dans la direction du gradient. Le champ de déplacement est donc écrit comme une combinaison linéaire d'une base de fonctions $V_i(\underline{x})$ pour résoudre ce problème

$$\underline{v}(\underline{x}) = \sum_i v_i V_i(\underline{x}) \quad (\text{B.4})$$

La minimisation de Φ s'écrit alors pour tout j

$$\left[\int (\nabla g \cdot \nabla g)(\underline{x}) : (V_j \cdot V_k)(\underline{x}) d\underline{x} \right] v_k = \int [f(\underline{x}) - g(\underline{x})] (\nabla g \cdot V_j)(\underline{x}) d\underline{x} \quad (\text{B.5})$$

L'équation (B.5) peut se mettre sous la forme du système linéaire suivant

$$\underline{M} \underline{V} = \underline{F} \quad (\text{B.6})$$

Où \underline{V} contient les composants v_i recherchées et \underline{M} et \underline{F} sont connus à partir de f , g et V_i .

Cette méthode étant limitée par l'hypothèse d'une amplitude de déplacement faible pour le développement de Taylor (équation (B.3)), une stratégie multi-échelles est utilisée (Hild, 2002 ; Besnard et al., 2006). L'algorithme de corrélation comporte donc plusieurs étapes allant de l'échelle la plus grande à la plus petite. La première étape calcule un déplacement « grossier » qui sera déjà pris en compte pour la deuxième étape. Ceci permet donc de limiter l'amplitude des déplacements pour chaque étape de calcul. Les bases de décomposition du déplacement pouvant être de différente nature, on peut en particulier choisir les éléments Q4

habituellement utilisés pour les calculs par éléments finis. Cette base permet alors d'avoir une continuité du champ de déplacement mesuré.

Annexe C – Les détails de fréquences d’acquisition et de facteurs de conversion pour la corrélation d’images numériques et la thermographie infrarouge

Tableau C.1: Données pour la corrélation d’images et pour la thermographie infrarouge pour les essais de traction effectués à déplacement imposé sur l’alliage AA5083-H116 à différentes vitesses de déformation et à la température ambiante.

Essai	Caméra Rapide			Caméra Infrarouge		
	Taille d’image (pixels)	Fréquence d’acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)	Taille d’image (pixels)	Fréquence d’acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)
EPL02	80×640	50	0,19	45×315	150	0,38
EPL03	64×512	50	0,23	35×302	25	0,40
EPL04	64×512	125	0,23	24×306	150	0,39
EPL05	64×512	125	0,23	28×302	150	0,39
EPL06	64×512	125	0,23	45×317	150	0,38
ECL01	X	X	X	30×220	30	0,19
ECL02	X	X	X	31×218	150	0,19
ECL03	X	X	X	31×215	150	0,19
ECL04	X	X	X	29×215	150	0,19
ECL05	X	X	X	30×220	30	0,19
ECL06	X	X	X	31×218	150	0,19
ECL07	X	X	X	31×215	150	0,19
ECL08	X	X	X	29×215	150	0,19
ECL09	X	X	X	30×220	30	0,19
ECL10	X	X	X	31×218	150	0,19
ECL11	X	X	X	31×215	150	0,19
ECL12	X	X	X	29×215	150	0,19

Tableau C.2: Données pour la corrélation d’images et pour la thermographie infrarouge pour les essais effectués à effort imposé sur l’alliage AA5083-H116 sur éprouvettes plates EPL.

Essai	Caméra Rapide			Caméra Infrarouge		
	Taille d’image (pixels)	Fréquence d’acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)	Taille d’image (pixels)	Fréquence d’acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)
EPL25	144×1024	125	0,10	30×240	150	0,50
EPL26	144×1024	50	0,10	29×240	50	0,50
EPL27	144×1024	50	0,10	29×240	50	0,50

Tableau C.3: Données pour la thermographie infrarouge pour l’essai de traction à déformation imposé avec un extensomètre sur l’alliage AA5083-H116.

Essai	Caméra Infrarouge		
	Taille d’image (pixels)	Fréquence d’acquisition (images /s)	Facteur de conversion (mm/pixel)
ECL39	29×191	50	0,21

Tableau C.4: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour l'essai avec 3 jauges de déformation sur la face latérale.

Essai	Caméra Rapide			Caméra Infrarouge		
	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)
EPL29	80x784	125	0,075	30x319	50	0,20

Tableau C.5: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge des essais pour étudier les effets de l'épaisseur de l'éprouvette (EPL).

Essai	Caméra Rapide			Caméra Infrarouge		
	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)
EPL30	84x656	125	0,18	30x240	150	0,50
EPL31	85x608	125	0,18	30x244	100	0,50
EPL32	82x656	125	0,18	30x240	150	0,50
EPL33	85x608	125	0,18	30x244	100	0,50
EPL34	144x1024	125	0,10	36x240	150	0,42
EPL35	144x1024	125	0,10	36x239	150	0,42
EPL36	144x1024	125	0,10	36x240	150	0,42
EPL37	144x1024	125	0,10	35x240	150	0,42
EPL38	144x1024	125	0,10	37x239	150	0,42
EPL39	144x1024	125	0,10	36x237	150	0,42

Tableau C.6: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour éprouvettes entaillées sur l'alliage AA5083-H116.

Essai	Caméra Rapide			Caméra Infrarouge		
	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)
EEV01	118x336	125	0,08	31x54	150	0,65
EEV02	118x336	125	0,08	31x54	150	0,65
EEV03	118x336	125	0,08	31x51	150	0,65
EEU01	118x336	125	0,08	31x70	150	0,65
EEU02	118x336	125	0,08	31x50	150	0,65
EEU03	118x336	125	0,08	31x72	150	0,65
EEU04	118x336	125	0,08	31x50	150	0,65
EEU05	118x336	125	0,08	31x65	150	0,65
EEU06	118x336	125	0,08	31x59	150	0,65
EEU07	129x336	125	0,08	X	X	X
EEU08	125x640	125	0,08	X	X	X
EEF01	118x336	125	0,08	55x91	150	0,36
EEF02	118x336	125	0,08	56x62	150	0,36

Tableau C.7: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour les essais de traction avec d'autres géométries de section, de compression et de cisaillement effectués sur l'alliage AA5083-H116.

Essai	Caméra Rapide			Caméra Infrarouge		
	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)
EPL40	51x480	125	0,08	25x317	150	0,16
EPL41	29x656	125	0,17	10x240	150	0,50
EPL42	125x256	50	0,08	60x187	150	0,17
EPL43	125x256	50	0,08	61x157	150	0,17
ECC01	X	X	X	78x240	150	0,26
EPC01	180x544	125	0,11	76x239	150	0,26
ECL41	X	X	X	29x191	50	0,50
ECIS01	640x544	50	0,013	87x183	150	0,022
ECIS02	640x544	50	0,013	116x174	50	0,022

Tableau C.8: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour les essais cycliques à déplacement imposé.

Essai	Caméra Rapide			Caméra Infrarouge		
	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images /s)	Facteur de conversion (mm/pixel)	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images /s)	Facteur de conversion (mm/pixel)
EPL44	140x464	50	0,07	56x139	50	0,18
EPL45	140x464	50	0,07	56x139	50	0,18
EPL46	140x464	50	0,07	56x134	50	0,18
EPL47	125x264	50	0,08	61x182	50	0,17
EPL48	125x264	50	0,08	61x166	50	0,17
ECL42	X	X	X	21x224	30	0,29
ECL43	X	X	X	34x225	20	0,18

Tableau C.9: Données pour la thermographie infrarouge pour les essais cycliques à déformation imposé par un extensomètre.

Essai	Caméra Infrarouge		
	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)
EPL49	59x180	50	0,17
ECL44	38x240	50	0,16
ECL45	38x240	50	0,16

Tableau C.10: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge pour l'essai avec sauts de vitesse de déformation sur l'alliage AA5083-H116.

Essai	Caméra Rapide			Caméra Infrarouge		
	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)
EPL50	145x1024	50	0,10	36x239	150	0,42

Tableau C.11: Données pour la corrélation d'images et pour la thermographie infrarouge (AA5182-O).

Essai	Caméra Rapide			Caméra Infrarouge		
	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)	Taille d'image (pixels)	Fréquence d'acquisition (images/s)	Facteur de conversion (mm/pixel)
P1	115x656	50	0,17	44x239	30	0,45
P2	115x656	50	0,17	47x240	25	0,42
P3	115x656	125	0,17	47x239	150	0,42
P4	115x656	125	0,17	47x239	150	0,42
P5	115x656	125	0,17	46x239	150	0,43

Annexe D – Publications**2011**

Type: Revue internationale à comité de lecture

doi: [10.1088/0965-0393/19/1/015007](https://doi.org/10.1088/0965-0393/19/1/015007)

Benallal, A ; Berstad, T ; Børvik, T ; Nogueira de Codes, R ; Hopperstad, O S .
Computational aspects in presence of negative strain-rate sensitivity with application to aluminium alloys exhibiting the Portevin Le Chatelier effect. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering (Print), v. 19, p. 015007, 2011.

Type: Revue internationale à comité de lecture

doi: 10.1007/s11661-011-0749-1

R. Nogueira de Codes, O.S. Hopperstad, O. Engler, O.-G. Lademo, J.D. Embury and A. Benallal. Spatial and temporal characteristics of propagating deformation bands in AA5182 alloy at room temperature. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A., 2011.

2010

Type: Revue internationale à comité de lecture

R. Nogueira de Codes and A. Benallal. EFFECTS OF SPECIMEN GEOMETRY IN THE CHARACTERISTICS OF PORTEVIN-LE CHATELIER EFFECT DUE TO DYNAMIC STRAIN AGING FOR AA5083-H116 ALUMINIUM ALLOY. JoMMS - Journal of Mechanics of Materials and Structures. Vol. accepté, 2010.

Type: Acte de conférence internationale

R. Nogueira de Codes ; A. Benallal. Effects of multiaxial state of stress in the bands characteristics due to dynamic strain ageing for AA5083-H116 aluminium alloy. Proceedings of PACAM XI. 11th Pan-American Congress of Applied Mechanics. January 04-08, 2010, Foz do Iguacu, PR, Brazil.

2009

Type: Acte de Conférence Nationale

R. Nogueira de Codes ; M. Fourmeau ; A. Benallal. Evaluation des caractéristiques des bandes de déformation dues au vieillissement dynamique et applications à la l'alliage AA5083-H116. XIXème Congrès Français de Mécanique, 2009, Marseille. CFM'09.

Type: Acte de conférence internationale

Benallal, A. ; Børvik, T. ; Hopperstad, O. S. ; NOGUEIRA DE CODES, R. . On the characteristics of Portevin-Le Chatelier instabilities and their predictions for AA5083-H116 aluminium alloy. 7th EUROMECH - Solid Mechanics Conference (ESMC 2009) Lisbon, Portugal. September 7-11, 2009.

2008

Type: Revue internationale à comité de lecture

doi:10.1016/j.ijplas.2008.03.008

BENALLAL, A ; BERSTAD, T ; BØRVIK, T ; HOPPERSTAD, O ; KOUTIRI, I ; NOGUEIRA DE CODES, R. .

An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin Le Chatelier effect. *International Journal of Plasticity*, v. 24, p. 1916-1945, 2008.

Type: Revue internationale à comité de lecture

doi:10.1080/14786430802468223

Benallal, A. ; Berstad, T. ; Børvik, T. ; Hopperstad, O. S. ; Nogueira de Codes, R. . Effects of strain rate on the characteristics of PLC deformation bands for AA5083-H116 aluminium alloy. *Philosophical Magazine*, v. 88, p. 3311-3338, 2008.

Type: Acte de conférence internationale

Benallal, A. ; Berstad, T. ; Børvik, T. ; Hopperstad, O. S. ; NOGUEIRA DE CODES, R. . On the Measurement and Evaluation of the Width of Portevin-LeChatelier Deformation Bands with Application to AA5083-H116 Aluminium Alloy. *IUTAM Symposium on Theoretical, Computational and Modelling Aspects of Inelastic Media*, v. 11, p. 329-338, 2008.