HAL
open science

Caractérisation de l'effet Portevin-Le Chatelier dans les alliages aluminium magnésium - Apport des techniques d'analyse d'images

Khaïdre Bouabdallah

To cite this version:

Khaïdre Bouabdallah. Caractérisation de l'effet Portevin-Le Chatelier dans les alliages aluminium magnésium - Apport des techniques d'analyse d'images. Mécanique [physics.med-ph]. Université de Savoie, 2006. Français. NNT : . tel-00193176

HAL Id: tel-00193176

https://theses.hal.science/tel-00193176

Submitted on 30 Nov 2007

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.

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE FERHAT ABBAS – SETIF
UFAS (ALGERIE)

THESE

Présentée à la Faculté des Sciences de L'Ingénieur
Département d'optique et de mécanique de précision
Pour l'obtention du diplôme de

Doctorat es Sciences

Par
BOUABDALLAH Khaïdre

THEME

Caractérisation de l'effet Portevin-Le Chatelier dans les alliages aluminium magnésium - Apport des techniques d'analyse d'images.

Soutenu le …./…/ 2006. Devant la commission d'examen.

Noureddine BOUAOUADJA	Prof à l'université de Sétif	Président
Kamel CHIHAB	Prof à l'université de Béjaia	Rapporteur
Pascale BALLAND	M. Conf à l'université de Savoie	Rapporteur
Laurent TABOUROT	Prof. à l'université de Savoie	Examinateur
Claude FRESSENGEAS	Prof à l'université de Metz	Examinateur
Mustapha BACCOUCHE	Prof. à l'université d'Annaba	Examinateur

A ma famille.

A tous ceux que j'aime.

Remerciements

Ce travail a été réalisé successivement au Laboratoire de Caractérisation Mécanique des Matériaux Plastiques à l'université de Sétif et au Laboratoire de Mécanique Appliquée de l'Ecole Supérieure d'Ingénieurs d'Annecy de l'université de Savoie dans le cadre d'une thèse en cotutelle. Je remercie le personnel auquel j'ai fait appel dans ces deux laboratoires.

Je souhaite tout d'abord exprimer ma profonde gratitude envers Kamel Chihab qui a été l'initiateur de cette thèse et mon directeur de recherche durant toutes ces années ainsi que Pascale Balland qui a codirigé mes travaux au LMécA en étroite collaboration avec Laurent Tabourot. Qu'ils trouvent ici l'expression de toute mon amitié. Je désire fortement mentionner la disponibilité dont j'ai bénéficié de la part de chacun de mes codirecteurs ainsi que la qualité des fructueuses discussions au cours desquelles j'ai puisé l'appréciation de la rigueur scientifique et la détermination dans la poursuite de l'effort en dépit de toutes circonstances.

Je remercie fortement Max Giordano directeur du LMécA pour m'avoir accueilli au sein de son laboratoire et pour la gentillesse et l'attention qu'il m'a accordé durant toute la durée de mon séjour à Annecy.

Je remercie Noureddine Bouaouadja de m'avoir fait l'honneur de présider le jury de soutenance ainsi que Claude Fressengeas et Mustapha Baccouche pour être intéressés à ce travail et pour avoir accepté d'être rapporteur.

J'ai particulièrement apprécié l'ambiance de convivialité et de gaieté de tous les membres du LMécA, qu'ils soient permanents, doctorants ou stagiaires. Je garde les meilleures impressions de leur disponibilité si naturelle et la solidarité qu'ils manifestent à chaque fois que je sollicite une aide. Merci à Pierre, Hervé, Alain, Olga, David, Jean Philippe, Térence, Pascal, Eric, Serge, Michel, Nassika,…. Je voudrais aussi adresser mes remerciements aux membres de l'équipe du LAIMAN (Laboratoire d'Instrumentation et de Matériaux d'Annecy) pour leur sympathie et pour m'avoir permis d'utiliser leurs équipements.

Je tiens à remercier Benhamada de ANABIB (entreprise de production d'équipements d'irrigation de Bordj Bou Arréridj) pour avoir facilité la fourniture de matériaux ayant servi à cette étude ainsi que Sediki pour avoir toujours été disponible pour analyser nos éprouvettes au service de contrôle de qualité de METANOF (entreprise de production des métaux non ferreux de M'sila).

Je n'oublierais pas Ahmad, Afaf, Karim, Bassam, Oussama et les autres. Je leur adresse, ici, un grand merci pour leur amabilité constamment affichée et pour le soutien moral qu'ils ont toujours su prodiguer surtout dans les moments difficiles.

Je remercie, enfin, tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réussite de ce travail.

Tables des matières

Introduction générale 1

Chapitre I

Etude des instabilités PLC

1. Introduction 5
2. Plasticité des matériaux métalliques au comportement mécanique hétérogène 5
   2.1. Déformation plastique homogène 5
   2.2. Hétérogénéités en déformation plastique des métaux 6
   2.3. Classification des instabilités plastiques 6
   2.4. Instabilités de type PLC 7
   2.5. Autres formes d'instabilités propagatives : bandes de Lüders 16
3. Caractérisation expérimentale des instabilités PLC en traction uniaxiale 18
   3.1. Apparence des bandes 19
   3.2. Amplitude des instabilités 20
   3.3. Modes de propagation des bandes PLC 22
   3.4. Déformation critique d'apparition des instabilités PLC 23
   3.5. Domaine d'existence de l'effet PLC 24
4. Origine physique de l'effet PLC 25
5. Etude théorique de l'effet PLC, approche macroscopique 32
   5.1. Critère d'apparition de l'instabilité PLC 32
   5.2. Modélisation de l'écoulement plastique en régime PLC 37
6. Conclusion 45

Chapitre II

Matériaux et techniques expérimentales

1. Introduction 46
2. Matériaux 46
   2.1. Généralités 46
   2.2. Alliages d'aluminium étudiés 46
      2.2.1. Caractéristiques mécaniques et composition chimique 47
      2.2.2. Traitement thermique 48
      2.2.3. Eprouvettes de traction 49
3. Techniques de caractérisations mécaniques 51

3.1. Essais de traction 52
3.1.1. Machines d'essai 52
3.1.2. Courbes de déformation 53
3.2. Essais de dureté 56
4. Technique d'analyse d'images 57
4.1. Mesure des champs cinématiques 57
4.1.1. Introduction 57
4.1.2. Quelques définitions sur l'image numérique 57
4.1.3. Dispositif d'acquisition d'images numériques 58
4.1.4. Technique de corrélation d'images numériques 59
4.2. Thermographie infrarouge 68
4.2.1. Généralités 68
4.2.2. Description du dispositif expérimental 69
5. Conclusion 71

Chapitre III

Caractérisation mécanique des instabilités PLC

1. Introduction 72
2. Considérations générales 72
2.1. Présence de l'effet PLC dans les alliages utilisés 72
2.2. Effet de la longueur d'éprouvette 74
2.3. Paramètres des essais de traction 77
3. Caractérisation mécanique de l'effet PLC 78
3.1. Types de bandes 78
3.2. Effet de la vitesse de déformation 81
3.3. Degré d'hétérogénéité 82
3.4. Ductilité et résistance à la rupture 85
3.5. Evolution de la déformation plastique critique 88
3.6. Evolution de la déformation inter - bandes 92
4. Analyse 95
4.1. Influence de l'écrouissage 95
4.2. Détermination de la sensibilité à la vitesse de déformation 96
4.3. Organisation spatiale des bandes PLC 99
4.4. Profil spatial de dureté 102
5. Conclusion 103

Chapitre IV

Caractérisation des instabilités PLC par mesures de champs cinématiques et thermiques

1. Introduction 105
2. Caractérisation par mesure de champs cinématiques 105
2.1. Paramètres d'essais 105
2.2. Morphologie des bandes PLC 108
2.2.1. Orientation 108
2.2.2. Largeur 110
2.2.3. Amplitude de la déformation dans la bande 114
2.3. Propagation des bandes 118
2.3.1. Description (mode de propagation) 118
2.3.2. Vitesse de propagation 122
2.3.3. Vitesse de déformation à l'intérieur de la bande 132
Conclusion 136
3. Caractérisation par mesure de champs thermiques 137
3.1. Conditions d'essais 137
3.2. Bandes de type A 138
3.3. Bandes de type B 140
4. Conclusion 144

Conclusion générale

Conclusion générale et perspectives 146

Introduction générale

La production de pièces métalliques complexes en grandes séries s'effectue économiquement au moyen de procédés de mise en forme tels que l'emboutissage quand cela est techniquement possible.

Ces procédés sont fréquemment utilisés dans les industries automobile, ferroviaire, d'appareils électroménagers, de pièces mécaniques ou d'ustensiles divers.

Dans les transports, la recherche de légèreté pour minimiser le coût énergétique conduit à généraliser l'utilisation d'alliages d'aluminium en raison d'un bon rapport poids spécifique/résistance mécanique et d'une excellente résistance à la corrosion.

Cependant, pour certaines catégories d'alliages, sous certaines conditions de sollicitation et de température, la déformation plastique se produit de façon très instable provoquant des bandes visibles à la surface de la pièce et les conduisant au rebut.

Ces bandes mobiles, visibles à l'œil nu, dans lesquelles se localise la déformation sont également mises en évidence lors d'essais mécaniques en traction. Ce phénomène particulier est connu sous le nom d'effet Portevin-Le Chatelier (PLC). L'apparition des bandes se traduit par des sauts, plus ou moins périodiques sur la courbe de la contrainte en fonction de la déformation. Selon que l'on impose une vitesse de déformation ou une vitesse de chargement, la courbe enregistrée présente respectivement des sauts en dents de scie ou des sauts en forme d'escalier se répétant éventuellement dans les deux cas jusqu'à la rupture.

Ce type d'hétérogénéité a déjà été mis en évidence dans plusieurs alliages métalliques (voir tableau 1) et a suscité de nombreuses études académiques tant sur le plan de la caractérisation expérimentale du phénomène que pour obtenir une interprétation théorique.

La nécessité d'utiliser ces matériaux en emboutissage où les instabilités sont une cause de rebut confirme évidemment l'intérêt de recherche sur ce sujet. Un objectif concret pourrait être la détermination d'un domaine d'existence d'instabilités servant à définir la faisabilité de l'opération à la façon des courbes limites de formage. Une autre perspective d'étude serait la définition d'un modèle incorporable dans les codes éléments finis à des fins prédictives.

Eléments de base	Alliages
Al	Al-Impur, Al-Ag, Al-Cu, Al-Mg, Al-Mg-Si, Al-Mg-Mn, Al-Ni, Al-Zn
Au	Au-Cu, Au-In
Cu	Cu-Al, Cu-As, Cu-Be, Cu-Ga, Cu-In, Cu-Mn, Cu-Ni, Cu-Si, Cu-P, Cu-Sn, Cu-Ti, Cu-Zn, Cu-Ge
Fe	Fe-C, Fe-Cr-Ni, Fe-Ga, Fe-Ti, Fe-Ni, Fe-Si, Fe-Co-Va
Mg	Mg-Ag
Nb	Nb-O
Ni	Ni-Co, Ni-Cr, Ni-Fe, Ni-H,
Pb	Pb-Cu-Si
Ta	Ta-O

Tableau 1 : Liste non exhaustive des matériaux présentant des hétérogénéités plastiques de type Portevin-Le Chatelier

Bien qu'il existe une littérature fournie sur le sujet, la plupart des modèles disponibles sont essentiellement appliqués à la réponse globale force en fonction du déplacement obtenue lors d'un essai de traction simple. Les prédictions des modèles du phénomène PLC sont alors encore alors trop partielles tant du point de vue analytique que numérique pour être applicables à la mise au point d'opérations d'emboutissage.

Ces différents points justifient toute contribution supplémentaire pour la compréhension et la caractérisation de l'effet PLC. L'analyse du comportement instable des alliages aluminium-magnésium nous paraît donc utile de ce point de vue pour concourir à l'établissement de modèles prédictifs pertinents pour la simulation éléments finis pour optimiser leur utilisation en emboutissage.

Cet intérêt est intrinsèquement renforcé par un facteur supplémentaire. Le développement récent de l'analyse d'images aussi bien dans le domaine du rayonnement visible que de l'infrarouge met à disposition de nouveaux outils pour l'investigation expérimentale. La détermination des champs cinématiques et l'analyse de champs de température s'avèrent d'ors et déjà particulièrement pertinentes pour l'observation des phénomènes locaux de la déformation plastique comme l'étude de la striction.

L'objectif immédiat d'une meilleure caractérisation de la manifestation locale de l'instabilité est ici, d'une part par une meilleure estimation des paramètres physiques des modèles, d'autre part par la détermination de paramètres supplémentaires pour tester leur validité.

C'est dans ce contexte que se place résolument cette nouvelle contribution sur les instabilités mécaniques des alliages aluminium-magnésium industriels : il s'agit d'obtenir une

base expérimentale renforcée en particulier en identifiant des paramètres locaux en recourant à ces outils d'analyse d'images.
Ce travail a été mené dans le cadre d'une convention de cotutelle entre l'Université de Sétif (Algérie) et l'Université de Savoie (France).
Cette caractérisation est réalisée en deux volets qui sont en lien étroit avec les compétences respectives apportées par chacun des deux partenaires universitaires.
Tout d'abord on utilise les essais de traction uniaxiale sur système rigide à vitesse de traverse imposée à température ambiante pour situer les matériaux de l'étude par rapport aux références expérimentales existantes. L'influence de la teneur en magnésium, en tant qu'élément d'addition principal des alliages étudiés fait l'objet d'une attention particulière.
Cette partie a été principalement réalisée en Algérie.
La deuxième partie concerne l'analyse du phénomène au moyen des outils d'analyse d'images et a été menée en s'appuyant sur les compétences apportées par le laboratoire de mécanique appliquée de l'Université de Savoie. Elles ont été mises en œuvre à la fin de la thèse lors d'un séjour de 18 mois en France qui inclut également la rédaction du rapport.
La détermination des champs cinématiques s'effectue par corrélation d'images. Le traitement des images infrarouges obtenues lors d'essais supplémentaires permet d'étudier les effets thermiques locaux associés aux différentes manifestations de l'instabilité plastique.

Le rapport est divisé en 4 chapitres.
Le chapitre 1 est dédié à l'étude bibliographique des instabilités mécaniques qui se produisent en plasticité et plus particulièrement celles relevant de l'effet PLC. L'état de l'art sur les aspects les plus couramment étudiés de la typologie du phénomène PLC ainsi que l'origine physique de ce mode d'instabilité comparativement à d'autres types d'hétérogénéités de la déformation plastique sont présentés.
Dans le deuxième chapitre, nous présentons les matériaux objets de cette étude, leurs principales caractéristiques et la composition chimique. Nous décrivons, ensuite, le dispositif expérimental utilisé et les techniques de mesure et de traitement des données aussi bien dans le cas du système classique de traction avec des mesures globales que dans le cas de mesures de champs (traitement d'images et thermographie infrarouge).

La caractérisation de l'effet PLC fondée sur l'exploitation des données brutes force déplacement de l'essai de traction reste fondamentale. Dans le troisième chapitre, le domaine d'existence en traction de l'effet PLC des alliages à l'état de réception (et après traitement thermique) à température ambiante est déterminé. Les paramètres caractéristiques des instabilités ainsi que l'influence de la teneur en élément d'addition

principal, le magnésium, sont mesurés. Des essais de dureté sont réalisés pour déterminer l'effet des bandes PLC sur les caractéristiques mécaniques locales du matériau.

Le quatrième chapitre concerne les résultats d'analyses obtenues par les techniques de mesure de champs. Nous y exposons, en premier lieu, les conditions expérimentales et les paramètres d'essais qui ont été choisis pour l'asservissement de l'équipement et l'acquisition des données. Ce paramétrage concerne, à la fois, la machine de traction, le dispositif d'acquisition d'images numériques et celui de l'acquisition des données sur la température de surface des échantillons. Les résultats du traitement des données par la technique de corrélation d'images et l'analyse des enregistrements en thermographie infrarouge sont présentés.

Les conclusions sur le travail réalisé et les perspectives liées aux problèmes soulevés par cette étude sont présentées dans la dernière partie.

1. INTRODUCTION

L'importante bibliographie, toujours régulièrement actualisée, témoigne de la mobilisation de la communauté scientifique sur le thème des instabilités de déformation plastique. Le but recherché dans ce chapitre est de faire une synthèse des travaux de caractérisation expérimentale réalisés sur ce phénomène. Bien que l'étude réalisée au cours du travail de préparation de la thèse concerne essentiellement les instabilités de type PLC, il nous paraît opportun pour deux raisons de présenter dans cette partie bibliographique un autre mode de déformation plastique instable connu sous le nom de bandes de Lüders. La première est que ce mode d'instabilité est souvent confondu avec le phénomène PLC et la deuxième est que dans certains cas, notamment dans les alliages Al-Mg, la déformation plastique est marquée par l'apparition concomitante des deux types d'instabilité. Il nous a paru également utile d'effectuer une synthèse complémentaire des travaux relatifs à l'origine physique des différentes manifestations macroscopiques de l'effet PLC.

2. PLASTICITE DES MATERIAUX METALLIQUES AU COMPORTEMENT MECANIQUE HETEROGENE

2.1. Déformation plastique homogène

Avant même de considérer le caractère hétérogène de la déformation plastique instable, il semble nécessaire de rappeler le sens usuel de l'adjectif homogène lorsqu'il qualifie une déformation.

Pour la plupart des essais mécaniques, tout est mis en oeuvre (forme de l'éprouvette, vitesse) pour obtenir une déformation identique à chaque instant en tout point d'une zone définie de l'éprouvette. Jusqu'à la localisation de la déformation macroscopique, la contrainte est alors supposée égale en tout point de cette zone de l'éprouvette. Dans ces conditions, la contrainte et la déformation sont liées alors par des relations simples aux valeurs mesurées de la force appliquée à l'éprouvette et de l'allongement d'une longueur de référence souvent mesurée par un extensomètre.

La courbe force appliquée en fonction du déplacement (ou la courbe déduite reliant la contrainte et la déformation) est régulière : la croissance est continue et positive (avant la striction). La déformation plastique macroscopique est alors qualifiée d'homogène. Il faut cependant garder présent à l'esprit que cette propriété d'homogénéité est acceptable seulement à une échelle d'observation suffisamment "grande". Une observation à une échelle plus fine, voire microscopique, révèle que la réponse globale d'un système est de

toute façon obtenue à partir d'un grand nombre de micro réponses totalement distribuées aléatoirement.

2.2. Hétérogénéités en déformation plastique des métaux

Il existe cependant des matériaux pour lesquels la déformation plastique est hétérogène même à l'échelle macroscopique. La courbe contrainte déformation qui est relevée n'est, dans ce cas, ni monotone ni continue mais présente des sauts de contrainte dont la typologie est utilisée pour distinguer les différentes formes d'hétérogénéité. Lorsque ce phénomène se produit, l'écoulement plastique est pratiquement constamment hétérogène et l'écoulement se produit de façon saccadée et s'accompagne d'émissions acoustiques.

2.3. Classification des instabilités plastiques

La déformation plastique hétérogène se manifeste de différentes manières [1-4]. Dans [5], les instabilités plastiques sont classées en considérant d'une part leur caractère permanent ou temporel, d'autre part leur caractère stationnaire ou propagatif. Sur le tableau 1, sont représentées schématiquement différentes formes d'hétérogénéité de la déformation plastique et les réponses mécaniques associées.

La première propriété se rapporte au comportement dans le temps et distingue les hétérogénéités plastiques qui sont soit *transitoires* soit *permanentes*.

L'hétérogénéité plastique transitoire disparaît spontanément peu de temps après sa première manifestation et la déformation redevient de nouveau macroscopiquement homogène : c'est le cas des bandes de Lüders. Au contraire, dans le cas des hétérogénéités plastiques permanentes, les vitesses locales de déformation sont très hétérogènes durant toute la durée de l'essai

Le deuxième critère de classification de la typologie des comportements plastiques instables est lié à l'évolution de la position de l'instabilité dans l'espace au cours du temps. Les hétérogénéités sont soit *stationnaires*, c'est-à-dire que la déformation est toujours localisée au même endroit de l'éprouvette (bandes de glissement persistantes), soit *propagatives*, dans ce cas la déformation plastique se produit par propagation de bandes le long du corps de l'éprouvette ; c'est le cas des bandes de Lüders ou des bandes PLC.

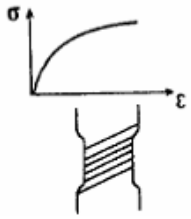
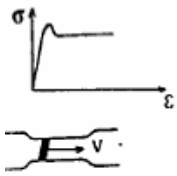
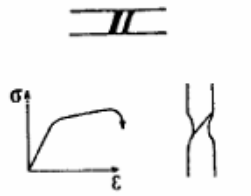
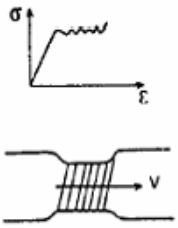
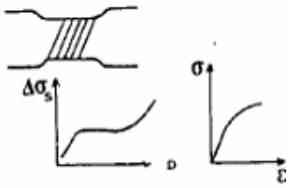
Instabilités	Stationnaires	Propagatives
Temporaires	 Lignes de glissement	 Bandes de Lüders
Permanentes	 Bande de cisaillement	 Bandes PLC
	 Bandes de glissement persistantes en fatigue	

Tableau 1 : Classification des hétérogénéités de la déformation plastique (d'après [5]).

Lors des essais de traction à vitesse de déformation imposée, décrits au chapitre 2, certains échantillons présentent les deux formes d'hétérogénéités propagatives à savoir les bandes de Lüders suivies de bandes PLC. Ces deux phénomènes sont parfois confondus dans la littérature [6,7].

Bien que cette étude soit essentiellement destinée à la caractérisation des bandes induites par l'effet PLC lors de la déformation plastique d'alliages Al-Mg, il paraît donc opportun de procéder à une comparaison de ces deux types d'hétérogénéité.

2.4. Instabilités de type PLC

L'effet Portevin-Le Chatelier (PLC) a été mis en évidence dans deux alliages légers à base d'aluminium (Al-Cu-Mn et Al-Cu-Mg-Mn) dès 1923 [8]. Depuis, le phénomène a été constaté dans plusieurs autres alliages à base d'aluminium. La bibliographie sur le sujet [9-20] aborde des aspects aussi bien théoriques qu'expérimentaux. Parmi les alliages légers, ceux comportant du magnésium en tant qu'élément d'adition principal (Alliages Al-Mg ou

alumags), sont l'objet d'études relativement plus fréquentes. Généralement, les études expérimentales sont menées en utilisant des systèmes de traction pilotés pour imposer une vitesse de déformation constante à l'échantillon.

Du point de vue chronologique, les premiers travaux sur le phénomène PLC dans les alliages légers dont les alliages Al-Mg sont à caractère phénoménologique et concernent les conditions d'apparition de sauts sur la courbe de traction ainsi que leurs amplitudes [6,21-24]. Les domaines d'existence de l'effet PLC dans différents alliages légers [9,22,23,25] ont été déterminés en fonction des paramètres expérimentaux comme la vitesse de déformation et la température d'essai. L'effet PLC est associé à une propriété caractéristique : la contrainte d'écoulement devient de plus en plus faible lorsque la vitesse de déformation imposée augmente. Ce phénomène est désigné par sensibilité négative de la contrainte par rapport à la vitesse de déformation. Cette sensibilité négative s'observe aussi en faisant varier la vitesse de déformation au cours du même essai de traction [23, 26]. Parallèlement [7,24,26,27], l'effet de la relaxation et/ou de l'interruption de la charge sur le niveau de la contrainte liée au déclenchement des instabilités PLC est déterminé. Ces travaux, ainsi que d'autres études [28-32], proposent différentes interprétations physiques du phénomène qui font le lien entre les mécanismes microstructuraux élémentaires et le déclenchement des bandes PLC.

L'évolution dynamique des instabilités PLC dans les alliages Al-Mg est analysée notamment dans le cas d'éprouvettes sollicitées en traction [23,33] et en compression [10]. La similitude du comportement des instabilités PLC dans un alliage Al-4Mg et un acier doux a ainsi été examinée en comparant les fréquences des oscillations sur les courbes de déformation à différents taux de déformation et pour différentes températures d'essai [34]. Ces études révèlent l'existence de différents modes de propagation de l'instabilité dans l'éprouvette qu'on retient comme moyen de classification.

Dans tous ces travaux, la caractérisation expérimentale fine de ces différents modes de propagation reste peu abordée. Ceci nécessite en effet des techniques d'investigation qui sont disponibles seulement récemment ou délicates à mettre en œuvre, comme l'enregistrement vidéo [23], le recours à des techniques de mesure par extensométrie au laser [35] en passant par les doubles jauges extensométriques [36].
On retient enfin que les progrès dans le domaine des outils mathématiques et informatiques permettent de simuler de plus en plus finement le comportement instable de l'écoulement plastique d'alliages Al-Mg en utilisant des codes de calcul par éléments finis [37].

Lors d'un essai de traction à vitesse de déformation imposée constante, les instabilités PLC se caractérisent par l'apparition de sauts de contraintes typiques sur la courbe de la réponse mécanique (figure 1). La déformation plastique se produit alors localement et se propage sous forme de bandes visibles à la surface de l'éprouvette au cours du chargement et entraînant de fortes variations de contrainte.

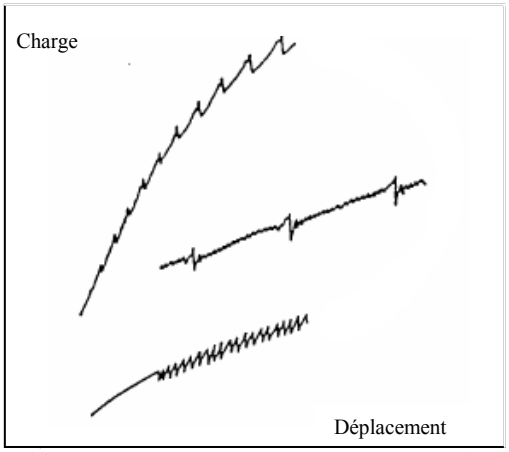


Figure 1 : Exemples d'instabilités de l'écoulement plastique de type Portevin–Le Chatelier.

Pour les matériaux susceptibles de présenter 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.

Pour une température favorable à l'apparition des instabilités PLC et à partir d'une certaine vitesse de déformation critique $\dot{\varepsilon}_1$, la contrainte d'écoulement plastique décroît continûment de σ_1 à σ_2 tandis que la vitesse de déformation passe de $\dot{\varepsilon}_1$ à $\dot{\varepsilon}_2$ (figure 2). La sensibilité macroscopique à la vitesse est négative et la déformation est alors qualifiée d'anti-activée.

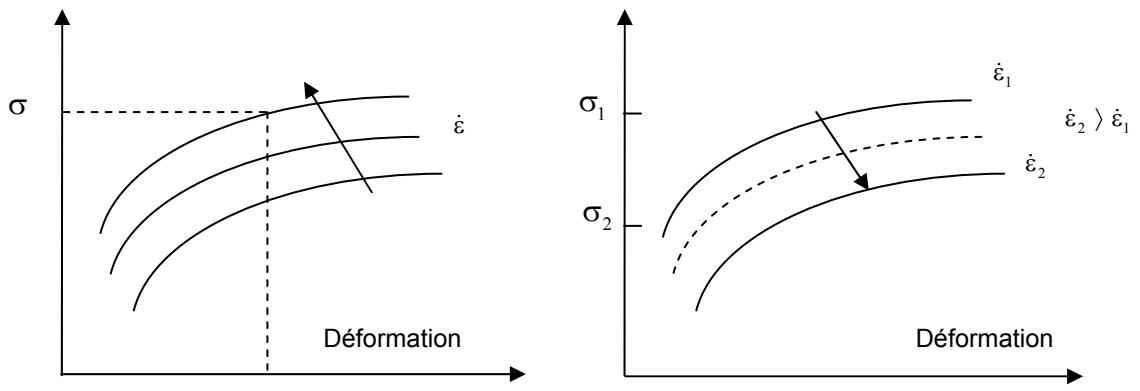


Figure 2 : Représentation schématique de l'évolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation. La flèche indique le sens d'augmentation de la vitesse de déformation imposée. Pour un taux de déformation donné ε , la sensibilité à la vitesse est :

a- positive à l'extérieur des valeurs critiques

b- négative à l'intérieur.

La figure 3 représente les deux enveloppes extrêmes, Courbe d'Ecrouissage Supérieure CES et Courbe d'Ecrouissage Inférieure CEI, entre lesquelles toutes les courbes $\sigma(\varepsilon)$ présentant l'hétérogénéité de déformation viennent s'inscrire. Ces courbes sont distinctes à l'intérieur du domaine de l'effet PLC et deviennent confondues à l'extérieur [38]. La CES correspond en fait aux contraintes de déclenchement d'une bande PLC (initiation et propagation). Cette courbe, très peu affectée par la rigidité de la machine de traction, semble être une caractéristique intrinsèque du matériau. La CEI, quant à elle, dépend du type de machine de traction utilisée et correspond à l'arrêt de la bande.

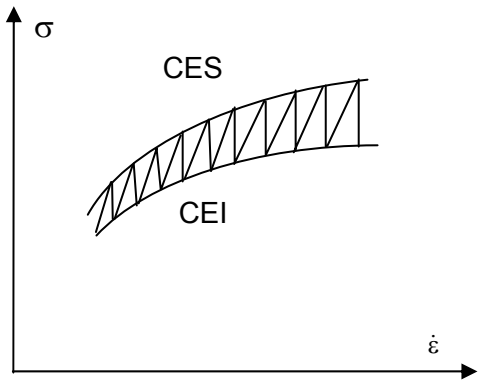


Figure 3 : Courbes d'écrouissage supérieure (CES) et inférieure (CEI) (représentation schématique) (d'après [38]).

Les bandes PLC apparaissent après un écrouissage plus ou moins important de l'échantillon déformé. Ensuite, elles se propagent par exemple 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 (figure 4).

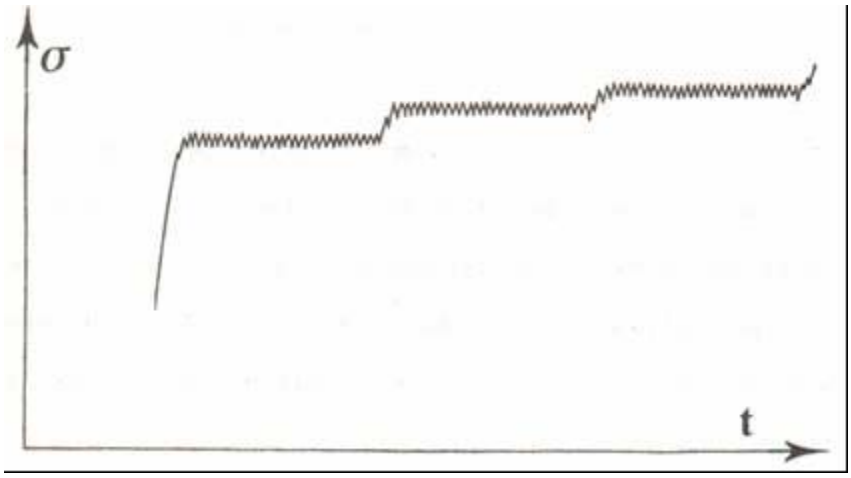


Figure 4 : Instabilités accompagnées de périodes de rechargement (d'après [23]).

L'allure des sauts de contraintes corollaires de l'apparition des bandes PLC sur la courbe de traction dépend des facteurs tels que le mode de sollicitation de l'éprouvette, les conditions d'essai et l'état structural du matériau.

a)- mode de sollicitation de l'éprouvette : selon que l'on impose à l'éprouvette une vitesse de déformation moyenne constante ($\dot{\varepsilon} = d\varepsilon/dt$ = constante) ou une charge que l'on fait croître à vitesse constante ($d\sigma/dt$ = constante), la courbe enregistrée présente respectivement des ondulations en dents de scie ou une succession de paliers (figure 5).

b)- conditions d'essai : dans le cas de la vitesse de traverse imposée, les deux paramètres d'essai que sont la vitesse de déformation moyenne et la température ont une influence sur l'amplitude des décrochements relevée sur la courbe de traction et donc sur le degré d'hétérogénéité des instabilités PLC. En effet, on constate que les discontinuités deviennent de plus en plus accentuées lorsque la vitesse de déformation moyenne diminue et/ou la température augmente [6,23,28,39,40].

c)- état structural du matériau : l'amplitude des discontinuités sur la courbe de traction augmente avec la taille des grains du matériau déformé [41].

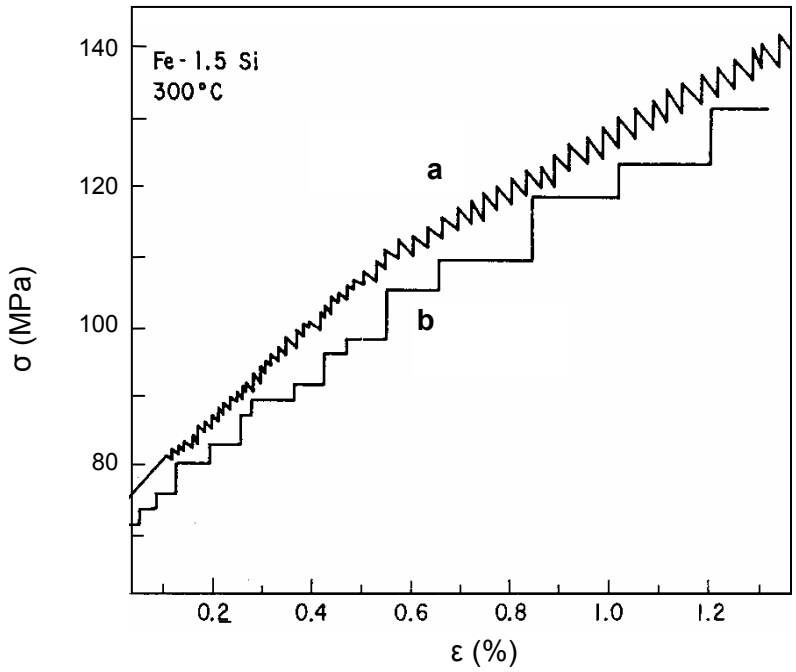


Figure 5 : Instabilités PLC dans un alliage Fe-1,5%Si

(a) vitesse de déformation imposée,

(b) vitesse de chargement imposée (d'après [40]).

Les courbes enregistrées lors des essais mécaniques correspondent à la réponse d'un système mécanique complexe composé de l'éprouvette et du dispositif de chargement. L'interprétation des irrégularités traduisant l'instabilité requiert, donc, la modélisation du comportement du dispositif mécanique constitué de la machine d'essai couplée à une éprouvette se déformant de façon instable.

Bien que la machine soit pilotée en vue d'imposer une vitesse de déformation moyenne constante dans la zone utile de l'éprouvette, la déformation plastique réelle en présence du phénomène PLC, s'effectue en alternant phases élastiques et phases plastiques. Dans un premier temps, l'application de la charge provoque la déformation élastique des éléments en série dans la chaîne d'effort : le bâti, le dynamomètre et l'éprouvette. La courbe force-déplacement présente à ce moment une pente correspondant à la raideur de l'ensemble soumis à l'effort. L'énergie élastique stockée est ensuite libérée lorsque la contrainte atteint une valeur suffisante pour provoquer une déformation plastique. La décharge du bâti et du dynamomètre correspond à une chute instantanée de la charge appliquée. Cette décharge s'explique par le fait que l'éprouvette s'allonge plastiquement beaucoup plus vite que ne l'impose instantanément le déplacement de la traverse. Sur la courbe de traction, cela se traduit par une portion de droite verticale. La déformation plastique est confinée dans une bande étroite, parfois visible à l'œil nu à la surface de l'éprouvette. Le rechargement reprend,

ensuite, sous l'effet de mouvement imposé à la traverse mobile jusqu'à ce que le niveau de contrainte nécessaire au déclenchement d'une nouvelle bande soit atteint. Ce phénomène à caractère cyclique peut continuer ainsi jusqu'à la rupture de l'éprouvette. La courbe enregistrée montre une succession plus ou moins périodique de décrochements caractérisant les types de bandes (figure 6).

Les grandeurs de contrainte et de déformation issues de paramètres macroscopiques deviennent concrètement délicates à déterminer et ne représentent plus, en tout état de cause, des valeurs locales lorsqu'elles sont calculées avec les grandeurs force et déplacement. Malgré cette distorsion, ces grandeurs moyennes en raison du caractère pratique de leur détermination sont utilisées y compris dans le présent rapport.

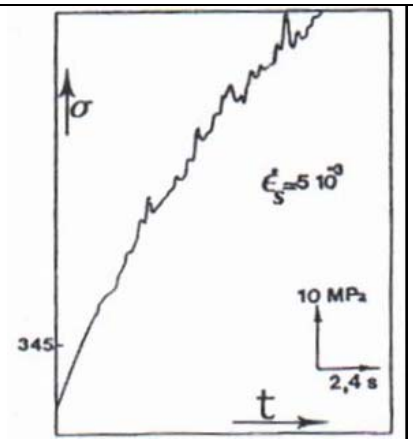
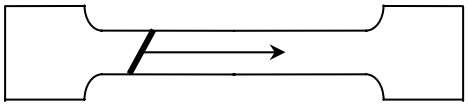
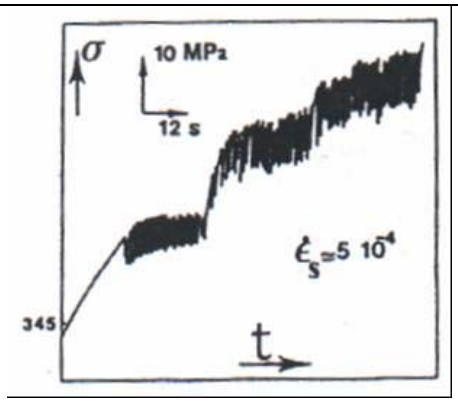
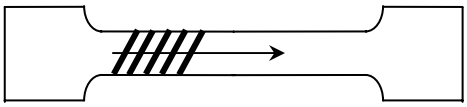
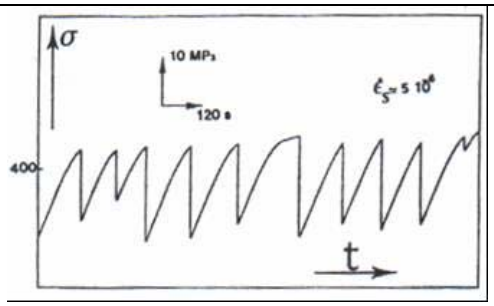
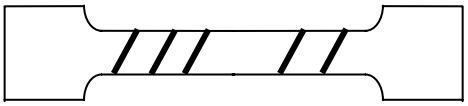
Types d'instabilités	Courbe de traction	Cinématique des bandes
A		 Propagation d'un front de bandes
B		 Succession de bandes.
C		 Apparition aléatoire des bandes.

Figure 6 : Courbes de traction pour un alliage Al-5%Mg (d'après [23]) et représentation schématique de l'aspect cinématique des bandes.

En mode de traction à vitesse de chargement constante, la charge est constamment maintenue sur l'éprouvette, et ce, quelle que soit sa vitesse de déformation. De ce fait, dès qu'une bande se forme, elle est immédiatement mise en mouvement et traverse une portion de l'éprouvette voire son intégralité à une vitesse assez élevée (de l'ordre de 10 cm/s [23]) en produisant un allongement à charge constante. Le passage de chaque bande provoque un écrouissage dans l'éprouvette, la bande suivante exigera une contrainte plus élevée, d'où l'aspect remarquable, en forme d'escaliers, de la courbe de traction obtenue (figure 7).

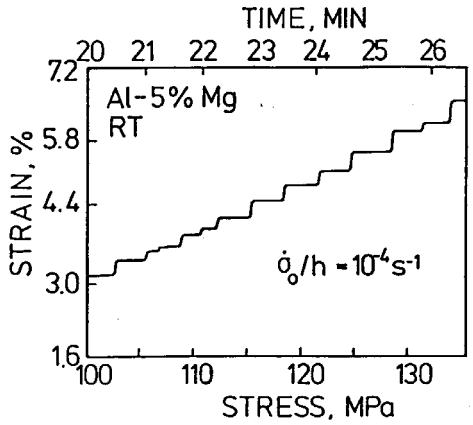


Figure 7 : Sauts de déformation dans Al-5%Mg déformé à température ambiante à vitesse de chargement constante (d'après [42]).

La figure 8 représente l'évolution de la contrainte d'écoulement relevée à 8% de déformation plastique en fonction de la vitesse de déformation imposée dans un alliage Al-5%Mg en traction à température ambiante [23]. A l'intérieur de l'intervalle des vitesses de déformation pour lesquelles la courbe présente une pente négative (en pointillé sur la figure), la déformation plastique est instable.

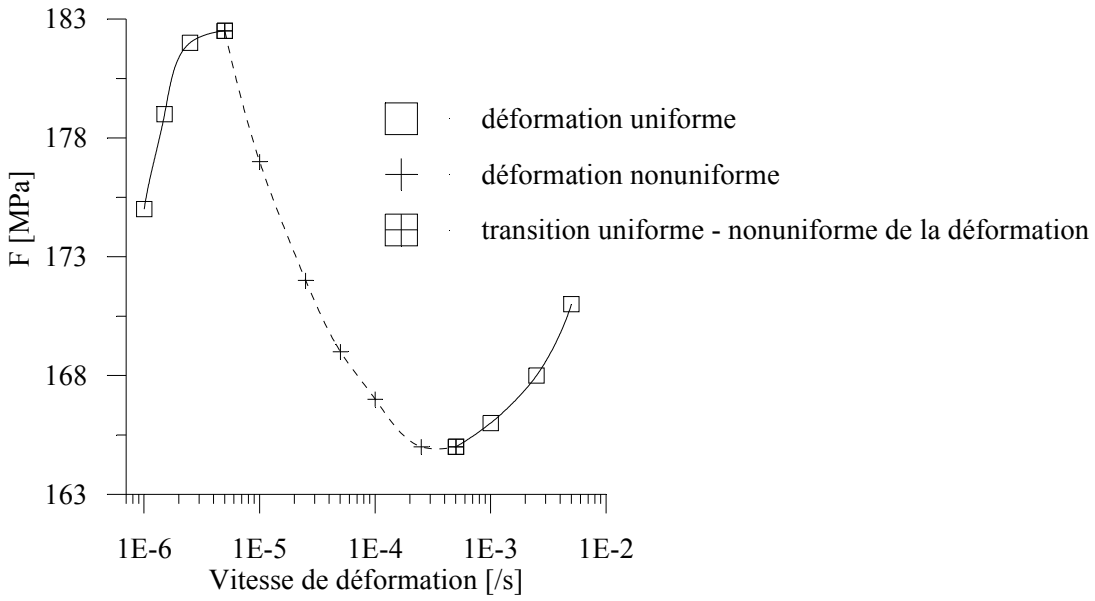


Figure 8 : Evolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation dans un alliage Al-5%Mg recuit lors d'essais de traction à 300K et 8% de déformation (d'après [23]).

Comme il est indiqué plus loin (chapitre 3), cette forme d'hétérogénéité est prépondérante dans une large gamme de vitesses de déformation à température ambiante pour les alliages

Al-Mg. De plus, certains auteurs ont relevé, pour certains alliages, l'existence d'un plateau sur la courbe de traction qui marque le début de l'écoulement plastique [23, 24, 43]. Ce comportement, attribué à l'apparition de bandes de Lüders, a aussi été constaté sur certains de nos essais de traction sur des échantillons en Al-Mg.
Dans la section suivante, on présente les principaux aspects de cet autre type d'hétérogénéité propagative.

2.5. Autres formes d'instabilités propagatives : bandes de Lüders

Ce type d'instabilité est généralement observé lors d'essais de traction à température ambiante sur des aciers doux mais aussi sur d'autres types d'alliages. Le début de la courbe de traction se présente comme sur la figure 9a : après un pic, appelé limite élastique supérieure (R_{es}), la charge décroît brusquement pour s'établir à un niveau que l'on désigne par limite élastique inférieure (R_{ei}) et qui reste constant durant une importante déformation plastique (A_p). Au cours de ce palier le corps de l'éprouvette est parcouru par un front de déformation plastique (figure 9b). L'amplitude de la déformation due au passage du front a une valeur bien définie et celui-ci ne traverse qu'une seule fois l'éprouvette. Ensuite la contrainte s'élève à nouveau et la déformation redevient homogène.

Comme indiqué dans la littérature [44], la propagation des bandes de Lüders est due à un accroissement rapide de la densité de dislocations mobiles dans l'éprouvette au début de l'écoulement plastique. Dans les matériaux présentant ce type d'instabilité, la forte interaction entre les atomes de soluté et les dislocations favorise leur diffusion et la formation d'atmosphères autour de celles-ci. Les dislocations sont alors très fortement ancrées et il devient plus aisé de créer des dislocations nouvelles dans les zones de concentration de contraintes. Elles peuvent alors facilement glisser, former des empilements et activer des sources de dislocations ancrées (mécanisme de Hall–Petch). Ce processus déclenche une avalanche qui, de grain en grain, traverse le polycristal [45]. La multiplication des dislocations mobiles s'amorce aux points de concentration de contrainte et se propage sous l'effet de la contrainte appliquée sous forme de bandes à partir de ces points. Les zones de localisation de la déformation plastique, dites bandes de Lüders, se propagent alors sous forme de front unique ou de plusieurs fronts successifs (dans des directions parfois opposées).

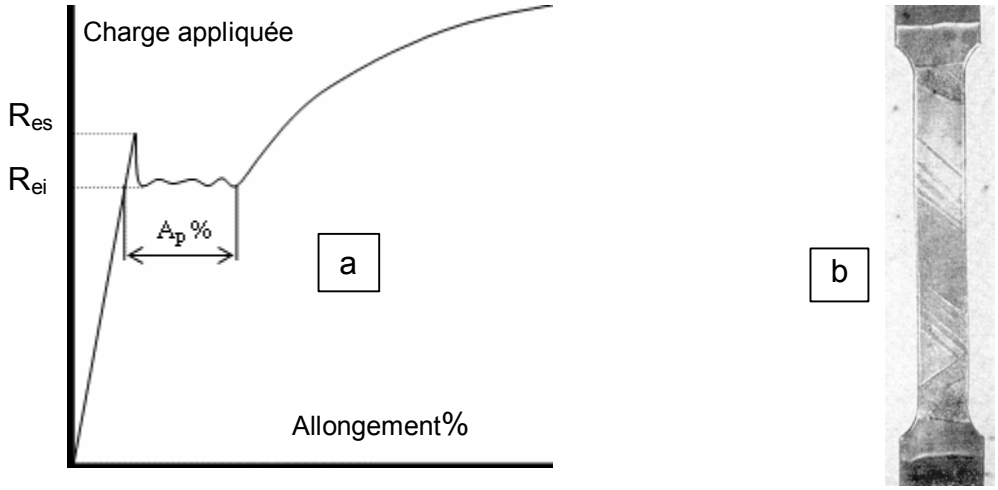


Figure 9 :

a- Représentation schématique d'une courbe de traction avec palier de Lüders.

b- Bandes de Lüders visibles sur la surface de l'éprouvette (d'après [5]).

Dans de nombreux alliages, un autre mode d'écoulement plastique instable (effet PLC) apparaît lorsque l'éprouvette commence à s'écrouir (figure 10).

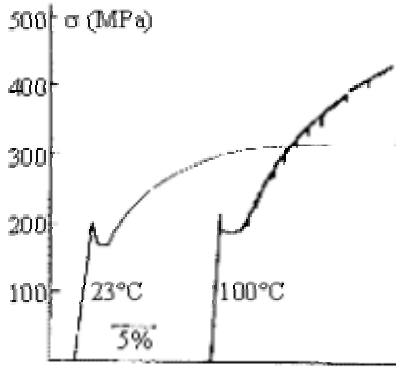


Figure 10 : Courbes de traction pour Fer Armco (fer pur) à différentes températures. Des instabilités PLC peuvent succéder à celles de type Lüders (d'après [43]).

Différents travaux ont fait état de la présence d'un plateau de Lüders sur la courbe de traction lors d'essais sur des alliages Al-Mg et Cu-Al, avant la remontée en écrouissage et l'apparition des instabilités de type PLC. D'après [46], les bandes de Lüders sont observées seulement dans les éprouvettes où les dimensions des grains sont inférieures à 100 µm.

D'après les méthodes de caractérisation classique, les bandes de Lüders se distinguent des hétérogénéités de type PLC, par :

- l'apparition des bandes de Lüders est strictement limitée au premier stade de la déformation plastique du matériau,

- ces bandes se caractérisent par un angle d'inclinaison par rapport à l'axe de l'éprouvette d'environ 50° alors que celles dues à l'effet PLC sont plutôt à 55 ou 60°,
- les bandes de Lüders ne traversent qu'une seule fois la surface de l'éprouvette alors que les bandes PLC se répètent de très nombreuses fois et peuvent se poursuivre jusqu'à la rupture,
- lors de la propagation des bandes de Lüders, la courbe de déformation présente un palier à niveau constant, alors que la contrainte croît d'une bande à la suivante dans le cas du phénomène PLC et même au cours de la propagation d'une seule bande.

Plus récemment encore, en enregistrant les émissions acoustiques et en utilisant la technique d'extensométrie au laser lors d'essais de traction sur un alliage Al-1,5%Mg recuit, des auteurs montrent que le comportement du signal acoustique est nettement différent entre le passage de la bande de Lüders et l'apparition des bandes PLC [47]. Le pic des émissions acoustiques dû au phénomène de Lüders (figure 11) serait dû à une multiplication des dislocations qui sont connues pour être une excellente source d'émissions acoustiques.

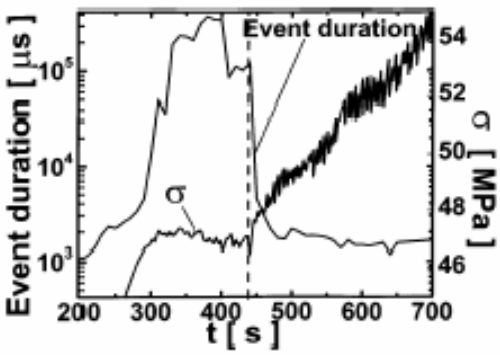


Figure 11 : Corrélation de la caractéristique de l'émission acoustique avec la courbe de déformation pour un essai de traction sur Al-1,5%Mg avec $\dot{\varepsilon} = 1{,}33.10^{-5}\ s^{-1}$.

Dans un article récent, L. Casarotto et al. [48], en utilisant une technique d'extensométrie au laser similaire, montrent que la déformation d'alliage Cu-15%Al en traction à vitesse de déformation imposée présente aussi un palier de Lüders avant l'apparition des instabilités PLC. Les résultats d'analyse montrent que la vitesse de propagation des bandes de Lüders est proportionnelle à la vitesse de déformation imposée tel que prédit par la littérature [1].

3. CARACTERISATION EXPERIMENTALE DES INSTABILITES PLC EN TRACTION UNIAXIALE

Depuis sa mise en évidence, il y a près d'un siècle, le phénomène PLC continue à faire l'objet d'études tant expérimentales que théoriques.

La simplicité du principe de l'essai de traction en a fait l'essai de référence en matière d'étude d'instabilités. Ces essais ont été pendant longtemps le seul moyen pour la caractérisation de l'effet PLC.

On assiste seulement récemment à une certaine diversification des méthodes d'investigation expérimentale dans le domaine de l'étude des instabilités mécaniques de la déformation plastique. Ainsi, en utilisant un dispositif d'essai par gonflement sur des feuilles minces d'alliages Al-Fe-Si, Cieslar et al. [49] ont observé des instabilités qu'ils ont attribuées à l'effet PLC. L'étude de la dépendance par rapport à l'orientation des grains par des mesures de micro dureté [50] a été également utilisée pour déterminer certaines propriétés liées à de l'effet PLC.
Les expérimentateurs recourent de plus en plus à des moyens d'investigation nouveaux pour la caractérisation du phénomène PLC en examinant les effets qui lui sont associés tels que les émissions acoustiques et thermiques ainsi que la propagation des bandes de déformation à la surface de l'échantillon.

Dans cette partie de l'étude bibliographique, nous nous restreignons aux aspects les plus saillants du phénomène PLC faisant l'objet d'une relative unanimité sur le sujet.

3.1. Apparence des bandes

L'un des aspects caractéristiques de l'effet PLC est la localisation de la déformation plastique dans une zone étroite de l'échantillon sous forme de bande. Dans la littérature, plusieurs auteurs [14, 23, 39, 51] ont examiné l'aspect de ces bandes et leur évolution au cours de la déformation instable dans différents alliages. Sous contrainte croissante, l'éprouvette se recouvre de bandes au fur et à mesure de son extension et à plusieurs reprises. En fonction de la vitesse de déformation à température donnée, les bandes PLC se propagent de manière plus ou moins corrélée ou apparaissent de façon aléatoire sur la surface de l'éprouvette. A l'œil nu et parfois dans des conditions appropriées d'éclairage, ces bandes sont nettement observées à la surface de l'éprouvette (figure 12).

Figure 12 : Traces de bandes PLC sur la surface de l'échantillon : image réelle après passage de plusieurs bandes (d'après [23]).

Certains aspects du comportement de ces bandes ont été étudiés après l'enregistrement dynamique en vidéo [51]. Plus récemment, des modèles numériques éléments finis ont été proposés pour la simulation des effets de localisation dus au phénomène PLC dans des éprouvettes d'alliages légers en traction [15, 16].

L'inclinaison des bandes par rapport à l'axe de l'éprouvette est mesurée sur le grand côté de l'éprouvette (figure 12). La valeur de l'angle d'inclinaison des bandes n'est cependant, pas toujours facile à déterminer ; le contraste laissé par le front de bande à la surface de l'échantillon est faible. Les valeurs données par la littérature varient entre 55° et 60°. Cette valeur est influencée par l'orientation de la texture du matériau par rapport à la direction de traction. Lors de la propagation, la bande dévie vers l'orientation symétrique ou se bloque momentanément pour redémarrer dans un autre endroit de la surface de l'échantillon. Ce comportement serait expliqué par la présence d'une irrégularité de surface ou d'une hétérogénéité en volume du matériau de l'éprouvette.

3.2. Amplitude des instabilités

L'écoulement saccadé associé au phénomène PLC, se traduit par des oscillations typiques plus ou moins abruptes sur la courbe de déformation (figure 13). Chaque crochet correspond à une instabilité de l'écoulement plastique du matériau.

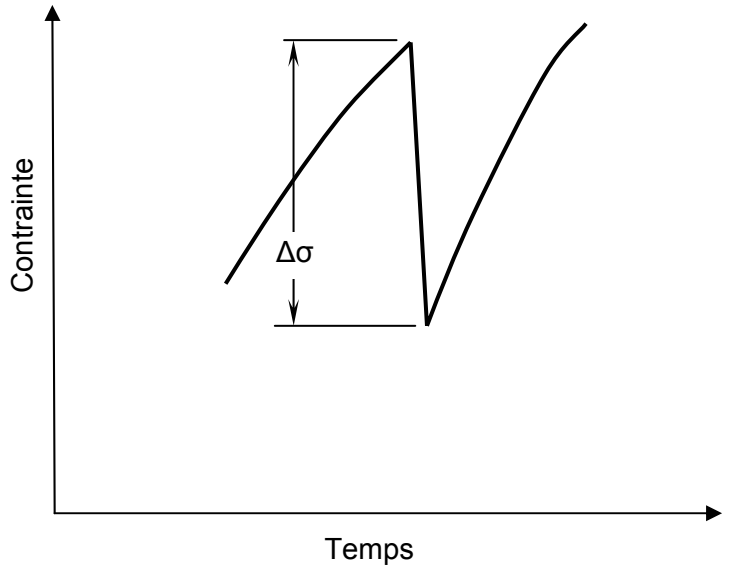


Figure 13 : Représentation schématique d'une oscillation sur la courbe de déformation avec définition de l'amplitude de la chute de contrainte.

L'amplitude de l'instabilité PLC, considérée comme indicateur du degré d'hétérogénéité de la déformation plastique est donnée par la chute de contrainte, Δσ, enregistrée sur la courbe de contrainte-déformation [51]. Une instabilité PLC engendre une bande de localisation de la déformation plastique sur la surface de l'éprouvette d'autant plus large que la valeur de Δσ

est importante [23]. Des enregistrements vidéo de la surface large de l'éprouvette au cours d'essais de traction sur un alliage Al-5Mg montrent que la largeur de bande décroît avec la vitesse de déformation [23], elle passe de 1,5 mm à 0,3 mm en fonction du type des bandes. Ce comportement est similaire à l'évolution de la valeur de la chute de contrainte. En effet, les résultats expérimentaux montrent que la chute de contrainte $\Delta\sigma$, diminue avec l'augmentation de la vitesse et devient de moins en moins brutale et de moins en moins régulière au fur et à mesure que la vitesse de déformation imposée augmente. A la limite, la courbe devient lisse.

D'autres facteurs ont une influence sur la valeur de l'amplitude de l'instabilité de l'écoulement plastique associé à l'effet PLC tels que la taille des grains du matériau [52] ou le taux de déformation [53]. Fujita et al. [41] dans Al-4%Mg et, ensuite, Chihab [23] montrent que plus la taille des grains est petite, plus l'amplitude de la contrainte est importante dans l'alliage Al-5%Mg à température ambiante.

Par ailleurs, pour une même vitesse de déformation, la valeur de $\Delta\sigma$ augmente avec le taux de déformation jusqu'à atteindre une valeur de saturation [54, 55]. Schématiquement cette évolution est représentée sur la figure 14.

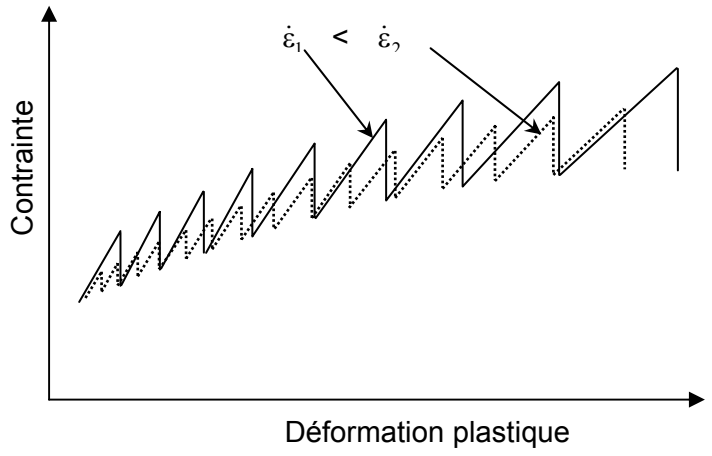


Figure 14 : Représentation schématique de l'amplitude des chutes de contrainte de type B en fonction du taux de déformation.

Les résultats expérimentaux montrent que dans des alliages Al-Mg, la valeur de la chute de contrainte dépend aussi de la teneur en élément d'addition et de la texture du matériau par rapport à la direction de traction. Lors d'essais de traction à vitesse de déformation constante à température ambiante, la valeur maximale de $\Delta\sigma$ atteint 10 MPa dans Al-4,5Mg recuit [12, 13,] et 4 MPa dans Al-1Mn-1Mg recuit [6].

3.3. Modes de propagation des bandes PLC

Pour un essai de traction sur machine à grande rigidité, l'effet PLC se manifeste de différentes manières en fonction de la vitesse de déformation et de la température. Les instabilités mécaniques qui donnent lieu à des localisations de la déformation plastique dans le corps de l'éprouvette se traduisent aussi par des irrégularités typiques sur la courbe de déformation. Pour une température donnée, on distingue trois types d'oscillations en fonction de la vitesse de déformation imposée. Les bandes PLC qui leurs sont associées portent les mêmes dénominations.

Type A : les instabilités de type A sont, globalement, obtenues à basse température ou à grande vitesse de déformation. Ce type d'instabilités est associé à la propagation d'un *front* de bandes de déformation plastique sur l'éprouvette. Chaque bande, une fois apparue, se propage de manière continue sur une partie ou sur la totalité de l'éprouvette. Des auteurs rapportent que ces types de bandes apparaissent préférentiellement au niveau de l'un des congés de l'éprouvette et se propagent en direction du congé opposé [14, 15, 23 et 51].

Type B : ce type d'instabilités apparaît dans le domaine des vitesses et de températures intermédiaires. La bande apparaît de manière quasi instantanée dans un endroit de l'éprouvette et se traduit par une chute de contrainte brutale jusqu'à atteindre le seuil inférieur de propagation. Le déclenchement d'une autre bande nécessite un rechargement pendant un temps assez court, de l'ordre d'une seconde, jusqu'à atteindre le niveau de contrainte précédent. Dans une étude sur l'alliage Al-5%Mg, Chihab et al. rapportent que les enregistrements vidéo réalisés au cours d'essais de traction que ce type de bande se propage en se succédant l'une à côté de l'autre le long de l'éprouvette [51]. Cette manière corrélée dans l'espace est appelée "hopping bands". Cette description semble contestée par les résultats d'observation portant sur des essais similaires sur Al-3%Mg en utilisant des techniques de tacheture au laser [17]. Les auteurs indiquent, en effet, que plusieurs bandes apparaissent en même temps et les bandes se propagent sur une distance ou disparaissent. Durant la propagation d'une bande, une nouvelle bande peut s'amorcer et se propager à travers la première.

Type C : aux faibles vitesses de déformation ou hautes températures, l'amplitude des chutes de contrainte augmente produisant à chaque instabilité une zone de localisation de plus en plus large. L'écrouissage est très faible. Le corps de l'éprouvette se remplit de bandes sans ordre apparent, chaque bande se forme, de préférence dans une zone laissée libre par les précédentes, favorisée par un effet de concentration de contrainte [23].

Cette dénomination n'est toutefois pas unanimement admise et il existe dans la littérature des désignations différentes telles que bandes de type E, A_I ou A_{II}, … etc.

3.4. Déformation critique d'apparition des instabilités PLC

Lors d'un essai de traction sur un matériau susceptible de présenter l'effet PLC, l'apparition de stries sur la courbe de déformation se produit à un taux de déformation plastique variable. Ce taux de déformation, appelé déformation critique ε_c, marque la limite de stabilité de l'écoulement plastique. Il est influencé par plusieurs facteurs tels que la température, la vitesse de déformation ou l'état structural du matériau. Certains auteurs [56, 57] l'associent, pour une valeur de $\dot{\varepsilon}_a$ donnée, à la déformation nécessaire pour l'apparition d'une sensibilité négative de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation.

Plusieurs travaux [56-58] ont montré que ε_c augmente lorsque $\dot{\varepsilon}_a$ croît ou lorsque la température décroît ; ce comportement est dit "normal". D'autres références [22, 24, 30, 59] montrent que dans certains cas, comme les alliages en solutions solides concentrées, la déformation critique augmente avec la température ou la diminution de la vitesse de déformation. Ce comportement dit "inverse" a été observé dans des aciers et des alliages à base d'aluminium [9, 53]. Dans une étude Balik et al. [24] mettent en évidence cet effet inverse sur un alliage Al-2,6Mg comme pour la figure 15.

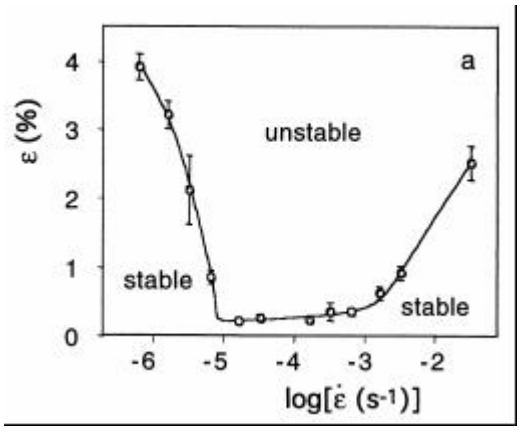


Figure 15 : Evolution de la déformation critique d'apparition des instabilités PLC dans Al-2,6Mg à température ambiante. Le comportement de ε_c est "inverse" aux faibles vitesses et devient "normal" aux vitesses élevées (d'après [24]).

D'après [52], la déformation critique croît avec l'augmentation de la taille des grains. Pour les métaux laminés, la valeur de ε_c dépend aussi du sens de traction par rapport à la direction du laminage : des auteurs montrent que l'apparition de l'effet PLC est retardé lorsque l'éprouvette est prise suivant une direction perpendiculaire au sens du laminage par rapport à des éprouvettes découpées suivant le sens du laminage [23, 53].

3.5. Domaine d'existence de l'effet PLC

Les instabilités PLC sont observées dans une large gamme d'alliages et dans diverses conditions de chargement (traction, compression, torsion et fatigue) [9, 23, 24, 40]. L'observation des décrochements périodiques sur la courbe de déformation liés au phénomène PLC n'est cependant possible que dans un domaine restreint de vitesse de déformation, de température et de taux de déformation.

Plusieurs travaux sont consacrés à la détermination des conditions expérimentales favorables à l'apparition des instabilités de la déformation plastique de type PLC [9,22, 23, 25]. Dans un diagramme température–vitesse de déformation, l'étude montre que la déformation plastique présente des instabilités de type PLC dans un domaine bien défini.

D'après la figure 16 relative à un alliage Al-5%Mg [22], on distingue trois régions en fonction des paramètres d'essai que sont la température (T) et la vitesse de déformation ($\dot{\varepsilon}$).

a)- Une zone à gauche du diagramme, "haute température - faible vitesse".

b)- Une zone à droite du diagramme, "basse température - forte vitesse".

Dans ces deux zones, marquées par "0" sur le diagramme de la figure 16, les courbes de déformation sont lisses, la déformation plastique est homogène.

c)- Une zone centrale du diagramme, qui correspond au domaine dans lequel on observe le phénomène PLC. La courbe de traction présente toutes les caractéristiques associées à la présence d'instabilités.

La nature des instabilités diffère suivant la position de l'essai dans le domaine ($\dot{\varepsilon}$, T). Les traits obliques représentés sur le diagramme de la figure 16 délimitent les frontières du domaine PLC et les différents types d'instabilités caractéristiques. A basse température ou à haute vitesse de déformation, les sauts observés sont représentatifs d'un mode d'instabilité du type A alors qu'à haute température ou à basse vitesse de déformation, le mode est de type C. Dans une gamme intermédiaire de températures ou de vitesses de déformation, il y a apparition d'une autre forme de décrochements de contrainte caractéristiques du type B.

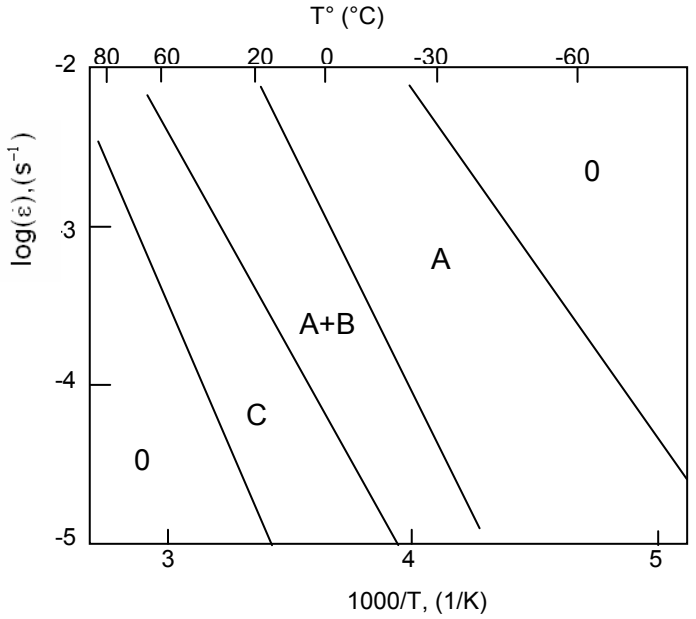


Figure 16 : Le domaine d'existence et les différents types d'instabilités PLC, dans un diagramme vitesse-température pour un alliage Al-5%Mg. Les zones marquées par 0 correspondent à l'écoulement stable (d'après [22]).

4. ORIGINE PHYSIQUE DE L'EFFET PLC

Les progrès importants réalisés dans la théorie des dislocations concernant en particulier l'analyse des interactions entre les dislocations et les défauts des réseaux cristallins permettent de relier les grandeurs macroscopiques mesurées expérimentalement au comportement de ces dislocations à l'échelle microscopique.

L'origine microscopique de l'effet PLC s'est précisée suite aux perfectionnements successifs des moyens d'investigation expérimentale. On trouve dans plusieurs articles [23, 60 et 61] des synthèses avec l'analyse critique des différents modèles proposés.

Certains auteurs [11, 25 et 56] relient l'apparition des instabilités PLC au vieillissement dynamique et à la sensibilité négative de la contrainte d'écoulement par rapport à la vitesse de déformation.

On présente dans les paragraphes suivants la théorie qui décrit ce couplage qui paraît le plus consensuel pour la communauté scientifique.
La théorie s'appuie sur l'hypothèse d'une plasticité provoquée par le mouvement des dislocations [56] et [57]. Ces mouvements s'opèrent de façon discontinue du fait de la présence d'obstacles (précipités, dislocations de la forêt, …) qui les stoppent momentanément et qu'elles traversent au cours de leur déplacement (figure 17).

Le franchissement thermiquement activé des obstacles s'effectue donc en deux temps : un temps de vol t_v entre obstacles et un temps d'attente t_w. Si ℓ est la distance moyenne entre obstacles, on a :

$$t_w + t_v = \ell / v \qquad (1)$$

où v est la vitesse moyenne des dislocations.

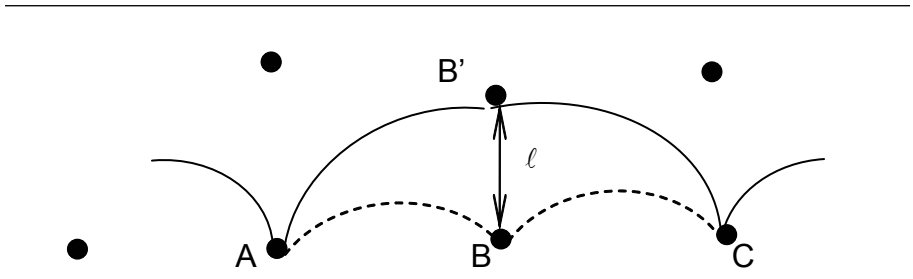


Figure 17 : Représentation schématique du mouvement d'une ligne de dislocation par saut entre deux obstacles.

Le temps de vol t_v étant généralement très petit par rapport au temps d'attente t_w [27,58], c'est t_w qui détermine la vitesse moyenne des dislocations :

$$v \approx \frac{\ell}{t_w} \qquad (2)$$

La diffusion des atomes de soluté vers les dislocations mobiles se produit significativement pendant le temps d'attente t_w. L'application de la loi d'Orowan à l'équation (2) donne :

$$t_w = \ell \rho_m b / v \qquad (3)$$

L'intensité du vieillissement dynamique est liée à la concentration en atomes de soluté qui interagissent avec les dislocations pendant le temps d'attente t_w (temps de vieillissement). L'augmentation du nombre d'obstacles sur la ligne de dislocation pendant le temps d'attente produit un ancrage qui engendre une augmentation de la contrainte nécessaire pour la mettre en mouvement. Cette augmentation est d'autant plus importante que la densité de dislocations mobiles ρ_m est élevée. Dans une étude sur du laiton déformé à $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\ s^{-1}$, Korbel et al. [62] montrent que la densité de dislocations dépend du taux de déformation.

Elle serait de l'ordre de 10^4 cm^{-2} au début de la déformation et atteindrait 10^6 cm^{-2} en fin de déformation dans les bandes PLC lors d'essai de traction à 350K (figure 18).

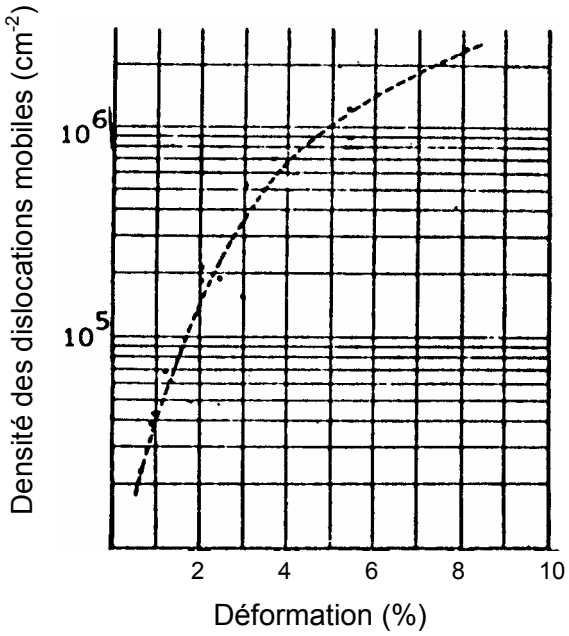


Figure 18 : Densité des dislocations mobiles en fonction de la déformation dans le laiton lors d'un essai de traction à 350 K

($\dot{\varepsilon}$ = $10^{-4}s^{-1}$) d'après [61].

Pour construire un modèle de diffusion dans l'intervalle de temps t_w, Van den Beukel et al. [63] font l'hypothèse que les obstacles de type dislocations forêt drainent les atomes de soluté et les injectent en utilisant un mécanisme de diffusion au cœur de la dislocation mobile lors du temps d'attente. Le franchissement des obstacles devient de plus en plus difficile au fur et à mesure que le temps d'attente augmente, c'est-à-dire avec la diminution de la vitesse de déformation. Il devient donc "anti-thermiquement activé".

La vitesse de déformation à l'échelle de l'éprouvette est exprimée par une loi de type Arrhenius :

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp-(\frac{H}{kT}) \qquad (4)$$

Dans cette expression, le terme pré exponentiel $\dot{\varepsilon}_0$ est une constante qui dépend de la structure de l'échantillon. L'enthalpie d'activation H est fonction de la contrainte σ et de la concentration en atome de soluté C autour de la ligne de dislocation. La mobilité de ces atomes en solution est régie par la diffusion qui, à son tour, dépend du coefficient de

diffusion D et du temps d'attente t_w. Pour les grandes valeurs de t_w (correspondant à de très faibles vitesses de déformation), les dislocations sont saturées tandis que pour les vitesses de déformation assez élevées, le temps nécessaire pour que les atomes de soluté viennent bloquer les dislocations temporairement arrêtées aux obstacles est donné par la relation de Friedel [64] :

$$t_a = \left(\frac{C_1}{\alpha\, C_0} \right)^{\frac{3}{2}} \frac{kTb^2}{DW_m} \qquad (5)$$

où C_1 est la concentration locale du soluté nécessaire à l'ancrage des dislocations arrêtées, C_0 est la concentration moyenne du soluté ($C_1 \gg C_0$), $\alpha \approx 3$ et W_m l'énergie d'interaction entre dislocations et atomes de soluté.

Cette relation montre que pour produire le vieillissement dynamique, les éléments d'addition doivent avoir [65] :

- ✓ une solubilité suffisante,
- ✓ un coefficient de diffusion élevé,
- ✓ une forte interaction avec les dislocations.

A l'échelle macroscopique, le vieillissement dynamique conduit à un comportement "anormal" des caractéristiques mécaniques des matériaux qui en sont le siège. Deux paramètres sont des indicateurs potentiels de la présence du vieillissement dynamique : le pic dans l'évolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la température (figure 19) et la sensibilité macroscopique négative de la contrainte par rapport à la vitesse de déformation. Celle-ci, mesurée généralement par saut de vitesse au cours d'essai de traction (figure 20) est exprimée par le rapport $\frac{\Delta\sigma}{\Delta \ln \dot{\varepsilon}}$.

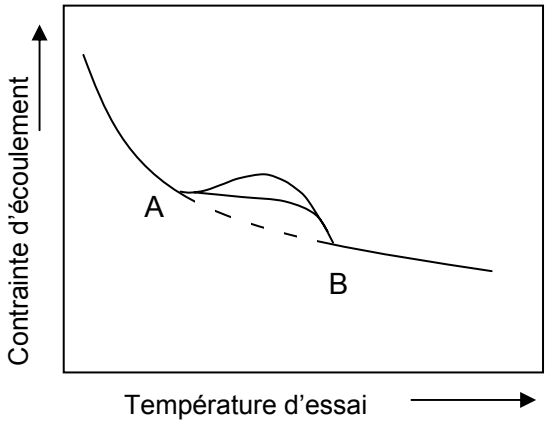


Figure 19 : Représentation schématique de la variation de la contrainte d'écoulement en fonction de la température d'essai pour un alliage (cf. [66]).

La figure 19 montre la présence d'une plage de température d'essai (domaine compris entre A et B) pour laquelle la contrainte d'écoulement présente un plateau voire un pic avant de rejoindre le comportement "normal". On observe également et fréquemment un minimum de ductilité dans le domaine de vieillissement dynamique : c'est le phénomène connu sous le nom de "fragilité au bleu" des aciers doux. En effet, si la sensibilité est élevée, l'accroissement de la vitesse de déformation locale dans la zone de striction conduit à une augmentation importante de la contrainte d'écoulement qui tend à s'opposer à la localisation de la plasticité. A l'opposé, une baisse de la sensibilité à la vitesse de déformation favorise la localisation de la plasticité et ainsi la rupture précoce.

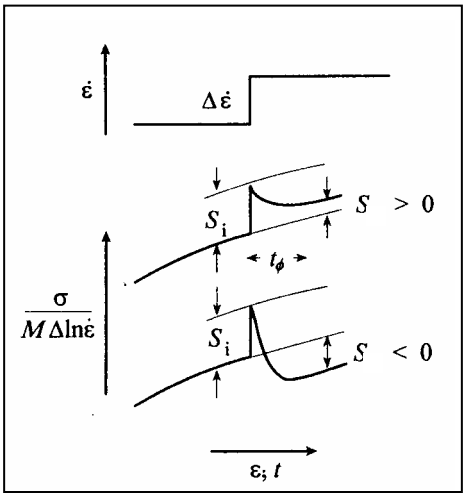


Figure 20 : Représentation schématique de l'évolution de la contrainte suite à un saut de vitesse lors d'essai de traction à vitesse de déformation constante (d'après [61]).

Les résultats expérimentaux sur divers matériaux montrent qu'à une température d'essai donnée, la sensibilité à la vitesse évolue au cours de la déformation (figure 21) [67]. Les instabilités associées à l'effet PLC apparaissent lorsque la sensibilité à la vitesse est négative.

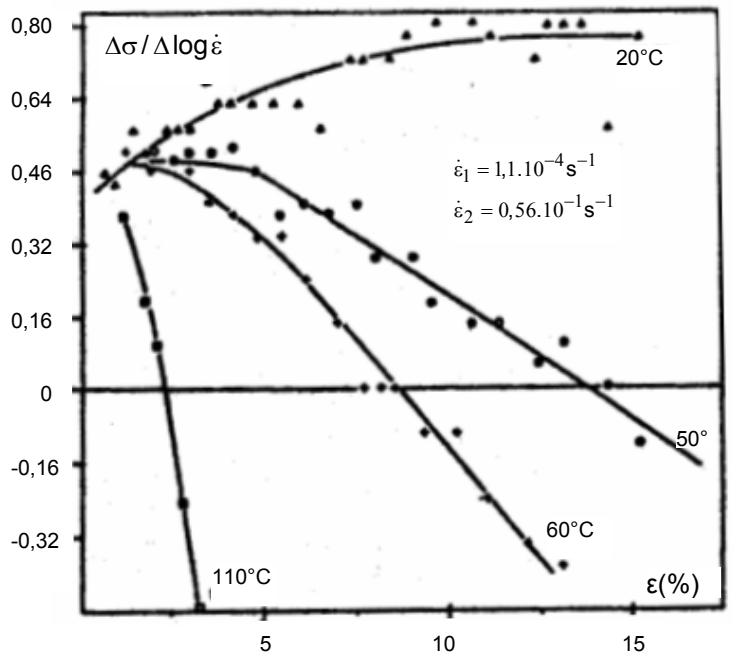


Figure 21 : Evolution de la sensibilité à la vitesse en fonction de la déformation dans un alliage Cu-4%Ge (d'après [67]).

Le vieillissement dynamique ne conduit pas nécessairement à l'effet PLC : celui-ci n'est que la conséquence d'un vieillissement suffisamment marqué pour rendre la sensibilité à la vitesse négative et conduisant alors aux effets macroscopiques tels que l'écoulement plastique instable.

A l'intérieur du domaine du vieillissement dynamique (figure 22), il peut donc exister un sous domaine dans lequel on assiste à des instabilités plastiques de déformation (S < 0).

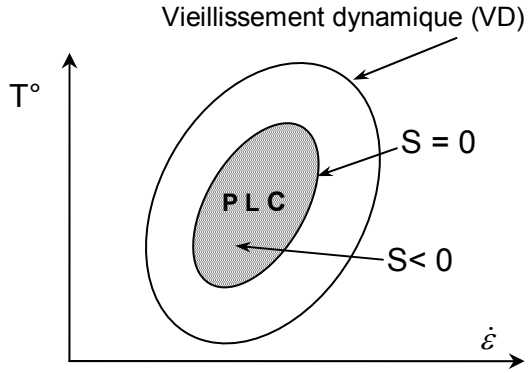


Figure 22 : Représentation schématique des domaines d'existence du vieillissement dynamique et du phénomène PLC (d'après [68]).

Quand l'échelle de temps de mobilité des solutés est comparable à celle du déplacement des dislocations, le coefficient de diffusion est suffisamment grand pour saturer la ligne de dislocation pendant le temps d'attente et l'écoulement discontinu apparaît. En d'autres

termes, pour qu'il y ait manifestation de l'effet PLC, il faut que le temps d'attente t_w soit égal au temps de vieillissement (d'ancrage) t_a.

La figure 23, d'après [61], donne un exemple de la forme caractéristique de l'évolution de la contrainte effective par rapport à la vitesse de déformation.

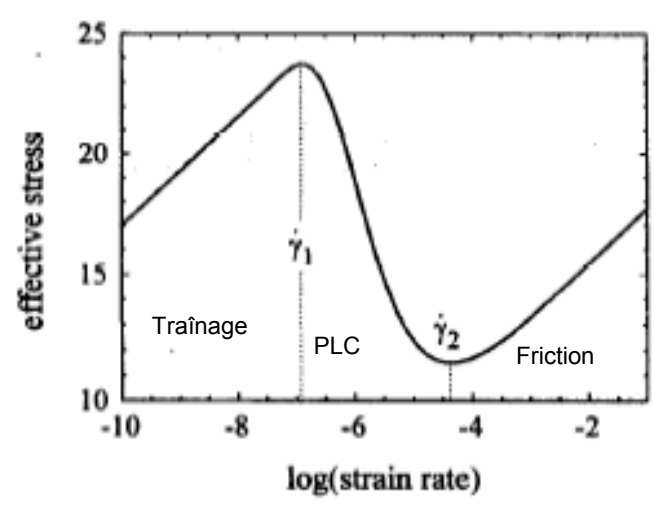


Figure 23 : Courbe en N représentant la variation de la contrainte effective en fonction de la vitesse de déformation (d'après [61]).

Trois zones sont distinguées :

1. aux faibles vitesses, $\dot{\gamma} < \dot{\gamma}_1$, les dislocations sont saturées en permanence en atomes de soluté (totalement vieillies). Lors de la déformation, les dislocations traînent les points d'ancrage (atomes de soluté). Ce domaine correspond au régime de traînage. La sensibilité de la contrainte d'écoulement par rapport à la vitesse de déformation est positive.
2. Dans un domaine intermédiaire, $\dot{\gamma}_1 < \dot{\gamma} < \dot{\gamma}_2$, les vitesses de déformation sont compatibles avec la vitesse du vieillissement. Dans ce cas, l'augmentation de la vitesse de déformation réduit le temps d'attente et, par conséquent, la concentration en soluté sur les lignes de dislocation donc la contribution de l'activation thermique à l'écoulement plastique. Au-delà d'une certaine vitesse limite, un désancrage dynamique se produit et conduit à une sensibilité négative de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation.
3. Aux grandes vitesses de déformation, $\dot{\gamma} > \dot{\gamma}_2$, le temps d'attente étant trop court, la diffusion des atomes du soluté est réduite, par conséquent la concentration en soluté sur les dislocations reste insuffisante pour permettre l'ancrage dynamique. Les dislocations sont trop rapides par rapport au mouvement des atomes de soluté qui sont ressentis comme une grille quasi statique (régime de friction). La sensibilité de la contrainte d'écoulement est de nouveau positive.

5. ETUDE THEORIQUE DE L'EFFET PLC, APPROCHE MACROSCOPIQUE

5.1. Critère d'apparition de l'instabilité PLC

Dans la littérature se rapportant à l'étude de la déformation plastique hétérogène, la notion d'instabilité se rapporte à une perturbation de l'écoulement plastique supposé homogène [19]. Pour ce dernier cas, la vitesse de déformation macroscopique $\dot{\varepsilon}$ est reliée aux paramètres quantifiables à l'échelle microscopique par l'intermédiaire de la loi d'Orowan :

$$\dot{\varepsilon} = \Phi \rho_m v b , \tag{6}$$

où ρ_m est la densité des dislocations mobiles, v la vitesse moyenne de ces dislocations, b est le module du vecteur de burgers et Φ un facteur géométrique relié à l'orientation du monocristal ou à la texture du polycristal du matériau.

Dans un domaine restreint de température et de déformation, le mouvement thermiquement activé des dislocations dans le champ des obstacles de la forêt est décrit par une vitesse moyenne de franchissement d'obstacles donnée par une loi de type Arrhénius [56] :

$$v = v_0 \exp\left(\frac{\sigma_e}{S_0}\right) \tag{7}$$

Dans cette expression, le terme pré exponentiel v_0 dépend de la structure de l'échantillon et ne varie que faiblement avec la contrainte et la température. $\sigma_e = (\sigma - \sigma_f)$ est la contrainte effective, qui représente la différence entre la contrainte appliquée σ et la contrainte interne σ_f produite par les défauts contenus dans le cristal ($\sigma_f \propto \rho_f^{1/2}$, où ρ_f est la densité des dislocations de la forêt). $S_0 = kT/V$ représente la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation, V est le volume d'activation, T la température absolue et k la constante de Boltzmann.

L'expression de la contrainte appliquée σ s'obtient en combinant les équations (6 et (7:

$$\sigma = \sigma_f + S_0 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{b v_0}\right) - S_0 \ln(\Phi \rho_m) \tag{8}$$

Par ailleurs, en fixant la température et pour un état structural donné, la contrainte σ est fonction de la déformation et de la vitesse de déformation : $\sigma = \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$.

L'équation locale décrivant la loi de comportement sous sa forme différentielle s'écrit :

$$d\sigma = \left(\frac{\partial\sigma}{\partial\varepsilon}\right)d\varepsilon + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial \ln\dot{\varepsilon}}\right)d\ln\dot{\varepsilon} \tag{9}$$

ou encore :

$$d\sigma = h(\varepsilon)d\varepsilon + S(\dot{\varepsilon})d\ln(\dot{\varepsilon}), \tag{10}$$

avec $h(\varepsilon) = \left(\frac{\partial\sigma}{\partial\varepsilon}\right)_{\dot{\varepsilon}}$ le taux de durcissement d'écrouissage et $S(\dot{\varepsilon}) = \left(\frac{\partial\sigma}{\partial \ln\dot{\varepsilon}}\right)_{\varepsilon}$ la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation.

D'après l'équation (10), on obtient :

$$h(\varepsilon) = \left(\frac{\partial\sigma_f}{\partial\varepsilon}\right)_{\dot{\varepsilon}} - S_0\left(\frac{\partial \ln(\Phi\rho_m}{\partial\varepsilon}\right)_{\dot{\varepsilon}}, \tag{11}$$

$$S(\dot{\varepsilon}) = S_0 + \left(\frac{\partial f}{\partial \ln\dot{\varepsilon}}\right)_{\varepsilon}. \tag{12}$$

Le taux d'écrouissage h(ε) pour une vitesse de déformation donnée, d'après l'équation (11), résulte de l'action combinée d'un durcissement dû à l'évolution de la densité des dislocations de la forêt et d'un "adoucissement" favorisé par la multiplication des dislocations mobiles et/ou à une augmentation du facteur géométrique.

D'après Kubin et al. [19], pour obtenir un critère d'apparition de localisation de déformation, on introduit localement une petite perturbation et on en suit l'évolution au cours du temps. Pour l'analyse de la stabilité linéaire, les auteurs expriment la perturbation sous forme exponentielle [19] :

$$\delta\varepsilon(t) = \delta\varepsilon_0 \exp(\lambda t) \tag{13}$$

Le signe de la quantité λ, appelé *paramètre de croissance*, indique si la perturbation introduite initialement est croissante avec le temps, ce qui conduit à la localisation de la déformation, ou si elle est décroissante.

Si λ est positif, la perturbation va s'amplifier et engendrer un écoulement non uniforme, ceci donne lieu à différents types d'instabilités. Par contre si λ est négatif, la perturbation s'atténue rapidement et l'écoulement reste stable.

D'après l'équation (10), la contrainte subit une perturbation $\delta\sigma$ qui peut être exprimée par :

$$\delta\sigma = h\delta\varepsilon + S\,\delta \ln \dot{\varepsilon}\,. \tag{14}$$

Par ailleurs, dans le cas d'une traction uniaxiale simple, l'apparition d'une localisation de la déformation plastique est associée, d'après le critère de Considère, à un maximum de la charge appliquée, soit dF = 0. En tenant compte de l'incompressibilité du matériau on montre que ce critère s'écrit :

$$\delta\sigma = \sigma\,\delta\varepsilon \tag{15}$$

La combinaison des équations (13), (14), et (15) donne :

$$\lambda = \left(\frac{\sigma - h}{S}\right)\dot{\varepsilon} \tag{16}$$

Comme il vient d'être exposé, la condition $\lambda > 0$ détermine le passage de l'état de déformation stable à l'état instable.

D'après la relation (16), λ est positif lorsque:

1er cas : $\sigma - h > 0$ et $S > 0$, d'où l'on tire :

$$\left(\frac{h}{\sigma}\right) < 1 \tag{17}$$

Ce cas correspond à une extension du critère de Considère. La localisation coïncide avec un adoucissement du matériau. La sensibilité S de la contrainte par rapport à la vitesse de déformation étant positive signifie que la déformation reste thermiquement activée et dans ce cas, l'instabilité associée est dite de type "h" [19] ; elle correspond essentiellement à la striction et aux bandes de Piobert-Lüders.

2ème cas : $\sigma - h < 0$ et $S < 0$, c'est-à-dire que l'instabilité intervient alors que le matériau continue à s'écrouir. Dans ce cas, les instabilités associées, telles que l'effet PLC, sont dites de type "S".

Sur la figure 24, sont représentés schématiquement les différents cas possibles de l'évolution des composantes (h, σ et S) de l'équation (16) pour une vitesse de déformation donnée $\dot{\varepsilon}$.

Dans tout le domaine de déformation plastique, et selon la valeur relative de σ, h et S, différents types d'instabilités peuvent être enregistrés si le paramètre λ (16) devient positif. Les courbes de déformation représentées schématiquement sur la figure 24b (de 1 à 5) correspondent aux différents cas d'évolution de σ, h et S. Ainsi, la déformation plastique, après le palier de Lüders, peut redevenir uniforme (courbe lisse) ou non uniforme (bandes PLC, courbe en dents de scie).

La valeur négative du taux d'écrouissage h, en tout début de la phase plastique de la déformation, est due à la chute de la limite élastique, puis h devient positif tout en restant inférieur à la contrainte d'écoulement σ durant toute la phase de propagation des bandes de Lüders (domaine I). Dans tous les cas de figure, la sensibilité de la contrainte par rapport à la vitesse de déformation, dans cette phase de déformation plastique, reste positive. Au-delà de la déformation ε_c (domaine II), le taux d'écrouissage h dépasse la contrainte σ et le matériau se déforme plastiquement tout en s'écrouissant. La déformation plastique se poursuit soit d'une manière homogène (courbe lisse), soit de manière instable (effet PLC) en fonction de l'évolution de la sensibilité de la contrainte par rapport à la vitesse de déformation.
La figure 24a montre les cinq cas possibles (S1 à S5). L'instabilité de type "S" apparaît soit dès le début du domaine II (S3, S5) soit après une certaine déformation critique ε_c (S2, S4) et disparaît au-delà d'une seconde déformation ε_c* (S2,S3) ou persiste jusqu'à la striction (S4, S5). La phase de rupture (domaine III) débute au point d'amorçage de la striction (h = σ). Les limites de domaine de l'instabilité de type "S" (ε_c, ε_c^*) ont fait l'objet de plusieurs études théoriques et expérimentales [20,22,69].

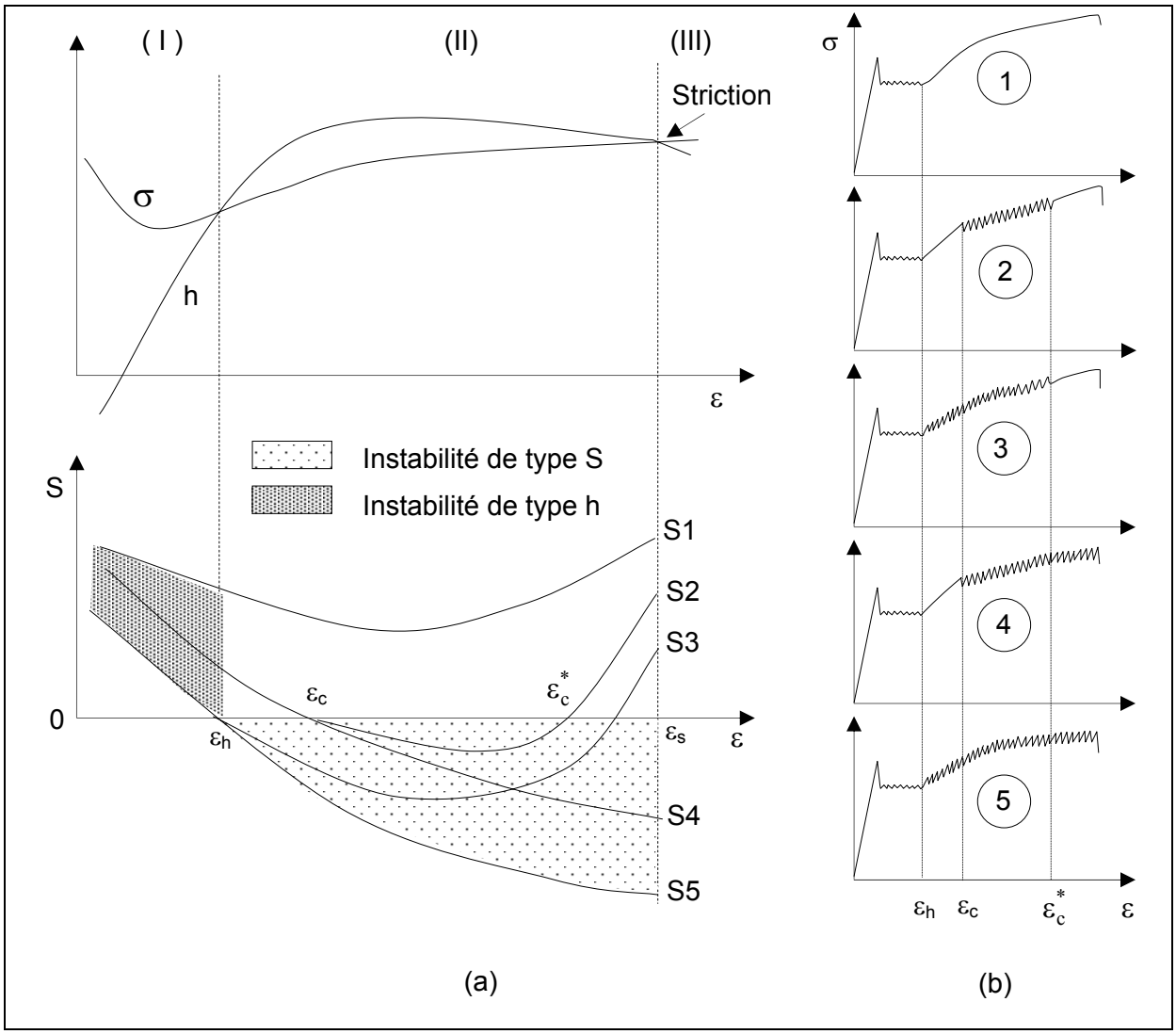


Figure 24 : Représentation schématique des différents types d'instabilités.

(a) évolution de la contrainte σ, du taux de durcissement h et de la sensibilité à la vitesse S en fonction de la déformation ε

(b) courbes de déformation correspondantes (d'après [70]).

Il est ainsi établi que l'instabilité de la déformation plastique dépend de la condition qui conduit à une valeur positive du paramètre λ.

Les instabilités dites de type "h", sont associées à l'interruption de l'écrouissage du matériau de l'éprouvette, particulièrement lorsqu'il y a adoucissement de déformation, tel est le cas des bandes de Lüders ou de la striction.

L'autre type d'instabilités, associé à une sensibilité négative de la contrainte par rapport à la vitesse de déformation, est dit de type "S". Ces instabilités engendrent un écoulement discontinu connu sous le nom d'effet PLC.

Dans ce qui suit, on présente une synthèse de la bibliographie relative aux modèles décrivant le comportement macroscopique des instabilités PLC.

5.2. Modélisation de l'écoulement plastique en régime PLC

Penning [71] a été le premier à montrer que les instabilités PLC sont la conséquence d'une sensibilité négative à la vitesse de déformation. Il suggère l'existence d'un lien entre le comportement macroscopique et les mécanismes microscopiques de l'effet PLC. Dans chaque élément de volume de l'éprouvette, la contrainte d'écoulement est constituée de deux composantes découplées. La première composante $h\varepsilon$ représente le durcissement d'écrouissage et la seconde composante $F(\dot{\varepsilon})$ représente la contribution de la vitesse de déformation. Ainsi, pour un système de traction à vitesse de déformation imposée constante $\dot{\varepsilon}$ et pour un taux de déformation ε, la contrainte σ est donnée par :

$$\sigma = h\varepsilon + F(\dot{\varepsilon}) \tag{18}$$

La fonction $F(\dot{\varepsilon})$ est une caractéristique du matériau. En cas de déformation dans le domaine d'existence de l'effet PLC, cette courbe présente une sensibilité négative entre deux valeurs de la vitesse de déformation (figure 25).

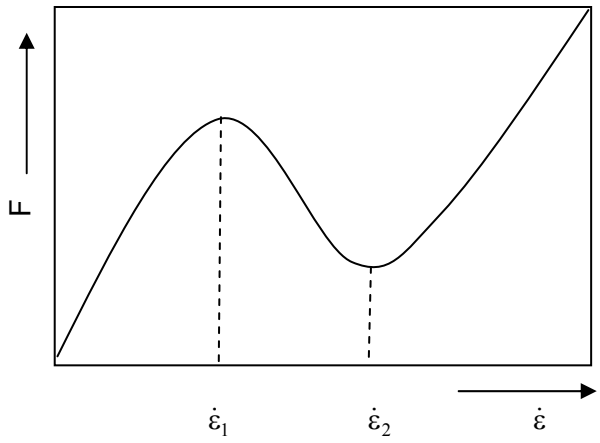


Figure 25 : Allure de la fonction $F(\dot{\varepsilon})$ à un taux de déformation donné. La sensibilité à la vitesse est négative pour $\dot{\varepsilon}_1 \leq \dot{\varepsilon} \leq \dot{\varepsilon}_2$.

La figure 26 reproduit l'allure des courbes $\sigma(\dot{\varepsilon})$ que l'on s'attend à obtenir pour des valeurs croissantes de la déformation.

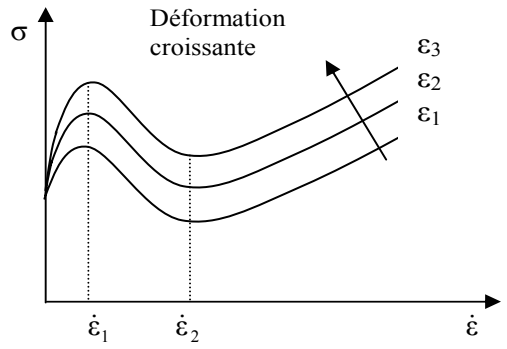


Figure 26 : Graphe des fonctions σ(ε) à des taux croissants de déformation.
S<0 pour $\dot{\varepsilon}_1 \leq \dot{\varepsilon} \leq \dot{\varepsilon}_2$.

Pour un système de déformation en traction à module de rigidité (machine + échantillon) M, la vitesse de déformation imposée $\dot{\varepsilon}_a$ est donnée par :

$$\dot{\varepsilon}_a = \frac{\dot{\sigma}}{M} + \frac{1}{L}\int_{(L)} \dot{\varepsilon} dx \tag{19}$$

Dans cette expression, $\left(\frac{\dot{\sigma}}{M}\right)$ représente la déformation élastique, L est la longueur de l'éprouvette. Comme la déformation est hétérogène, $\dot{\varepsilon}$ dépend aussi bien de la position x que du temps t.

En combinant les équations (18) et (19) :

$$M\dot{\varepsilon}_a = h\dot{\varepsilon} + \frac{M}{L}\int_{(L)} \dot{\varepsilon}\, dx + \left(\frac{\partial F}{\partial \dot{\varepsilon}}\right)\ddot{\varepsilon} \tag{20}$$

Cette expression ne pouvant être résolue que par approximation, Penning étudie uniquement les solutions quasi-stationnaires associées aux sauts et au mouvement continu de bandes de déformation. Dans le premier cas, par exemple, Penning résout l'équation (20) et montre que chaque fois que la vitesse de déformation dans la bande atteint la valeur $\dot{\varepsilon}_1$ ou $\dot{\varepsilon}_2$, elle doit sauter instantanément, à contrainte constante, à une valeur supérieure ou inférieure (figure 27).

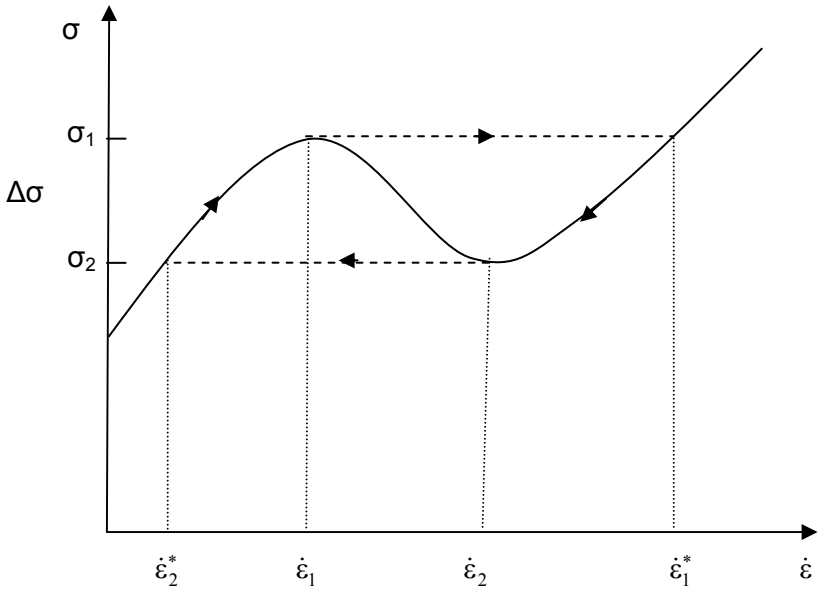


Figure 27 : Courbe σ = σ($\dot{\varepsilon}$) montrant les sauts de vitesse $\dot{\varepsilon}_1 \rightarrow \dot{\varepsilon}_1^*$ et $\dot{\varepsilon}_2 \rightarrow \dot{\varepsilon}_2^*$ associés à l'effet PLC (d'après[71]).

Penning montre que le saut $\dot{\varepsilon}_1 \rightarrow \dot{\varepsilon}_1^*$ correspond au désancrage des dislocations et le saut $\dot{\varepsilon}_2 \rightarrow \dot{\varepsilon}_2^*$ à un réancrage. Les sauts de vitesse des dislocations indiquent que la déformation homogène ne peut se produire dans le domaine ($\dot{\varepsilon}_1$, $\dot{\varepsilon}_2$) [71,72]. La différence entre le maximum et le minimum de la fonction $\sigma(\dot{\varepsilon})$ représente l'amplitude Δσ des chutes de la contrainte sur la courbe de déformation, considérée indépendante de la vitesse de déformation imposée. Cependant certains résultats expérimentaux [51] montrent que Δσ décroît avec la vitesse de déformation imposée jusqu'à la disparition des instabilités à la limite du domaine d'existence de l'effet PLC.

Un lien entre le vieillissement dynamique et la dépendance en vitesse de déformation des manifestations macroscopiques associées à l'effet PLC a été établi par Kubin et al. [11]. Ainsi, la fonction F($\dot{\varepsilon}$) doit être remplacée par une fonction de type F($\dot{\varepsilon}$, $\dot{\varepsilon}_s$) où $\dot{\varepsilon}_s$ est la vitesse en régime permanent uniforme de la déformation plastique imposée. Ces auteurs ont tenu compte de l'augmentation de la contrainte effective pendant le temps d'attente t_w conduisant à une réduction l'effet de la diffusion du soluté. En tenant compte de la diminution du temps d'attente avec la vitesse de déformation, les auteurs montrent que la contrainte de désancrage dynamique correspondant est fonction de la vitesse de déformation (ou de chargement) imposée alors que la contrainte de réancrage reste sensiblement constante (figure 28). Cela explique la diminution de l'amplitude de l'instabilité en fonction de la vitesse de déformation imposée.

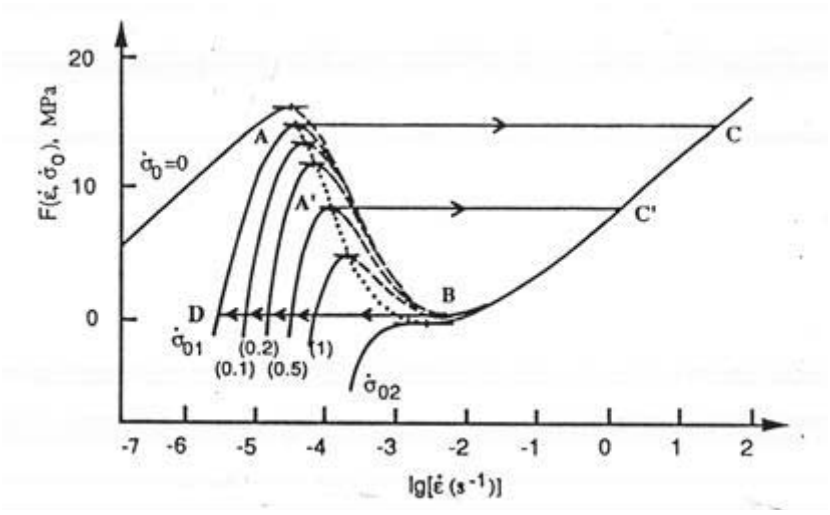


Figure 28 : Contrainte effective en fonction de la vitesse de déformation pour différentes valeurs de la vitesse de chargement imposée $\dot{\sigma}_0$. Les sauts de vitesse sont décrits par des cycles comme ACBD et A'C'BD. La ligne en pointillé indique les points critiques d'apparition des instabilités pour des valeurs de $\dot{\sigma}_0$ (d'après [11])

Plus récemment encore, Kubin et Estrin [20,72] font l'hypothèse que la contrainte d'écoulement résulte de la contribution additive de la contrainte de franchissement thermiquement activée des obstacles et de la contrainte additionnelle due au vieillissement dynamique produit par le nuage des atomes du soluté :

$$\sigma = S_i \ln(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}) + f(t_w) \tag{21}$$

La première composante est exprimée à partir de l'équation d'Arrhenius, où S_i est la sensibilité à la vitesse de la contrainte d'écoulement en l'absence du vieillissement dynamique et $\dot{\varepsilon}_0$ est un facteur pré exponentiel dans l'équation d'Arrhenius. La deuxième composante est proportionnelle à la concentration du soluté sur les lignes de dislocations ; elle est une fonction croissante du temps d'attente, donc décroissante de la vitesse de déformation plastique. En utilisant l'expression de Louat [73], la contrainte $f(t_w)$ peut être représentée comme suit :

$$f(t_w) = f_0 \left[1 - \exp - \left(\frac{\Omega}{\tau \dot{\varepsilon}} \right)^{2/3} \right] \tag{22}$$

où f_0 est la contrainte maximale produite par la concentration maximale de soluté sur les dislocations, $\Omega = t_w.\dot{\varepsilon}$ est l'incrément de déformation élémentaire qui correspond à la déformation obtenue lorsque toutes les dislocations mobiles effectuent un mouvement thermiquement activé à travers les obstacles de la forêt et τ est un temps caractéristique. Ainsi l'équation (21) devient :

$$\sigma = S_i \ln(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}) + f_0 \left[1 - \exp - \left(\frac{\Omega}{\tau \dot{\varepsilon}} \right)^{2/3} \right], \tag{23}$$

d'où l'expression de la sensibilité S de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation :

$$S = \frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} = S_i - \frac{2}{3} f_0 \; X \exp(-X) \tag{24}$$

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

Pour des valeurs fixes de Ω et τ c'est-à-dire à température constante et pour un taux de déformation donné, il existe un domaine limité de vitesses de déformation $\dot{\varepsilon}_1 < \dot{\varepsilon} < \dot{\varepsilon}_2$, où $\dot{\varepsilon}_1 = \Omega / (\tau \, X_1^{3/2})$ et $\dot{\varepsilon}_2 = \Omega / (\tau \, X_2^{3/2})$ à l'intérieur duquel la contrainte décroît avec la vitesse de déformation. De même, à température et vitesse de déformation données, la sensibilité à la vitesse S devient négative dans un intervalle $\Omega_1 < \Omega < \Omega_2$ où $\Omega_1 = (\dot{\varepsilon}\tau) X_1^{3/2}$ et $\Omega_2 = (\dot{\varepsilon}\tau) X_2^{3/2}$. L'évolution de l'incrément de déformation Ω en fonction du taux de déformation est représentée sur la figure 29. L'intersection des lignes horizontales correspondant à Ω_1 et Ω_2 avec la courbe $\Omega(\varepsilon)$ délimite le(s) domaine(s) de déformation où S est négative.

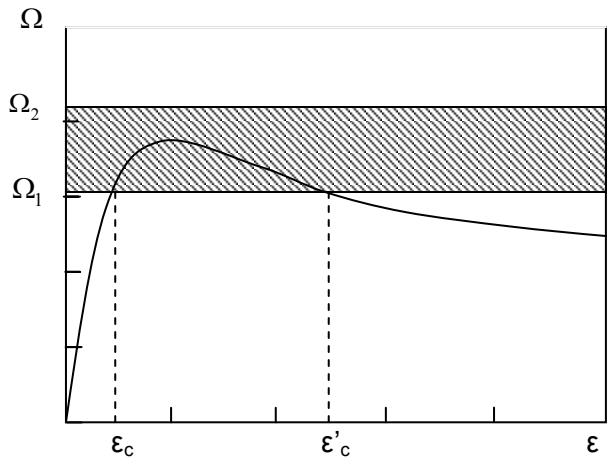


Figure 29 : Incrément de déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation ε. La zone hachurée, limitée par les lignes horizontales $\Omega = \Omega_1$ et $\Omega = \Omega_2$ indique le domaine d'existence de l'effet PLC (d'après [20]).

En fonction des valeurs de Ω_1 et Ω_2, quatre intersections au plus sont possibles, c'est-à-dire quatre déformations critiques correspondant à deux domaines de déformation d'écoulement plastique instable séparés par un domaine d'écoulement stable [20].
Les modèles décrits ci-dessus sont fondés sur une même équation constitutive qui n'inclut pas les coordonnées de l'espace (18). Ils ne permettent pas de rendre compte quantitativement de certaines caractéristiques de l'effet PLC telles que la largeur des bandes et la vitesse de propagation.

Pour expliquer la propagation des bandes PLC, différents mécanismes d'interaction entre sections adjacentes de l'éprouvette ont été considérés.

- *Le glissement dévié* : l'échange de dislocations *vis* entre les plans de glissement parallèles par double glissement produit un couplage spatial des sections droites adjacentes. Ce mécanisme contribue à l'élargissement des bandes de glissement. Des auteurs [20, 74, 75] suggèrent que le glissement dévié soit aussi responsable de la propagation des bandes PLC.
- *L'incompatibilité des contraintes* : des essais sur un monocristal en Al-5%Mg ont révélé [41] des oscillations beaucoup moins prononcées en comparaison avec le même alliage polycristallin. Ce qui signifie qu'un mécanisme particulier de propagation est dû à la structure. En raison de l'orientation aléatoire des grains dans les polycristaux, la déformation plastique n'est pas homogène à l'échelle des grains. Il s'ensuit une forte fluctuation de la contrainte interne, responsable de la cohésion des grains, ce qui conduit à un couplage spatial entre sections droites de l'éprouvette.

- *L'écrouissage non local* : la contrainte d'écoulement est affectée par la distribution non homogène des dislocations à l'intérieur de la bande de déformation.

Zbib et al. [76] ont introduit un terme de second ordre dans la loi constitutive de Penning pour exprimer un écrouissage non local. Ainsi pour une éprouvette sollicitée en traction suivant une direction x, à vitesse de chargement imposée $\dot{\sigma}$, l'équation (18) devient :

$$\sigma = h\varepsilon + F(\dot{\varepsilon}) + c\,\partial^2\varepsilon / \partial x^2 \qquad (25)$$

où le terme $c\,\partial^2\varepsilon / \partial x^2$ introduit la contribution de l'écrouissage non local et c caractérise la "non localité" de la loi constitutive. Les auteurs utilisent la méthode de perturbation pour étudier la stabilité au voisinage de la vitesse de déformation en régime permanent ce qui leur permet de déduire la vitesse de propagation v_B :

$$v_B = 2\frac{\sqrt{c.h}}{\left|\left(dF/d\dot{\varepsilon}\right)_{\dot{\varepsilon}_a}\right|} \qquad (26)$$

D'après cette expression, la vitesse de propagation décroît puis croît en fonction de la vitesse de déformation à vitesse de chargement imposée. Ce résultat cependant est contestable car l'expérience montre que la vitesse de propagation évolue de façon monotone en fonction de la vitesse de chargement imposée [23].
Dans [77], la fonction $F(\dot{\varepsilon})$ dans la loi constitutive de Penning est remplacée par $F(\dot{\varepsilon} - D\,\partial^2\varepsilon/\partial^2 x)$, où D est le coefficient de "pseudo-diffusion" de la déformation plastique associée au mécanisme de glissement dévié considéré constant. Dans ce cas, la vitesse de propagation en une fonction décroissance de la vitesse de chargement, ce qui concorde avec les mesures expérimentales de Karimi [39] mais pas avec ceux de McCormick et al [36] qui montrent que la vitesse de propagation augmentent avec la vitesse de chargement.

Dans une étude comparative des différents mécanismes d'interaction pouvant engendrer la propagation des bandes PLC, Hähner [74] montre que le glissement dévié des dislocations et le durcissement non local n'ont pas une grande influence en comparaison avec l'incompatibilité de contraintes qui prévaut dans les échantillons polycristallins. Dans l'expression (25), reprise par Hähner, le terme $c\,\partial^2\varepsilon / \partial x^2$ traduit le couplage spatial dû à l'incompatibilité de contrainte et trouve $c = Gd^2/4$, où G et d sont respectivement le module de cisaillement et la taille des grains.

Pour des essais à vitesse de déformation imposée, Hähner montre que la vitesse de propagation des bandes augmente de façon monotone avec la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$. Aux faibles vitesses, pour une éprouvette de longueur L en traction sur un système à module de rigidité équivalent M, la vitesse de propagation des bandes est donnée par :

$$v_B = \frac{L}{\Delta\varepsilon}(\dot{\varepsilon} - \frac{h}{M}\dot{\varepsilon}_2), \qquad (27)$$

où $\Delta\varepsilon$ est le saut de déformation correspondant à une bande PLC et $\dot{\varepsilon}_2$ est la vitesse de déformation au minimum de F($\dot{\varepsilon}$). Dans ces conditions, la vitesse de propagation v_B, est une fonction linéaire de la vitesse de déformation. Par contre, aux grandes vitesses de déformation, v_B augmente de façon parabolique en fonction de $\dot{\varepsilon}$.

Schématiquement, l'évolution de la vitesse de propagation est représentée sur la figure 30a. D'après l'expression (27), v_B devient négative en deçà d'une vitesse critique $\dot{\varepsilon}_c = (h/M)\dot{\varepsilon}_2$, ceci correspond à l'apparition des bandes non corrélées de type C.
Ces résultats concordent bien avec les données expérimentales rassemblées par Chihab et al [51]. La figure 30b montre alors l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la vitesse de déformation pour un alliage Al-5Mg.

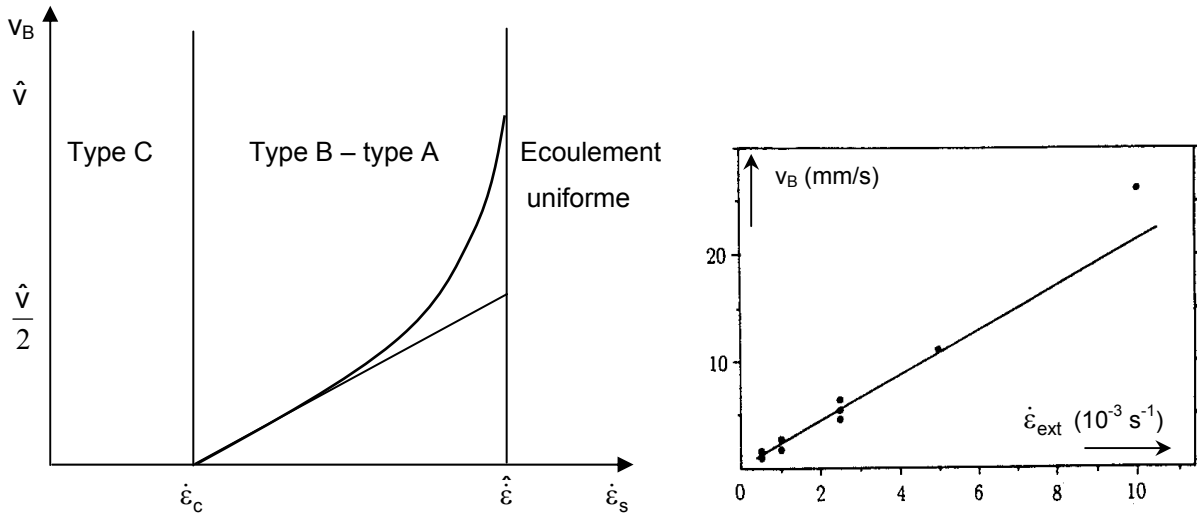


Figure 30 :

(a) Représentation schématique de l'évolution de la vitesse de propagation des bandes en fonction de la vitesse de déformation [74]
(b) Vitesse de propagation des bandes PLC en fonction de la vitesse de déformation pour un alliage Al-5Mg.
Bandes A ($\dot{\varepsilon}_{ext}$ >10^{-3} s^{-1}) et bandes B ($\dot{\varepsilon}_{ext}$ < 10^{-3} s^{-1}) (d'après [51]).

Les investigations détaillées du phénomène PLC ont révélé des aspects expérimentaux très complexes dont l'interprétation s'affine constamment.

6. CONCLUSION

Les modes de déformation plastique hétérogène des métaux et alliages sont multiples et différents autant par leurs causes que par leurs effets.

On distingue les hétérogénéités stationnaires qui se développent localement et peuvent mener jusqu'à la rupture, telle que la striction et les hétérogénéités propagatives qui, sans être aussi dommageables que la striction, restent redoutées pour leurs effets néfastes sur le matériau. Parmi ces hétérogénéités, l'écoulement plastique saccadé associé au phénomène de Portevin-Le Chatelier se distingue par son caractère permanent durant la déformation. Il est, de ce fait, différent d'une autre forme d'hétérogénéité propagative appelée bandes de Lüders. Nous avons mis en exergue cette différence à travers une comparaison phénoménologique des deux types d'hétérogénéité et en analysant le critère d'instabilité à partir d'une loi de comportement.

Nous avons passé en revue les principales propriétés des instabilités PLC. Après un rappel de l'origine physique de l'effet PLC, dans la dernière partie de ce chapitre, nous avons présenté succinctement des modèles mathématiques décrivant l'effet PLC et qui mettent en évidence la présence d'un comportement tel que la contrainte d'écoulement qui évolue dans le sens inverse de la vitesse de déformation.

Malgré l'abondante littérature sur la modélisation, les capacités prédictives des modèles associés à l'effet PLC restent limitées à l'étude des cas unidimensionnels. Ces modèles nécessitent l'identification et la mesure de valeurs très locales de grandeurs physiques. L'apport de l'étude expérimentale apparaît encore indispensable pour alimenter ces études en données. L'apport de nouvelles techniques permettant d'avoir accès à des grandeurs locales semble alors prometteur.

1. Introduction

Ce chapitre commence par une présentation des différentes nuances d'alliages aluminium–magnésium utilisés au cours de l'étude. L'effet de l'état métallurgique du matériau étant l'un des paramètres d'étude de l'effet PLC, certains alliages ont été soumis à un recuit thermique qui est brièvement décrit. De même, une description des éprouvettes d'essai est donnée en soulignant certaines particularités liées au mode de fabrication.

Dans une seconde partie, les dispositifs expérimentaux sont décrits en passant des essais de caractérisation mécanique (traction, dureté) aux techniques de mesure de champs (cinématique et thermique).

2. Matériaux

2.1. Généralités

L'aluminium est un métal ductile, malléable, bon conducteur de la chaleur et de l'électricité. L'aluminium résiste bien à la corrosion atmosphérique car il se recouvre d'une couche fine régulière et adhérente d'oxyde.

Comme pour tous les métaux, la résistance mécanique de l'aluminium pur est relativement faible et largement insuffisante pour la plupart des applications. L'addition d'autres éléments tels que le magnésium, le manganèse, le silicium, le cuivre, ou le zinc permet alors d'obtenir des alliages à caractéristiques mécaniques plus performantes [78,79].

Les progrès réalisés dans le domaine de la métallurgie, notamment à partir de 1950, ont conduit à un large éventail de produits utilisant les alliages à base d'aluminium. L'élargissement de leur utilisation, notamment dans les transports (aéronautique, maritime, ferroviaire et routier), a entraîné une forte croissante de production au niveau mondial [80].

2.2. Alliages d'aluminium étudiés

Les nuances recensées par «Aluminium Association» représentent une large gamme d'alliages en fonction de la teneur en magnésium qui est comprise entre 0,5 % et 5%. Bien que le magnésium ait une solubilité importante dans l'aluminium, ces alliages ont, en général, une teneur en magnésium ≤ 6%. Au delà, les difficultés d'élaboration et de mise en œuvre augmentent rapidement avec la concentration du soluté [79-81].

On considère dans la présente étude quatre alliages légers industriels qui se distinguent, notamment, par la teneur en magnésium.

2.2.1. Caractéristiques mécaniques et composition chimique

A l'origine, les alliages sont livrés sous forme de tôles laminées dont l'épaisseur et les caractéristiques mécaniques s'obtiennent à partir de leur désignation normalisées et sont indiquées dans le tableau 1.

alliages	Etat métallurgique	e (mm)	$R_{min.}$ (MPa)	$R_{max.}$ (MPa)	$R_{p0.2}$ (MPa)	A_{min} (%)	E (GPa)
5086	Non écroui (état 0)	2	240	300	100	22	71
5052	Faiblement écroui (état ¼ dur)	1,5	210	260	160	11	70
3004	Fortement écroui (état ½ dur)	1,37	220	260	180	4	69

Tableau 1 : Caractéristiques mécaniques des alliages étudiés telles que données par la normalisation AFNOR.

Notation :

e	épaisseur de la tôle
R_{min}	valeur minimale de la résistance à la rupture
R_{max}	valeur maximale de la résistance à la rupture
$R_{p0.2}$	limite élastique conventionnelle
A_{min}	allongement relatif minimal à la rupture
E	module d'élasticité

Pour valider la teneur en magnésium, on a procédé à la vérification de leur composition chimique réelle à l'aide d'un spectrographe électronique industriel. Les échantillons ont été découpés directement dans les tôles.

Les résultats d'analyse sont portés sur le tableau 2, les valeurs en % en masse représentent la moyenne de deux pointés sur un même échantillon.

Alliages			Eléments d'addition (% en masse)								
Echant.	série	Désignation	Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Cr	Ni
1	5052	Al-2Mg	1,953	0,080	0,099	0,271	0,021	0,007	0,016	0,196	0,002
2	5052	Al-2,5Mg	2,606	0,028	0,125	0,199	0,000	0,016	0,006	0,210	0,015
3	3004	Al-1Mg	1,097	0,644	0,170	0,327	0,070	0,005	0,008	0,023	0,002
4	5086	Al-3,2Mg	3,218	0,475	0,165	0,296	0,055	0,043	0,035	0,094	0,002

Tableau 2 : Composition chimique des alliages déterminée à l'aide du spectrographe électronique.

Comme le montre le tableau 2, on dispose d'une série d'alliages légers dont la teneur en magnésium croît, ce qui permet d'examiner son influence sur les caractéristiques de l'effet PLC lors de la déformation plastique instable.
Dans la suite du document, pour désigner les matériaux de l'étude, on retient la désignation de la colonne 3 du tableau 2.

2.2.2. Traitement thermique

De nombreux auteurs [1,5,23] ont montré qu'un traitement thermique d'homogénéisation de la structure cristallographique du matériau, tout en permettant d'obtenir un comportement isotrope en déformation plastique, modifie

- le domaine de vitesses de déformation donnant lieu à l'effet PLC
- l'amplitude des décrochements de contrainte,
- la déformation critique avant instabilité,
- la ductilité totale.

Comme l'indique le tableau 1, les alliages sont livrés soit à l'état recuit (état métallurgique « 0 ») soit à l'état écroui (état métallurgique ½ dur et ¼ dur). Parmi les paramètres considérés dans ce travail, nous étudions l'effet de l'état métallurgique du matériau sur le comportement en déformation plastique instable. A cet effet, une première série d'éprouvettes, fabriquées à partir d'alliages écrouis, est testée à l'état de réception alors qu'une autre série a été testée après avoir subi un recuit thermique d'homogénéisation. Les nuances d'alliages concernés sont Al-1Mg et Al-2,5Mg. Les essais mécaniques ont été effectué les jours suivants le traitement thermique pour éviter toute évolution structurale.

2.2.2.1. Conditions de traitement thermique

Pour le recuit d'homogénéisation, la température de mise en solution solide a été déterminée en utilisant le diagramme de phases Al-Mg. Afin de préserver la composition chimique des alliages, la durée de maintien à la température de recuit a été choisie pour éviter l'appauvrissement par évaporation en atomes de soluté. Le cycle de recuit appliqué comporte :

- un échauffement progressif dans un four jusqu'à 450°C,
- un maintien pendant 1 heure,
- un refroidissement lent dans l'air ou trempe à l'eau glacée.

2.2.2.2. Vérification de la composition chimique des alliages après recuit

La composition chimique des deux alliages ayant subi un traitement thermique a été vérifiée au moyen d'un spectrographe électronique industriel. Le tableau 3 indique les valeurs des teneurs après recuit.

Alliages	Eléments d'addition (% en masse)								
	Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Cr	Ni
Al-2,5Mg	2.768	0.029	0.103	0.226	0.000	0.021	0.008	0.207	0.003
Al-1Mg	0.985	0.657	0.183	0.328	0.072	0.011	0.009	0.023	0.002

Tableau 3 : Composition chimique moyenne des alliages après recuit.

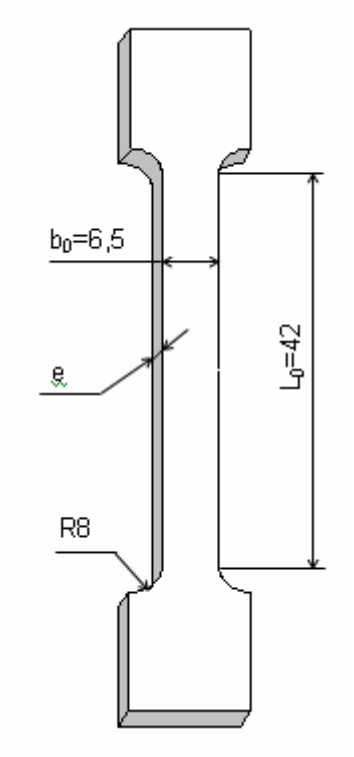
La comparaison entre les tableaux 2 et 3 montre que la composition chimique après traitement thermique reste sensiblement inchangée par rapport à celle des alliages à l'état brut de réception.

2.2.3. Eprouvettes de traction

2.2.3.1. Formes et dimensions

Les matériaux étudiés sont livrés sous forme de tôles minces. Les formes finales des éprouvettes de traction sont obtenues par fraisage en utilisant un montage spécifique. Des passes de finition sont effectuées pour donner à la partie utile de l'éprouvette un état de surface dépourvu de bavure, égratignure ou trace d'outil. Les têtes de fixation sont suffisamment larges pour éviter le glissement dans les mors de serrage.

Les éprouvettes sont taillées selon trois orientations différentes par rapport au sens du laminage (0°, 45° et 90°) afin d'examiner l'anisotropie du matériau sur l'effet PLC. Le schéma de la figure 1 montre la forme et les dimensions des éprouvettes. Un congé de raccordement de chaque côté de l'éprouvette permet de concentrer la déformation plastique dans la partie centrale appelée zone utile et notée L_0.



Alliage	Epaisseur (e)
Al-1Mg	1,37
Al-2Mg	1,50
Al-2,5Mg	1,50
Al-3,2Mg	2,00

Figure 1 : Dimensions des éprouvettes d'essais (en mm).

Des éprouvettes de longueurs L_0 égales à 20, 30 et 60 mm ont été réalisées dans le but d'étudier l'effet de la longueur sur les instabilités PLC.

Les dimensions des éprouvettes ont été choisies en tenant compte, entre autres :

- la capacité de charge de la cellule dynamomètrique de la machine de traction,
- de la durée requise pour mener l'essai de traction jusqu'à la rupture,
- du volume du fichier de données d'essai.

La durée de l'essai dépend directement de la longueur de l'éprouvette lorsqu'on souhaite atteindre une déformation donnée. Les essais préliminaires montrent que pour des raisons toujours inconnues, la machine de traction se bloque et l'essai est perdu. Cette donnée conditionne alors la longueur maximale des éprouvettes lors d'essais à faibles ou très faibles vitesses.

Une autre limite pratique est imposée par la nécessité de ne pas avoir de fichier trop volumineux : un fichier de données sous Excel™ ne doit pas dépasser 32000 lignes pour le traitement graphique.

2.2.3.2. Cas des éprouvettes en Al-3,2Mg

Le découpage des éprouvettes Al-3,2Mg en utilisant une cisaille mécanique a provoqué des gauchissements notables de la tôle ce qui a nécessité un redressement pour leur faire recouvrir une forme plane avant de procéder au taillage sur fraiseuse. Les éprouvettes ainsi

obtenues diffèrent par leur état métallurgique de celui d'origine. L'annulation des effets de la déformation nécessite le recours à un recuit de restauration. D'après le diagramme de phase des alliages aluminium-magnésium, la température du recuit de restauration doit être comprise entre 430 et 450°C. La durée de maintien a été déterminée en effectuant un essai de traction sur des éprouvettes traitées avec des durées de maintien à 450°C de ½, 1, 1½, 2, 2½ et 3 heures. La figure 2 regroupe les différentes courbes. On s'aperçoit qu'une durée de maintien à la température de recuit comprise entre 1 et 3 heures conduit à des résultats identiques. Le temps de maintien (t= 1½h) a été retenu pour le recuit de restauration des éprouvettes en Al-3,2Mg. Ce traitement thermique atténue le durcissement engendré par le découpage et procure aux éprouvettes d'essai des qualités mécaniques semblables.

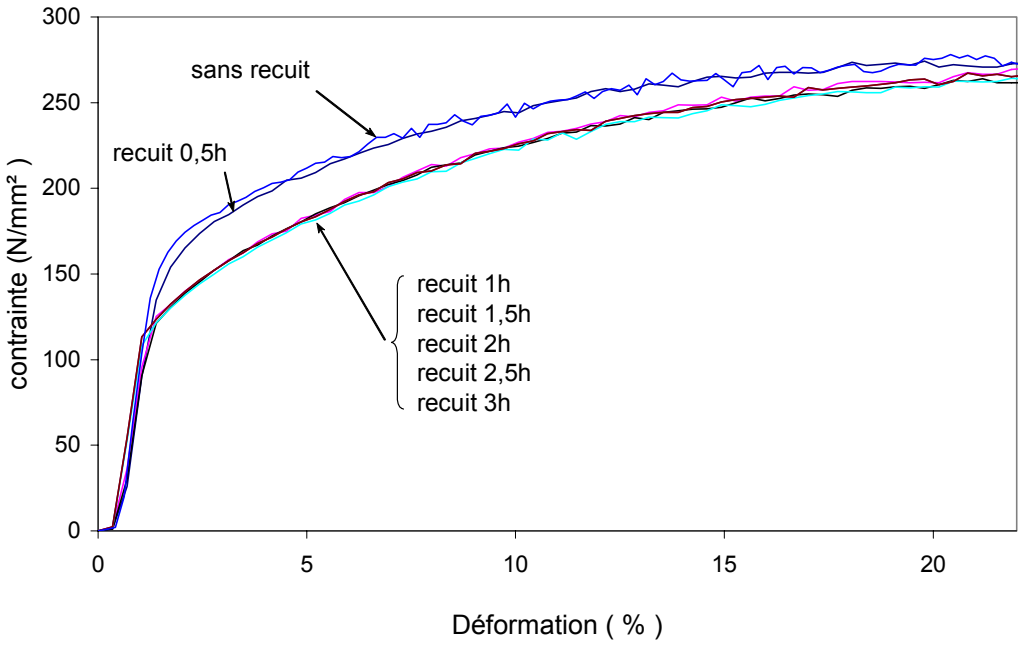


Figure 2 : Essai de traction sur des éprouvettes recuites à 450°C avec différentes durées de maintien.

3. Techniques de caractérisations mécaniques

On a recours à des essais de traction et de dureté traditionnels pour mettre en évidence la déformation plastique hétérogène induite par l'effet PLC.

Une partie du travail a été réalisée en Algérie avec un premier type de machine de traction puis complétée par des essais en France sur une autre machine.

Nous décrivons le principe de l'essai de traction en donnant les caractéristiques spécifiques de chaque machine, puis l'essai de dureté.

3.1. Essais de traction

3.1.1. Machines d'essai

Les essais de traction ont été réalisés sur des machines électromécaniques asservies. Le pilotage de la traverse mobile est contrôlé par ordinateur. La figure 3 représente, schématiquement, la composition du système de traction.

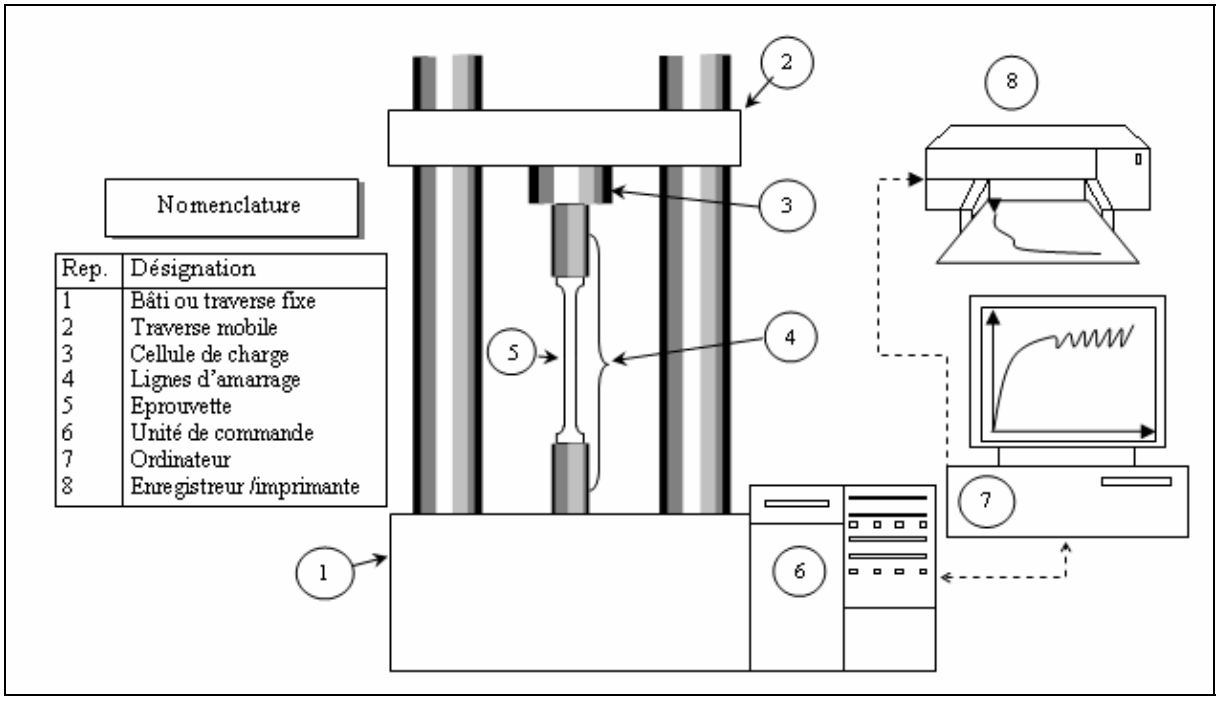


Figure 3 : Schéma de principe d'une machine de traction électromécanique asservie.

L'éprouvette, en position verticale, est positionnée dans les deux mors de façon à empêcher toute rotation ou glissement au cours de l'essai.

La machine de traction déforme l'éprouvette en imposant une vitesse de traverse constante. Les essais sont menés à température ambiante.

Pour la première série d'essais, réalisés au laboratoire de caractérisation mécanique des polymères à l'Université de Sétif, nous avons utilisé une machine de traction électromécanique asservie de type Adamel Lhomargy DY26 de capacité 100 kN. La machine a une rigidité assez grande (environ 230 kN/mm) et la gamme des vitesses de déplacement de traverse accessible est 0.1 à 50 mm/min avec une précision de 0,1%. Les alliages concernés sont Al-2Mg, Al-2,5Mg et Al-1Mg.

Les essais sur l'alliage Al-3,2Mg ont, quant à eux, été réalisés au laboratoire de mécanique appliquée de l'Université de Savoie sur une machine de type INSTRON 5569 à commande électromécanique. C'est aussi une machine à rigidité axiale élevée (163 kN/mm). La capacité de charge est de 50 kN avec une précision de ± 0.1% à pleine échelle. La gamme

de vitesse est large et s'étend de 0,005 à 250 mm/min avec une précision de mesure de la position de traverse mobile égale à ± 0.02 mm. On accède ainsi à des vitesses de déformation allant de $2x10^{-6}$ s^{-1} à 0.1 s^{-1} pour les éprouvettes de longueur 42 mm.
Pour les vitesses élevées, on constate un fléchissement anormal de la courbe de traction en début de la phase élastique de la déformation. Ce phénomène, probablement dû aux mors auto serrants de la machine, rend inexploitable le résultat de l'essai.
Pour chacun des deux systèmes, un logiciel de contrôle et d'acquisition des données est installé sur l'ordinateur de pilotage de la machine. Ce programme sauvegarde à une fréquence choisie par l'utilisateur, les données issues des capteurs de la machine (cellule de charge, capteur de déplacement, extensomètre) au cours de l'essai.

3.1.2. Courbes de déformation

Pour tracer les courbes de traction à partir des données de la machine (force F, déplacement ΔL), nous calculons la déformation vraie ε, et la contrainte vraie σ, en tenant compte du principe de conservation de volume :

$$\varepsilon = \ln(1+\frac{\Delta L}{L_0}) \quad (1)$$

$$\sigma = \frac{F}{S_0}(1+\frac{\Delta L}{L_0}) \quad (2)$$

S_0 et L_0 représentent respectivement la section initiale et la longueur initiale de l'éprouvette.
Une représentation schématique de la courbe de traction σ(ε) est présentée sur la figure 4.

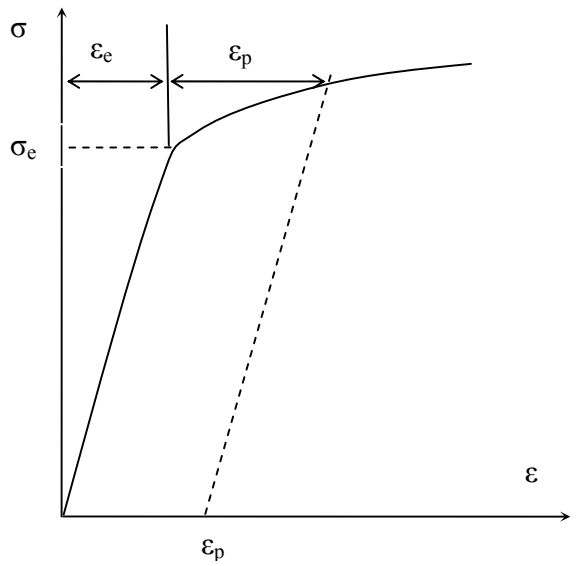


Figure 4 : Courbe rationnelle de traction d'un matériau à déformation homogène déterminée à partir de la force appliquée et du déplacement traverse.

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 (figure 5) 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.

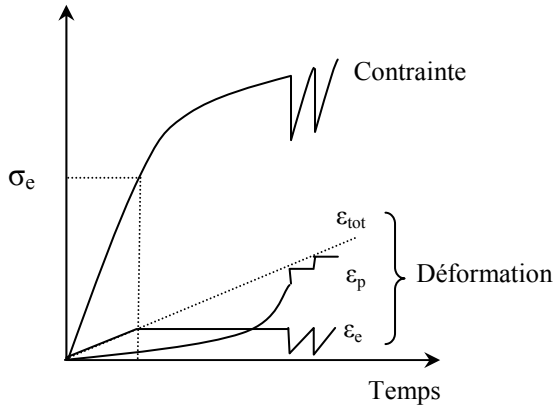


Figure 5 : Variations de la contrainte nominale et de la déformation nominale, déterminées à partir de la force appliquée et du déplacement traverse, lors de l'écoulement instable dû à l'effet PLC.

On utilise un modèle simple pour expliquer ce phénomène. Le déplacement de la traverse impose une variation de longueur de l'éprouvette, mais aussi une déformation des autres éléments de la machine (fig. 6). 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.

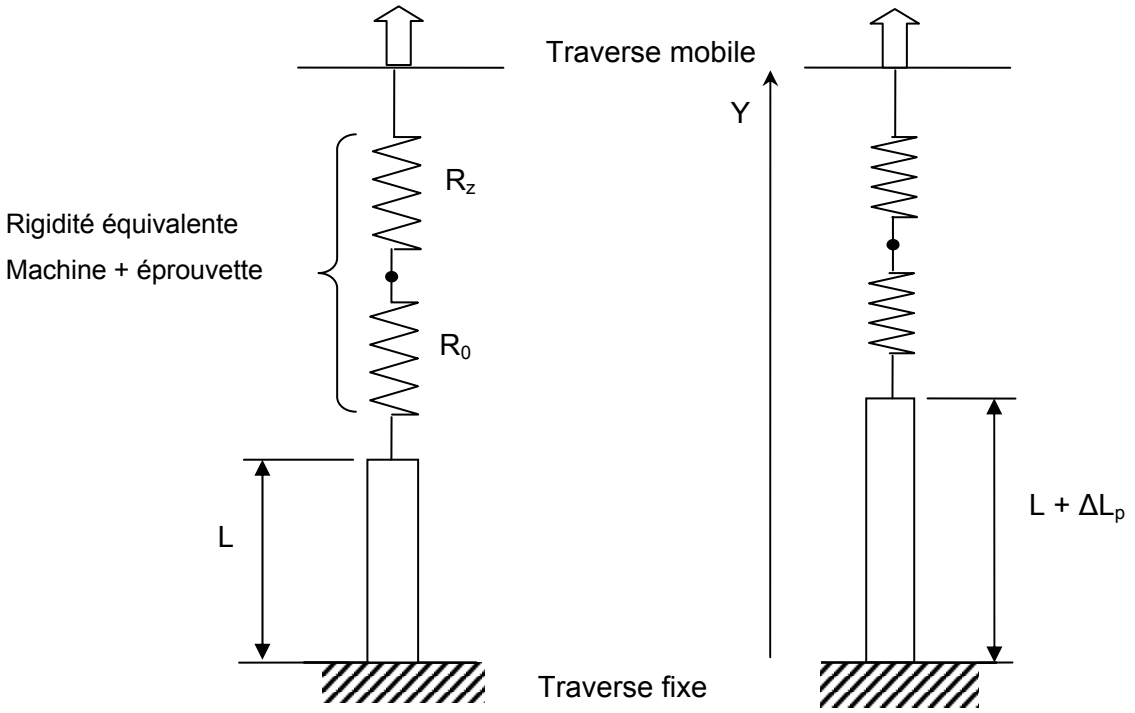


Figure 6 : Représentation schématique de la relaxation de contrainte pendant l'instabilité PLC.

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.

$$\Delta y = \Delta L_e + \Delta Z + \Delta L_P \qquad (3)$$

On étudie ce qu'il se passe au moment de la décharge de la force P. Cette décharge se produit quasi-instantanément (voir figure 5) et on considère que la traverse mobile n'effectue aucun déplacement : $\Delta y \approx 0$

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 traverse nul dans l'équation 3.

$$0 = \Delta L_e + \Delta Z + \Delta L_p \qquad (4)$$

Par définition, on a :

$R_z = \dfrac{\Delta P}{\Delta Z}$, rigidité de la machine de traction,

$R_0 = \dfrac{\Delta P}{\Delta L_e}$, rigidité de l'éprouvette

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

d'où :

$$\Delta P/R + \Delta L_P = 0 \qquad (5)$$

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 5) 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, $+\Delta\varepsilon_p$, entraîne une relaxation de la déformation élastique, $-\Delta\varepsilon_e$, du système de traction (machine+éprouvette).

Les essais de traction devront être menés de sorte à révéler le caractère instable et discontinu de la déformation plastique dans les alliages étudiés. Ainsi, et en fonction des possibilités offertes par les machines de traction, on choisira le domaine de vitesses de déformation à explorer ainsi que les autres paramètres d'essais. Les résultats obtenus feront l'objet des chapitres 3 et 4.

3.2. Essais de dureté

Les instabilités PLC induisent une déformation plastique macroscopiquement hétérogène que l'on discerne parfois à la surface de l'échantillon sous forme de bandes caractéristiques. On souhaite apprécier l'effet de la localisation de la déformation plastique sur l'état d'écrouissage local à la surface de l'échantillon. L'idée est de repérer les bandes PLC à la surface de l'échantillon et d'en mesurer la dureté afin de la comparer à celle mesurée à l'extérieur.

Nous avons utilisé un duromètre de type "Testor" équipé d'un système de mesure optique. Le pénétrateur utilisé (figure 7) est en diamant avec un angle au sommet de 136°, donnant ainsi accès à la dureté Vickers du matériau.

Les possibilités des charges couvrent un intervalle de 1 à 125 daN. Les diagonales de l'empreinte sont mesurées avec une précision de ± 0,1 mm. On utilise la moyenne arithmétique de la longueur des deux diagonales pour obtenir la dureté.

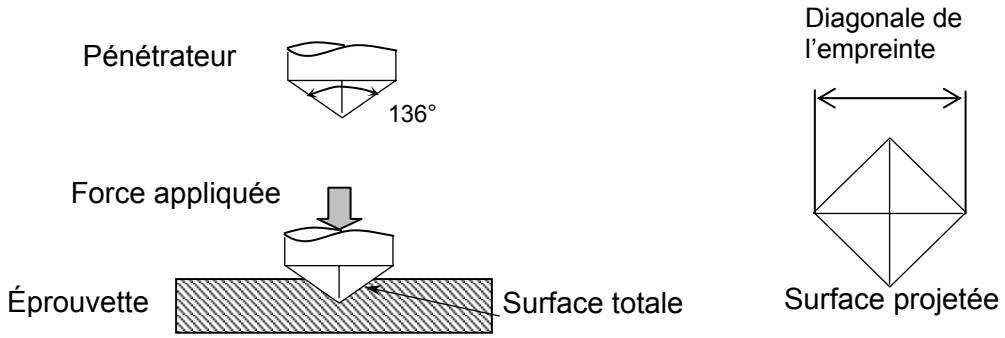


Figure 7 : Principe de l'essai de dureté Vickers.

Des essais préliminaires ont été nécessaires pour déterminer la charge optimale à appliquer au pénétrateur. Celle-ci doit, en effet, permettre de créer une empreinte suffisamment petite pour réaliser l'essai dans des zones relativement étroites tout en donnant une information exploitable.

4. Technique d'analyse d'images

Les mesures de champs sont ici de deux types. On a tout d'abord exploité les informations dans le domaine du visible, ce qui donne les champs de déplacements et de déformations sur la surface de l'éprouvette.
Une seconde série de mesures a été effectuée dans le domaine de l'infrarouge pour analyser les phénomènes dissipatifs liés à l'apparition des instabilités.

4.1. Mesure des champs cinématiques

4.1.1. Introduction

Pour explorer l'évolution de la déformation plastique à l'échelle locale, on assiste actuellement à la mise au point de techniques de mesures plus locales et donc particulièrement adaptées à l'étude des instabilités.
Le recours à ces techniques est complètement justifié dans le cadre de l'étude des phénomènes instables tels que l'effet PLC.
Des dispositifs de mesure par extensométrie au laser à zones multiples ont été utilisés pour l'étude de la propagation de bandes (Lüders et PLC) dans des alliages Cu-Al et Al-Mg en traction [82,83]. Cette technique permet d'enregistrer, au cours de l'essai de traction, l'évolution des espacements entre des marques (en nombre de 22) disposées transversalement à des distances régulières sur la partie utile de l'éprouvette. Cela équivaut à l'utilisation d'une vingtaine d'extensomètres en série.

L'objectif de cette partie est de présenter la technique d'analyse par corrélation d'images, procédé développé au laboratoire de mécanique appliquée de l'Université de Savoie.

4.1.2. Quelques définitions sur l'image numérique

Un objet illuminé par une source diffuse de lumière quelconque (soleil, laser, lampe) réfléchit le faisceau incident dans toutes les directions de l'espace. L'image de cet objet est observée sur un écran placé derrière une lentille convergente (figure 8).

Dans un système d'acquisition d'image numérique, l'écran est remplacé par une matrice de capteurs CCD (Coupled Charge Device) qui transforme la lumière incidente en tension électrique. L'image obtenue est alors une fonction discrète de valeurs entières (appelées niveaux de gris) caractéristiques de l'intensité lumineuse perçue par chaque capteur (pixel). Les coordonnées d'un pixel sont déterminées par la position de son centre par rapport à un repère attaché à la matrice de capteurs.

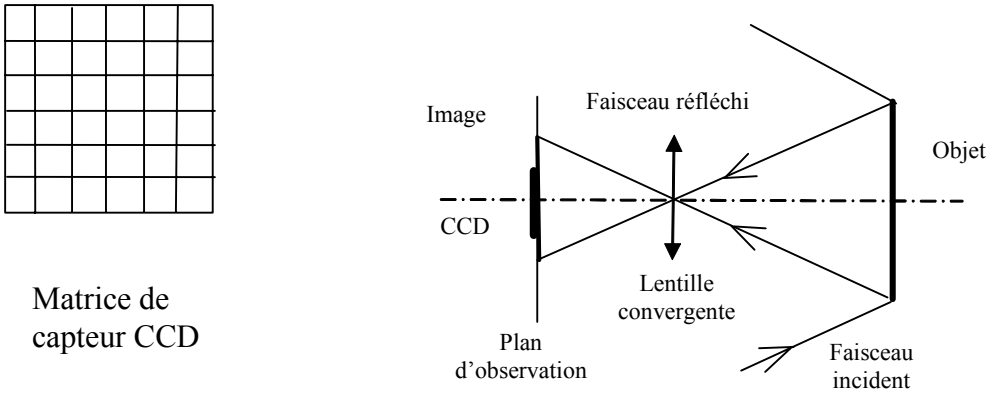


Figure 8 : Schéma d'une matrice de capteur CCD et du principe optique de formation d'image.

4.1.3. Dispositif d'acquisition d'images numériques

Pour nos essais, le montage expérimental inclut, en plus du système d'essai de traction décrit plus haut (§ 3.1.1), le dispositif d'acquisition d'images décrit ci-dessous pour enregistrer des images, d'une partie ou de la totalité de la surface de l'éprouvette lors de la déformation plastique.

Les images numériques sont enregistrées durant l'essai par une caméra CCD, placée en face de l'éprouvette. L'axe de l'objectif de la caméra, maintenu fixe par rapport au bâti de la machine d'essai, est perpendiculaire à la surface de l'éprouvette (figure 9).

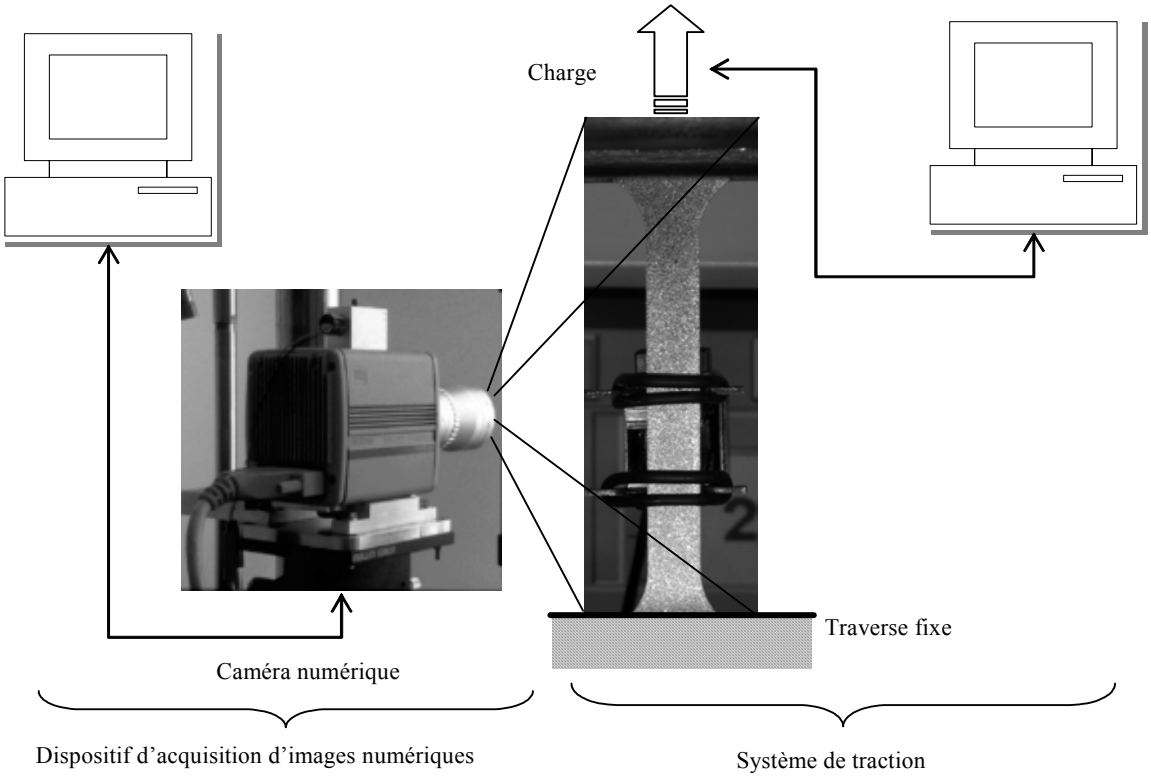


Figure 9 : Dispositif d'acquisition d'images numériques associé au système d'essai de traction

La caméra doit être positionnée pour que son objectif soit perpendiculaire à la surface de l'éprouvette. Afin de ne pas perturber les interprétations des mesures, il est d'une grande importance de minimiser les distorsions. A cet effet, on fait coïncider l'un des axes orthogonaux de la caméra avec l'axe vertical de l'éprouvette.

La caméra numérique utilisée est un modèle HAMAMATSU de résolution 1280*1024 pixels noirs et blancs codés sur 12 bits et autorisant une fréquence d'acquisition de 9 images par seconde. Nous travaillons en éclairage ambiant. Les séquences saisies sont enregistrées sur un disque dur de PC en vue de traitement ultérieur par le logiciel 7D développé au laboratoire de mécanique appliquée de l'Université de Savoie et décrit juste ci-dessous.

4.1.4. Technique de corrélation d'images numériques

4.1.4.1. Principe

La technique de corrélation d'images donne accès aux mesures des champs de déplacement et de déformation des éléments de surface de l'éprouvette. Le schéma synoptique de la figure 10 montre les différentes étapes du procédé.

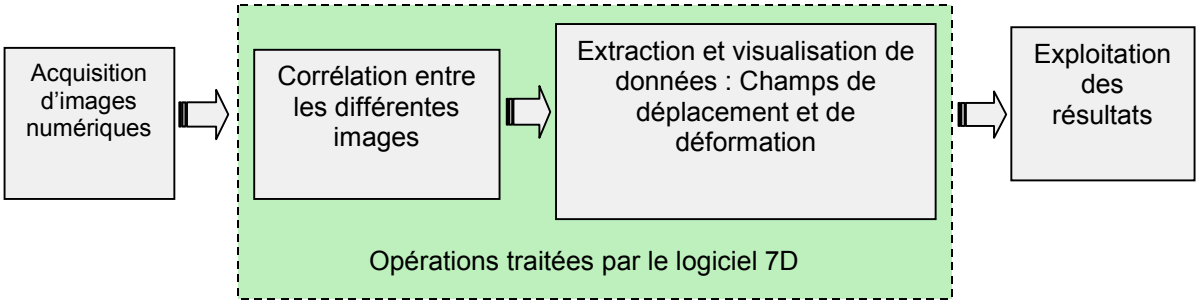


Figure 10 : Schéma synoptique des différentes phases de la technique de traitement d'images.

Le logiciel 7D développé au laboratoire de mécanique appliquée de l'Université de Savoie, est fondé sur le principe de la corrélation d'images, est prévu pour déterminer des déplacements et calculer des déformations de surfaces planes ou gauches.

Lors d'un essai mécanique, afin de suivre l'évolution des composantes cinématiques au cours de la déformation, des séquences d'images numériques sont prises par la caméra à des intervalles réguliers. Le logiciel 7D permet de réaliser des corrélations entre l'image de départ (image 1) et chacune des images sauvegardées de la séquence (figure 11).

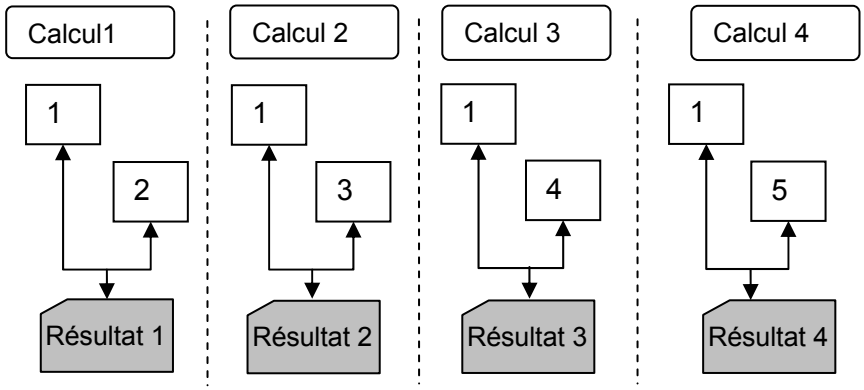


Figure 11 : Succession de corrélation d'images d'une séquence par le logiciel 7D.

La méthode consiste alors à calculer les champs de déplacement entre deux images [84,85] de l'échantillon. Pour être applicable, cette technique nécessite d'avoir une surface d'échantillon présentant une distribution aléatoire de motifs repérables au cours de la déformation [86]. Pour les essais, cette distribution aléatoire est réalisée artificiellement par pulvérisation successive de peinture de différentes couleurs. On applique une couche de peinture de couleur blanche suivie, après un rapide séchage d'une pulvérisation de peinture de couleur noire de façon à obtenir une surface mouchetée (figure 12a).

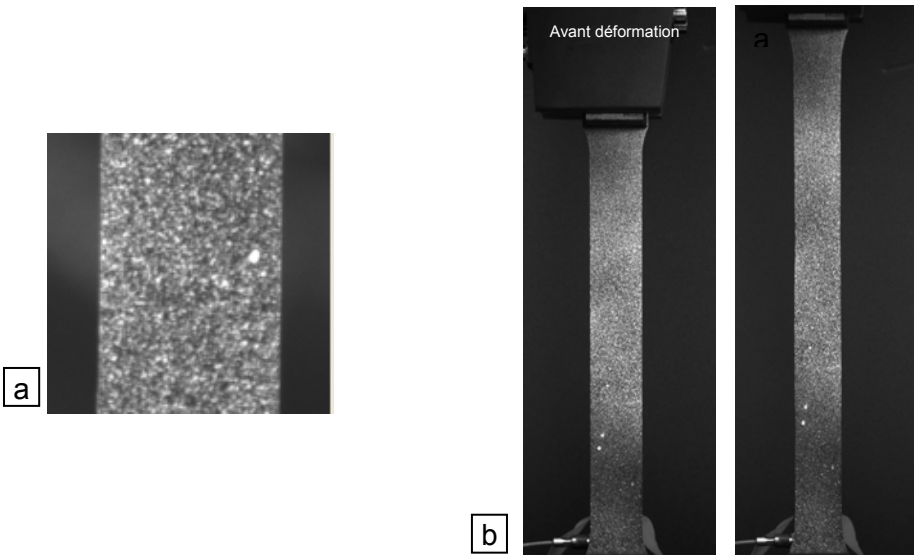


Figure 12 :
a) Surface présentant des niveaux de gris aléatoires crées par pulvérisation de peintures blanche (fond) puis noire (mouchetis).
b) Images de l'échantillon avant et après déformation

Dans la pratique, une image de la surface de l'échantillon est saisie avant sollicitation. Cette image de départ est dite image initiale tandis que celle prise après déformation est dite image finale (figure 12b).

Sur le logiciel 7D, on procède à la sélection du domaine d'analyse sur l'image initiale (figure 13a). La grille virtuelle (figure 13b) qui couvre le domaine sélectionné pour l'analyse est composée de carrés dont le côté représente le pas de grille et qui sert comme paramètre de base pour la corrélation avec chacune des images dites "finales".

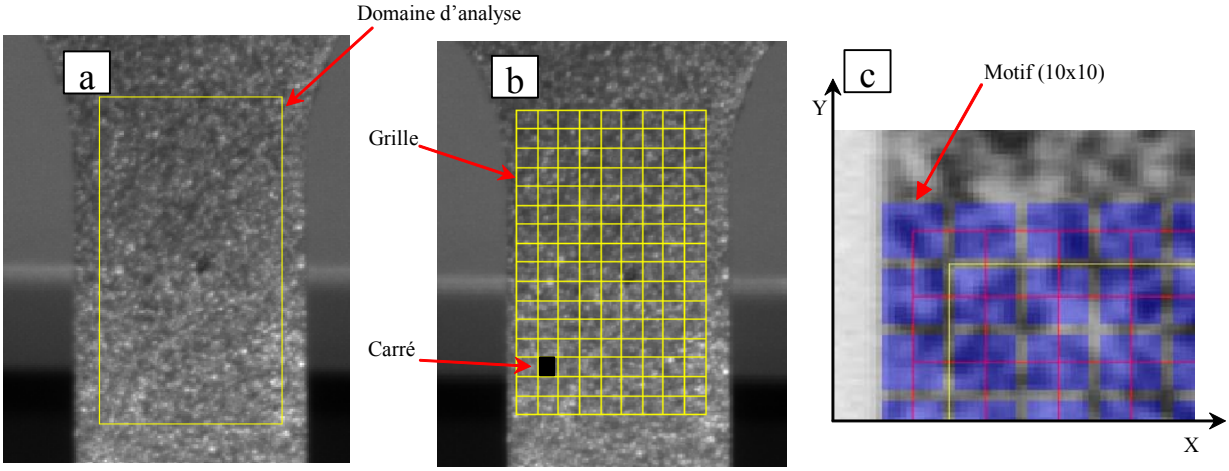


Figure 13 :
a) Domaine d'analyse sélectionné sur l'image initiale
b) Grille virtuelle appliquée c) motifs (10x10 pixels).

4.1.4.2. Coefficient de corrélation

Le principe de la corrélation consiste à retrouver, d'une image à l'autre, la position de chacun des carrés de la grille virtuelle appliquée à l'image initiale. Pour cela, un quadrilatère (appelé motif) centré sur chacun des sommets de ces carrés (figure 13c) est recherché dans l'image finale (figure 14). Un coefficient de corrélation, C, entre le motif et la zone supposée correspondante dans l'image finale, est calculé pour différentes positions de cette zone dans l'image finale.

$$C = 1 - \frac{\sum_{i \in D} f(\underline{X_i}) \cdot g(\underline{x_i})}{\sqrt{\sum_{i \in D} \left(f(\underline{X_i})\right)^2} \cdot \sqrt{\sum_{i \in D} \left(g(\underline{x_i})\right)^2}} \qquad (6)$$

$\underline{X_i}, \underline{x_i}$, les coordonnées des pixels respectivement dans les images de référence et à corréler,

$f(\underline{X_i})$, $g(\underline{x_i})$ les niveaux de gris respectivement dans l'image de référence et dans l'image à corréler ,

D le domaine rectangulaire de corrélation.

Par exemple si $f(\underline{X_i}) = g(\underline{x_i})$ alors C = 0 et la corrélation est parfaite.

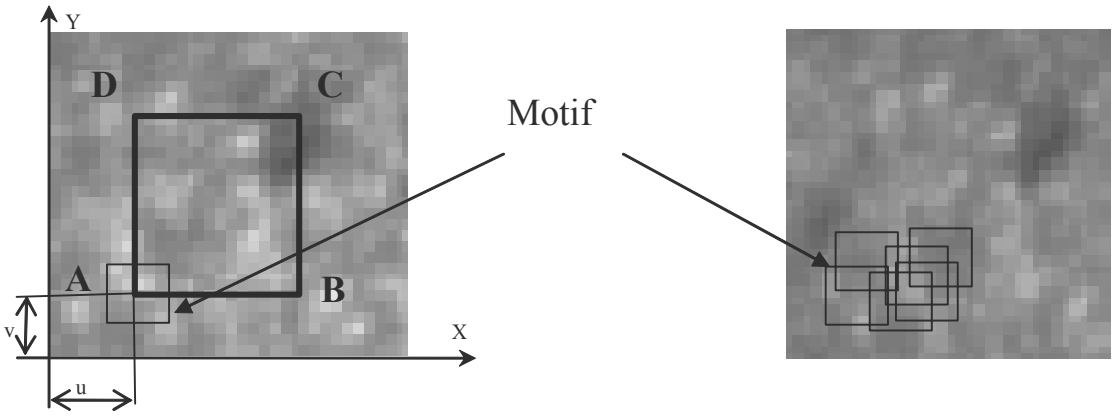


Figure 14 : Corrélation entre l'image initiale (à gauche) et l'image finale (à droite) pour le sommet A du carré.

La ressemblance entre le motif et cette zone est bonne lorsque le coefficient de corrélation est optimal. Le déplacement du sommet d'un carré est alors le déplacement du centre du motif. L'opération est répétée pour chacun des sommets du carré pour calculer le champ des déplacements bilinéaires qui s'exprime en fonction du déplacement de chaque sommet.

$$\mathbf{d} = \begin{cases} du(u,v) = a \cdot u + b \cdot v + c \cdot u \cdot v + d \\ dv(u,v) = e \cdot u + f \cdot v + g \cdot u \cdot v + h \end{cases} \quad (7)$$

avec du et dv le déplacement suivant u et v du point **A** de coordonnées (u,v).
a, b, c, d, e, f, g et h sont des coefficients à déterminer.

4.1.4.3. Recherche de la position optimale du motif

Le déplacement du point central du motif est déterminé entre les deux images par la méthode du gradient qui permet de calculer, par des itérations successives, le minimum de la surface de corrélation (figure 15). Celle-ci représente la surface constituée par l'ensemble des coefficients de corrélation obtenus en déplaçant le motif sur l'image finale.

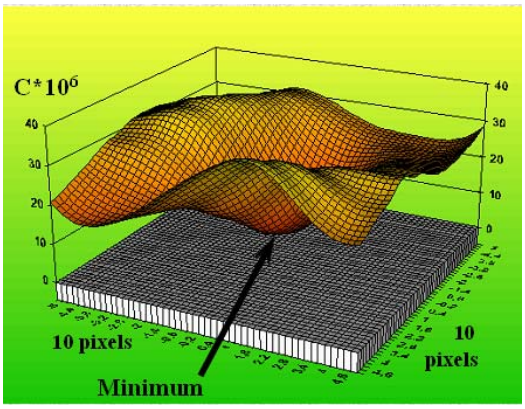


Figure 15 : Exemple de surface décrivant l'évolution de la valeur du coefficient de corrélation lors d'un balayage de + ou – 5 pixels de part et d'autre de la solution optimale d'après [87]

Le motif recherché sur l'image finale n'étant pas parfaitement identique à celui de l'image initiale, on lui applique le champ de déplacement obtenu au calcul précédent et par itérations successives le champ calculé tend vers le champ réel subi par la pièce (figure 16).

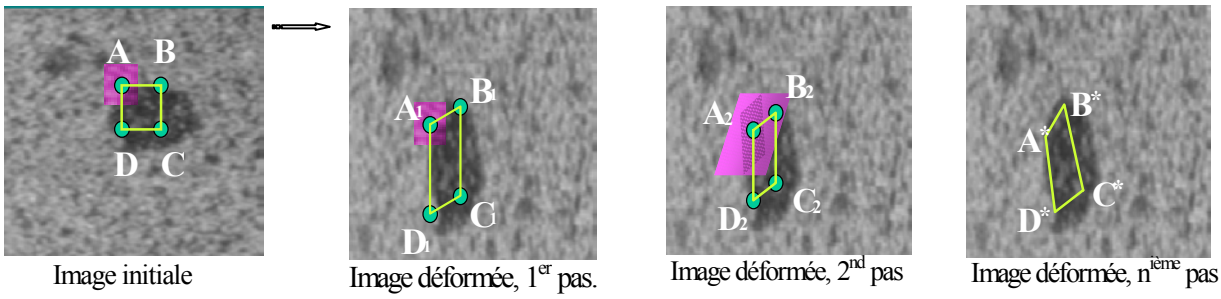


Figure 16 : Auto adaptation du motif par calcul itératif(d'après [87]).

Le processus d'itération est initialisé par une première solution approximative. La recherche automatique d'un point de départ est obtenue par corrélation en balayant l'ensemble de l'image afin de détecter la position optimale d'un motif de l'image initiale sur l'image à corréler. Le motif initial est choisi à l'aide d'un tir aléatoire. Cette automatisation dans la recherche d'un point de départ autorise l'analyse de films d'images sans intervention externe.

4.1.4.4. Exemple de résultats

La figure 17 représente des exemples de cartographies obtenues par l'application du logiciel 7D sur un essai de traction.

Les éprouvettes de traction étant en forme de tôle dont l'une des surfaces planes est perpendiculaire à l'axe de la caméra CCD, le champ des déformations en surface (E_{xx}, E_{yy} et E_{xy}) est déduit à partir du champ des déplacements.

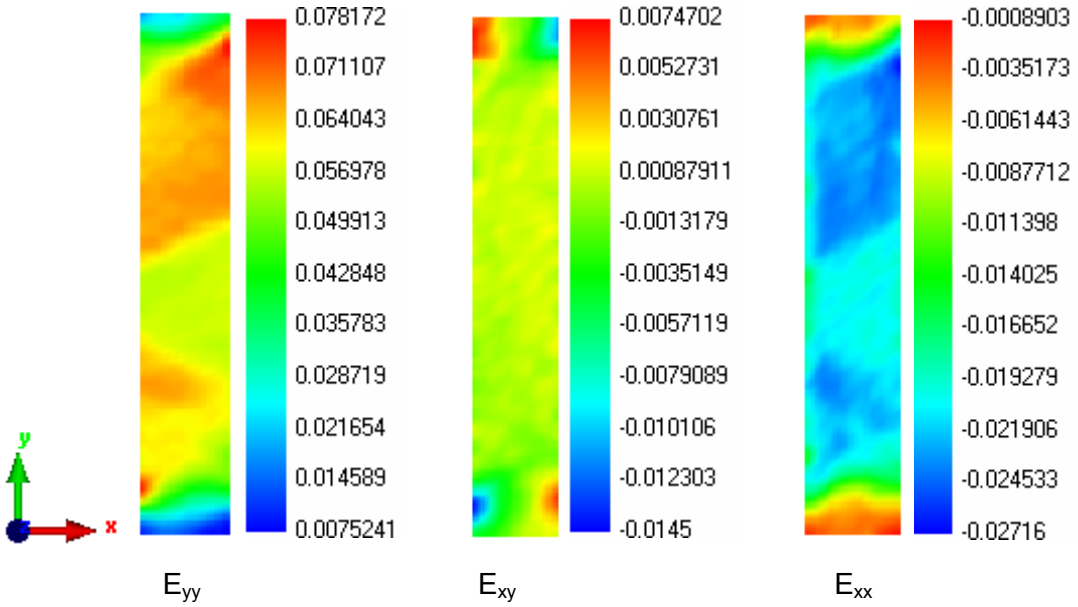


Figure 17 : Exemples de cartographie montrant le champ des déformations dans le cas d'une déformation plastique hétérogène de type PLC de type A dans Al-3,2Mg.

En prenant en considération l'incompressibilité du matériau, on détermine les variations d'épaisseur locale et donc de section le long de l'éprouvette.

4.1.4.5. Performances et dispositions particulières

Le critère d'évaluation des incertitudes de mesure proposé dans le logiciel est défini par l'ensemble des distances séparant les sommets des quadrilatères adjacents de la grille déformée (figure 18). Dans le cas d'une simple translation dans le plan perpendiculaire à

l'axe optique, des valeurs d'écarts entre quadrilatères inférieures au 1/100ème de pixels sont détectées.

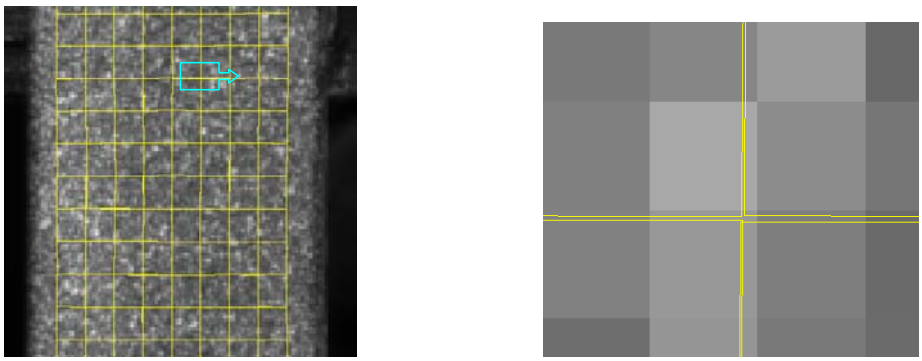


Figure 18 : Visualisation d'écarts (< 0,1 pixel) entre quadrilatères lors d'un essai de traction (déformation suivant l'axe vertical : Eyy~0,05).

Les deux paramètres qui conditionnent fortement la qualité des résultats sont la taille du motif utilisé pour effectuer la corrélation autour de chaque point de la grille et le pas de la grille définie sur l'image initiale.

La taille du motif : La dimension du motif de corrélation ne devrait jamais être inférieure à 6x6 pixels, le nombre d'informations disponibles devenant alors trop faible pour calculer un critère de corrélation fiable. Une augmentation de la taille du motif de corrélation n'est pas une garantie d'amélioration des résultats. Si, pour un élément de la grille donné, le champ de déplacement réel existant entre deux images s'éloigne d'une forme bilinéaire, les résultats sont altérés.

Ainsi, les dimensions du motif doivent rester petites (typiquement 10x10 pixels) dans des cas de déformations fortement hétérogènes.

A contrario, pour des cas de déformations homogènes, une augmentation de la dimension du motif améliorera systématiquement la recherche par corrélation, au détriment du temps de calcul.

Le pas de la grille : les graphiques représentés sur la figure 19 montrent l'influence importante de ce paramètre lors du traitement d'images à forts gradients de déformations. Ces résultats sont issus de l'analyse entre deux images des déformations longitudinales d'une éprouvette en alliage aluminium-magnésium en traction. Chacune des analyses a été réalisée en choisissant une base extensomètrique différente. Les résultats montrent que les valeurs maximales de déformation varient de 12% pour un pas de grille de 36 pixels à 12,38% pour un pas de grille de 12 pixels. Dans le cas d'un maillage grossier (pas de grille : 36 pixels), les valeurs obtenues sont moins locales et elles n'offrent que peu d'intérêt. Ce simple exemple montre qu'il ne devrait pas être possible de parler déformation sans indiquer la base de mesure adoptée.

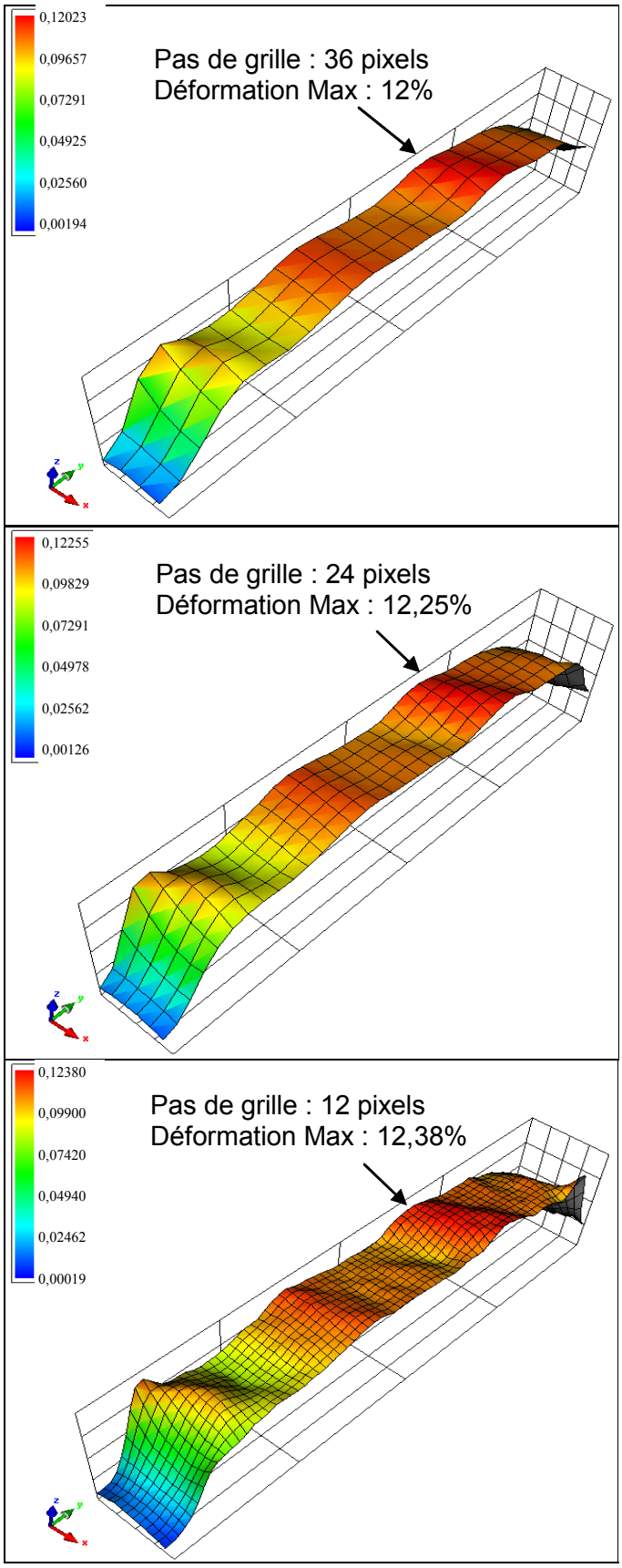


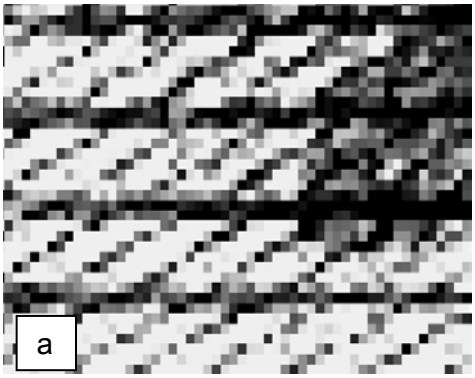
Figure 19 : Influence du pas de grille (12, 24 et 36 pixels) utilisé pour calculer les déformations longitudinales d'une éprouvette en alliage d'Aluminium en traction. (1 pixel = 0,04mm)

L'appariement par corrélation d'images, choisi pour sa simplicité de mise en œuvre et son très large champ d'applications nécessite, cependant quelques précautions élémentaires pour en tirer le maximum de performances.

Le caractère aléatoire des motifs de surfaces conditionne la qualité des mesures par corrélation. Ce marquage aléatoire est réalisé, dans nos essais, très simplement par projection de peintures. Cette opération est réalisée peu de temps avant l'essai afin de conserver une forte élasticité de la peinture. Le mouchetis optimal est obtenu lorsque les taches se projettent sur 3 et 10 pixels du capteur CCD.

Un mouchetis très fin ou trop fortement contrasté (pixels très sombres accolés à des pixels très clairs, figure 20a) conduit à une surface d'évolution du paramètre de corrélation composée de multiples minima locaux.

A contrario, un mouchetis trop grossier ou insuffisamment contrasté (figure 20b) va faire apparaître une surface d'évolution du paramètre de corrélation relativement plate rendant imprécise la détermination du minimum.
Dans ce cas, il est donc difficile d'être précis dans la recherche d'un correspondant entre deux images.



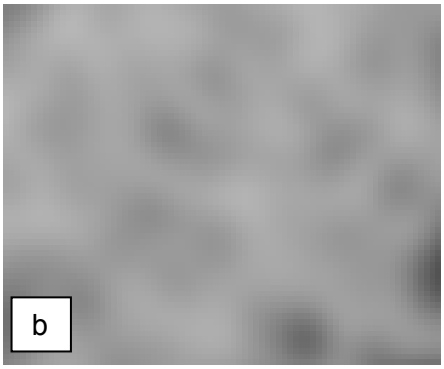


Figure 20 : Exemples d'images de surfaces ne présentant pas une texture convenable.

L'expérience montre qu'il est assez simple de se situer entre ces deux valeurs. Un simple réglage de l'éclairage, de l'ouverture du diaphragme ou curieusement une légère défocalisation (léger flou) sont parfois utilisés pour résoudre le problème du contraste dans des cas non extrêmes.

4.2. Thermographie infrarouge

La déformation plastique des métaux s'accompagne de transformations énergétiques qui se manifestent par des gradients de température détectables par des caméras à sensibilité infrarouge. La mesure du champ de température à la surface de l'échantillon lors d'un essai de traction est utilisé pour caractériser le comportement mécanique.

L'objet de cette partie est de faire la présentation de l'outil thermographie infrarouge. On commence par présenter quelques généralités se rapportant au sujet et on donne, ensuite, une description succincte du dispositif expérimental.

4.2.1. Généralités

Tout corps dont la température est supérieure au zéro absolu émet un rayonnement sous forme d'ondes électromagnétiques invisible à l'œil nu. Le rayonnement thermique infrarouge est caractérisé par une gamme de longueur d'onde comprise entre 0,75 et 1000 µm (figure 21).

C'est en 1884 que Boltzmann découvre la relation entre le rayonnement émis par un corps et sa température.

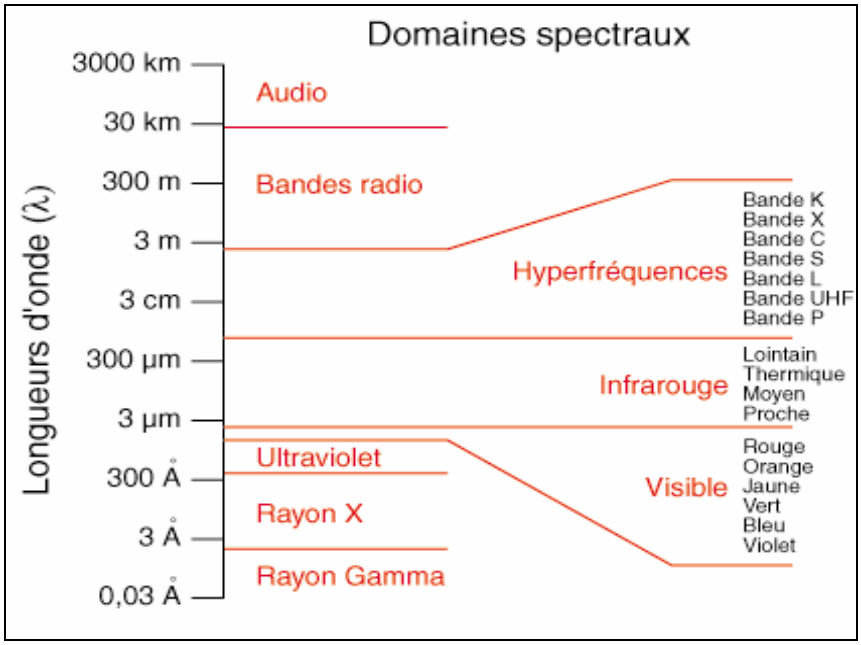


Figure 21 : Spectre de rayonnement électromagnétique

La Thermographie Infrarouge (TIR) est une technique qui permet, à l'aide d'une caméra munie de capteurs sensibles aux radiations infrarouges, d'obtenir une cartographie de la température de la surface observée. La thermographie infrarouge, quelle soit passive (testant les objets dont la température est différente de l'ambiante) ou active (nécessitant une source de chaleur externe pour simuler l'objet à analyser) a de nombreuses applications

pratiques. Les domaines d'utilisation sont aussi variés que le génie civil (évaluation de l'isolation thermique des bâtiments), la médecine (détection de tumeurs ou lésions dans les tissus), l'industrie (évaluation des risques de bris, caractérisation non destructive des matériaux), etc.

L'utilisation de la thermographie infrarouge en mécanique est assez récente. Elle date du début des années 1980 [88]. Les applications les plus connues concernent l'analyse des variations de température dans le domaine de la mécanique de rupture et de la fatigue des métaux. Par la suite, les études se sont focalisées sur l'étude de la loi de comportement [89]. C'est à partir du début des années 90 que la thermographie infrarouge a commencé à être appliquée à l'étude de la localisation [90-92].

L'utilisation de cette technique, capable de fournir des informations en temps réel sur des aspects énergétiques susceptibles de se manifester lors des instabilités mécaniques de type PLC nous a semblé plus qu'opportune.

4.2.2. Description du dispositif expérimental

On présente succinctement le dispositif expérimental utilisé pour l'étude du comportement instable de la déformation plastique de l'alliage Al-3,2Mg lors d'essais de traction à vitesse de déformation imposée à température ambiante.

Dans ces essais, le dispositif d'enregistrement des images de la cartographie thermique de la surface des éprouvettes en déformation est associé au système de traction décrit plus haut. La figure 22 en représente le schéma d'ensemble.

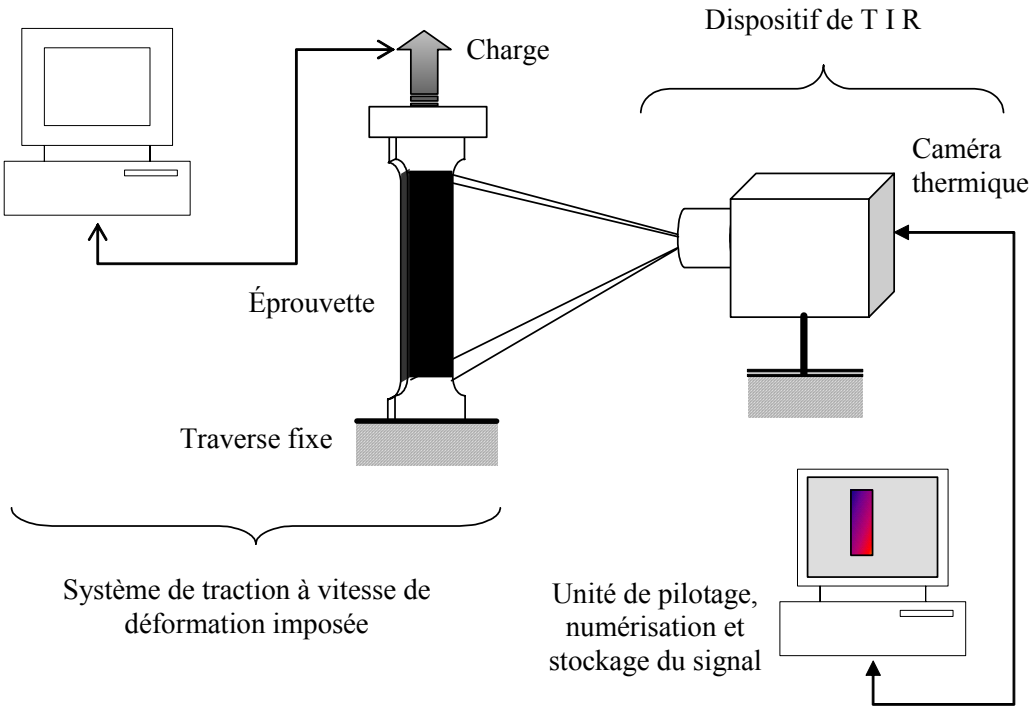


Figure 22 : Représentation schématique du dispositif expérimental pour un essai de traction associé à des enregistrements d'images par thermographie infrarouge

Le système du laboratoire de mécanique appliquée de l'Université de Savoie est composé d'une caméra infrarouge rapide à multi détecteurs (CEDIP JADE III MW) et d'une unité centrale de pilotage qui réalise la numérisation et le stockage du signal thermique en vue d'un traitement ultérieur par des logiciels de calcul spécialisés (MATLAB). Le tableau 4 donne les principales caractéristiques de la caméra infrarouge.

Type de capteur	Multi détecteurs MCT
Domaine spectral	3 à 5,2 µm
Domaine de température	-20 à 1300°C
Résolution spatiale	320 x 240 pixels
Fréquence d'acquisition	1 à 145 Hz [1](*)
Digitalisation	14 bits
Circuit de refroidissement	Integré (Closed Cycle Stirling Cooler)

Tableau 4 : Principales caractéristiques de la camera infrarouge CEDIP JADE III MW

Avant l'essai, l'éprouvette est peinte en noir afin de garantir les meilleures conditions d'émissivité de rayonnement thermique et d'éviter autant que possible les perturbations du milieu ambiant (propriétés du corps noir).

[1] Cette valeur peut être augmentée à 450 Hz en travaillant sur format réduit (1/4 d'image).

La prise de vues par thermographie infrarouge au cours de l'essai doit se faire sans aucune perturbation du champ thermique : même un simple mouvement de l'opérateur au voisinage de la scène à filmer est à éviter au moment de la prise de séquence.

5. Conclusion

Dans ce chapitre, on présente les nuances d'alliages retenus pour notre étude, les dispositifs expérimentaux de caractérisation ainsi que l'outil numérique mis en œuvre pour la mesure du champ cinématique.

Les conditions d'essais et les résultats obtenus feront l'objet du chapitre 3 pour la caractérisation de la déformation plastique associée à l'effet PLC par les essais de traction et de dureté. Les essais de traction seront ensuite analysés de façon originale et pertinente par le biais des techniques d'analyse d'images dans le domaine visible et infrarouge dans le chapitre 4.

1. Introduction

Pour la caractérisation de l'effet PLC dans les alliages Al-Mg, les essais de traction ont été effectués à température ambiante en explorant le domaine de vitesse de déformation le plus large possible. La réponse mécanique est représentée par la courbe de traction, tracée à partir des données de la machine d'essai (force, déplacement) pour chaque vitesse.

Dans cette partie de l'étude, on examine les effets de la teneur en magnésium, de la vitesse de déformation, de l'orientation de la sollicitation par rapport à celle du laminage et de l'état structural du matériau sur ces instabilités et sur les caractéristiques mécaniques des différents types d'alliages Al-Mg.

Après la description de la compagne d'essais, on présente les résultats expérimentaux relatifs à la caractérisation mécanique de l'effet PLC dans les alliages Al-Mg.

L'analyse est faite en considérant l'influence de l'écrouissage sur le mode de déformation plastique et la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation.

L'aspect dynamique est examiné en considérant l'évolution de la fréquence des oscillations au cours de l'essai de traction pour différentes vitesses de déformation.

Finalement, des essais de dureté mettent en évidence la répartition non homogène des propriétés mécaniques de l'alliage en présence de l'effet PLC.

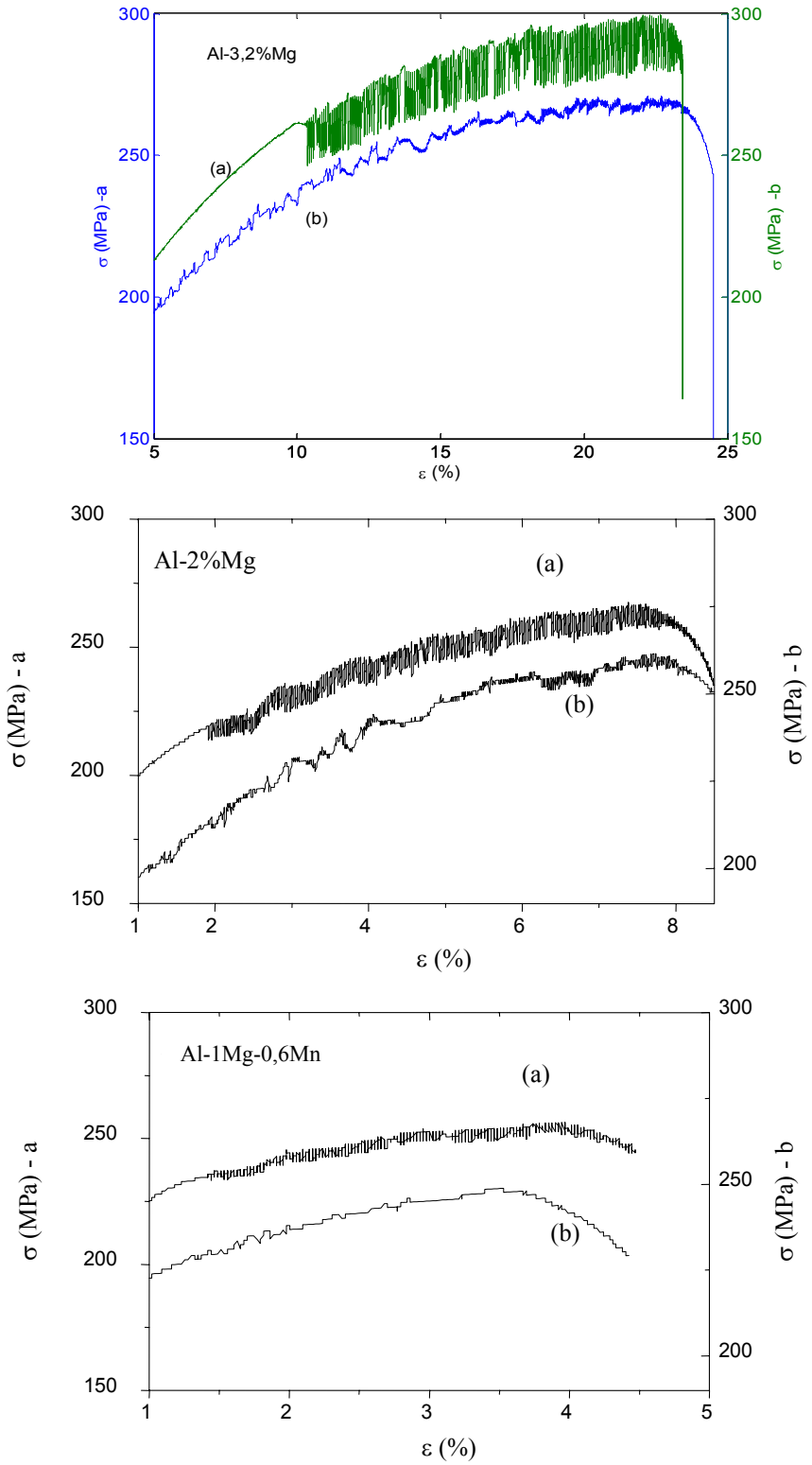
2. Considérations générales

2.1. Présence de l'effet PLC dans les alliages utilisés

Sur la figure 1 sont donnés des exemples de courbes de contrainte en fonction de la déformation : valeurs moyennes calculées à partir des valeurs macroscopiques de la force appliquée et du déplacement traverse en traction. Les courbes sont influencées par la vitesse imposée de déformation, la teneur en magnésium et le taux d'écrouissage. En particulier, les courbes de traction représentées sur la figure 1 montrent que la vitesse de déformation ainsi que la teneur en magnésium ont un effet sur l'amplitude des décrochements de contrainte et le début de leur apparition.

En observant la surface de l'éprouvette en déformation, on remarque que l'apparition de ces bandes s'effectue séquentiellement de manière plus ou moins corrélée. Lorsque les bandes se succèdent rapidement, on assiste à une sorte de propagation de front qui peut parcourir plusieurs fois une partie ou la totalité de l'éprouvette à grande vitesse. Les résultats obtenus sont tout à fait reproductibles.

Ces processus d'apparition et de propagation se traduisent par des oscillations distinctives sur la courbe de déformation.



(a) $\dot{\varepsilon}_a$ = 3,97 10^{-5} s^{-1} (b) $\dot{\varepsilon}_a$ = 1,19.10^{-3} s^{-1}

Figure 1 : Exemples de courbes σ(ε) dans différents types d'alliages Al-Mg.

2.2. Effet de la longueur d'éprouvette

Dans la littérature abondante qui traite le sujet du phénomène PLC, les d'informations se rapportant à la forme de l'éprouvette d'essai sont peu rapportées [12,15,49]. On se propose d'évaluer l'influence de la longueur de l'éprouvette sur le comportement du matériau en présence d'instabilités PLC. Des essais de traction à température ambiante ont été menés sur des éprouvettes en Al-3,2Mg de différentes longueurs (20, 30, 42 et 60 mm).

Les essais ont été menés jusqu'à la rupture à la vitesse de déformation imposée égale à 1,98 10^{-3} s^{-1} sur une machine de traction INSTRON. La vitesse de la traverse est déterminée selon l'expression : $v_t=\dot{\varepsilon}_a.L_0.60$ (mm/min) où $\dot{\varepsilon}_a$ est la vitesse de déformation et L_0 la longueur initiale de l'éprouvette. La figure 2 montre la courbe de traction obtenue pour une longueur de 42 mm.

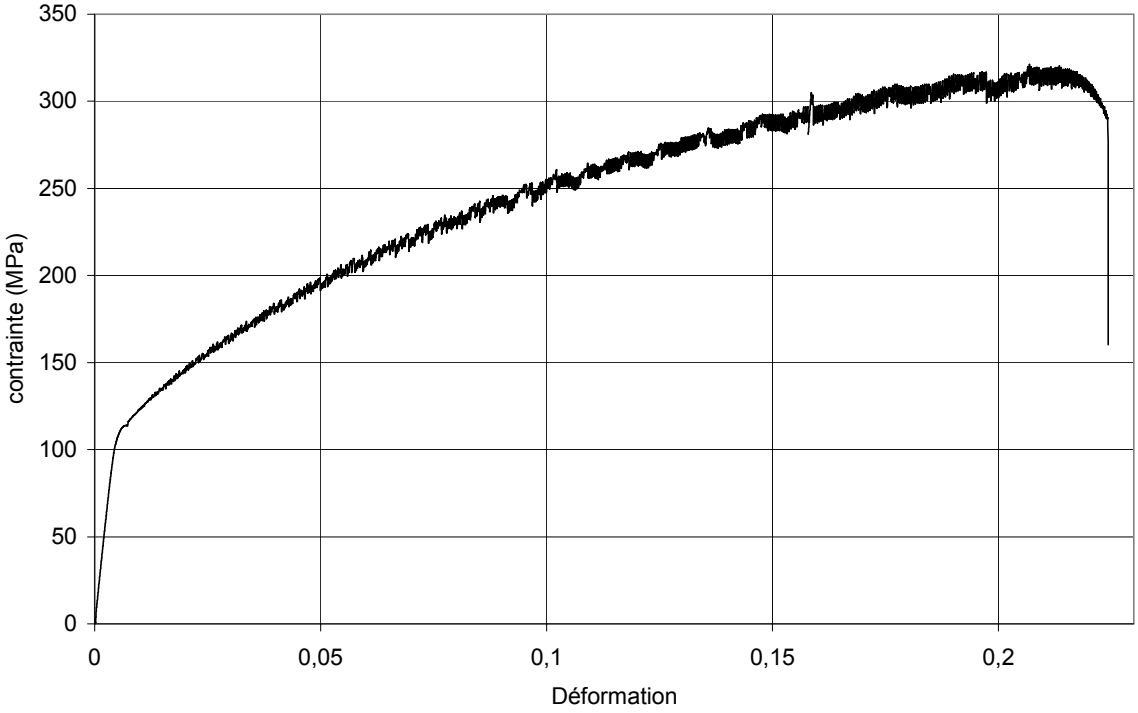
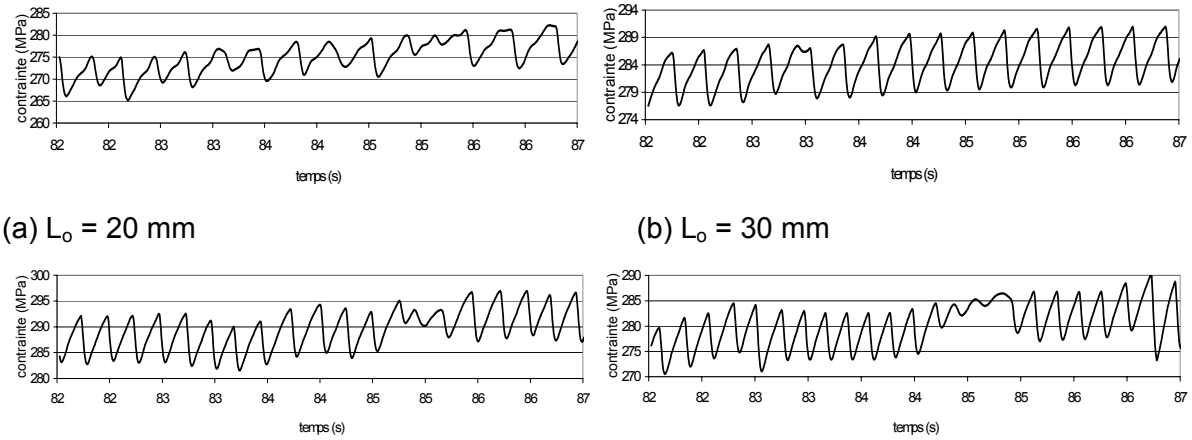


Figure 2 : Courbe de déformation pour un essai de traction sur Al-3,2Mg à température ambiante ($\dot{\varepsilon}_a$ = 1,98 10^{-3} s^{-1}, dimensions de l'éprouvette 42x6,5x2 mm^3).

Les courbes ont globalement la même allure. La fréquence des oscillations sur la courbe est cependant différente.

La figure 3 montre des zooms sur une partie de la courbe contrainte-temps pour chacune des éprouvettes. Les courbes ont été prélevées au même taux de déformation (15%). On constate la similitude de la forme des ondulations donc du mode de propagation des bandes PLC dans l'ensemble des échantillons. Les chutes de contrainte ont en effet une allure

caractéristique des bandes de type B. La différence réside dans le nombre d'instabilités enregistrées pour la même durée (ici 5 secondes).



(a) L_o = 20 mm (b) L_o = 30 mm

(c) L_o = 42 mm (d) L_o = 60 mm

Figure 3 : Aspect des courbes de déformation sur un intervalle de 5 secondes au voisinage du taux de déformation de 15% pour des éprouvettes de différentes longueurs. $\dot{\varepsilon}_a$ =1,98.10^{-3} s^{-1}.

En considérant le nombre de chutes de contrainte dans un intervalle de temps fixe (5 secondes), on compare la fréquence des instabilités entre les différentes éprouvettes par rapport à des taux de déformation semblables (10, 15 et 17%). Les résultats indiqués sur la figure 4 montrent que la fréquence des instabilités augmente de manière monotone avec la longueur de l'éprouvette quel que soit le taux de déformation.

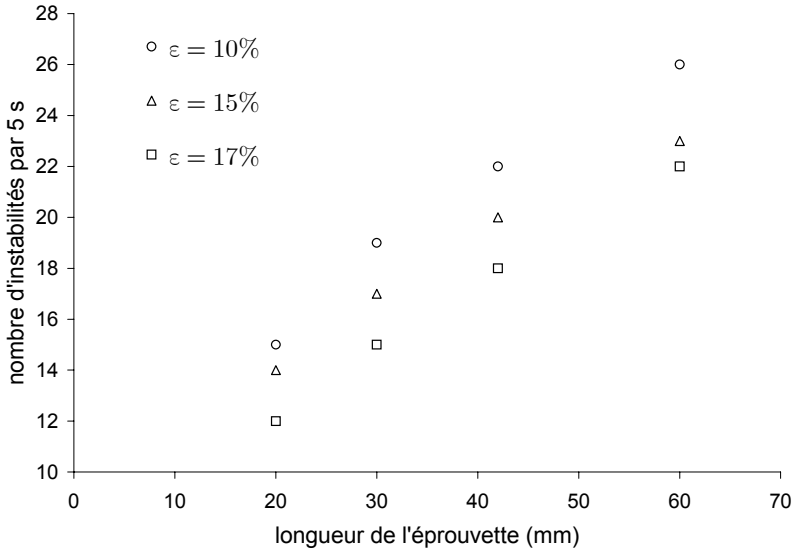


Figure 4 : Variation de la fréquence des instabilités PLC en fonction de la longueur de l'éprouvette d'essai de traction à vitesse de déformation imposée $\dot{\varepsilon}_a$ =1,98.10^{-3} s^{-1} dans un alliage Al-3,2Mg à température ambiante.

Sur cette même figure, on remarque une baisse de la fréquence des instabilités avec l'augmentation du taux de déformation quelle que soit la longueur de l'éprouvette. Ceci est à relier au fait que, pour une même éprouvette, l'amplitude des instabilités augmente avec le taux de déformation.

L'effet du taux de déformation sur l'amplitude de l'instabilité PLC est montré sur la figure 5 par l'intermédiaire de l'expression dσ/dt.

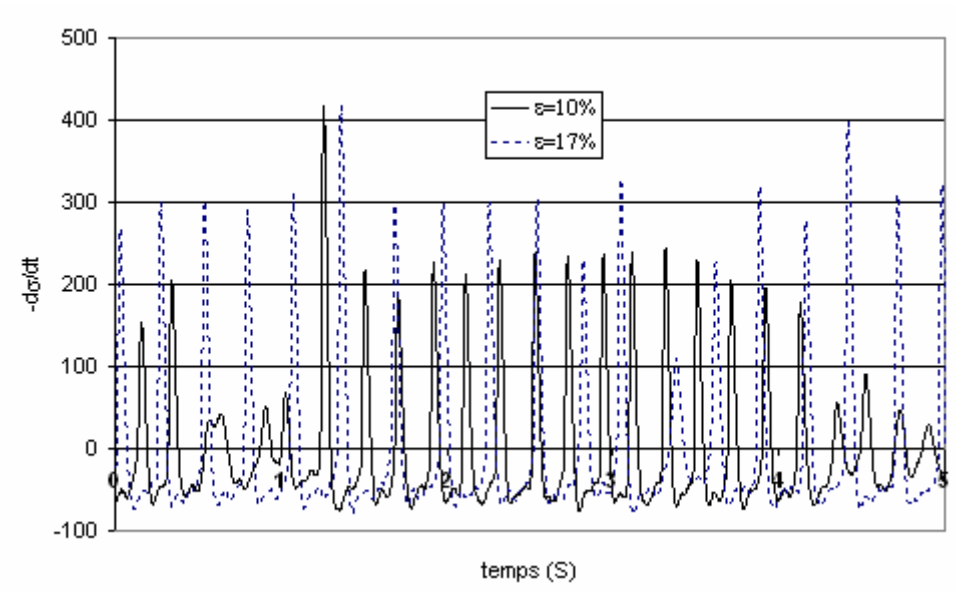


Figure 5 : Influence du taux de déformation sur les caractéristiques de l'instabilité PLC dans un alliage

Al-3,2Mg déformé à $\dot{\varepsilon}_a$ = 1,98 10^{-3} s^{-1}.

Ces résultats montrent que l'amplitude de l'instabilité PLC, directement liée à la valeur de la chute de contrainte qui lui est associée, est une caractéristique intrinsèque du matériau et reste constante pour une vitesse et un taux de déformation donnés. L'amplitude de l'instabilité, et par conséquent l'incrément de déformation apporté par chaque bande est donc lié à l'état structural du matériau et aux conditions de déformation.

Une éprouvette de longueur initiale L_0 soumise à un essai de traction à vitesse de déformation constante $\dot{\varepsilon}_a$ pendant une durée t, subit un allongement $\Delta L = \dot{\varepsilon}_a L_0 t$.

Comme la déformation plastique se déroule préférentiellement à l'**intérieur** des bandes, chaque instabilité provoque un incrément de déformation δL. Pour une durée t, le nombre d'instabilités n entraîne un allongement $\Delta L = n.\delta L$. L'incrément δL étant indépendant de L_0, le nombre d'instabilités pour une durée t augmente lorsque la longueur de l'éprouvette devient plus grande.

Ce résultat confirme que l'effet PLC est une propriété intrinsèque du matériau et que les caractéristiques principales de l'instabilité (apparition, mode de propagation et amplitude),

pour un matériau donné, dépendent essentiellement de la vitesse de déformation imposée. Pour le reste des essais, les éprouvettes sont de longueur L_0 = 42 mm.

2.3. Paramètres des essais de traction

Les essais de traction ont été réalisés à température ambiante. Chaque essai est mené en imposant une vitesse de traverse constante jusqu'à la rupture de l'éprouvette. La gamme de vitesses de déformation est comprise entre 10^{-6} s^{-1} et 10^{-2} s^{-1}. Les éprouvettes sont taillées selon trois angles par rapport à la direction du laminage (0°, 45° et 90°).

La première série d'essais réalisés sur une machine de traction ADAMEL LHOMARGY en Algérie, concerne les alliages Al-2Mg (épaisseur 1,5mm), Al-2,5Mg (épaisseur 1,5mm) et Al-1Mg (épaisseur 1,37mm).

Les paramètres d'essai sont indiqués dans le tableau 1. $\dot{\varepsilon}_a$ est la vitesse de déformation imposée, v_t est la vitesse de la traverse, ΔL_{max} est l'allongement total prévu et T la durée préconisée de l'essai.

essai	$\dot{\varepsilon}_a$ (s^{-1})	v_t (mm/min)	Al-2Mg		Al-2,5Mg		Al-1Mg	
			ΔL_{max} (mm)	T (s)	ΔL_{max} (mm)	T (s)	ΔL_{max} (mm)	T (s)
1	$3,97\ 10^{-5}$	0,1	4,6	2760	4,6	2760	1,7	1020
2	$7,94\ 10^{-5}$	0,2	4,6	1380	4,6	1380	1,7	510
3	$1,59\ 10^{-4}$	0,4	4,6	690	4,6	690	1,7	255
4	$2,38\ 10^{-4}$	0,6	4,6	460	4,6	460	1,7	170
5	$3,97\ 10^{-4}$	1	4,6	276	4,6	276	1,7	102
6	$5,95\ 10^{-4}$	1,5	4,6	184	4,6	184	1,7	68
7	$1,19\ 10^{-3}$	3	4,6	92	4,6	92	1,7	34
8	$3,97\ 10^{-3}$	10	4,6	27,6	4,6	27,6	-	-

Tableau 1 : Paramètres d'essais sur machine de traction Adamel Lhomargy.

La deuxième série d'essais de traction concerne l'alliage Al-3,2Mg (épaisseur 2mm) est effectuée sur une machine de type INSTRON en France. Certains essais de traction sur Al-2,5Mg (épaisseur 1,5 mm) ont été effectués sur la même machine, les vitesses concernées sont signalées par (*). Les paramètres d'essai sont indiqués sur le tableau 2, f désigne, ici, la fréquence d'acquisition des données de l'essai.

essai	v_t (mm/min)	$\dot{\varepsilon}_a$ (s^{-1})	f (Hz)	ΔL_{max} (mm)	T (s)	Φ
1	0.02	7.93 E-6	1	9,5	28500	0°
2 (*)	0.05	1.98 E-5	2,5	9,5	11400	0°, 45° et 90°
3	0.1	3.97 E-5	5	9,5	5700	0°, 45° et 90
4	0.2	7.93 E-5	10	9,5	2800	0°, 45° et 90
5	0.3	1.19 E-4	10	9,5	1900	0°
6 (*)	0.5	1.98 E-4	25	9,5	1140	0°
7	1	3.97 E-4	50	9,5	570	0°, 45° et 90
8	2	7.93 E-4	100	9,5	285	0°, 45° et 90
9	5	1.98 E-3	250	9,5	114	0°
10	20	7.93 E-3	500	9,5	28.5	0°, 45° et 90
11	50	1.98 E-2	500	9,5	11.4	0°, 45° et 90
12	200	7.94 E-2	500	9,5	3	0°, 45° et 90

Φ : angle de traction par rapport à la direction du laminage

Tableau 2 : Paramètres d'essais réalisés sur la machine de traction INSTRON

3. Caractérisation mécanique de l'effet PLC

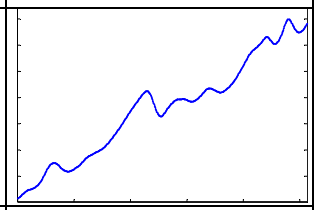
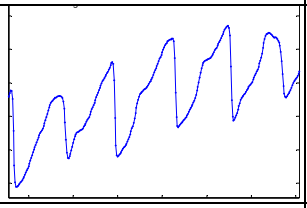
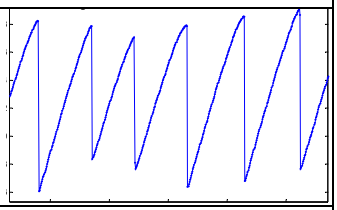
On commence par présenter les types d'instabilités (bandes A, B et C) à partir des données relevées dans les différentes conditions de déformation de l'un des alliages étudiés en se fondant sur la classification admise dans la littérature. Pour le même alliage, on vérifie, ensuite, l'existence ou non de la courbe en N qui exprime l'évolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation.

On analyse ensuite l'impact des différents facteurs, vitesse de déformation, teneur en Mg et état structural de l'alliage sur l'effet PLC à travers les caractéristiques telles que le degré d'hétérogénéité de la déformation plastique. Enfin, la ductilité et la résistance mécanique ainsi que la déformation critique sont examinées.

3.1. Types de bandes

Les essais de traction réalisés couvrent une large gamme de vitesses de déformation et toutes les formes de manifestation de l'effet PLC ont été observées sur les alliages étudiés.

Typiquement, les instabilités PLC sont classées en trois types de bandes. L'examen des courbes de réponse mécanique globale permet de distinguer les formes caractéristiques propres à chaque type de bande. A titre indicatif, le tableau 3 résume les principales caractéristiques pour l'alliage Al-3,2Mg.

Type de bandes Caractéristiques	A	B	C
Domaine de vitesses de déformation	Elevées $\dot{\varepsilon}_a > 2.10^{-4} s^{-1}$	Moyennes $8.10^{-5} s^{-1} < \dot{\varepsilon}_a < 8.10^{-3} s^{-1}$	Basses $\dot{\varepsilon}_a < 4.10^{-4} s^{-1}$
Allure de l'instabilité			
Amplitude de l'instabilité (*)	Faible amplitude (<5MPa)	Amplitude moyenne (5 – 12 MPa)	Grande amplitude (jusqu'à 20MPa)
Périodicité (*)	Très élevée (<1s)	Moyenne (1,7 s)	Lente (> 4s)
Propagation	Front de bande	Corrélée	Aléatoire

*valeurs données à titre d'exemple à partir de la courbe de traction sur Al-3,2Mg $\dot{\varepsilon}_a = 1{,}98.10^{-3} s^{-1}$

Tableau 3 : Classification des bandes PLC en fonction des principales caractéristiques.

Notons que deux et parfois trois types de bande sont rencontrés lors d'un même essai de traction. C'est le cas notamment des essais à vitesse relativement élevée où les bandes de type B succèdent à celles de type A. Pour des vitesses plus faibles, les bandes qui se manifestent en premier sont de type B mais peuvent se transformer en type C avant la rupture. Pour les vitesses moyennes, notamment dans le cas de l'alliage Al-3,2Mg, les trois types de bande se succèdent dans l'ordre A, B et C (figure 6). La figure 7, quant à elle, montre un exemple de courbe de traction où des bandes de type B de très faibles amplitudes sont "portées" par des bandes A et évoluent vers un type B pur.

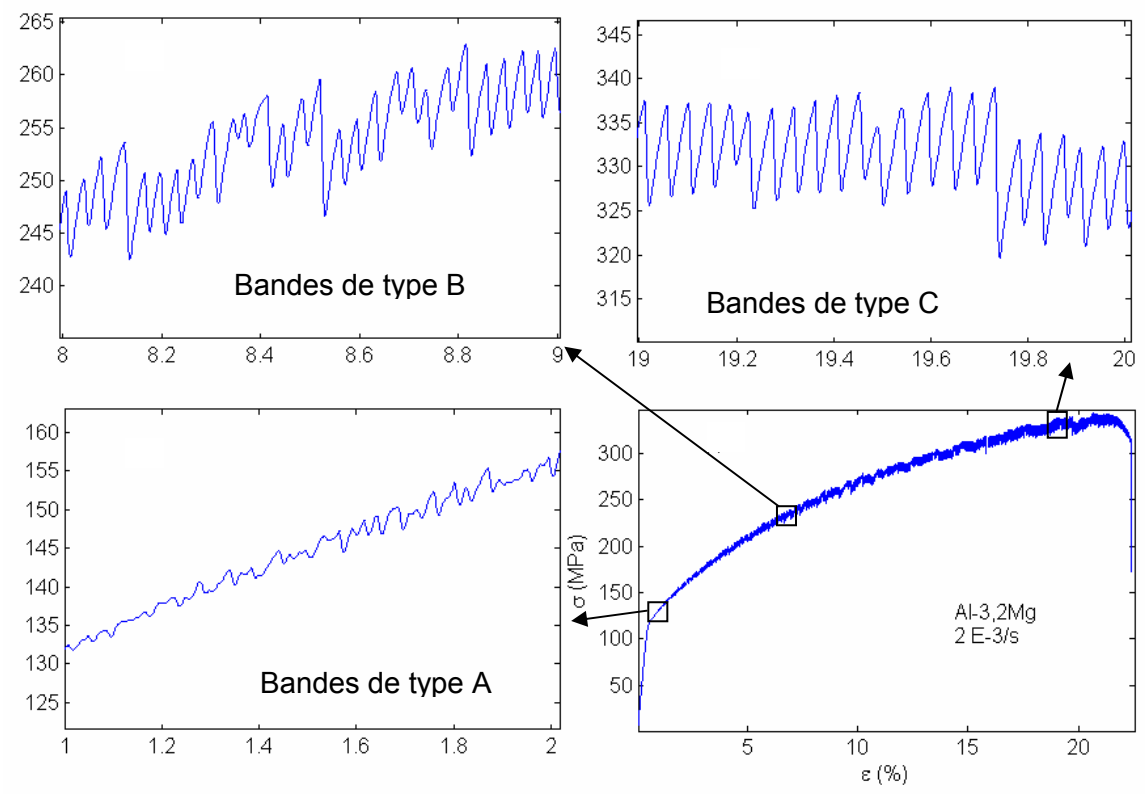


Figure 6 : Différents modes de propagation de bandes PLC pour le même échantillon Al-3,2Mg déformé en traction à 1,98.10^{-3} s^{-1}.

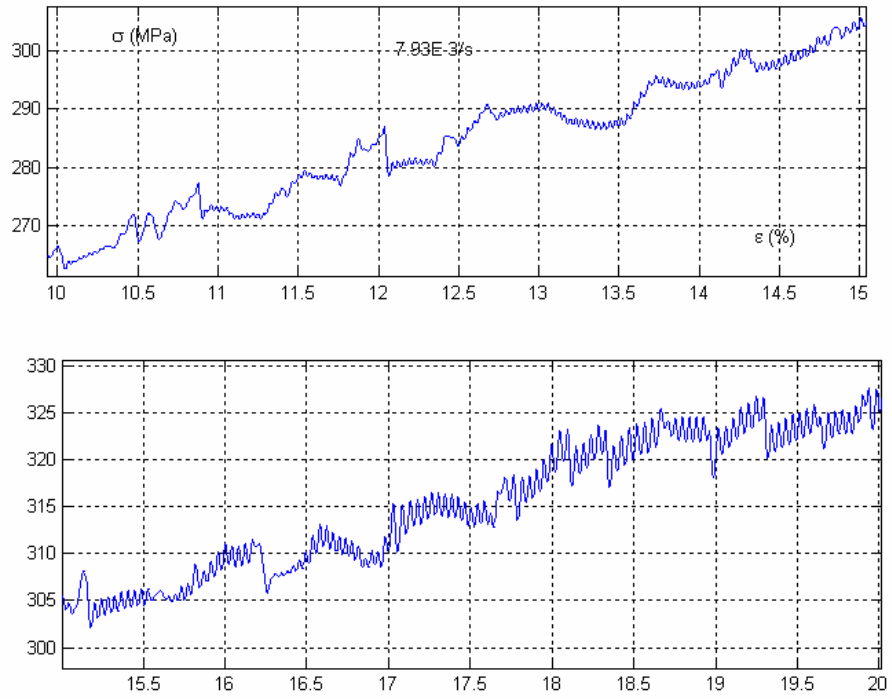


Figure 7 : Evolution du mode de propagation des bandes PLC au cours de l'essai de traction sur Al-3,2Mg à 7,93. 10^{-3} s^{-1} où coexistent de deux formes de bandes PLC (types A et B).

3.2. Effet de la vitesse de déformation

L'effet PLC est associé à une sensibilité négative de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation : la contrainte nécessaire à l'écoulement plastique du matériau diminue lorsqu'on applique une vitesse de déformation plus grande. Pour construire la courbe correspondante, on a reporté (fig. 8) l'évolution de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation imposée à différents taux de déformation pour l'alliage Al-3,2Mg. Celle-ci possède une pente négative.

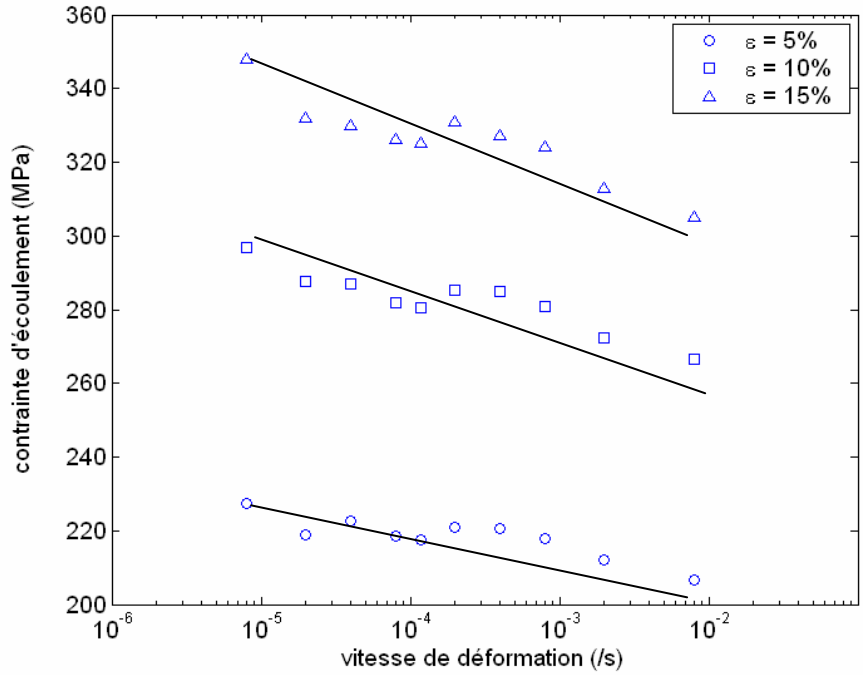


Figure 8 : Contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation à différents taux de déformation pour Al-3,2Mg. Pour l'ensemble du domaine de vitesses, la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation est négative.

On a choisi de tracer cette caractéristique pour l'alliage Al-3,2Mg parce que les essais ont été effectués dans des conditions qui donnent accès au plus large domaine de vitesses dans toute la compagne d'essais réalisés. Cependant, le résultat indiqué sur la figure 8 semble confirmer que l'intervalle de vitesses exploré se situe entièrement à l'intérieur du domaine d'existence de l'effet PLC. L'ensemble des essais effectués donne lieu à une diminution de la contrainte d'écoulement lorsque la vitesse de déformation imposée augmente. On est en présence de l'effet du vieillissement dynamique où les éléments d'addition ségréguent vers les lignes de dislocations en mouvement et provoquent leur freinage.

Dans le cas des essais à très faibles vitesses la déformation macroscopique semble homogène et les instabilités sur la courbe de traction apparaissent au-delà de 10% de déformation. La pente négative dans ce cas pourrait provenir d'un effet de vieillissement insuffisamment intense pour engendrer un désancrage dynamique des dislocations ou d'une consolidation trop forte à cause du taux d'écrouissage encore important à ce stade de la déformation.

3.3. Degré d'hétérogénéité

L'instabilité de la déformation plastique est caractérisée par l'amplitude des sauts de contrainte $\Delta\sigma$, visibles sur la courbe de déformation. Une grande amplitude implique que l'instabilité est importante et la déformation plastique est fortement hétérogène.

Pour exprimer l'influence des paramètres expérimentaux tels que la teneur en impureté, l'orientation du chargement par rapport à la direction du laminage ainsi que la vitesse de déformation imposée, nous examinons l'évolution de l'amplitude des instabilités pour un taux fixe de déformation que nous choisissons à 80% de la déformation totale.

Pour l'ensemble des alliages étudiés, les résultats montrent que le comportement est isotrope (figure 9). On montre aussi que pour l'ensemble des alliages et quelle que soit l'orientation du chargement par rapport à la direction du laminage, l'instabilité de l'écoulement plastique, présente une sensibilité macroscopique négative ($d\Delta\sigma/d\ln \dot{\varepsilon}_a < 0$) (figure 9).

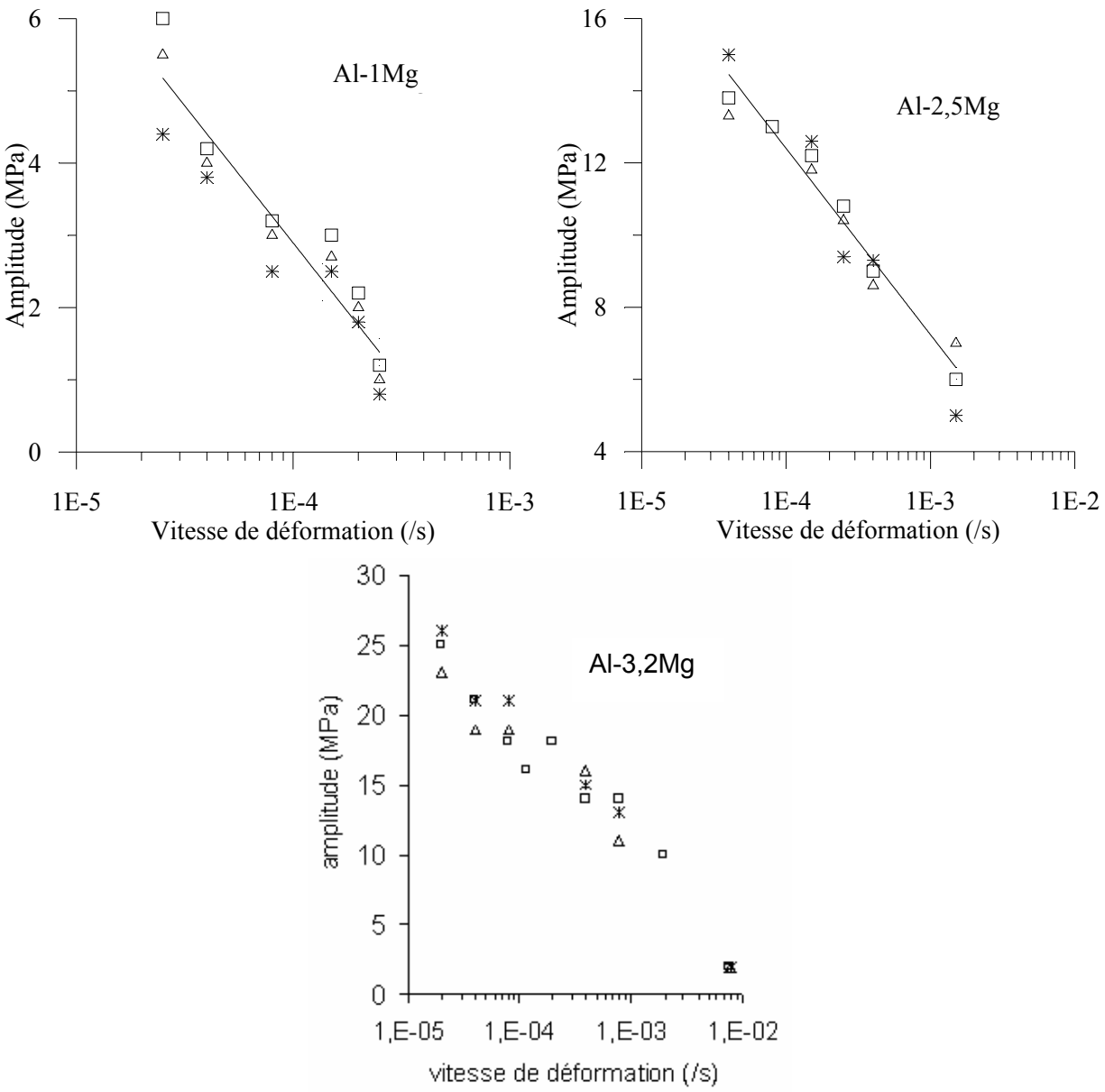


Figure 9 : Amplitude des chutes de contrainte en fonction de la vitesse de déformation. Légende : □ angle 0°, Δ angle 45° et * angle 90° par rapport à la direction du laminage.

Afin de comparer le degré d'hétérogénéité de la déformation instable de ces alliages, nous l'avons étudié en terme d'amplitude normalisée ($\Delta\sigma/\Delta\sigma_{max}$) de la chute de contrainte. Nous comparons les résultats d'essai sur des éprouvettes taillées dans le sens du laminage à l'état brut sauf pour l'alliage Al-3,2Mg qui est à l'état recuit. Pour une vitesse de déformation 3,94 10^{-5} s^{-1}, l'amplitude maximale des instabilités est d'environ 20 MPa dans Al-3,2Mg, 15 MPa dans Al-2,5Mg, et 6 MPa dans Al-1Mg. Prenons $\Delta\sigma_{max}$= 20 MPa comme amplitude de référence.

Les résultats indiqués sur la figure 10 montrent que la teneur en magnésium est un paramètre déterminant dans l'hétérogénéité de la déformation plastique des alliages Al-Mg.

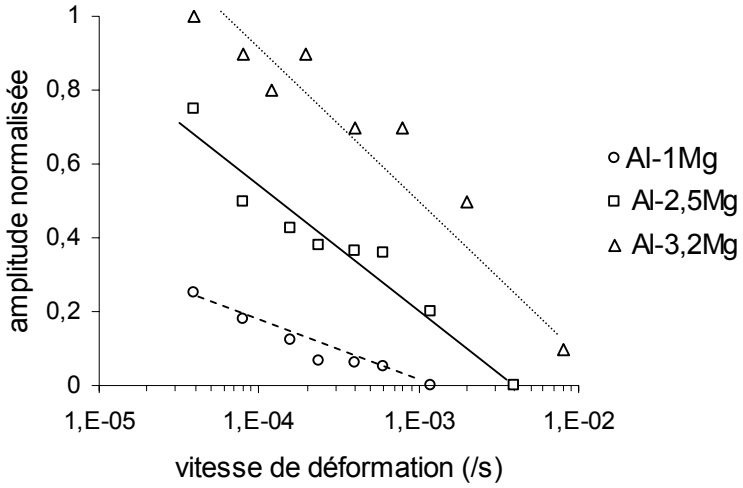


Figure 10 : Effet de la teneur en Mg sur l'amplitude de l'instabilité PLC. L'amplitude est normalisée à 20 MPa et les éprouvettes sont découpées parallèlement au sens de laminage

Le traitement thermique atténue la texture de laminage, augmente la taille des grains et rend leur forme plus isotrope. De ce fait, il modifie considérablement les conditions d'existence et l'amplitude des instabilités PLC [21,23,41,93,94]. La propagation d'une bande est affectée par les obstacles que constituent les joints de grains.

Dans le cadre de cette étude, le traitement thermique décrit au chapitre 2 et effectué dans les mêmes conditions pour des éprouvettes en Al-2,5Mg et Al-1Mg a eu un effet opposé selon le type d'alliage (figure 11) :

a- Dans Al-2,5Mg, le traitement thermique a conduit à une réduction du degré d'hétérogénéité de la déformation plastique instable en comparaison avec les éprouvettes déformées dans les mêmes conditions à l'état brut (écroui). Sur la figure 11, l'évolution de l'amplitude normalisée de la chute de contrainte est indiquée en trait continu. Un comportement similaire a été rapporté par [23] sur un alliage Al-5Mg.

b- Dans le cas de l'alliage Al-1Mg, on constate un effet inverse. Les graphes représentés sur la figure 11 (lignes en trait discontinu) montrent, en effet, que le degré d'hétérogénéité a augmenté avec le traitement thermique.

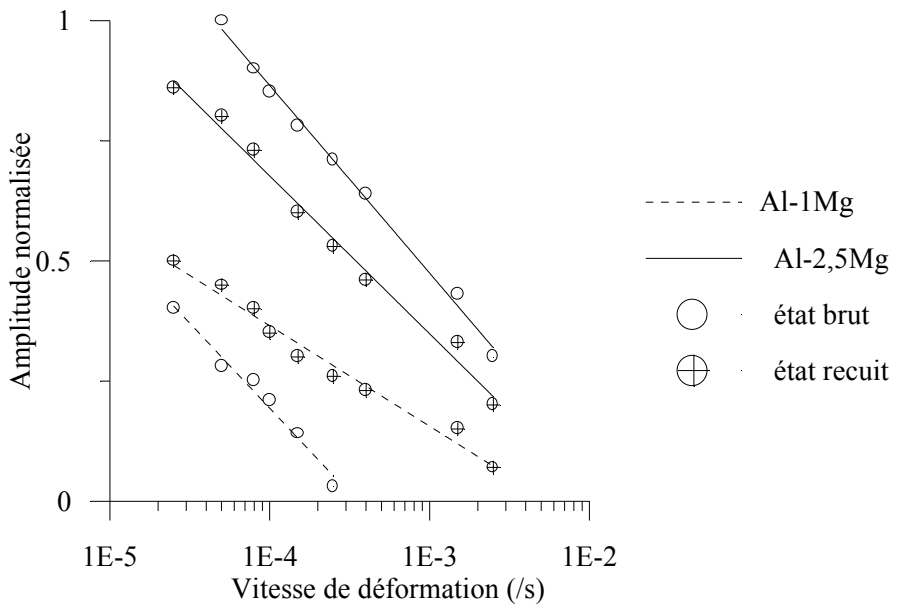


Figure 11 : Influence du traitement thermique sur le degré d'hétérogénéité de déformation instable en fonction de la vitesse de déformation.
L'amplitude est normalisée à 15 MPa.

3.4. Ductilité et résistance à la rupture

L'aptitude à la déformation plastique d'un métal est une qualité fort appréciée dans le domaine de la fabrication de pièces mécaniques par mise en forme. Nous évaluons la ductilité de nos alliages en considérant la déformation totale de l'éprouvette avant rupture. Le critère de rupture correspond au maximum de charge. C'est le même critère qui sert pour la détermination de la limite de rupture de nos échantillons. Nous avons examiné l'évolution de ces deux paramètres (ductilité et résistance à la rupture) dans les deux alliages Al-1Mg et Al-2,5Mg pour lesquels nous avons réalisé des essais de traction dans des conditions similaires à l'état brut et après recuit de restauration. Les effets de la vitesse de déformation et de l'état structural sont considérés.

L'étude comparative montre une amélioration de la ductilité dans les alliages qui ont subit un traitement thermique par rapport à ceux qui ont été déformés à l'état brut. Cependant, contrairement à ce que montrent Higashi et al. [94], les résultats indiqués sur la figure 12 montrent que la déformation à la rupture décroît avec la vitesse de déformation. Ces résultats concordent bien avec ceux obtenus par Chihab [23] sur un alliage Al-5Mg (figure 13).

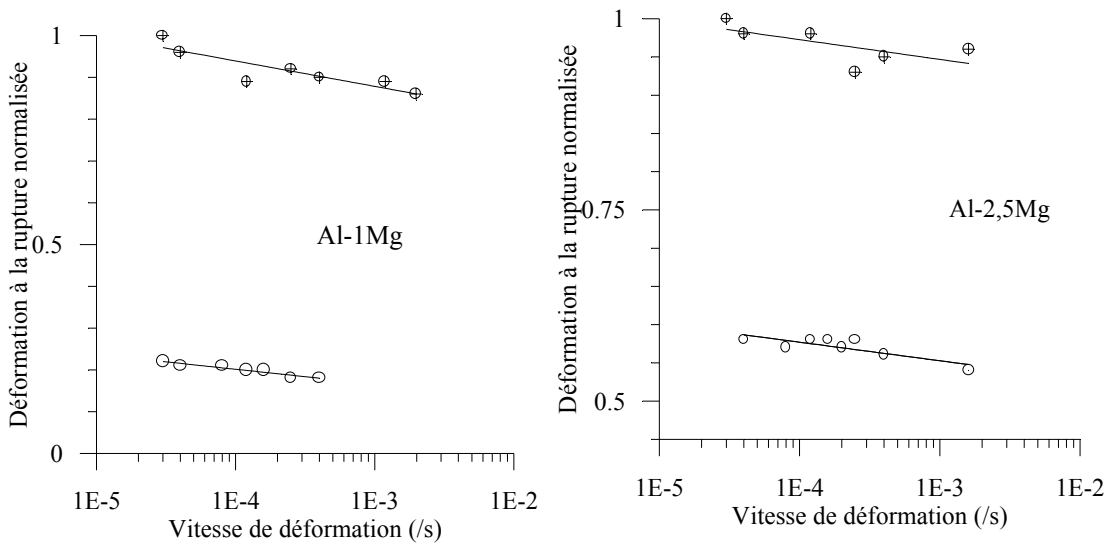


Figure 12 : Influence du traitement thermique sur la déformation à la rupture en fonction de la vitesse de déformation.

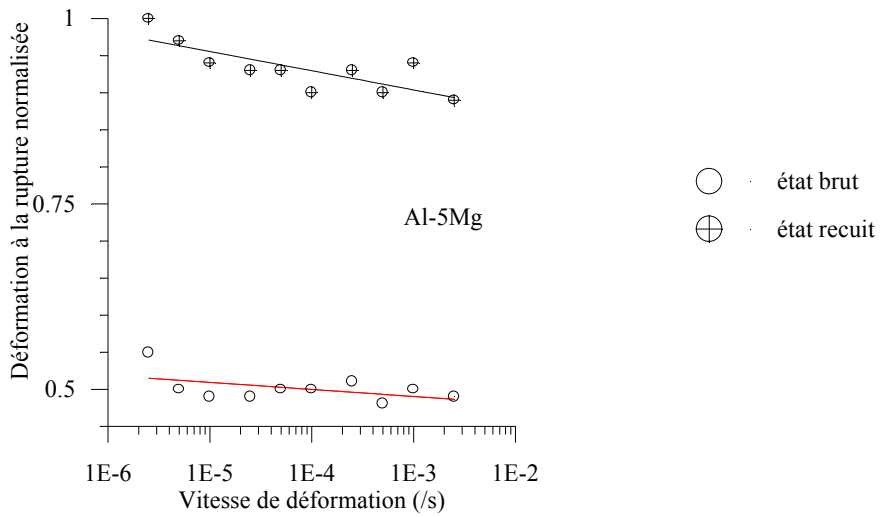


Figure 13 : Influence du traitement thermique sur la déformation à la rupture en fonction de la vitesse de déformation dans Al-5Mg (d'après [23]).

Le recuit a eu pour effet une augmentation de la ductilité dans les deux types d'alliages et ce quelle que soit la vitesse de déformation appliquée. A titre d'exemple, le tableau 4 indique les valeurs de l'allongement relatif total pour les éprouvettes déformées à l'état brut et celles qui ont subit un traitement thermique.

Alliage	Taux d'allongement à l'état brut	Taux d'allongement après recuit
Al-1Mg	3,6 %	18 %
Al-2,5Mg	13,5 %	22 %
Al-5Mg (*)	16,5 %	30 %

(*) Valeurs tirées de la bibliographie [23]

Tableau 4 : Effet du recuit sur le taux d'allongement des alliages.

Contrairement à ce qu'on pourrait s'attendre, l'étude des caractéristiques mécaniques de l'alliage Al-1Mg, en particulier, montre que la diminution de la ductilité n'est pas forcément liée à l'augmentation du degré d'hétérogénéité. Comme le montrent les figures 11 et 12, il y a une augmentation simultanée du degré d'hétérogénéité et de la ductilité.

Un autre aspect de l'étude du comportement mécanique des alliages en question se rapporte à l'effet de l'orientation de la charge de traction par rapport au sens du laminage. Ce point concerne les éprouvettes à l'état brut. Nous constatons que la déformation à la rupture présente une certaine anisotropie dans les deux alliages Al-1Mg-1Mn et Al-2.5Mg sans être tout à fait similaire (figure 14).

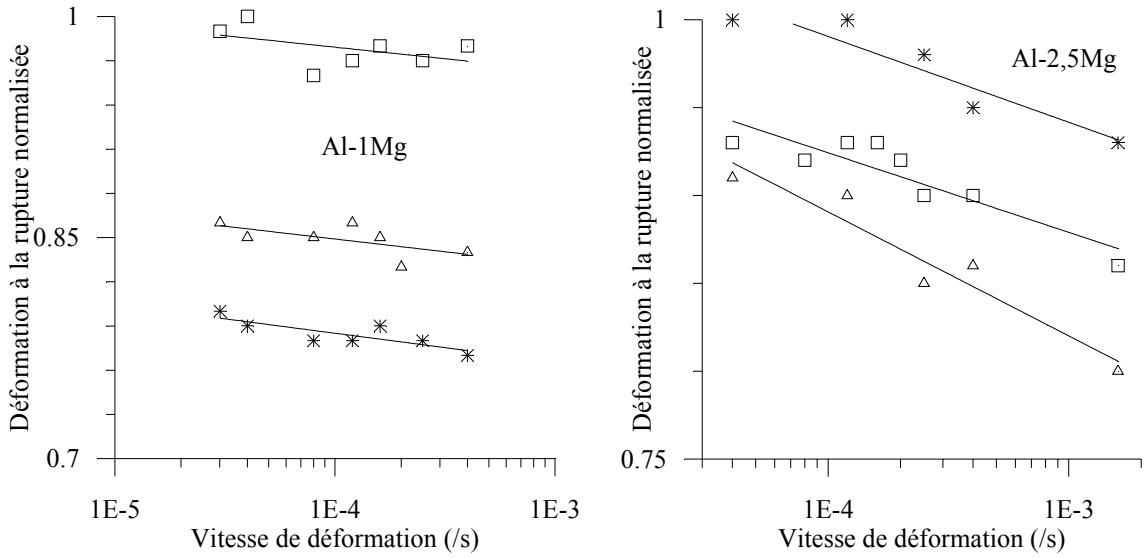


Figure 14 : Déformation à la rupture en fonction de la vitesse de déformation et en fonction de l'orientation du chargement par rapport à la texture de laminage. Le taux de déformation à la rupture est normalisé à 4% et 14% dans Al-1Mg et Al-2,5Mg, respectivement. Légende : □ angle 0°, Δ angle 45°, * angle 90°

La résistance à la rupture, par contre, ne semble pas être sensible au changement de direction de traction. Par ailleurs, on montre que la résistance à la rupture augmente avec la teneur en magnésium et obéit à une sensibilité négative à la vitesse de déformation (figure 15).

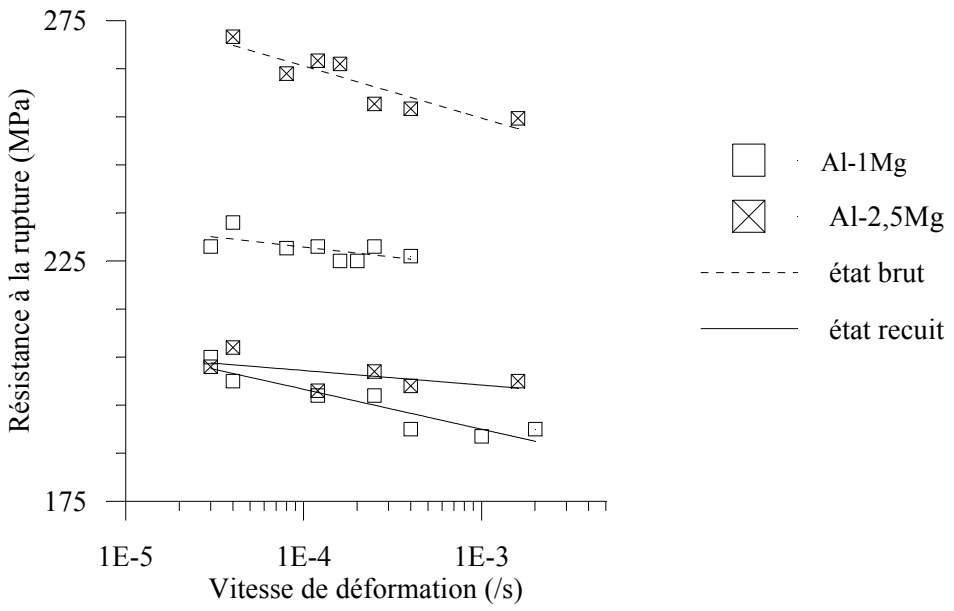


Figure 15 : Résistance à la rupture en fonction de la vitesse de déformation.
Valeurs moyennes (dans les trois orientations par rapport au sens de laminage).

L'étude des échantillons ayant subi un traitement thermique montre une nette baisse de la résistance à la rupture et une augmentation de la ductilité. Ces résultats concordent bien avec ceux obtenus par Higashi et al. [93] dans des alliages similaires de point de vue composition chimique.

3.5. Evolution de la déformation plastique critique

L'apparition des instabilités est généralement précédée par une déformation homogène (figure 16). Les conditions d'apparition des instabilités PLC sont donc limitées, non seulement par un intervalle de vitesse de déformation et de température, mais aussi par un certain taux de déformation plastique préalable, dite déformation critique ε_c. Cette déformation est souvent considérée comme une grandeur caractéristique du matériau. Les variations de ε_c ont été largement étudiées tant sur le plan théorique qu'expérimental [6,22,24,95,96] dans de nombreux alliages contenant des atomes d'impuretés en solution solide.

Dans ce travail, la déformation critique, ε_c, est étudiée en fonction de la teneur en magnésium, de la vitesse de déformation imposée et de l'orientation de la traction par rapport au sens du laminage.

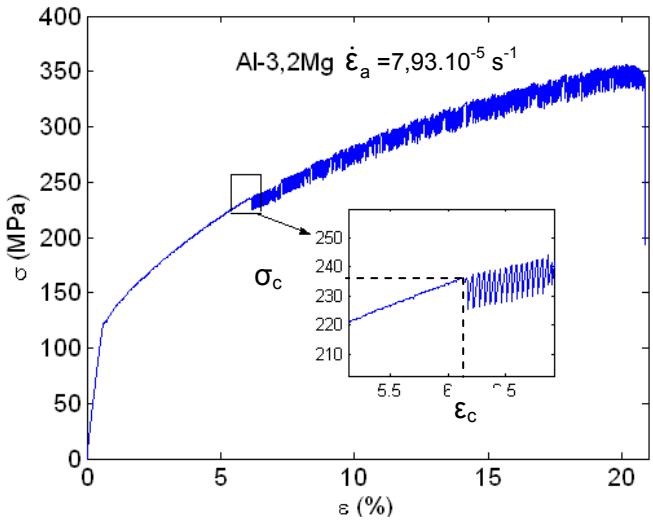


Figure 16 : Détermination de la déformation critique, ε_c, et de la contrainte critique, σ_c, sur la courbe de traction.

Dans certains cas, notamment à faible vitesse de déformation, de petites fluctuations apparaissent sur la courbe de traction bien avant les premiers décrochements proprement dits (figure 17).

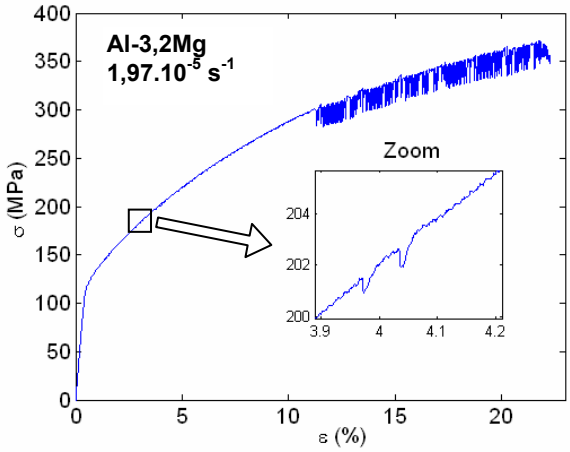


Figure 17 : Courbe de traction avec zoom montrant des chutes de contraintes de faible amplitude (< 1MPa) avant ε_c.

Ces fluctuations, constatées par [97] sur des alliages Al–Zn–Mg–Cu déformés en traction, sont attribuées à la rugosité de surface des échantillons.

La déformation critique ε_c dépend de la composition du matériau, de sa microstructure et des conditions de déformation [11,20,56,57,97,98]. La figure 18 montre l'évolution de ε_c en fonction de $\dot{\varepsilon}_a$ pour les alliages Al-1Mg, Al-2Mg et Al-2,5Mg dont l'état structural est écroui.

La déformation critique présente différents types d'évolutions en fonction de la teneur en magnésium : pour l'alliage Al-1Mg, la déformation critique croît avec la vitesse de déformation dans l'ensemble du domaine exploré (comportement dit "normal"). Cette

évolution devient "inverse" dans Al-2,5Mg ; la déformation critique est décroissante, elle est maximale à $\dot{\varepsilon}_a < 10^{-4}$ s^{-1} et s'annule aux grandes vitesses. Dans Al-2Mg, par contre, ε_c montre un comportement "inverse" aux faibles vitesses et "normal" aux grandes vitesses. Les deux comportements sont séparés par un minimum aux alentours de $\dot{\varepsilon}_a \approx 6.10^{-4}$ s^{-1}.

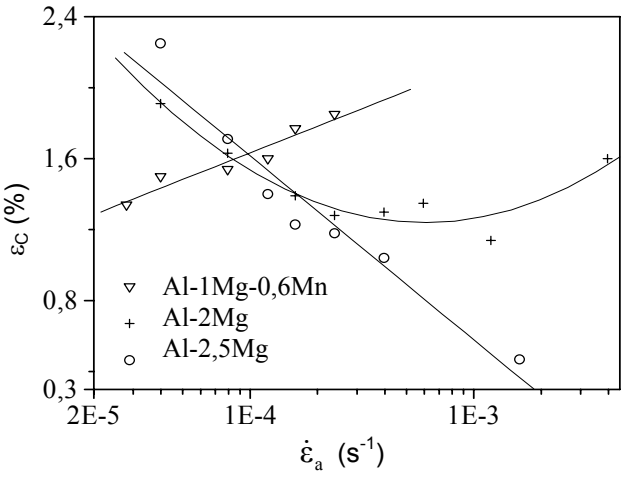


Figure 18 : Evolution de la déformation critique ε_c en fonction de la vitesse de déformation.

Dans le cas du comportement "inverse", le mécanisme affectant la déformation critique est lié à la précipitation avant ou bien au cours de la déformation. McCormick [21] exprime la relation entre la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_a$ et la déformation critique ε_c pour une température donnée par une loi puissance :

$$\dot{\varepsilon}_a \propto \varepsilon_c^A \qquad (1)$$

où l'exposant A est une constante qui dépend du matériau [21,22]. L'exposant A est estimé à – 2,6 pour l'alliage Al-2,5Mg. Ce résultat concorde bien avec ceux obtenus par [22] pour un alliage Al-5Mg.

Dans Al-3,2Mg déformé à l'état recuit, l'évolution de ε_c en fonction de la vitesse de déformation présente un comportement "inverse" dans le domaine de vitesses compris entre $1{,}98.10^{-5}$ s^{-1} et $3{,}97.10^{-4}$ s^{-1} puis "normal" aux vitesses plus élevées (figure 19). L'étude des conditions d'apparition des instabilités PLC dans Al-3,2Mg, pour l'ensemble du domaine de vitesse de déformation exploré et indépendamment du sens de déformation, montre que le comportement de la contrainte critique σ_c présente une similitude remarquable avec celui de la déformation critique ε_c.

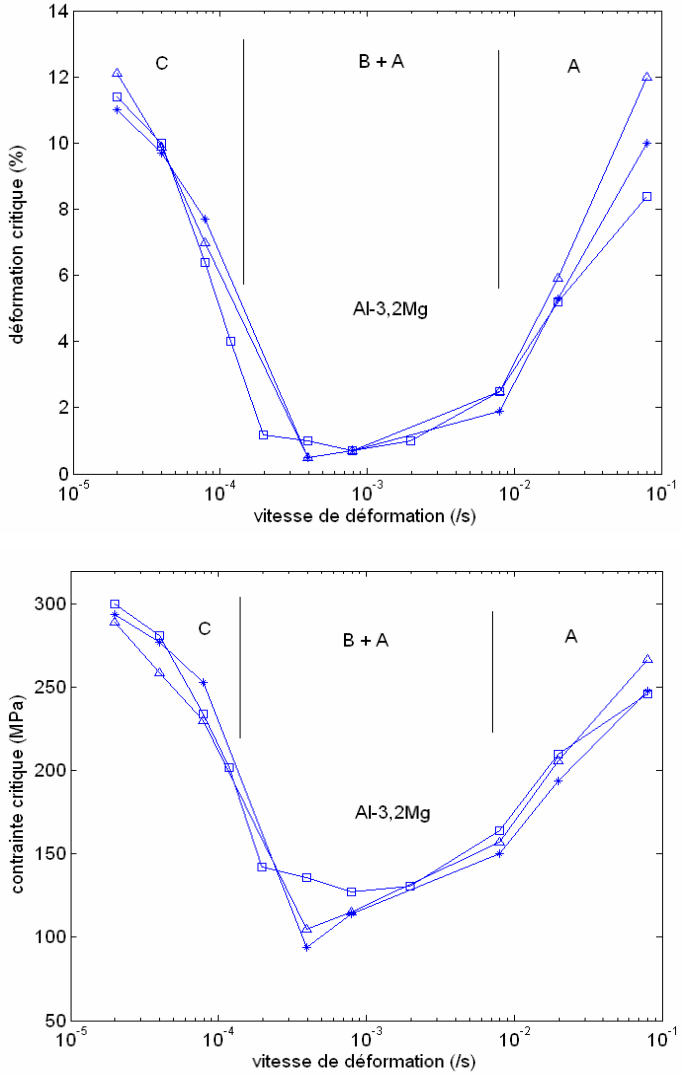


Figure 19 : Evolution des paramètres d'apparition des premières instabilités PLC en fonction de la vitesse de déformation lors d'essais de traction sur Al-3,2Mg à température ambiante. Les secteurs délimitent le domaine pour les différents types de bande PLC. Légende : □ angle 0°, Δ angle 45°, * angle 90°

D'après les résultats des essais effectués sur des éprouvettes découpées selon trois directions par rapport à celle du laminage (0°, 45° et 90°), les observations suivantes se dégagent :

- dans Al-1Mg, l'apparition des premiers décrochements intervient à un taux de déformation élevé et pratiquement identique dans les éprouvettes taillées suivant les directions 45° et 90° comparativement à celles taillées dans la direction du laminage,
- cette anisotropie est moins évidente dans Al-2,5Mg (figure 20), alors que dans Al-3,2Mg (figure 19), l'orientation du chargement par rapport au sens du laminage ne semble pas avoir grand effet sur l'apparition des premières instabilités PLC.

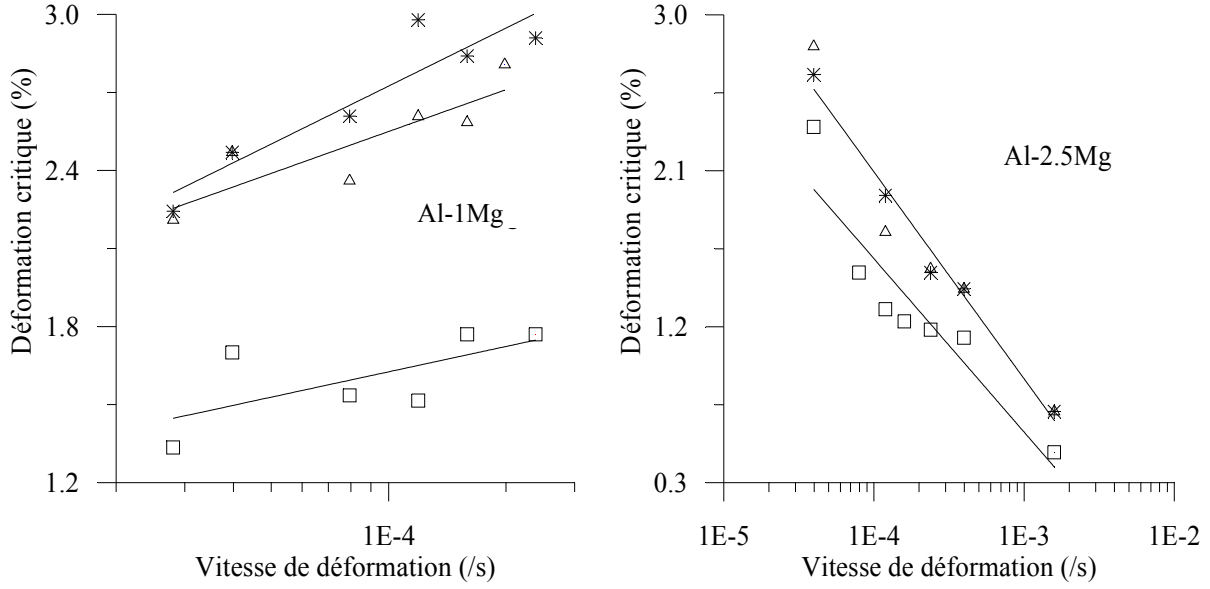


Figure 20 : Déformation critique préalable à un écoulement plastique instable.

Légende : □ angle 0°, Δ angle 45°et * angle 90°

Ces résultats montrent que la teneur en magnésium joue un rôle important dans l'apparition des instabilités dans les alliages Al-Mg et donne lieu à différentes évolutions de ε_c par rapport à la vitesse de déformation. A faible teneur en magnésium, le vieillissement dynamique se manifeste à des taux de déformation, donc une densité de dislocations, de plus en plus élevée, lorsque la vitesse de déformation imposée augmente. D'où l'allure croissante de ε_c dans Al-1Mg. Une augmentation de la teneur en magnésium semble accélérer l'apparition des hachures sur la courbe et ε_c devient décroissante en fonction de la vitesse ; tel est le cas dans Al-2,5Mg pour l'ensemble du domaine de vitesse exploré et dans Al-3,2Mg dans la gamme de vitesses comprises entre $1{,}98.10^{-5}$ s^{-1} et $1{,}98.10^{-3}$ s^{-1}. L'apparition des instabilités est cependant retardée lorsque la vitesse de déformation imposée devient supérieure à 10^{-3} s^{-1}.

Il est à noter que dans Al-1Mg, l'évolution de ε_c en fonction de la vitesse peut progresser jusqu'à atteindre, à quelques pour cent, la limite de rupture ε_m où des instabilités se manifestent après la striction, probablement parce que la déformation se trouve étroitement localisée dans la zone de striction.

3.6. Evolution de la déformation inter - bandes

Comme montré dans le chapitre 2, après chaque apparition d'instabilité une période de rechargement est nécessaire pour enclencher une nouvelle bande de déformation plastique.

Le rechargement peut se faire d'une manière plus ou moins régulière selon que la vitesse de déformation imposée est faible, intermédiaire ou grande (figure 21).

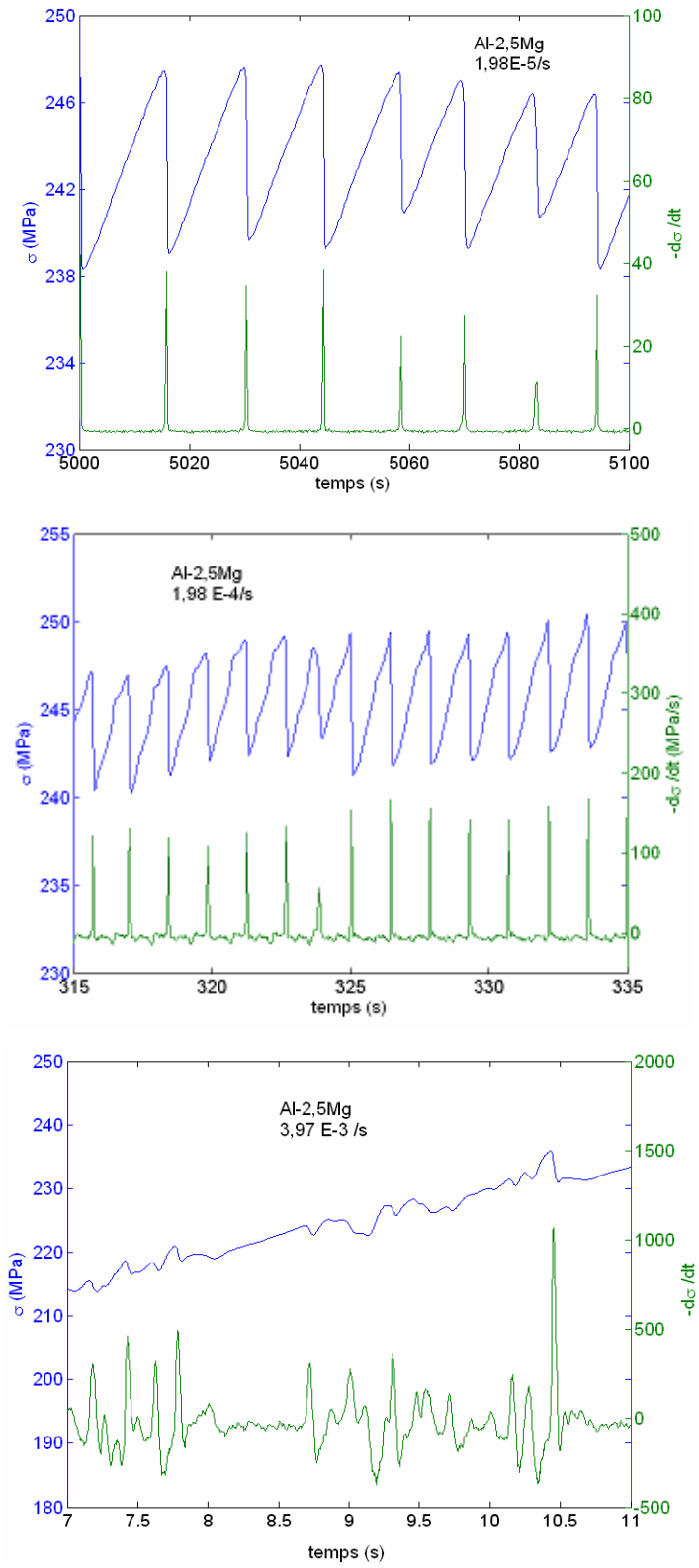


Figure 21 : Déformation durant le temps de rechargement à différentes vitesses de déformation dans Al-2,5Mg déformé à l'état brut.

Pendant le rechargement de contrainte, l'échantillon se déforme d'une façon homogène avec des temps plus ou moins longs en fonction de la vitesse de déformation imposée (figure 22).

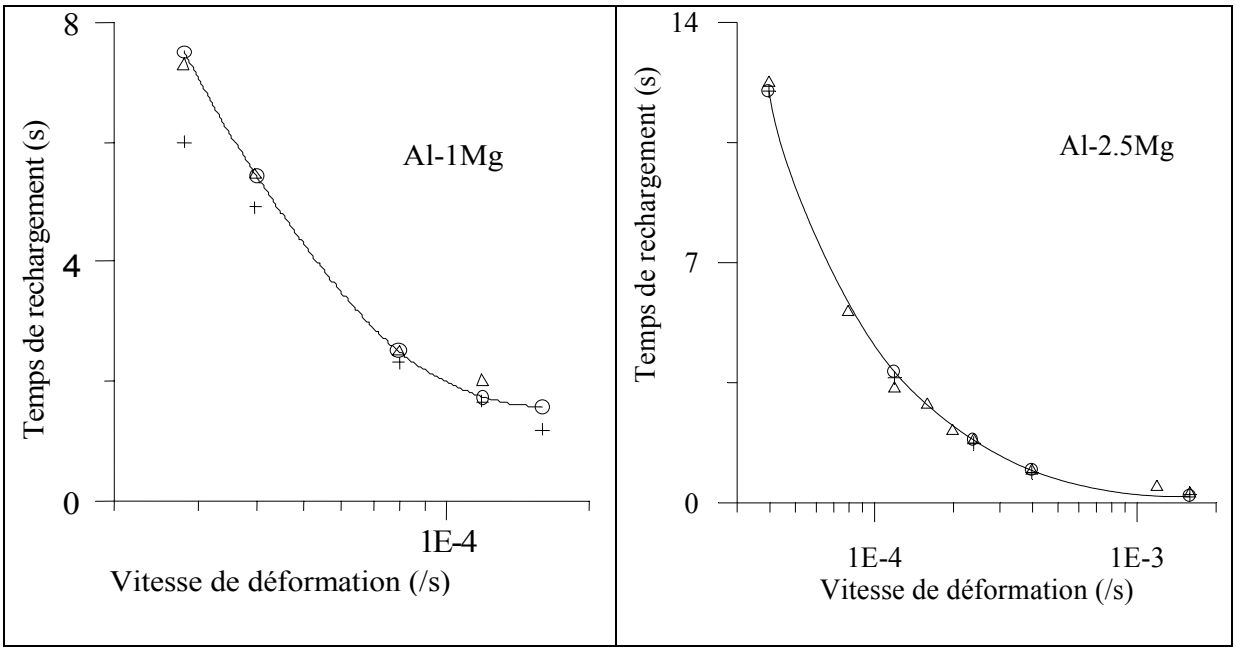


Figure 22 : Temps de rechargement de contrainte entre instabilités successives.

La déformation homogène correspondant à la période de rechargement de contrainte est calculée à partir de l'expression: $\delta\varepsilon_r = \dot{\varepsilon}_a.t_r$ (expression déterminée pour le comportement global de l'échantillon en traction). A faible vitesse de déformation c'est à dire au voisinage de la limite de l'effet PLC, le temps de rechargement t_r diverge, ainsi que $\delta\varepsilon_r$. Le temps de rechargement devient important et les dislocations se trouvent au voisinage du domaine de traînage (déformation homogène). Aux grandes vitesses, le temps de rechargement t_r et par conséquent $\delta\varepsilon_r$ tendent vers zéro, la déformation se fait en régime de friction. Les courbes $t_r = f(\dot{\varepsilon}_a)$, indiquées sur la figure 22, montrent que le temps de rechargement de contrainte et par conséquent la déformation homogène entre instabilités ne sont pas sensibles aux différentes orientations de traction par rapport à celle du laminage et ne semblent dépendre que de la teneur en impuretés du matériau étudié.

Cette étude montre qu'il n'existe pas de concordance entre les évolutions de $\delta\varepsilon_r$ et de ε_c, ceci suggère une dissimilitude de comportement des mécanismes responsables des deux types de déformation hors des bandes.

4. Analyse

4.1. Influence de l'écrouissage

La phase plastique de la déformation est caractérisée par le taux d'écrouissage $\frac{\delta\sigma}{\delta\varepsilon}$ dont l'évolution semble influencer le mode d'écoulement en présence de l'effet PLC. On se propose d'examiner, pour l'alliage Al-3,2Mg, la relation entre ce paramètre et les types d'instabilités PLC qui lui correspondent dans l'intervalle de vitesses exploré. On utilise pour la définition du type de bande la classification du tableau 3. Le taux d'écrouissage est calculé à des points régulièrement répartis sur la courbe de traction en prenant en considération la limite supérieure de la contrainte (figure 23).

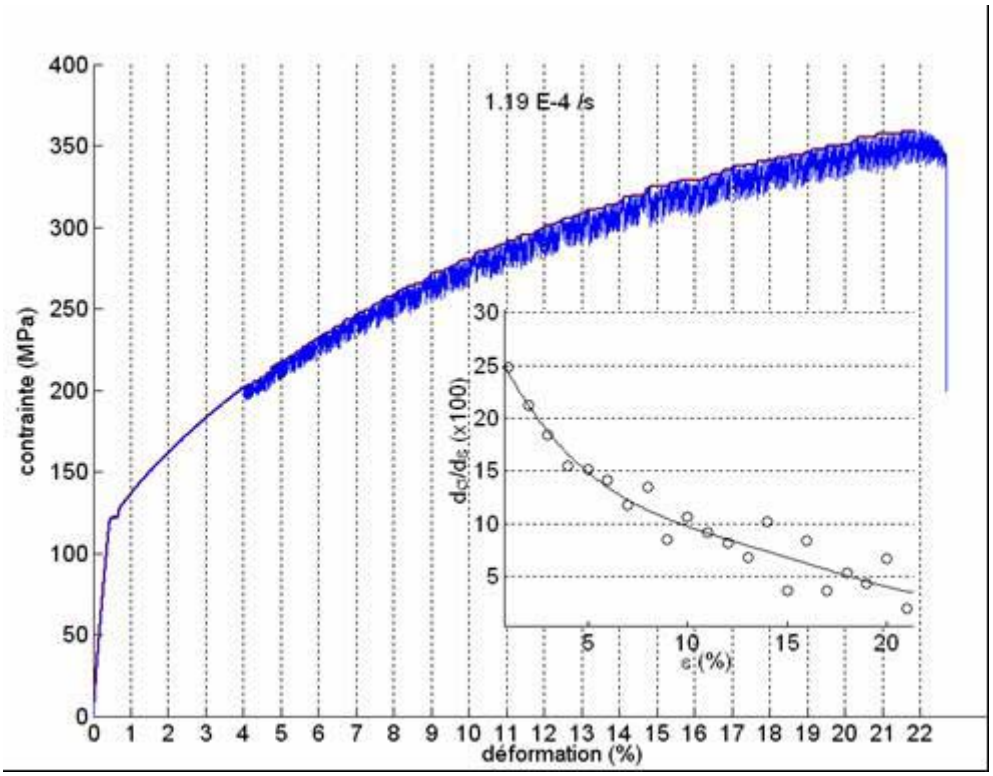


Figure 23 : Courbe de traction à une vitesse de déformation égale à $1{,}19.10^{-4}$ s^{-1} d'un alliage Al-3,2Mg montrant la limite supérieure de la contrainte. Evolution du taux d'écrouissage, dσ/dε en fonction de la déformation (encadré).

La figure 23 confirme que le taux d'écrouissage, parfois important en début de la phase plastique de la déformation, évolue nécessairement vers une valeur nulle à la limite de rupture.

Le tableau 5, relatif à l'alliage Al-3,2Mg, indique pour chaque vitesse de déformation, l'intervalle du taux d'écrouissage dans lequel tel ou tel type de bande se manifeste. A titre d'exemple, pour les très basses vitesses de déformation, les bandes PLC sont du type C et

elles apparaissent tardivement, le taux d'écrouissage est compris entre 800 et 500 MPa. A des vitesses plus élevées, les bandes commencent à apparaître de plus en plus tôt ce qui correspond à des valeurs de dσ/dε encore assez élevées ; les bandes A se transforment en B puis C en même temps qu'une baisse de la valeur du taux d'écrouissage. A très grandes vitesses, les bandes dominantes sont de type A et qui persistent même lorsque le taux d'écrouissage devient faible.

Vitesse de déformation (s^{-1})	Intervalle du taux d'écrouissage $\delta\sigma/\delta\varepsilon$ en (MPa)		
	Bande **A**	Bande **B**	Bande **C**
$1,98\ 10^{-5}$	-	-	800 - 500
$3,97\ 10^{-5}$	-	-	800 - 500
$7,93\ 10^{-5}$	-	1100 - 900	900 - 400
$1.2\ 10^{-4}$	-	1500 - 500	500 - 400
$1,98\ 10^{-4}$	2500 - 2400	2400 - 500	500 - 400
$3,97\ 10^{-4}$	2500 - 2100	2100 - 500	-
$7,93\ 10^{-4}$	2400 - 1400	1400 - 500	-
$1,98\ 10^{-3}$	2500 - 800	800 - 400	-
$1,98\ 10^{-2}$	3000 - 200	-	-

Tableau 5 : Valeurs du taux d'écrouissage correspondant aux différents types de bande PLC selon la vitesse de déformation imposée pour des essais de traction sur Al-3,2Mg.

L'état relativement écroui de l'échantillon semble favoriser le vieillissement dynamique même lorsque le temps d'arrêt, inversement proportionnel à la vitesse de déformation, diminue. Les bandes de type A qui peuvent évoluer en type B, apparaissent dans des conditions opposées à celles du type C. Le domaine intermédiaire des vitesses de déformation et des taux d'écrouissage est favorable à l'apparition des bandes de type B.

4.2. Détermination de la sensibilité à la vitesse de déformation

Macroscopiquement, la sensibilité, S, de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation, à un taux de déformation donné, est définie comme étant la variation de la contrainte, Δσ, par rapport à la variation de vitesse de déformation ($\Delta \ln \dot{\varepsilon}_a$). On écrit :

$$S = \frac{(\sigma_2 - \sigma_1)}{\ln(\dot{\varepsilon}_2 / \dot{\varepsilon}_1)} \qquad (2)$$

où σ_1 et σ_2 représentent les niveaux de contrainte respectivement aux vitesses $\dot{\varepsilon}_1$ et $\dot{\varepsilon}_2$.

Expérimentalement, on met en évidence la sensibilité S en réalisant un essai de traction avec changement de vitesse de déformation pour le même échantillon. La figure 24 indique, pour l'alliage Al-3,2Mg, les variations de la charge lorsque la vitesse de la traverse passe de 50 mm/min à 0,5 mm/min et ensuite à 5 mm/min.

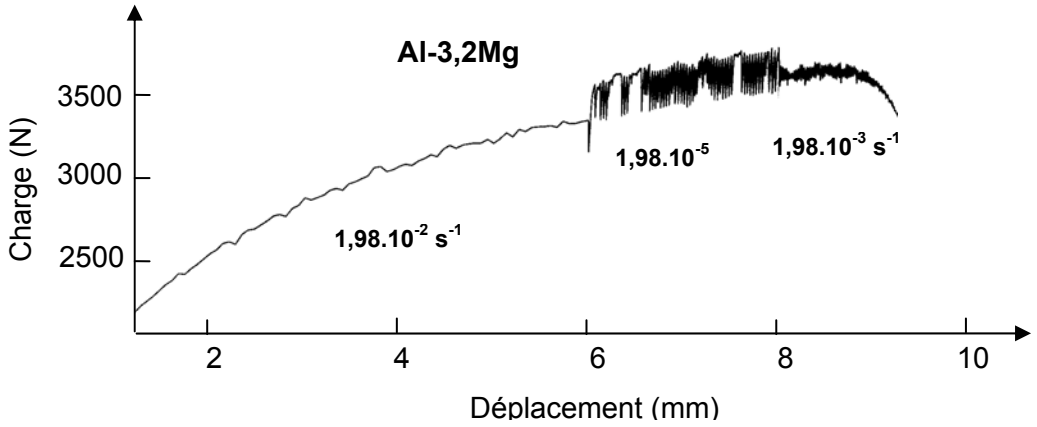


Figure 24 : Courbe de traction d'un alliage Al-3,2Mg montrant l'influence de la vitesse de déformation sur la charge appliquée.

Afin d'étudier la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation imposée, on utilise la courbe qui représente l'enveloppe supérieure de la contrainte pour les différentes vitesses. A titre d'exemple, on montre sur la figure 25 la détermination de la valeur $\Delta\sigma$ pour le cas de deux vitesses de déformation pour l'alliage Al-3,2Mg.

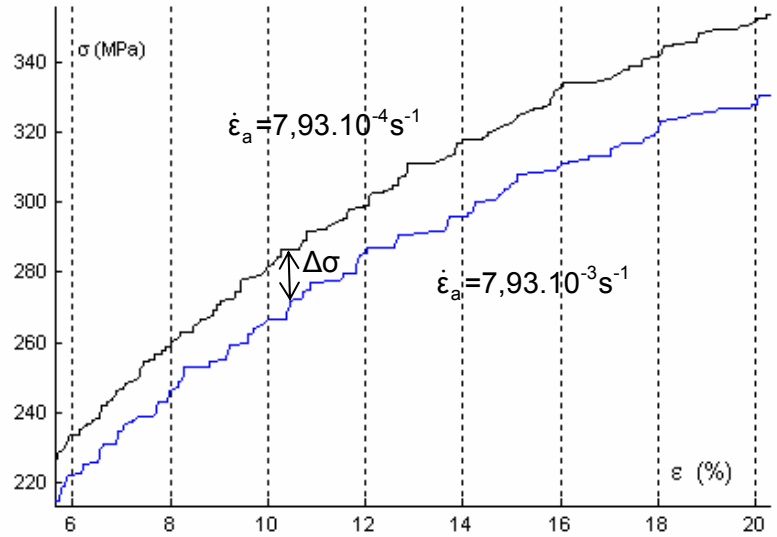
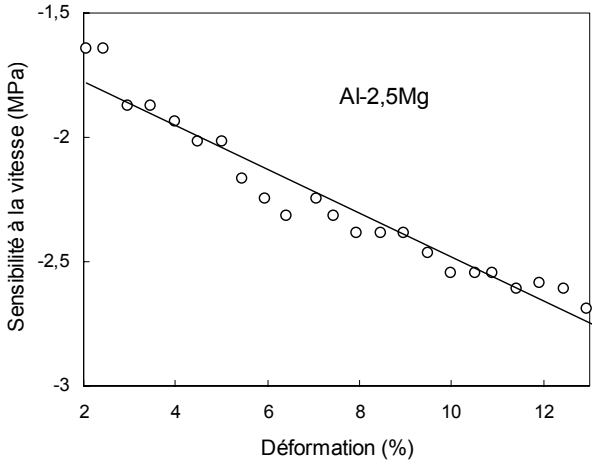


Figure 25 : Détermination de $\Delta\sigma$ à partir des profils des enveloppes supérieures des courbes de traction pour deux vitesses de déformation ($\dot{\varepsilon}_1$ = 7,93. 10^{-3} s^{-1} et $\dot{\varepsilon}_2$ = 7,93. 10^{-4} s^{-1}) d'un alliage Al-3,2%Mg à température ambiante.

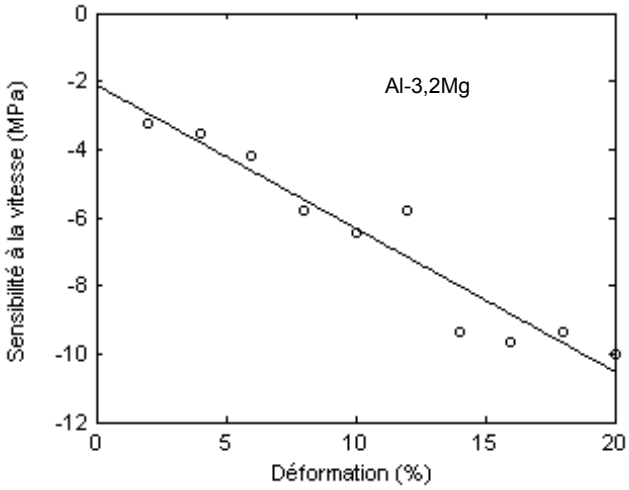
La sensibilité S peut être évaluée par rapport au taux de déformation pour un couple de vitesses de déformation donné.

$$S = \left.\frac{\Delta\sigma}{\Delta \ln\dot{\varepsilon}_a}\right)_{\dot{\varepsilon}_1,\dot{\varepsilon}_2} \qquad (3)$$

Les résultats présentés sur les figures 26a (cf. [55]) et 26b montrent que le comportement de la contrainte d'écoulement obéit au principe de la sensibilité négative à la vitesse de déformation dans l'ensemble du processus de déformation plastique instable.



(a)



(b)

Figure 26 : Evolution de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation en fonction du taux de déformation dans

(a) Al-2,5Mg

(b) Al-3,2Mg.

Ces résultats confirment l'existence d'une sensibilité macroscopique de la contrainte d'écoulement par rapport à la vitesse de déformation imposée dans le domaine de la déformation plastique instable de type PLC.

4.3. Organisation spatiale des bandes PLC

D'après la figure 19, la branche "inverse" de la déformation critique correspond au domaine de vitesses de déformation où les bandes de type C et B sont observées. La branche "normale" se situe dans le domaine de vitesses où les bandes sont de type A. Le passage de la forme corrélée d'apparition de bandes PLC (type B) à la forme de propagation de front de bande (type A) se situe dans le domaine du minimum de la déformation critique. Dans cette gamme de vitesses de déformation, on observe des bandes de type A et de type B. Ce passage, qui indique une forte hétérogénéité de la dynamique des instabilités PLC, a été observé par Bharathi et al. [99,100] dans un alliage Al-2,5Mg.

Le changement de la vitesse de déformation conduit à un changement de la déformation critique et de la dynamique d'apparition des bandes PLC.

L'aspect dynamique des instabilités est lié à l'évolution de la fréquence des oscillations au cours de l'essai de traction pour différentes vitesses de déformation.

Sur la courbe de traction on détermine le nombre d'instabilités N par intervalle fixe de déformation, soit 0,5 %, d'où le terme "fréquence locale" qui est utilisé dans ce qui suit. Les résultats indiqués sur la figure 27 concernent les essais sur Al-2,5Mg déformé à l'état brut. On montre que la fréquence locale des instabilités est une fonction décroissante par rapport au taux de déformation et qu'elle augmente avec la vitesse de déformation pour un taux de déformation donné. A très faible vitesse de déformation, les bandes de type C ont une fréquence quasi constante d'une valeur moyenne $N \approx 15$. Dans le domaine des vitesses intermédiaires qui correspond aux bandes de type B, la fréquence locale est montrée dans la figure 27 pour trois vitesses différentes : $3{,}97.10^{-5}$, $1{,}2.10^{-4}$ et $2{,}38.10^{-4}$ s^{-1}. Dans ce domaine de vitesses, la distribution est nettement décroissante. Cette réduction de la dispersion est liée à l'augmentation de la vitesse de déformation.

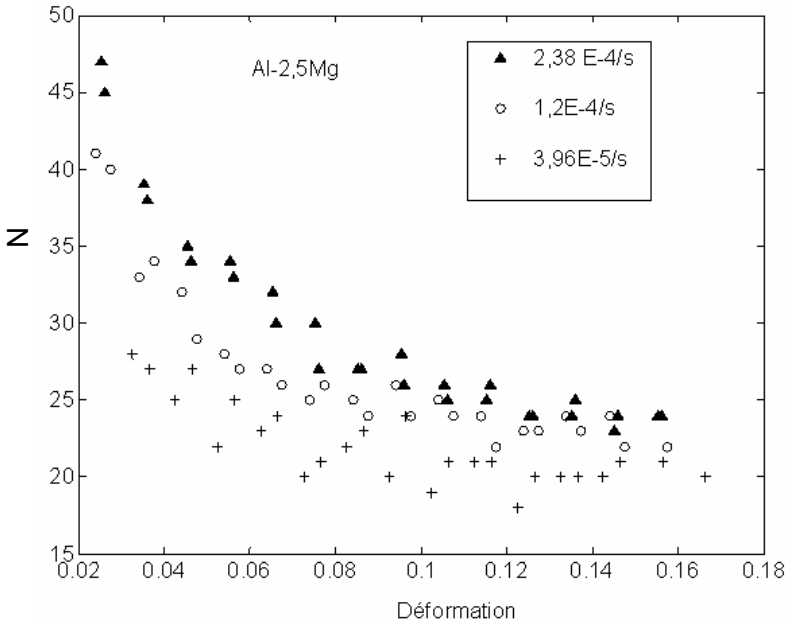


Figure 27 : Evolution de la fréquence des instabilités en fonction du taux de déformation (d'après [55]).

La fréquence des instabilités est décrite comme une fonction de la déformation par une loi en forme puissance : $N \propto \varepsilon^{-\lambda}$ où λ est une constante qui dépend de la vitesse de déformation. Les valeurs mesurées sont comprises entre 0,20 pour la vitesse $3{,}97.10^{-5}s^{-1}$ à 0,36 pour la vitesse $2{,}38x10^{-4}s^{-1}$. Les résultats obtenus par [101] pour un alliage Al-1Mg indiquent une valeur de λ = 0,5 pour un taux de déformation allant jusqu'à 12% indépendamment de la vitesse de déformation.

Dans une étude sur le sujet, des auteurs [33] montrent, pour un alliage Al-2,5Mg, que la loi puissance correspond bien à la description de la dynamique de bandes de type B (figure 28) et que ce comportement corrélé disparaît dès que la vitesse de déformation imposée dépasse la limite pour laquelle les bandes de type A commencent à être observées simultanément avec les bandes de type B. Ainsi, la zone de passage du mode d'apparition par sauts au mode propagation, où les deux types de bande coexistent, se distingue par l'effondrement de la corrélation spatiale des bandes PLC.

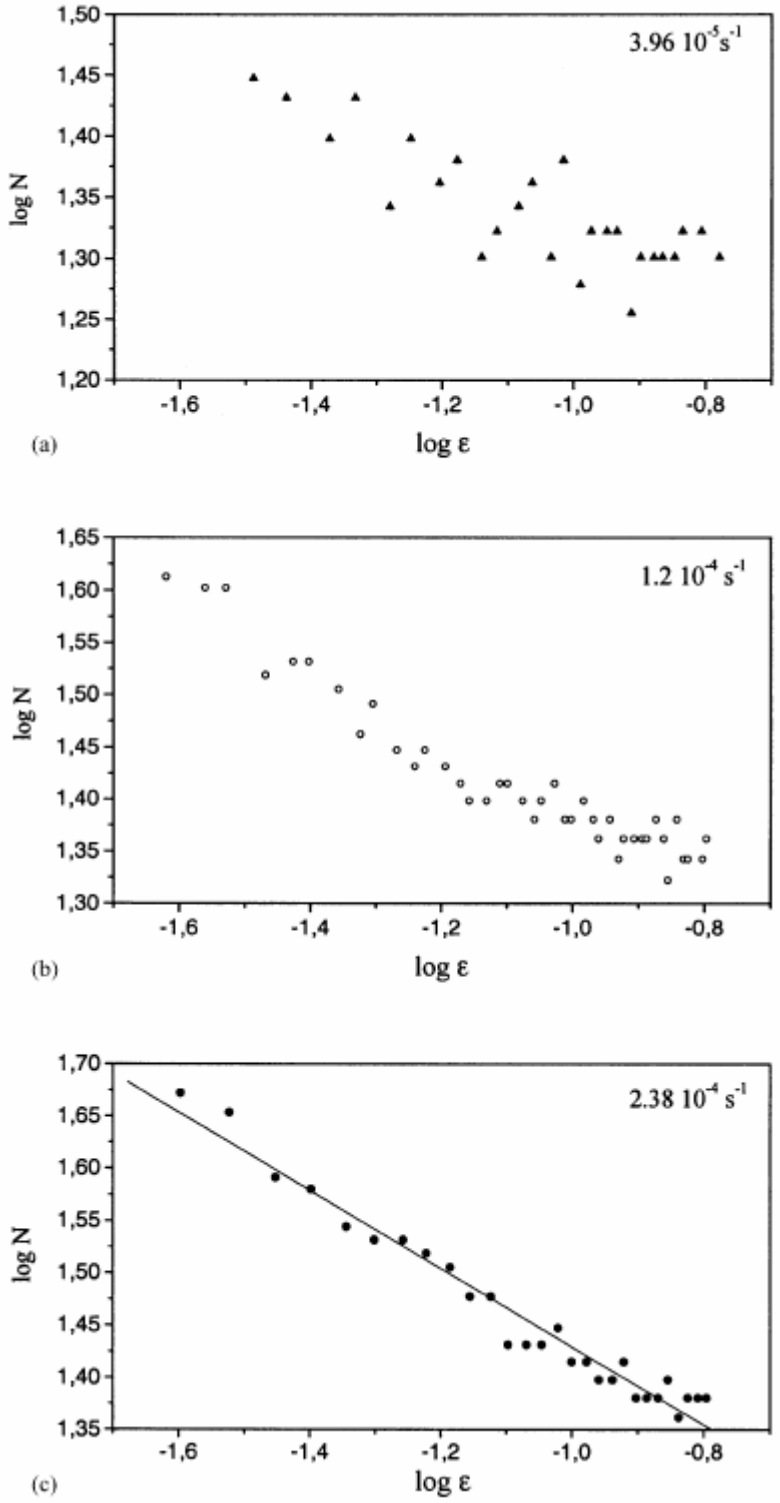


Figure 28 : Variation de logN en fonction de logε pour différentes vitesses de déformation qui correspondent aux bandes de type B.
La droite est obtenue pour $\lambda \approx 0{,}37$ (d'après [33]).

4.4. Profil spatial de dureté

Les bandes localisées de la déformation plastique des alliages Al-2,5Mg et Al-1Mg ne sont observables que dans des conditions d'éclairement très particulières et parfois même difficiles à situer. La surface des éprouvettes ne fait l'objet d'aucun traitement préalable et les contrastes obtenus proviennent de la rugosité introduite en surface par la déformation des grains ou de leur déchaussement.

Une bande PLC est une zone où l'écrouissage est plus accentué relativement aux zones adjacentes. La méthode de caractérisation mécanique locale par essais de dureté nous a permis de révéler le profil spatial de dureté le long d'une éprouvette en alliage Al-2,5Mg déformée en traction à l'état brut à une vitesse $\dot{\varepsilon}_a$ = 3,97x10^{-5}s^{-1} et où les bandes de déformation plastique sont observables à l'œil sur la surface de l'éprouvette.

Les bandes sont séparées d'une distance moyenne de 2 mm et sont inclinées d'environ 55° par rapport au sens longitudinal de l'éprouvette.

La caractérisation des bandes PLC a fait état d'une répartition non homogène de la dureté. En effet, la dureté en zones écrouies est plus importante par rapport à celle des zones adjacentes (figure 29).

La valeur 84 daN/mm^2 représente la dureté de Al-2,5Mg à l'état brut et non déformé. Les pics de dureté correspondent aux différentes positions de bandes localisées préalablement sélectionnées.

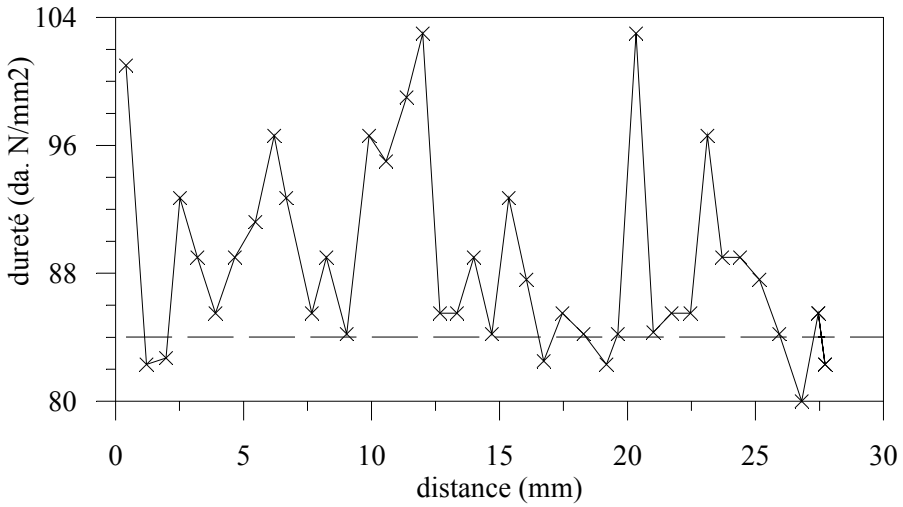


Figure 29 : Profil de dureté sur un échantillon Al-2,5Mg déformé en traction à l'état brut.

Il est cependant à souligner que le profil obtenu ne reflète pas parfaitement la distribution des bandes le long de l'éprouvette. Ce constat appelle les remarques suivantes :

- le marquage des bandes est rendu difficile par le fait que les zones d'ombres ne sont pas figées selon l'inclinaison de la surface de l'échantillon par rapport à la lumière,

- l'éprouvette, ayant subi une déformation plastique hétérogène à un taux relativement important (5%), pouvait être le siège de plus d'une série de bandes et par conséquent on assiste à une superposition de bandes qui peut donner lieu à des pics de dureté d'amplitude non uniforme,
- vu les difficultés de positionnement de l'organe de pénétration, les empreintes relevées peuvent se situer dans des zones limites et non pas au cœur des bandes.

5. Conclusion

Pour les alliages Al-Mg, la présence du magnésium engendre une susceptibilité au vieillissement dynamique et de là, une instabilité de l'écoulement plastique dans certaines conditions de température et de vitesse de déformation.

Les résultats expérimentaux montrent que, pour la série d'alliages étudiés, l'hétérogénéité de la déformation plastique est accentuée par une teneur accrue en magnésium.

Les résultats des essais de traction montrent que l'orientation du chargement par rapport à la direction du laminage n'a pas d'effet sur la déformation hétérogène et que le degré d'hétérogénéité reste quasiment inchangé dans l'ensemble des alliages comparativement à des résultats antérieurs sur un alliage Al-5Mg.

Le traitement thermique a donné lieu à une augmentation de ductilité accompagnée d'une réduction de l'amplitude des instabilités dans Al-2,5Mg contrairement à l'alliage Al-1Mg où l'amplitude des instabilités a augmenté. Les propriétés mécaniques après traitement thermique manifestent une similitude de comportement : augmentation de ductilité et isotropie.

Dans le domaine de vitesses de déformation accessible aux systèmes d'essais utilisés, la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation est négative. Le domaine d'existence de l'effet PLC à température ambiante est trop étendu pour obtenir des déformations plastiques stables.

En se fondant sur la classification communément admise, nous avons montré qu'il existe un rapport entre le taux d'écrouissage et les différentes formes de propagation des bandes PLC. L'étude dynamique montre que dans le domaine de comportement inverse de la déformation critique, en fonction de la vitesse de déformation, la corrélation d'apparition des bandes devient de plus en plus régulière et culmine par un comportement en loi puissance de la fréquence des instabilités en fonction de la déformation. Dans le domaine des vitesses où la déformation critique est minimale, marqué par la coexistence des instabilités A et B, les oscillations de contrainte sont irrégulières et la loi puissance n'est plus valable.

Par des essais de dureté effectués après déformation, les positions des bandes PLC ont été révélées le long de l'éprouvette de traction. Le profil de dureté montre des pics assez importants qui coïncident avec les positions des bandes PLC.

L'analyse de la déformation hétérogène nécessite à l'utilisation des moyens d'investigation pouvant mettre en évidence l'aspect spatio-temporel local afin d'apporter un complément d'information sur ces instabilités. Ce travail est l'objet du chapitre suivant.

1. Introduction

La caractérisation mécanique de l'effet PLC, telle que présentée dans le chapitre précédent, ne rend pas compte du comportement local de la déformation du matériau. Or, l'hétérogénéité macroscopique induite par le phénomène PLC est à caractère local par essence. Les techniques de mesure de champs cinématiques et thermiques utilisées dans le cadre de cette étude fournissent les données sur l'évolution spatio-temporelle de la déformation plastique en présence des instabilités PLC.

Dans cette partie, on présente les résultats d'une étude expérimentale sur le comportement en déformation d'un alliage Al-Mg en traction, en utilisant des techniques de mesure de champs. A l'intérieur du domaine d'existence de l'effet PLC et afin d'examiner les trois types de bandes (A, B et C), nos expériences ont été réalisées à différentes vitesses de déformation : haute ($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1}), intermédiaire ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) et basse vitesse ($\dot{\varepsilon}$ =3,97.10^{-5} s^{-1}). Pour certaines manipulations, on associe les systèmes d'acquisition d'images optiques et de thermographie infrarouge à l'enregistrement des données du système de traction.

On présente, en premier lieu, la caractérisation de la déformation plastique instable à partir de la détermination des champs de déplacement. L'attention est portée sur la détermination des composantes locales de la déformation. Les différentes formes d'instabilités (bande de Lüders, bandes PLC) sont examinées à la lumière des données d'analyse d'images. Le mode de propagation de ces bandes ainsi que leurs caractéristiques géométriques et cinématiques sont présentées.

Ces mêmes aspects sont examinés à partir de l'analyse des cartographies thermiques de la surface des échantillons en traction en utilisant la technique de la thermographie infra rouge.

L'objectif, dans les deux cas, est d'accéder aux grandeurs locales qui caractérisent le comportement instable de la déformation plastique des alliages aluminium-magnésium.

2. Caractérisation par mesure de champs cinématiques

2.1. Paramètres d'essais

Le dispositif expérimental est décrit au chapitre 2.

Trois catégories d'essais de traction ont été réalisées sur un alliage Al-3,2Mg à température ambiante : vitesse rapide, intermédiaire et lente. Les choix des paramètres d'enregistrement

des images en fonction des limites du dispositif d'acquisition, d'enregistrement et de traitement (maximum 150 images par séquence) sont justifiés ci-dessous.

- A la vitesse de déformation élevée, $\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1} (essai 1), la durée de l'essai est très courte (moins de 13 s). Aussi, et afin de suivre au mieux l'évolution des paramètres locaux de la déformation plastique, la fréquence d'acquisition d'images est maximale (9 images/s).
- L'essai 2 correspond au domaine de vitesse intermédiaire ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}). Les instabilités apparaissent dès le début de la phase plastique et se prolongent jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Six séquences d'images ont été enregistrées à différents taux de déformation afin d'examiner l'évolution du mode de propagation des instabilités. A cet effet, chaque séquence comporte 150 images à la fréquence maximale d'acquisition (9Hz) sauf pour celle qui couvre la première partie de l'essai à savoir la phase élastique et le palier de Lüders (9/7 Hz).
- Pour l'essai à vitesse lente, $\dot{\varepsilon}$ =3,97.10^{-5} s^{-1} (essai 3), la caméra numérique enregistre la séquence d'images qui permet de suivre la déformation jusqu'à la rupture à raison d'une image toutes les 40 secondes.

Le tableau 1 résume tous les paramètres de ces 3 essais.

Essai	Vit. de la Traverse mm/min	Vitesse de déformation (s^{-1})	Fréquence échantillonnage (s)	séquence	Nombre d'images	Durée (s)	Intervalle acquisition (s)	Début (s)	Fin (s)
1	50	1,98 10^{-2}	0,1	1.1	71	8	1/9	4	12
2	0,3	1,19 10^{-4}	0,1	2.1	150	116	7/9	00	116
				2.2	150	16,5	1/9	200	217
				2.3	150	16,5	1/9	289	306
				2.4	150	16,5	1/9	363	380
				2.5	150	16,5	1/9	420	437
				2.6	150	16,5	1/9	483	500
3	0,1	3,97 10^{-5}	0,2	3.1	149	5960	40	0	5960

Tableau 1 : Paramètres d'essais pour la caractérisation par traitement d'images.

Les courbes de réponse mécanique sont représentées dans la figure 1.

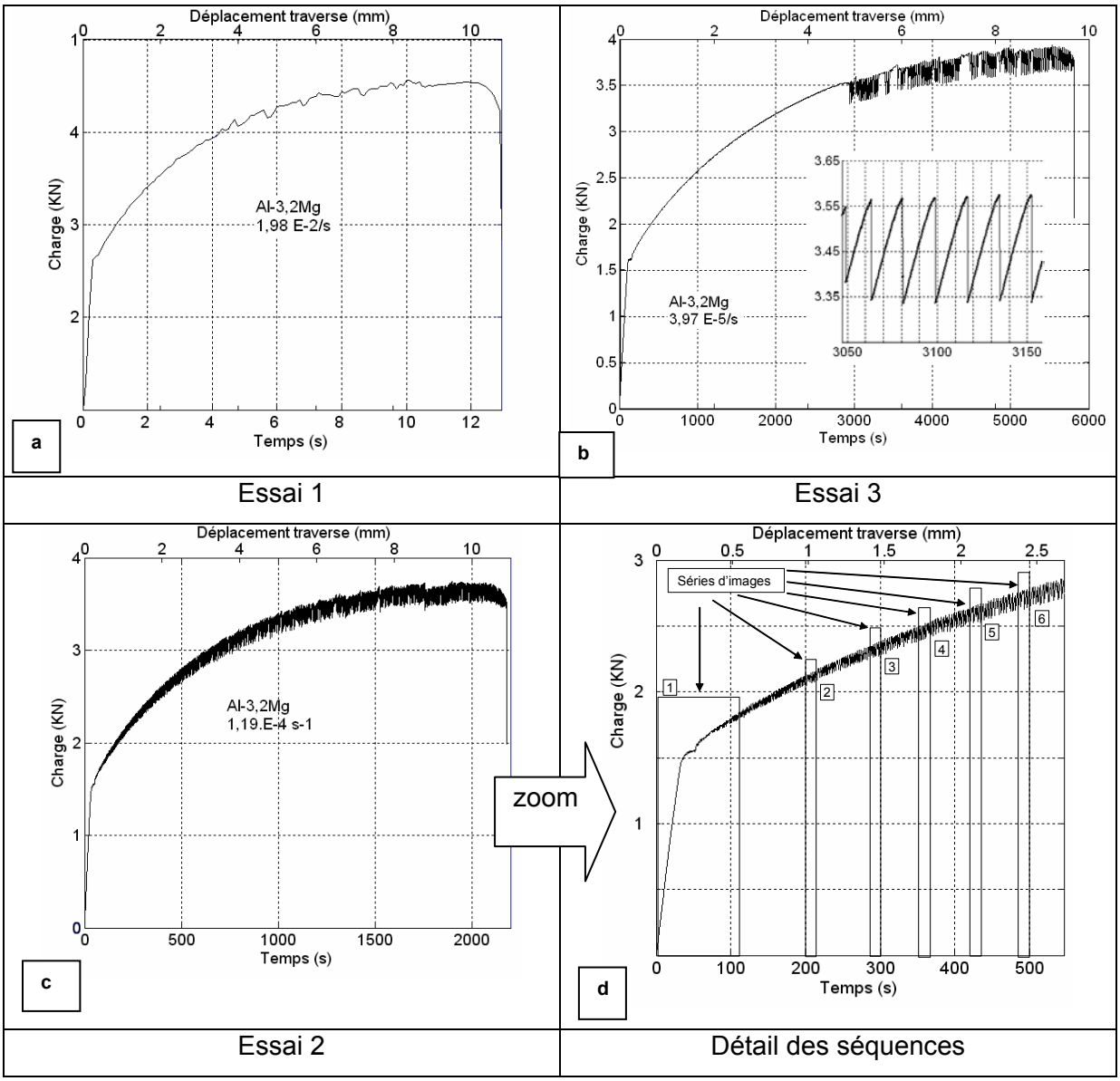


Figure 1 : Courbes de traction des différents essais associés à l'enregistrement d'images.

L'essai 1 ($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1}) correspond au domaine de vitesses où la déformation plastique se caractérise par des instabilité PLC de type A. La courbe de traction (figure 1-a) montre des oscillations irrégulières de faible amplitude qui s'atténuent peu avant la rupture.

L'essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) présente une déformation plastique hétérogène dès le début de la phase plastique (figure 1-c). Les chutes de charge associées aux instabilités s'amplifient progressivement jusqu'à atteindre une valeur de saturation. Au cours de cet essai, on peut donc s'attendre à un changement du mode de propagation des instabilités PLC. Une vue plus détaillée de la courbe de traction (zoom) montre même l'existence d'un palier de Lüders juste après la phase élastique de la déformation (figure 1-d).

La courbe de traction de l''essai 3 ($\dot{\varepsilon}$ = 3,97.10^{-5} s^{-1}) présente une déformation plastique macroscopiquement homogène (figure 1-b). La déformation plastique devient brusquement instable à 50% de la déformation totale. Elle se caractérise par des chutes de charge dont l'amplitude reste pratiquement constante jusqu'à la rupture de l'éprouvette. D'après la typologie adoptée dans le domaine de l'étude du phénomène PLC, ces instabilités sont dites de type C.

Les paramètres utilisés dans le logiciel 7D pour l'exploitation des images prises lors des trois essais de traction sont donnés dans le tableau 2.

Paramètres	Valeur par défaut	Valeur minimale	Valeur maximale	unité	valeur utilisée
pas de grille	10	6	pas de limite	pixel	12
pas du motif	10	6	40	pixel	16

Tableau 2 : Paramètres d'analyse sur 7D.

2.2. Morphologie des bandes PLC

La morphologie d'une bande PLC est caractérisée par son orientation par rapport à la direction de traction, par sa largeur ainsi que par l'amplitude de la déformation à l'intérieur de la bande. Ces paramètres sont examinés, pour chacun des essais décrits plus haut, en utilisant les résultats d'analyse par corrélation d'images sur le logiciel 7D.

2.2.1. Orientation

Les bandes PLC sont inclinées par rapport à l'axe longitudinal de l'éprouvette. On a recours, pour la présente étude, aux cartographies des champs de déplacement suivant l'axe longitudinal dy et de la composante longitudinale de la déformation E_{yy}.

Des exemples d'analyse pour les essais 1, 2 et 3 sont respectivement représentés sur les figures 2, 3 et 4.

Dans le cas de l'essai 1, les cartographies du champ de déplacement dy indiquent les positions et orientations du front de bande pour des temps compris entre 10,16 s et 10,6 s. Au cours de cette période, le front de bande change d'orientation à plusieurs reprises. Ce comportement, remarqué aussi lors de l'essai 3, est probablement lié aux imperfections du système d'essai et à l'anisotropie microstructurale du matériau de l'éprouvette. Ces changements d'orientation sont pratiquement symétriques (figure 2 et figure 4) et indiquent que l'activité plastique se développe préférentiellement dans les zones les plus propices.

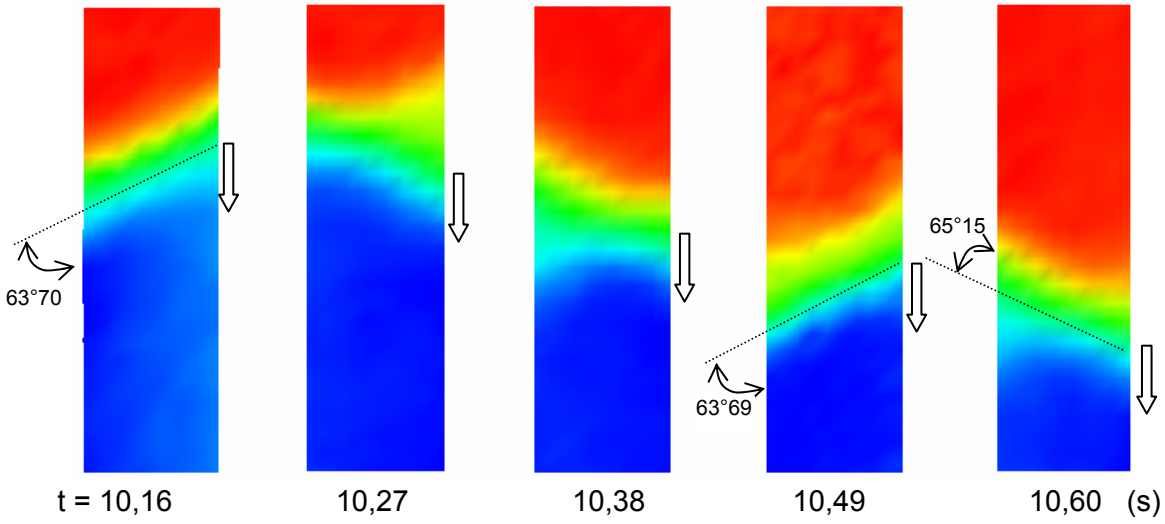


Figure 2 : Essai 1 ($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1}) Positions successives et orientation du front de bande PLC de type A.

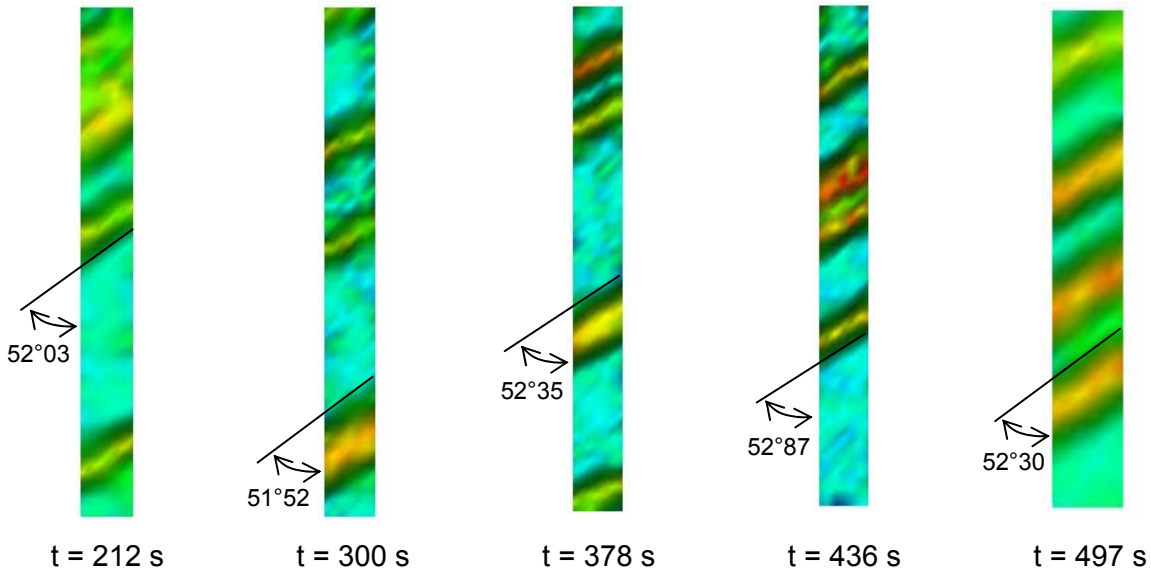


Figure 3 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) Angle d'inclinaison de la bande PLC par rapport à l'axe de l'éprouvette à différents instants de l'essai.

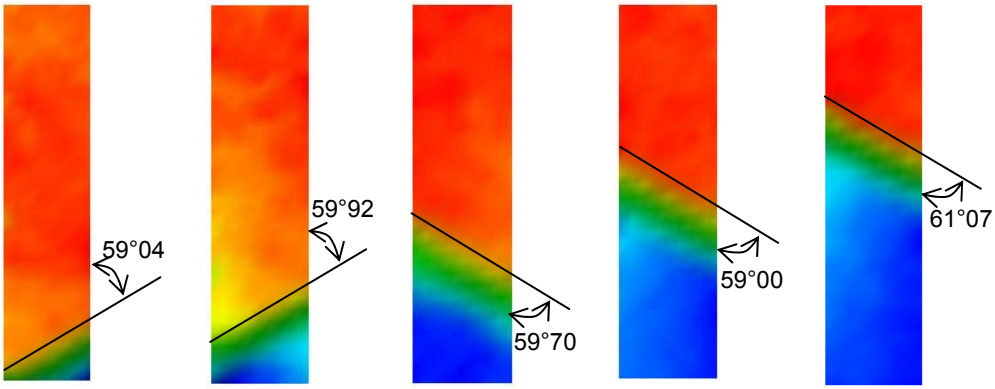


Figure 4 : Essai 3 ($\dot{\varepsilon}$ =3,97.10^{-5} s^{-1}) Angle d'inclinaison de la bande PLC par rapport à l'axe de l'éprouvette à différents instants de l'essai.

Globalement, ces résultats sont proches de ceux rapportés par la bibliographie quoique, ici, la valeur de l'angle d'inclinaison de la bande diffère d'un essai à l'autre sans relation apparente avec la vitesse de déformation.

Soulignons, cependant, que lorsque la bande se propage par mouvement spatialement ordonné (cf figure 2 et figure 4), l'angle d'inclinaison de l'ordre de 60°est plus grand par rapport aux bandes qui apparaissent de manière aléatoire présentant un angle de 55° par rapport à l'axe de l'éprouvette (figure 3). La valeur de l'angle d'inclinaison est influencée par la direction de traction par rapport à la texture du matériau de l'éprouvette. Les précautions prises pour l'alignement vertical de l'éprouvette par rapport à la machine de traction ne sont pas à même d'assurer des conditions identiques pour tous les essais.

2.2.2. Largeur

La bande n'est autre que le secteur relativement étroit où se produit de manière privilégiée la déformation plastique contrairement au reste du corps de l'éprouvette.

Comme indiqué au chapitre 1, les références bibliographiques montrent que cette zone est plus ou moins large en fonction des conditions de déformation. Dans ce qui suit, on ne présente que les résultats d'analyse par corrélation d'images des champs cinématiques lors de l'essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}). En effet, les conditions d'enregistrement d'images lors des essais 1 et 3 ne permettent pas d'estimer la largeur de la bande ; il faut une vitesse d'acquisition plus élevée pour l'essai 1 et une fréquence adaptée à l'apparition des bandes pour l'essai 3.

L'analyse par corrélation d'images des séquences 2-2 à 2-6, dont la fréquence d'acquisition est élevée (9Hz), permet d'examiner l'évolution de la largeur de bande en fonction du taux de déformation.

Les fragments de la courbe de traction indiqués sur la figure 5 correspondent aux périodes d'enregistrement d'images lors de cet essai.

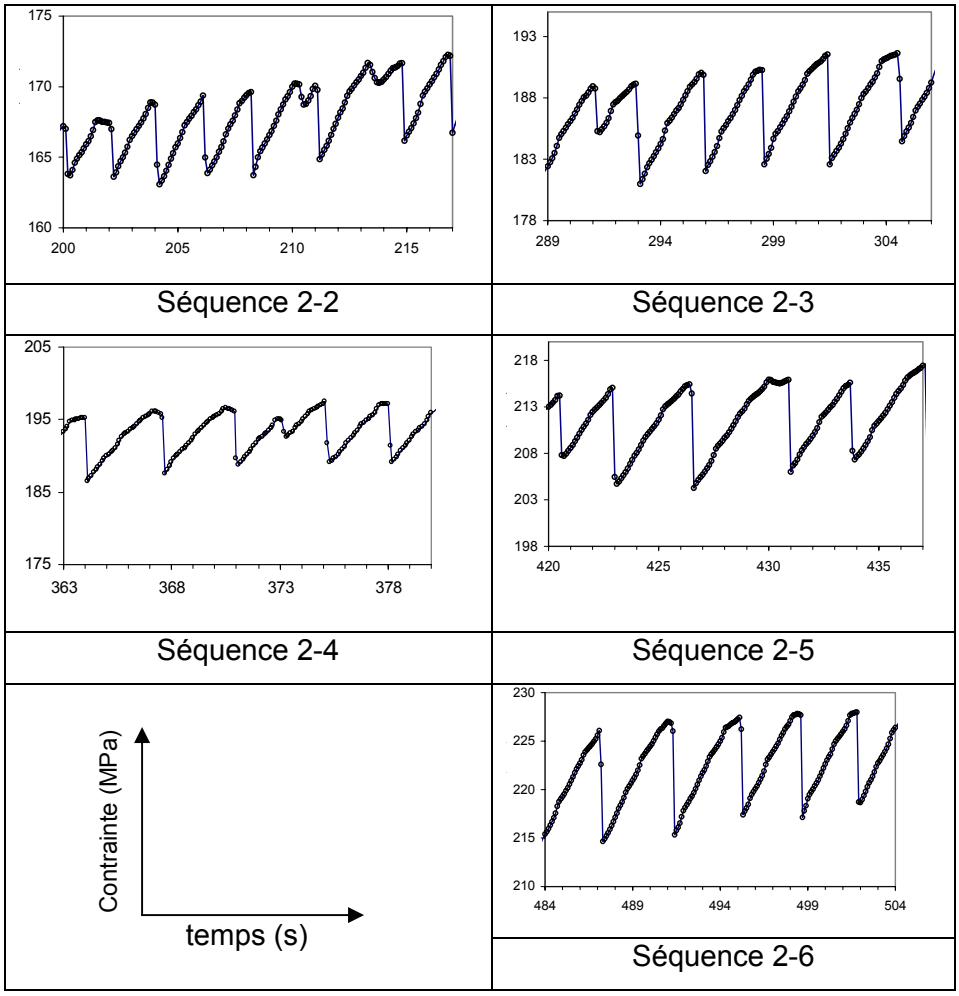


Figure 5 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) Parties de la courbe de traction correspondant aux séquences d'images enregistrées.

D'après ces graphes, la durée d'une instabilité est de l'ordre du 1/10 de seconde ce qui correspond à peu près à l'intervalle de temps entre deux images. La zone de concentration de déformation révélée par l'analyse d'images correspond à la largeur d'une bande PLC. Afin d'obtenir un meilleur contraste sur les cartographies des champs de déformation, on réalise l'analyse des deux images qui marquent l'apparition de l'instabilité. Les résultats de la corrélation sont représentés sur la figure 6.

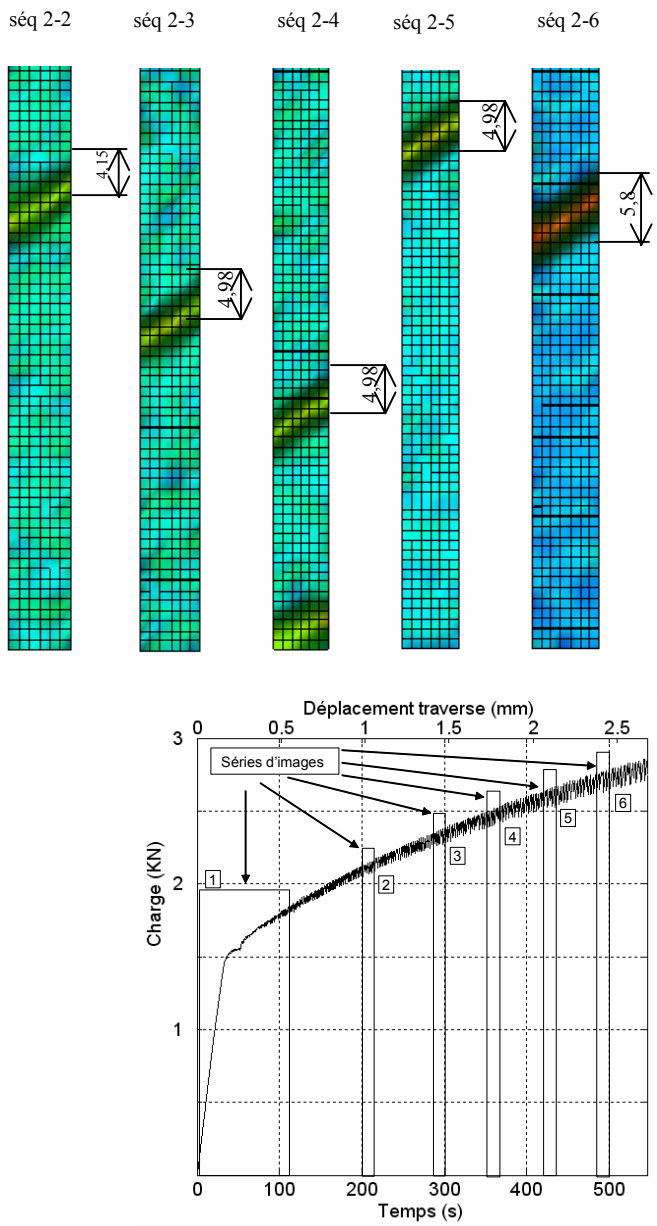


Figure 6 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ = 1,19.10^{-4} s^{-1}). Bandes PLC à différents taux de déformation. La largeur est donnée en mm.

La largeur de la bande pour chacune des étapes représentées sur la figure 6 est estimée directement en comptant le nombre de quadrilatères marqués par la bande ; le côté d'un carré est de 12 pixels, soit 0,83 mm. Les valeurs mesurées sont comprises entre 4,15 mm et 5,8 mm en fonction du taux de déformation. Cette méthode s'apparente avec celle utilisée par Chihab [23] qui consiste à estimer la largeur de la bande à partir du contraste visible sur le cliché enregistré en cours de déformation. Ces largeurs estimées par deux moyens différents présentent une bonne corrélation.

Par ailleurs, on représente, à un instant donné, l'allure de la composante longitudinale de la déformation E_{yy} le long de l'éprouvette. La largeur de la bande L_B est déterminée directement à partir de la courbe construite (voir figure 7).

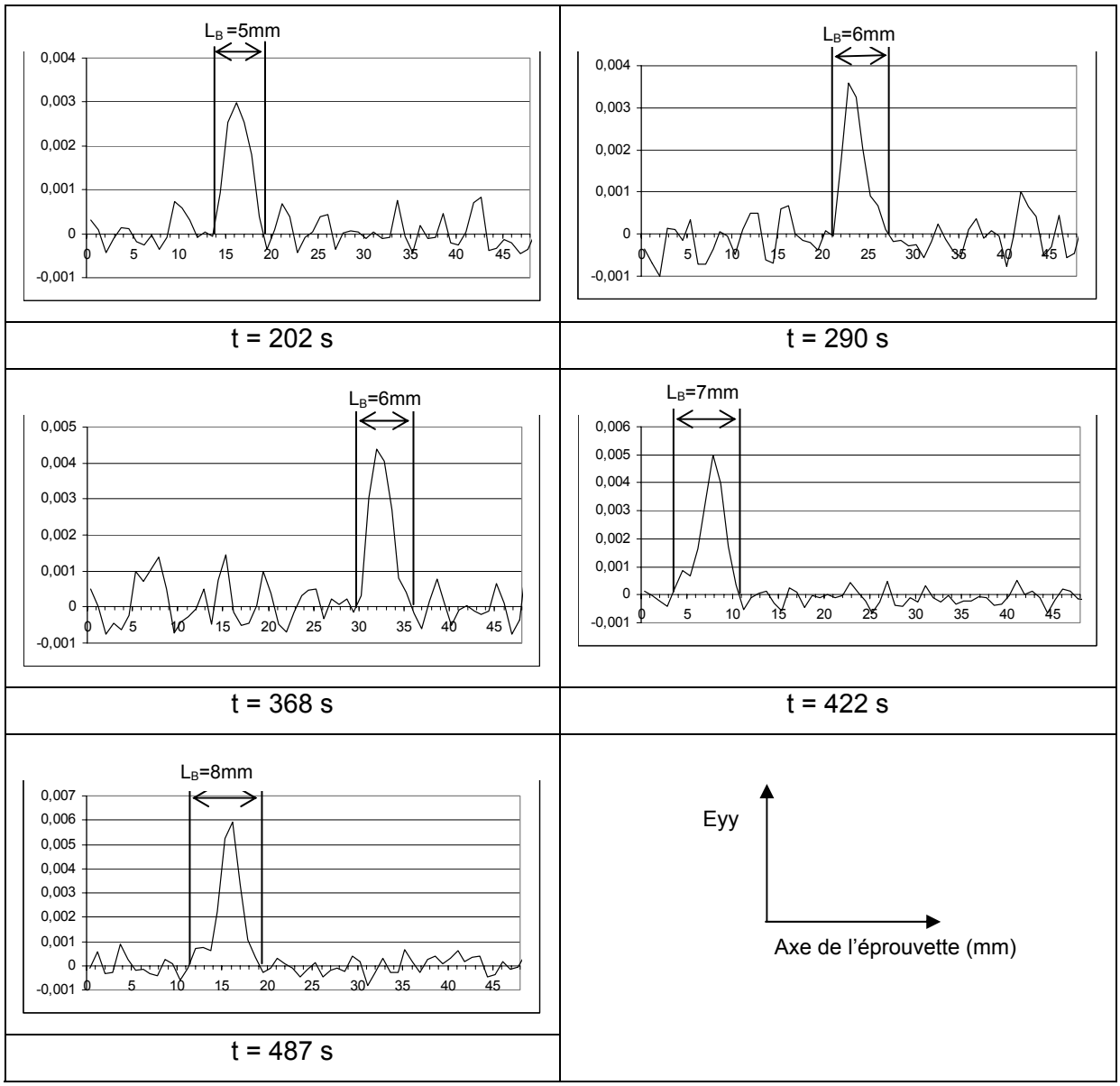


Figure 7 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) Courbes montrant la largeur de la bande et l'amplitude de la déformation d'après l'allure de la composante longitudinale de la déformation Eyy le long de l'éprouvette à différentes étapes de l'essai.

La largeur de la bande (L_B sur la figure 7) est légèrement plus grande par rapport à celle qui lui correspond sur la figure 6. On détecte l'existence probable d'une relation entre la valeur de la largeur de la bande L_B et l'amplitude de la déformation à l'intérieur de la bande. De plus, en relation avec la courbe de traction (voir figure 5), on remarque une augmentation de l'amplitude de la chute de contrainte associée à chaque instabilité (de 3,8 MPa à 10 MPa). Ces résultats semblent indiquer que la largeur de la bande n'est pas constante pour la même

vitesse de déformation imposée et dépend de l'amplitude de la chute de contrainte qui lui est associée.

2.2.3. Amplitude de la déformation dans la bande

Classiquement, on considère que la déformation plastique en présence de l'effet PLC est d'autant plus hétérogène que la chute de contrainte qui lui est associée est grande. Dans ce qui suit, l'évaluation de l'amplitude de la déformation à l'intérieur de la bande se fera en fonction des conditions propres à chaque essai.

Essai 2

Dans ce cas, on utilise directement les graphes de la figure 7, relatifs à différentes étapes de la déformation plastique. Pour chaque étape, la valeur de la déformation maximale au sein de la bande et celle de la chute de contrainte correspondante sont portées sur le tableau 3. E_{yy} maximale croit avec $\Delta\sigma$. La déformation plastique devient de plus en plus hétérogène et chaque instabilité correspond à un désencrage de plus en plus brutal des dislocations mobiles dont les sauts deviennent de plus en plus larges et de plus en plus espacés.

Etape	1	2	3	4	5
Instant t (s)	202	290	368	422	487
$\Delta\sigma$ (MPa)	3,8	7,5	9	9,3	10
E_{yy} max	3.10^{-3}	$3,5.10^{-3}$	$4,4.10^{-3}$	5.10^{-3}	6.10^{-3}
Largeur bande (mm)	5	6	6	7	8

Tableau 3 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) Caractéristiques des bandes PLC à différentes étapes de la déformation plastique.

De même, l'amplitude de la déformation à l'intérieur de la bande se visualise nettement sur les cartographies des composantes du champ cinématique. On présente, à titre d'exemple, les résultats d'analyse pour deux instabilités apparues au cours de l'essai 2. L'analyse montre que pour ces deux instabilités espacées de 280 s, il y a une augmentation de l'amplitude des déplacements de 0,1 pixel à 0,28 pixel (figure 8a et b), ce qui correspond aux amplitudes de la composante E_{yy} à l'intérieur de la bande égale à 0,16% et 0,62% respectivement (figure 8c et d, respectivement).

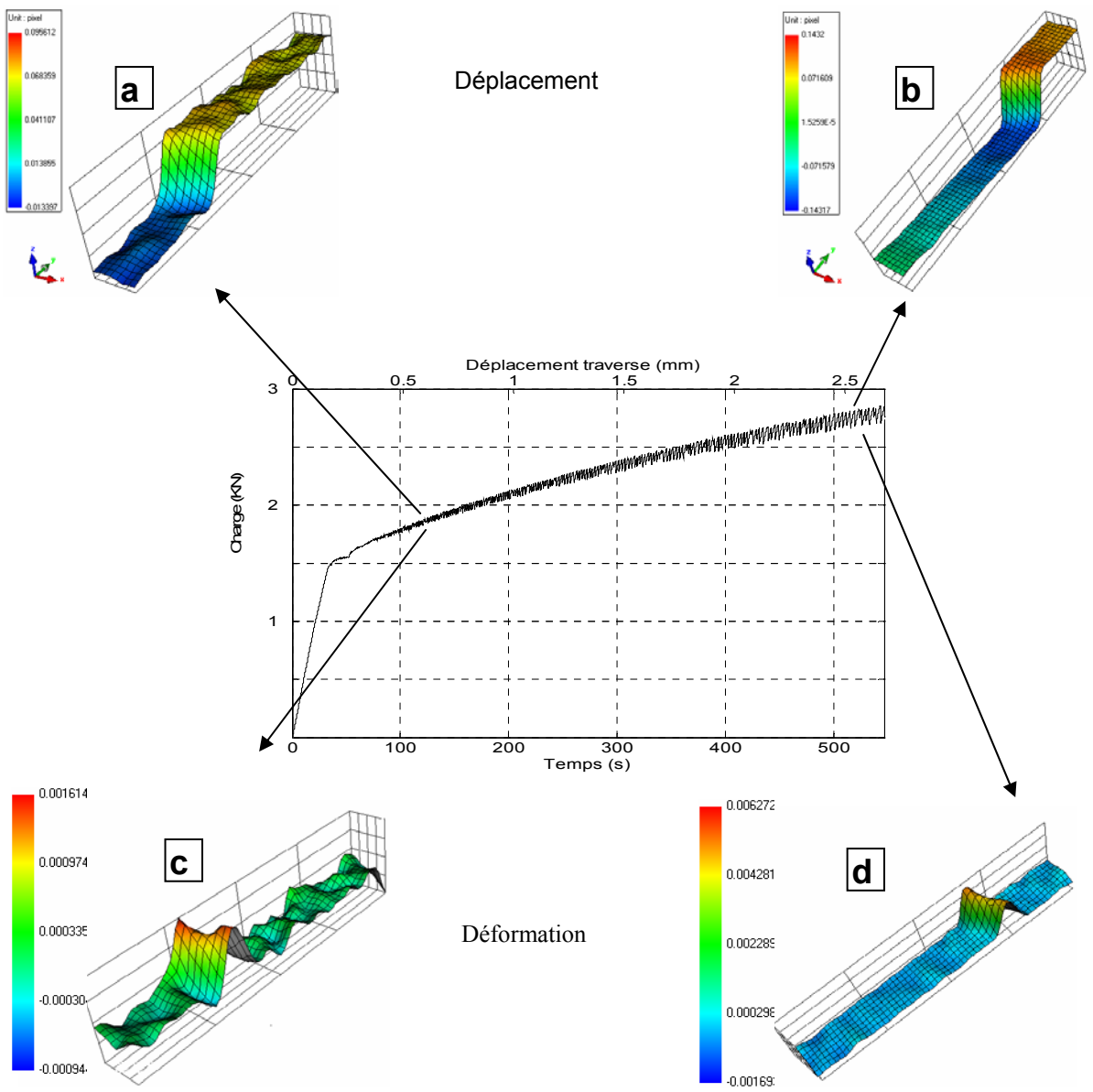


Figure 8 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) Amplitudes des déplacements et des déformations longitudinaux engendrés par l'instabilité PLC à deux étapes de la déformation.

Ces résultats montrent aussi qu'une forte déformation est accompagnée d'une rétraction sensible dans le reste de l'éprouvette -0,09% à -0,16% (figure 8c et d).

Essai 1

Pour cet essai, la courbe de traction (voir figure 1) ne présente pas les mêmes formes de décrochements que celles rencontrées lors des essais 2 et 3. On ne remarque pas, non plus, d'évolution notable dans l'amplitude des oscillations de contrainte au cours de la déformation. Nous étudions le degré d'hétérogénéité en suivant l'évolution temporelle de la déformation E_{yy} au cours de l'essai pour un certain nombre d'éléments de la grille virtuelle

d'analyse (quadrilatères 8,10,12, 14 et 16 de la colonne 4 sur la figure 9). Les cinq sauts de déformation marquent le passage d'autant de bandes PLC au cours de l'essai. Le passage de la bande provoque pratiquement le même taux de déformation dans tous les éléments de la grille. Le saut de déformation devient de plus en plus grand au cours du temps.

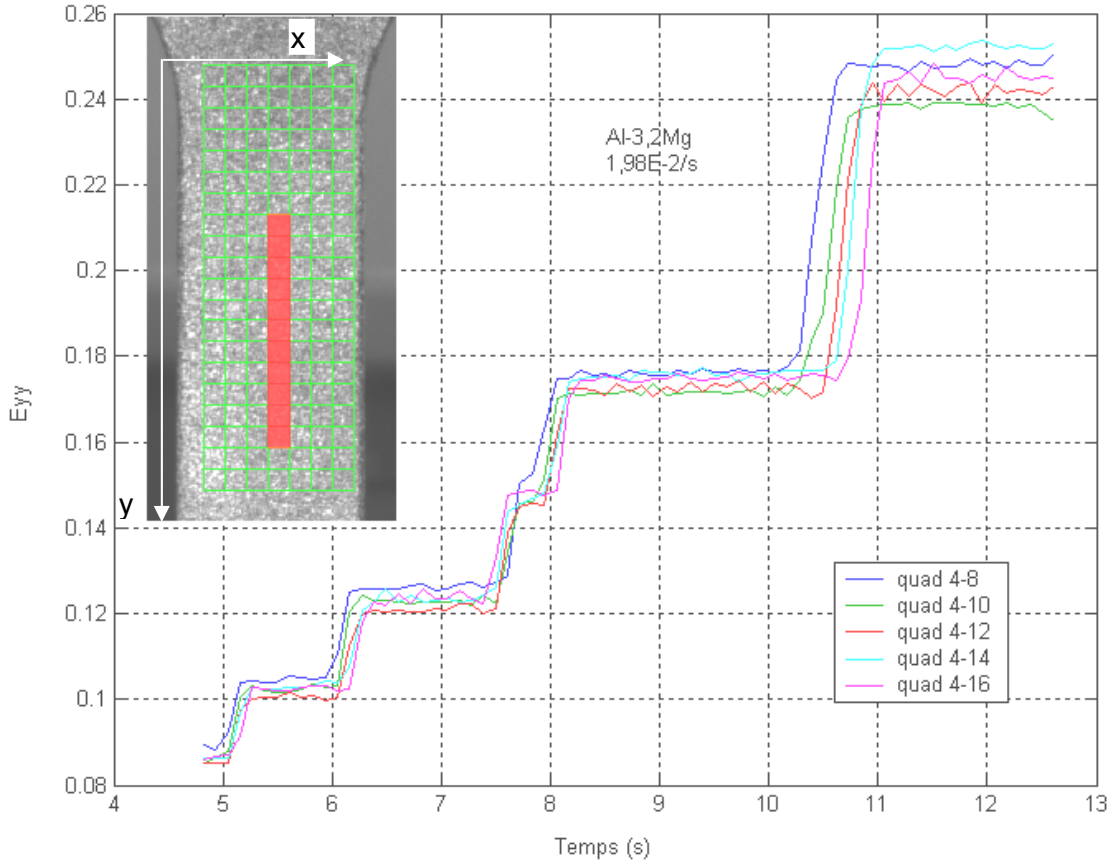


Figure 9 : Essai 1 ($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1}) Historique de la déformation locale dans différents quadrilatères de la grille d'analyse.

Remarque *: le nom du quadrilatère correspond à sa position dans la grille (x,y).*

L'augmentation de l'amplitude de la déformation induite par la bande PLC dans ce cas n'est pas en liaison avec l'amplitude de la chute de contrainte. Cependant, la superposition de la courbe représentative de E_{yy} en fonction du temps et de la courbe de traction charge en fonction du temps montre que l'amplitude du saut de déformation augmente lorsque le taux de durcissement diminue (figure 10).

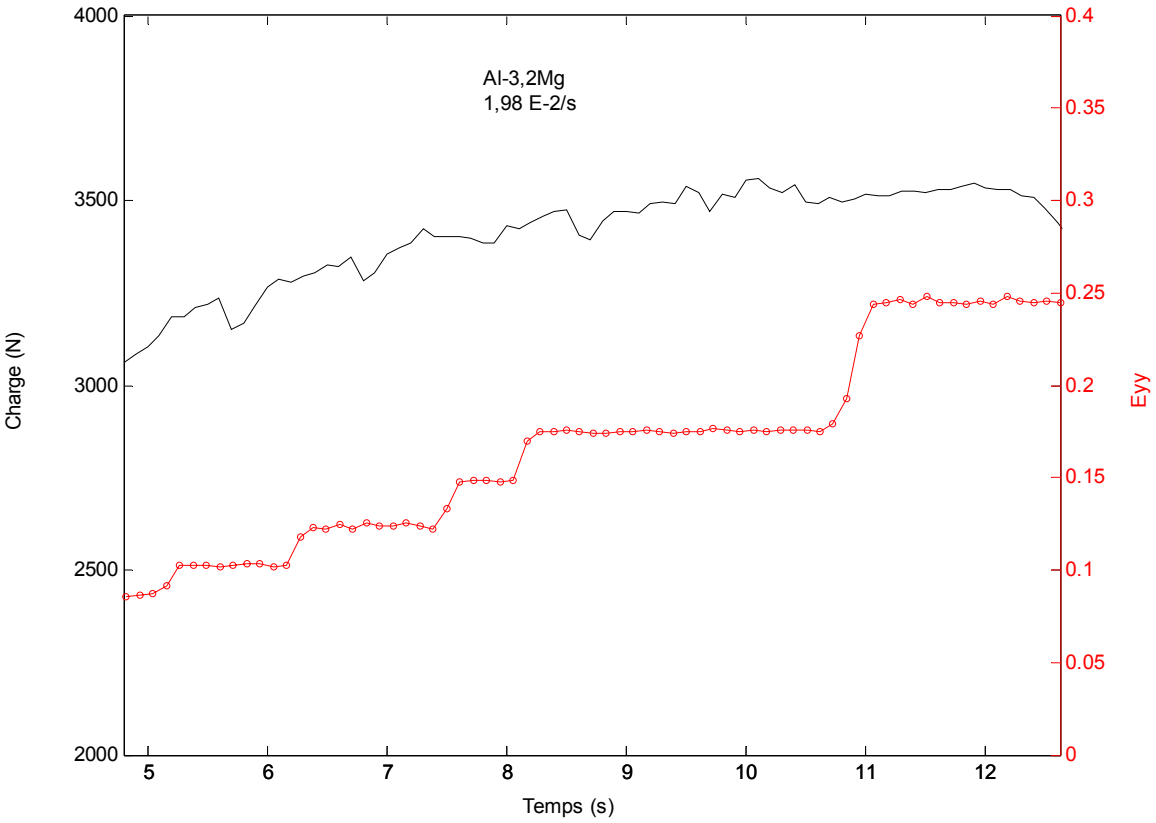


Figure 10 : Essai 1 ($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1}) Evolution de la déformation longitudinale Eyy au cours de l'essai dans un élément de surface et état de contrainte correspondant.

Essai 3

Dans ce cas, les chutes de charge (voir courbe de traction figure 1) sont nettement plus marquées et plus abruptes que dans les essais précédents. L'amplitude de la chute de charge reste, cependant, sensiblement constante jusqu'à la limite de rupture. En procédant de la même manière que pour l'essai 1, on représente l'évolution de la composante longitudinale de la déformation E_{yy} au cours de l'essai pour différents points de la surface de l'éprouvette. On remarque l'augmentation de l'amplitude de la déformation locale après chaque passage de bande (figure 11).

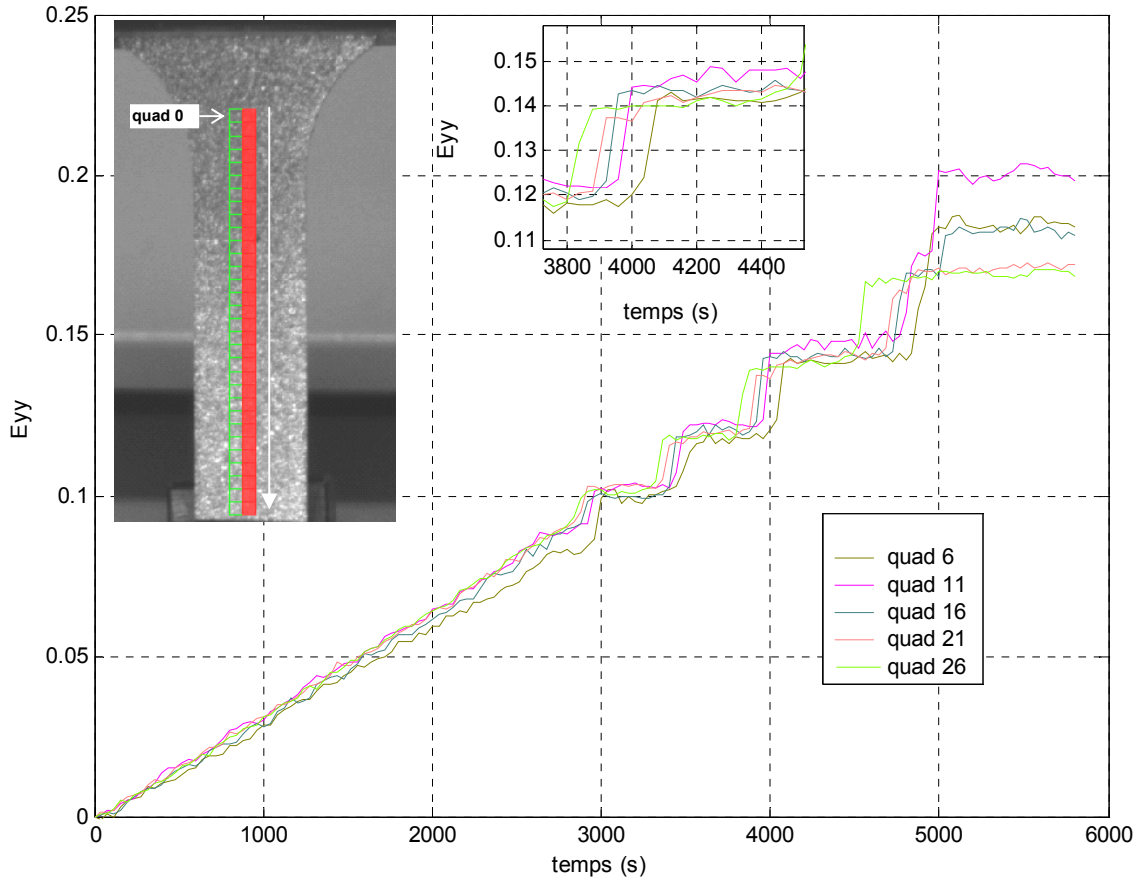


Figure 11 : Essai 3 ($\dot{\varepsilon}$ =3,97.10^{-5} s^{-1}) Evolution de la composante longitudinale de la déformation au cours de l'essai pour différents éléments de surface de l'éprouvette.

Dans ce cas aussi, ces résultats montrent un effet du taux d'écrouissage sur l'évolution de l'amplitude de la déformation induite localement par l'apparition d'une instabilité PLC.

2.3. *Propagation des bandes*

2.3.1. Description (mode de propagation)

On utilise les résultats d'analyse par corrélation d'images pour décrire le mode de propagation à partir l'évolution des cartographies des champs cinématiques.

Essai 1

Durant la phase plastique, les bandes PLC traversent de manière continue le corps de l'éprouvette à plusieurs reprises d'un bout à l'autre. Les deux premières bandes s'amorcent à l'extrémité supérieure de l'éprouvette et se propagent vers le côté opposé, tandis que la troisième bande effectue le trajet inverse suivie d'une quatrième et ensuite d'une cinquième et dernière bande qui se propage à nouveau de haut en bas (figure 12).

Une visualisation de ce mode de propagation est montrée par la succession des courbes de la figure 9. La rupture de l'éprouvette a lieu après le passage de la cinquième bande. Ce mode de propagation est représentatif des bandes de type A.

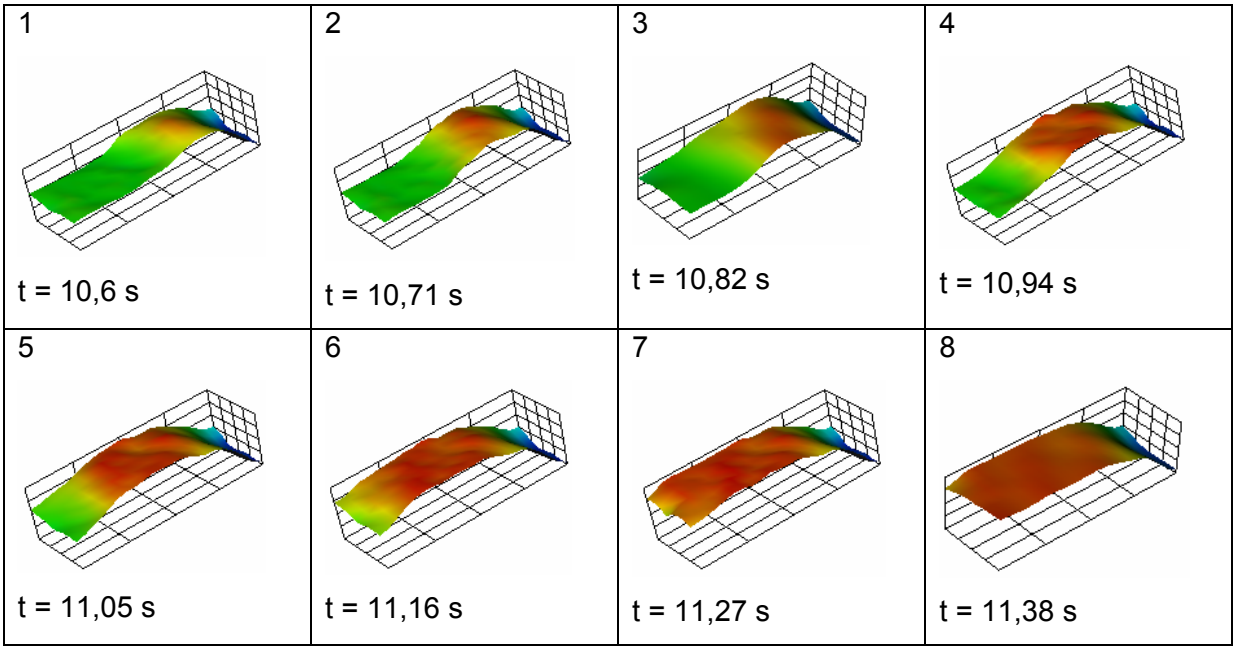


Figure 12 : Essai 1 ($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1}). Cartographie de la composante longitudinale de la déformation montrant la propagation des bandes PLC à différentes étapes entre les instants t=10,6 s et t=11,38 s.

Essai 3

La courbe de traction (figure 1) montre que le premier décrochement apparaît pour un allongement moitié de l'allongement total de l'éprouvette et que les instabilités qui lui succèdent sont séparées d'une période de rechargement de près de 16 s en moyenne. Pour cet essai, l'intervalle de temps pour l'acquisition de deux images est de 40 s ce qui ne permet pas de suivre l'apparition de chaque bande séparément. Cependant, bien que la propagation des bandes soit discontinue, l'évolution du champ de déformation, semble indiquer que cette propagation s'effectue dans une seule direction le long de l'éprouvette (voir figure 11 et figure 13). A chaque passage, la série de bandes remplit de proche en proche le corps de l'éprouvette en partant chaque fois de l'extrémité inférieure. La figure 13 représente les cartographies du champ de déformation E_{yy} qui montre la propagation des bandes PLC entre les instants t = 3880 s et t = 4040 s. Ce mode de propagation, dit par "hopping bande", est caractéristique de bandes de type B.

Ce résultat ne concorde pas avec la typologie classique pour laquelle les instabilités à basses vitesses sont plutôt associées à des bandes de type C. Celles-ci sont décrites comme étant aléatoires dans leur apparition.

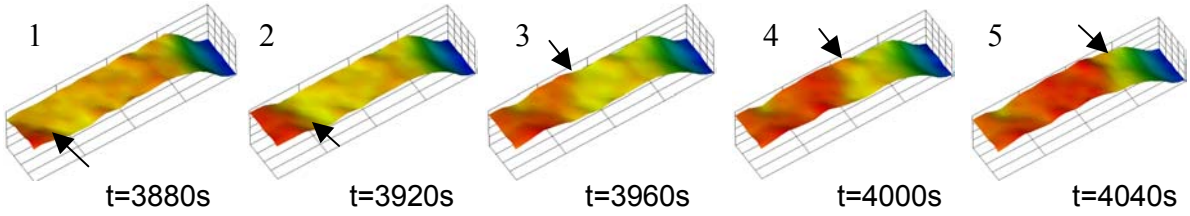


Figure 13 : Essai 3 ($\dot{\varepsilon}$ =3,97.10^{-5} s^{-1}) Cartographie de la composante longitudinale de la déformation montrant la propagation des bandes PLC à différentes étapes entre les instants t=3880s et t=4040s.

Essai 2

Dans cet essai, la fréquence d'apparition des instabilités évolue au cours de la déformation. Dans l'intervalle concerné par les prises d'images, la période moyenne entre instabilités passe de 2 s pour les premiers décrochements (séquence 2-2) à 3,6 s (séquence 2-6).

L'étude de la cinétique des bandes pour cet essai s'effectue pour les six séquences d'images enregistrées à différentes étapes de la déformation. La première séquence, enregistrée avec une période égale à 7/9 s, couvre la période élastique de la déformation ainsi que le début de la phase plastique. Les autres séquences, régulièrement espacées, sont enregistrées avec une période de 1/9 s.

Au cours de la phase élastique, la cartographie du champ cinématique montre une répartition homogène de la déformation. Cette phase est suivie par l'apparition simultanée de deux zones de concentration de déformation aux deux extrémités de l'éprouvette mais seule la zone inférieure s'élargit en direction de l'autre extrémité. Cette propagation correspond au plateau sur la courbe de traction. Une description plus détaillée de ce phénomène, connu sous le nom de bande de Lüders, sera présentée plus loin (§ 1.3.2).

Lorsque la bande de Lüders remplit l'ensemble du corps de l'éprouvette, la déformation se poursuit de manière homogène ; les faibles oscillations sur la courbe de traction après le plateau de Lüders ne laissent pas de contrastes notables sur les cartographies du champ cinématique.

Le cas est différent pour les autres séquences d'images où chaque chute de charge sur la courbe de traction est accompagnée de l'apparition spontanée d'une zone à fort contraste de couleur qui indique une concentration de déformation. Entre deux instabilités, la déformation est homogène. Cela correspond à la période de rechargement sur la courbe de traction. Les bandes naissent sans ordre apparent bien que certaines d'entre elles semblent privilégier des zones ayant déjà été le siège de bandes précédentes, ce qui donne parfois lieu à une propagation sur des distances de quelques mm. Parfois, les bandes se superposent provoquant l'augmentation du taux de déformation locale. Les figures 14 et 16 représentent

les cartographies des champs de déformation E_{yy} respectivement pour les séquences 2 et 6. Les portions de courbes de traction correspondantes sont indiquées sur les figures 15 et 17.

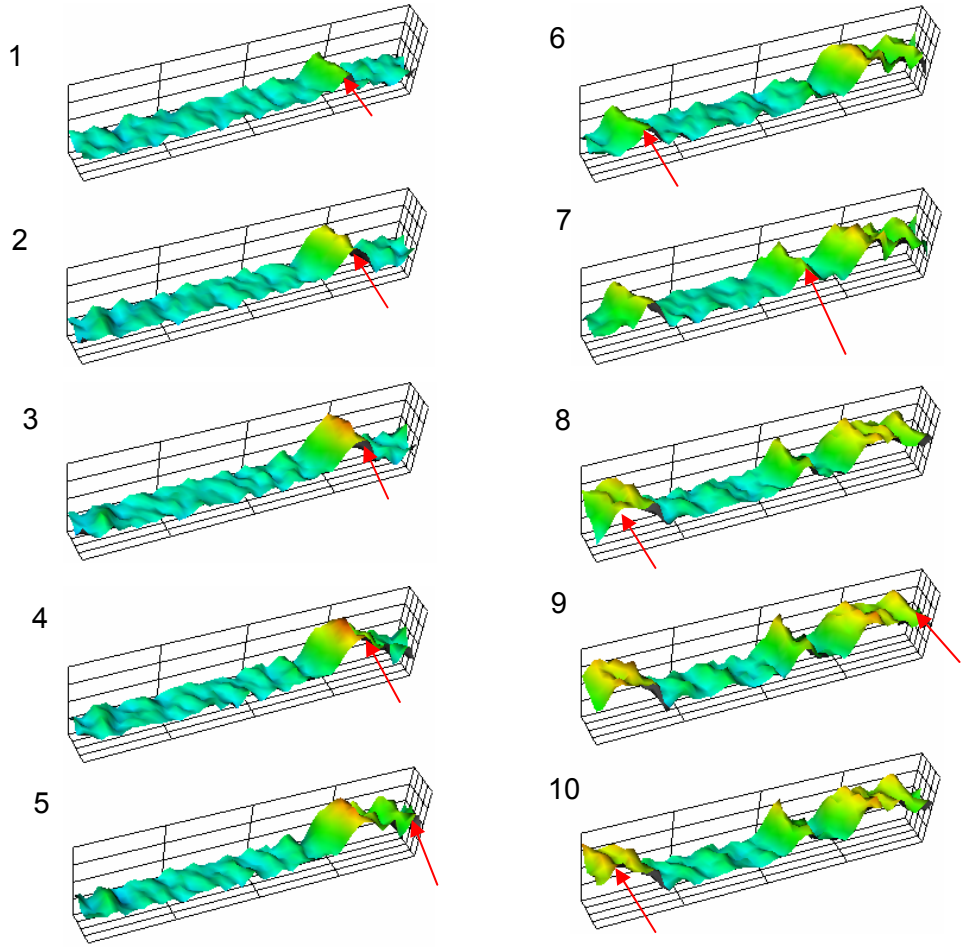


Figure 14 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) Cartographie de la composante longitudinale de la déformation montrant l'apparition des bandes PLC à différents stades entre les instants t=202 s et t=219 s (séquence 2).

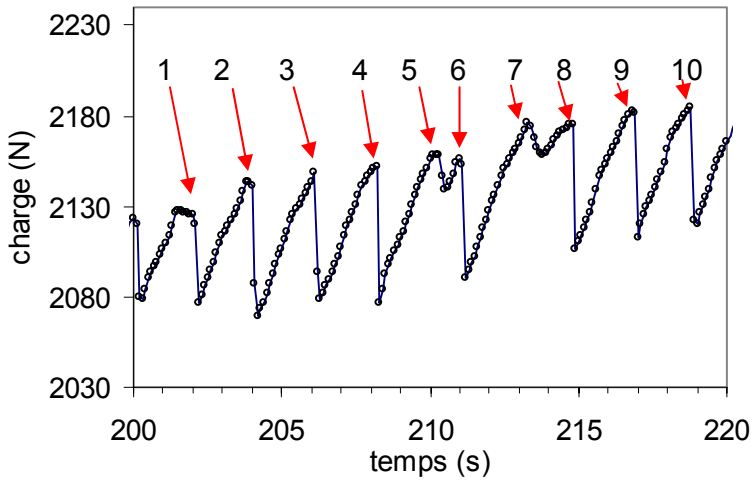


Figure 15 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) Portion de la courbe de traction montrant les instabilités PLC entre les instants t=202 s et t=219 s de l'essai (séquence 2).

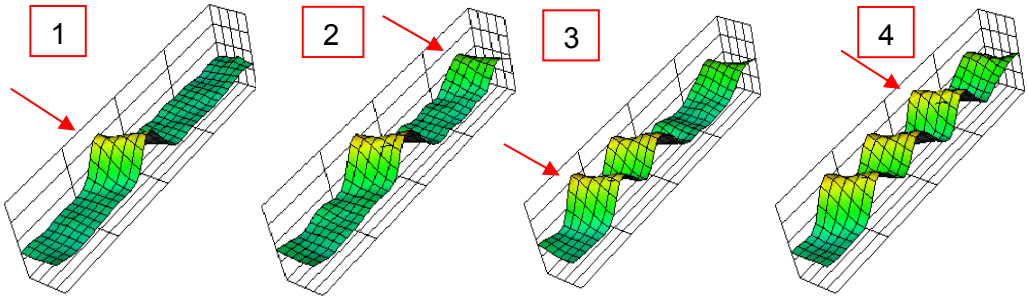


Figure 16 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) Graphes de l'état de déformation Eyy de l'éprouvette montrant l'ordre d'apparition des bandes (séquence 6).

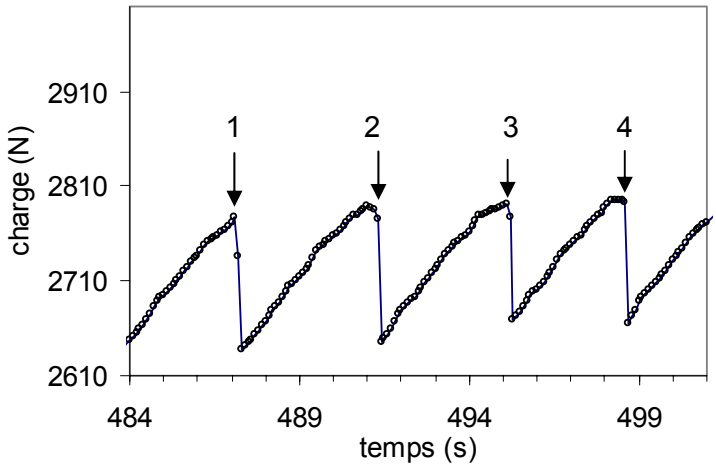


Figure 17 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) Portion de la courbe de traction montrant les instabilités PLC entre les instants t=484 s et t=501 s de l'essai (séquence 6).

Ce mode de propagation n'est pas mentionné dans la bibliographie. On y trouve en même temps l'aspect aléatoire qui caractérise les bandes de type C et le mode propagatif des bandes de type B.

2.3.2. Vitesse de propagation

Comme indiqué précédemment, on distingue trois modes de propagation des bandes PLC. A haute vitesse de déformation ($\dot{\varepsilon}$ = 1,98.10^{-2} s^{-1}), la zone qui marque l'apparition de l'hétérogénéité de la déformation plastique s'élargit continûment jusqu'à couvrir l'ensemble du corps de l'éprouvette.

Dans les conditions de déformation à faible vitesse ($\dot{\varepsilon}$ = 3,97.10^{-5}s^{-1}), la propagation s'effectue par saut de bande ; à chaque pas, la bande provoque une déformation concentrée sur une zone adjacente jusqu'à atteindre l'autre extrémité de l'éprouvette. Dans les deux cas, le processus s'effectue à plusieurs reprises jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Dans le

cas de l'essai à vitesse intermédiaire ($\dot{\varepsilon}$ =3,97.10^{-5} s^{-1}), et en dehors du plateau de Lüders, les bandes se développent d'une manière plutôt aléatoire.
Dans ce qui suit, on étudie la vitesse de propagation des bandes PLC toujours en exploitant les résultats d'analyse par corrélation d'images.

Essai 1

En référence à la typologie classique, les bandes PLC observées dans cet essai sont du type A. L'éprouvette est traversée par cinq séries de bandes.
On détermine la vitesse de propagation dans la première et la dernière séries de bandes qui se distinguent, comme il est montré plus loin, par une différence dans l'amplitude de déformation apportée par chacune d'elles.
La surface de l'éprouvette en déformation a été filmée à la fréquence de 9 Hz. La séquence constituée de 71 images couvre l'ensemble de la phase plastique de l'essai qui a été mené jusqu'à la rupture. Pour notre étude, et en raison de la présence de l'extensomètre dans la partie centrale de l'éprouvette, le traitement d'images sur le logiciel 7D a été effectué en se limitant à une zone qui correspond à 14 mm de longueur d'éprouvette. Le pas de la grille virtuelle appliquée à la zone d'analyse est de 12 pixels (soit 0,75 mm). On dispose, ainsi, sur chacune des 7 colonnes de la grille virtuelle d'un nombre de carrés équivalent à 22 extensomètres disposés en série (figure 18).

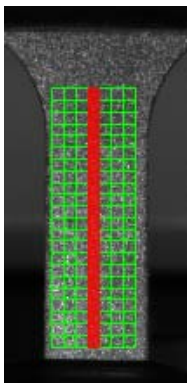


Figure 18 : Grille virtuelle appliquée à la surface de l'éprouvette pour l'analyse par corrélation d'images sur 7D.

On peut déterminer la vitesse de propagation en suivant, au fil des cartographies du champ cinématique, l'évolution du front de bande au cours de la déformation. L'intervalle de temps entre deux images étant connu, 1/9 s dans le cas présent, on estime la vitesse de déplacement du front de bande d'après la distance parcourue et le temps correspondant. Sur la figure 20 sont représentés les graphes de la composante longitudinale de la déformation E_{yy} dans la partie supérieure de l'éprouvette pour une période spatiale comprise entre 10,60 s et 11,38 s de l'essai (cf figure 19 pour voir le zoom considéré).

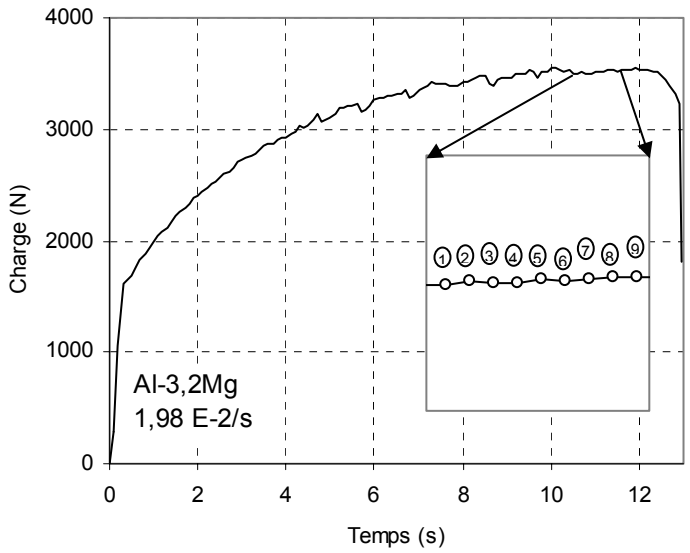


Figure 19 : Essai 1 ($\dot{\varepsilon}$ = 1,98.10^{-2} /s) Courbe de la réponse mécanique.

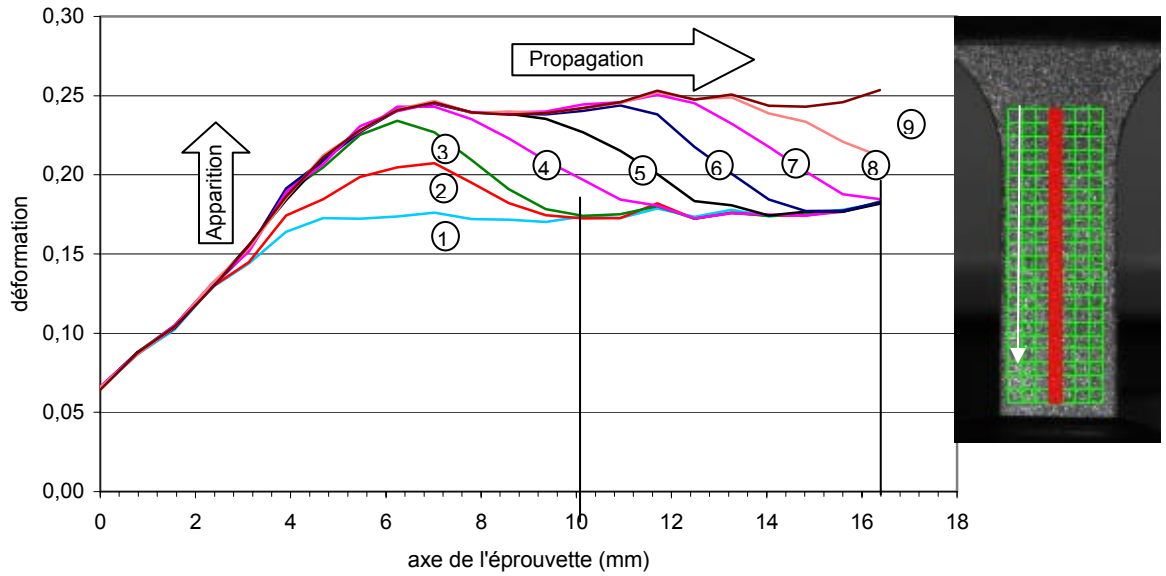


Figure 20 : Essai 1 ($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1}) Composante longitudinale de la déformation E_{yy} à différentes étapes de l'essai indiquant l'apparition et le propagation du front de bande entre t = 10,6 s et t = 11,38 s.

Ces graphiques montrent clairement deux phases : une phase *d'apparition* durant laquelle la bande se développe sur place en prenant de l'amplitude entre les profils 1 et 3, suivie d'une phase de *propagation* à déformation constante. On voit que le front de bande a parcouru en quatre étapes (entre ③ et ⑦) une distance de 6 mm soit une vitesse de propagation de 13,5 mm/s.

Pour déterminer l'incrément de déformation, c'est-à-dire durant le 1/9 de seconde qui sépare l'enregistrement des images, on effectue des analyses entre deux images successives sur la période comprise entre t = 10,6 s et t = 11,38 s. Les résultats sont portés sur la figure 21.

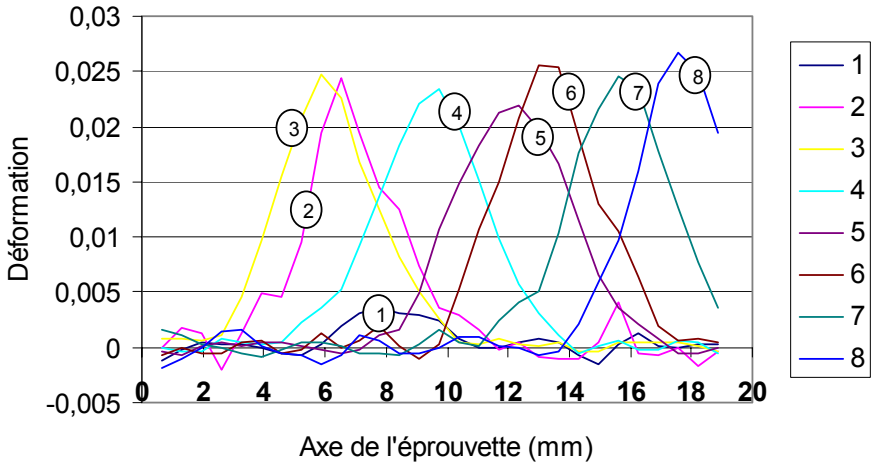


Figure 21 : Essai 1 ($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1}) Incréments de déformation à chaque pas de l'évolution du front de bande entre t = 10,6 s et t = 11,38 s.

Les graphes de la figure 21 montrent que la bande naissante a commencé par se développer en direction de la partie supérieure de l'éprouvette puis, à cause de la présence du raccordement de la tête d'éprouvette, la propagation se dirige vers le sens opposé.

Comme il a été montré au § 2.2.3, la déformation provoquée par le passage d'une bande PLC augmente au cours de l'essai. Afin de comparer les vitesses de propagation, on réalise la même étude pour la série de bandes qui traverse l'éprouvette entre les instants t = 6,05 s et t = 6,38 s. Les Résultats sont indiqués sur les figures 22a et b.

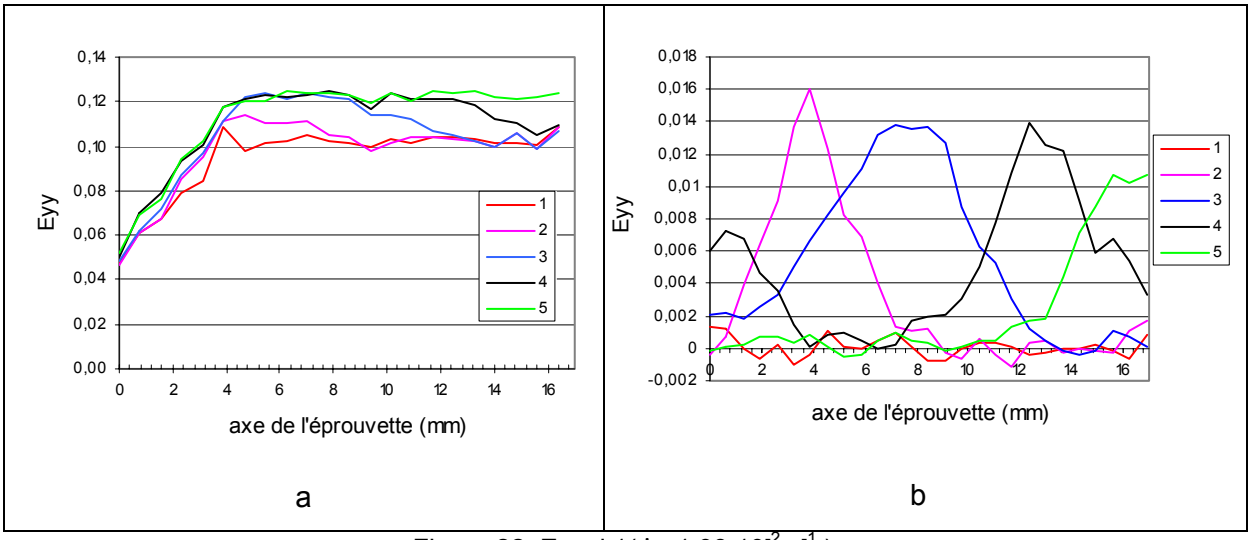


Figure 22 :Essai 1($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1})
a- Composante longitudinale de la déformation Eyy à différentes étapes indiquant l'apparition et la propagation du front de bande t = 6,05 s et t = 6,38 s
b- Incréments de déformation à chaque pas de l'évolution du front de bande durant la même période.

On détermine la vitesse de propagation de la bande de la même manière que celle exposée ci-dessus. On trouve aisément la valeur de 33 mm/s. La vitesse de propagation des bandes PLC de type A est donc inversement proportionnelle à l'amplitude de la déformation induite par le passage de cette bande.

Pour une vitesse de déformation imposée constante, la propagation de la bande doit nécessairement être plus rapide lorsque l'incrément de déformation induit par la bande qui traverse l'éprouvette est plus faible.

En appliquant l'expression donnée par [102] pour les bandes de Lüders on écrit :

$$v_T = \varepsilon_B . v_B \qquad (1)$$

où v_T est la vitesse de la traverse , ε_B la déformation induite par la bande PLC et V_B la vitesse de la bande.

Ce qui donne :

$$v_B = \frac{V_T}{\varepsilon_B} \qquad (2)$$

Dans le cas de l'essai 1, la vitesse de la traverse est égale à 50 mm/min. Les valeurs de ε_B pour les deux cas ci-dessus sont déterminées à partir des figures 21 et 22. Les résultats sont portés dans le tableau 4.

Ces résultats, notamment pour le premier cas, concordent avec les données de la bibliographie [23].

Intervalle de passage de la bande PLC	Amplitude de l'incrément de déformation	Déformation provoquée par le passage de la bande	Vitesse du front de bande (mm/s)	
			déterminée directement	calculée
Premier cas (entre t= 10,6 s et t= 11,28 s)	$\approx$ 0,025	0,065	13,5	12,8
Deuxième cas (entre t= 6,05 s et t= 6,49 s)	$\approx$ 0,014	0,025	33	33,3

Tableau 4 : Essai 1 ($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1}) Valeurs de la vitesse de propagation de bande PLC de type A à deux stades de la déformation.

Essai 2

Les éprouvettes en Al-3,2Mg sont à l'état recuit. Pour cet alliage, la courbe de traction (voir figure 23) montre un palier d'écoulement plastique, palier de Lüders, juste à la limite de la phase élastique de la déformation. Le passage de la bande de Lüders s'accompagne d'une multiplication rapide des dislocations mobiles dont la densité initiale est faible en raison du recuit. Au cours des étapes suivantes de la déformation plastique, une partie des dislocations se trouvent immobilisées par les obstacles ce qui est reflété par un important écrouissage. Les bandes PLC apparaissent peu après le passage de la bande de Lüders (cf § 2.1) ; l'effet du vieillissement dynamique devient prépondérant. Dans ce qui suit, nous examinons la propagation de la bande de Lüders à l'échelle de l'éprouvette.

Propagation de la bande de Lüders

L'enregistrement des données de la machine (charge et déplacement) est synchronisé avec les prises d'images numériques. Les images sont enregistrées à la fréquence de 7/9 Hz (séquence 2-1 du tableau 1). Les résultats d'analyse par le logiciel 7D, représentés sur la figure 23b, montrent l'évolution de la composante E_{yy} du champ de déformation pour les temps numérotés de 1 à 6 et indiqués sur la figure 23a. Cette analyse montre que durant la phase élastique (temps 1), la déformation est uniformément répartie sur l'ensemble du corps de l'éprouvette et qu'à un moment donné, deux bandes s'amorcent aux deux extrémités de l'éprouvette mais une seule se propage en direction de l'autre extrémité. La bande est inclinée par rapport à l'axe de l'éprouvette d'un angle de 52°28 et conserve cette inclinaison durant tout le parcours.

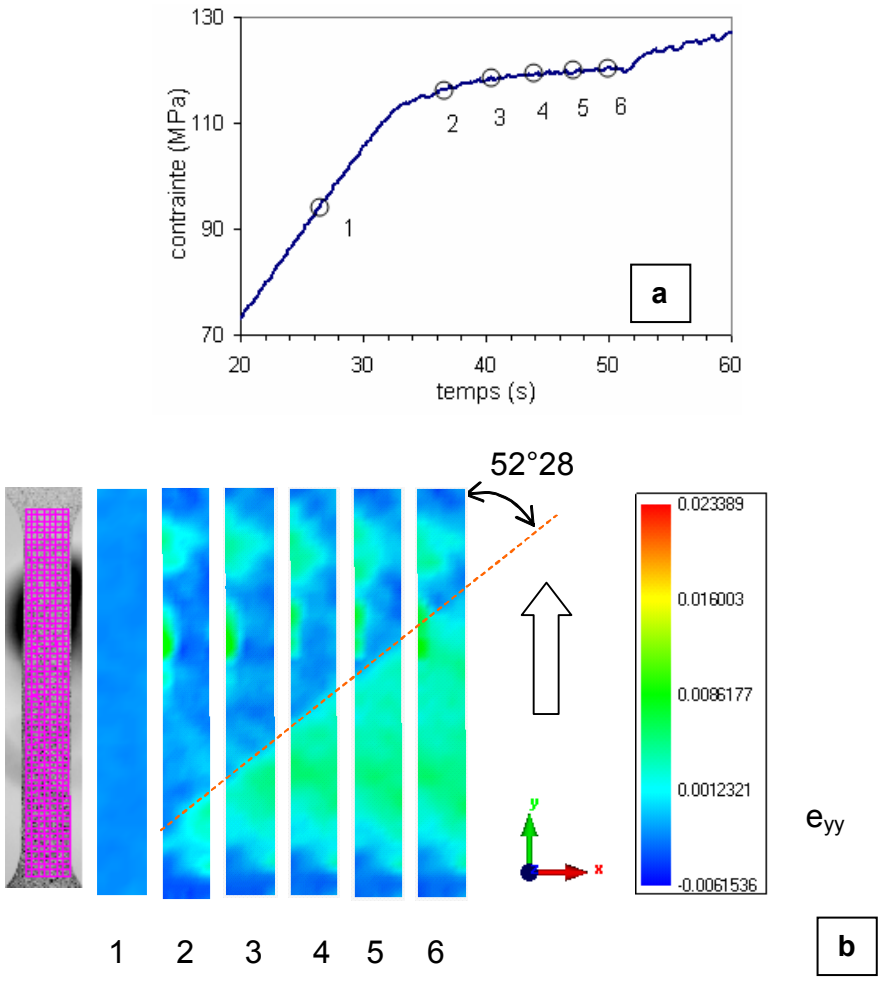


Figure 23 : Analyse de l'essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) dans la partie plateau
a- Palier d'écoulement plastique sur la courbe de traction
b- Cartographies successives de déformation longitudinale montrant la propagation d'une bande de Lüders.

L'incrément apporté à chaque pas semble constant, ce qui est révélé par les cartographies successives de déformation longitudinale (voir figure 23b). Cet incrément de la déformation peut être déduit à partir des données numériques de l'analyse sur 7D par corrélation de paires d'images successives. La figure 24 montre la répartition de la composante E_{yy} le long de l'éprouvette pour les positions 4,5 et 6 (cf figure 23a) de la bande. Les données concernent les éléments de la grille centrale d'analyse.

Connaissant l'intervalle de temps entre les positions consécutives du front de bande, on détermine la vitesse de propagation longitudinale de la bande de Lüders (cf figure 25).

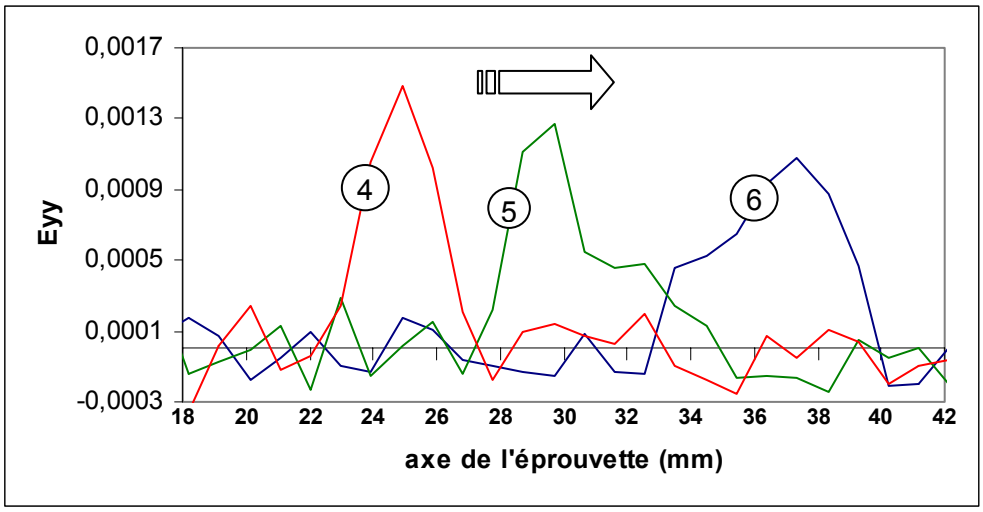


Figure 24 : Composante longitudinale de la déformation Eyy le long de l'éprouvette à différents stades de la propagation de la bande de Lüders.

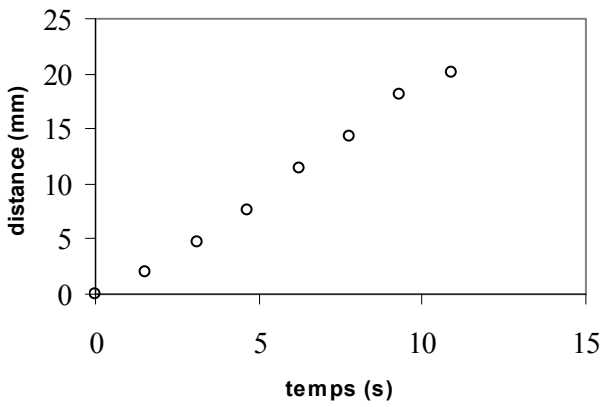


Figure 25 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ = 1,19x10^{-4} s^{-1}). Distance parcourue par une bande de Lüders en fonction du temps.

D'après la figure 25, la vitesse de propagation de la bande de Lüders v_{BL} vaut 1,84 mm/s. On détermine la valeur de la déformation induite par le passage de bande de Lüders à partir des mesures locales. Sur la figure 26 est représentée, pour trois éléments de la grille d'analyse, l'évolution de la composante E_{yy} au cours du temps (numéro d'image). Les trois éléments de la grille sont situés sur la même ligne perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette. Au moment de passage de la bande, chacun des trois éléments, de 0,6x0,6mm² de surface, subit une déformation ε_{BL} = 0,0025.

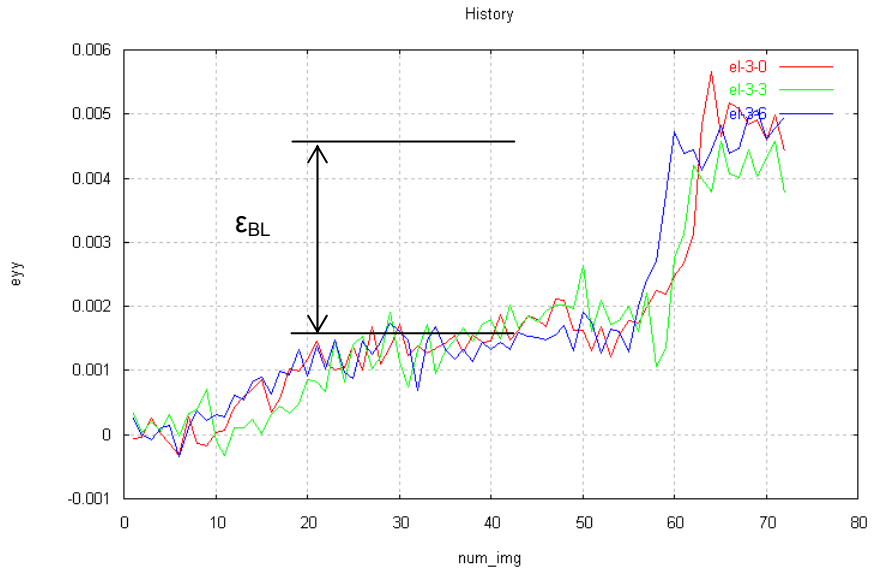


Figure 26 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,2x10^{-4} s^{-1}). Mesure locale de la déformation ε_{BL}.

On montre que ce résultat concorde avec les prévisions du modèle. En appliquant l'expression (2) et pour une vitesse de traverse v_t = 0,3 mm/min, on trouve : $v_{BL} = \frac{0,3}{60.0,0025} = 2\,mm/s$

La présence d'un palier de Lüders est apparemment dû à un état microstructural qui favorise une soudaine multiplication et mouvement de dislocations mobiles lorsque le niveau de contrainte appliquée dépasse la limite élastique. La participation du passage d'une bande unique d'un bout à l'autre de l'éprouvette à une vitesse de près de 2 mm/s reste cependant infime par rapport au taux de déformation à la rupture. Après le palier de Lüders, le matériau de l'éprouvette reprend sa consolidation, ce qui est révélé par un taux d'écrouissage élevé. Cet écrouissage est marqué, presque aussitôt, par l'apparition d'instabilités de type PLC.

Essai 3 :

Comme il a été décrit au § 1.3.1, la propagation des bandes PLC au cours de l'essai 3 s'effectue par sauts successifs ou "hopping band". Ce comportement est propre aux bandes de type B. Le graphe de la figure 27 montre que les instabilités apparaissent à une cadence moyenne de 16 s.

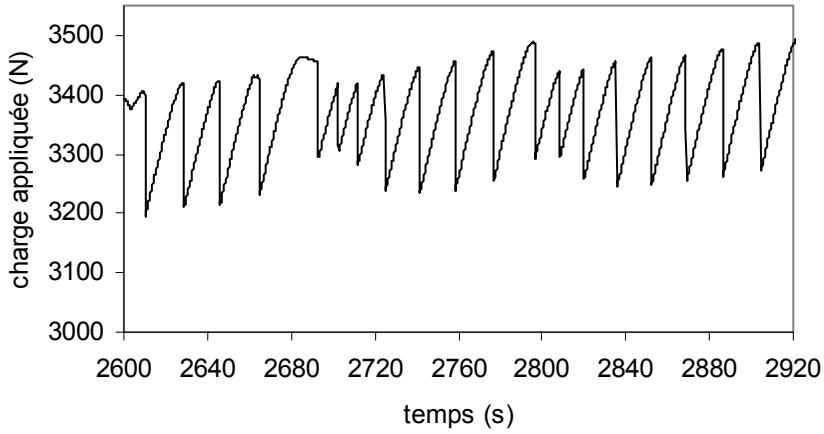


Figure 27 :Essai 3 ($\dot{\varepsilon}$ =3,97.10^{-5} s^{-1}). Forme et périodicité des décrochements sur la courbe de traction (instabilités PLC de type B).

Pour cet essai, la séquence est enregistrée à raison d'une d'image toutes les 40 s. Aussi, les résultats d'analyses par corrélation d'images ne permettent-ils pas de rendre compte de l'effet engendré par l'apparition d'une seule bande mais des trois bandes en moyenne à la fois. La figure 28 montre la progression des bandes à des intervalles réguliers de 40 s entre les instants t = 3880s et t = 4040s de l'essai 3. Les cartographies de la figure 28 ont été obtenues en effectuant des analyses par corrélation entre deux images successives (comparer avec la figure 13).

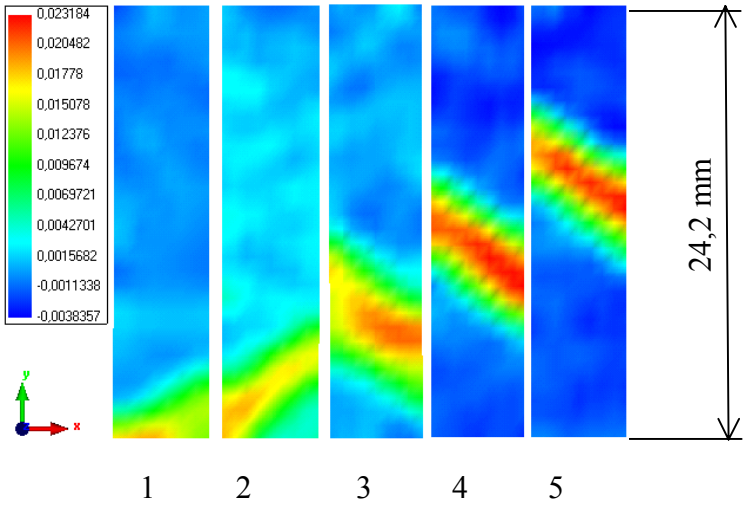


Figure 28 : Essai 3 ($\dot{\varepsilon}$ =3,97.10^{-5} s^{-1}). Progression des bandes PLC. L'intervalle entre les étapes est 40 s.

La figure 29 montre que durant les étapes 1 à 5, les bandes se propagent par sauts successifs sur une distance de 15 mm le long de l'éprouvette. En tenant compte de la fréquence d'acquisition d'images, la vitesse de propagation pour cette série de bandes serait de près de 0,1 mm/s. Cette valeur reste dans les limites des résultats donnés par la bibliographie.

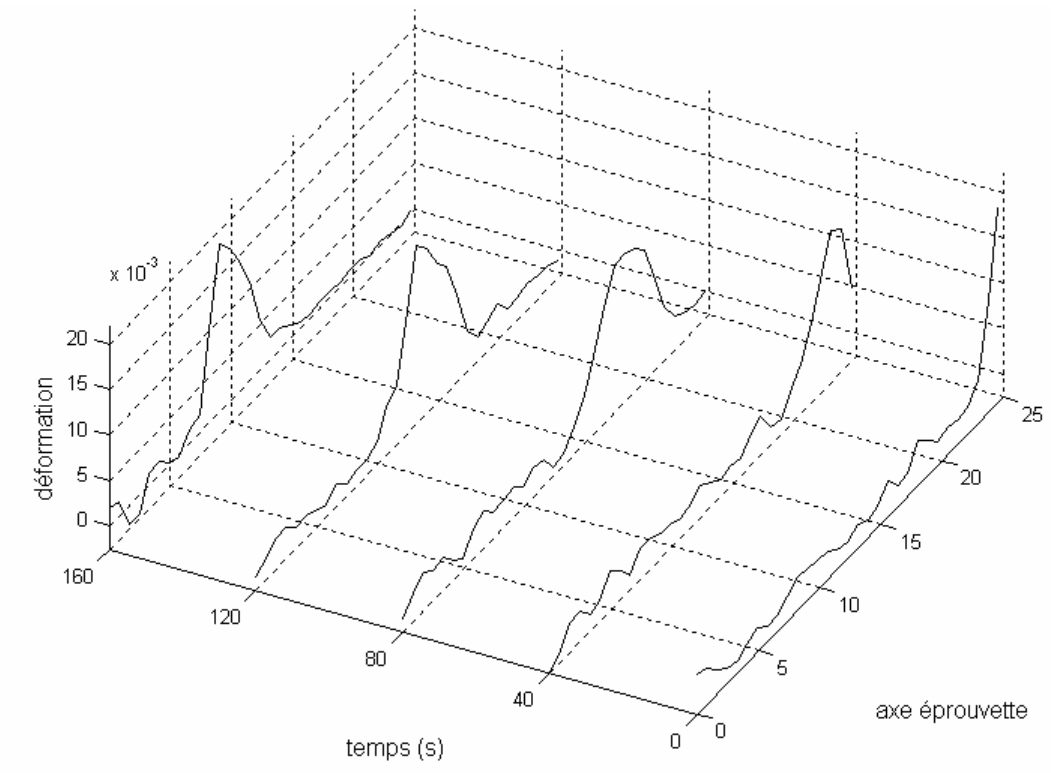


Figure 29 : Essai 3 ($\dot{\varepsilon}$ =3,97.10^{-5} s^{-1}) Profils successifs montrant la progression des bandes PLC à des intervalles réguliers.

2.3.3. Vitesse de déformation à l'intérieur de la bande

L'allure des chutes de charge sur les courbes de traction ainsi que les résultats d'analyse par corrélation d'images montrent que l'apparition d'une bande est un événement rapide. Pour les essais 2 et 3, la durée d'une instabilité est de l'ordre de 0,1 s. L'apparition d'une bande implique donc une augmentation rapide du taux de déformation dans une zone limitée de l'éprouvette. Dans une première approximation, on estime la valeur moyenne $\overline{v}$ de la vitesse de déformation à l'intérieur de la bande à partir des graphes tels que celui représenté sur la figure 30 à partir desquels on obtient les valeurs de l'incrément de déformation ΔE_{yy} et la durée Δt de l'instabilité.

On a :

$$\overline{v} = \frac{\Delta E_{yy}}{\Delta t} \qquad (3)$$

Les graphes des figures 9 et 11 montrent que l'incrément de déformation ΔE_{yy} apporté à chaque étape de propagation de la bande amorcée est constant durant toute la période de traversée de l'éprouvette. Les valeurs de ΔE_{yy} et Δt pour le calcul de $\overline{v}$ pour l'essai 1 sont déterminées à partir du graphe de la figure 30a qui représente l'évolution locale de la

composante E_{yy} de la déformation. Les résultats, portés dans la figure 30b, montrent que la vitesse moyenne à l'intérieur de la bande augmente au cours de l'essai.

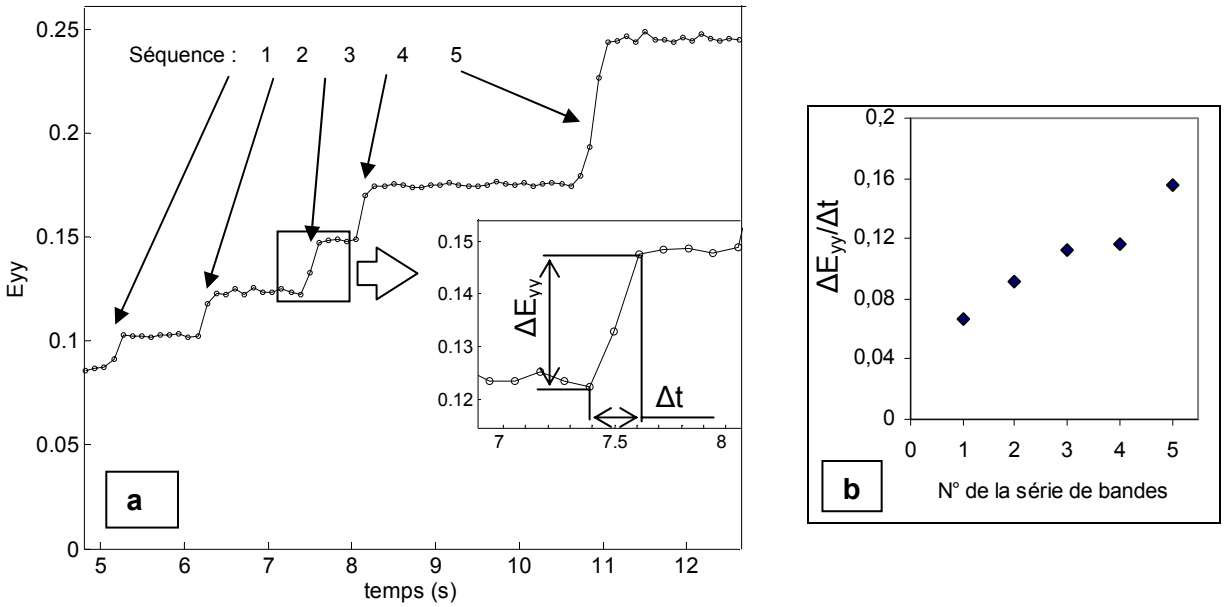


Figure 30 : Essai 1 ($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1})
a- Détermination de ΔE_{yy} et Δt pour une instabilité.
b- Vitesse moyenne de la déformation à l'intérieur de la bande à différentes étapes de l'essai.

Cependant, comme le montrent les graphes des figures 21 et 22, la déformation à l'intérieur de la bande n'est pas homogène. La vitesse de déformation est, de ce fait, différente d'un point à l'autre de la zone occupée par la bande.

En principe, la vitesse à l'intérieur de la bande, $\dot{\varepsilon}_B$, pourrait être déduite à partir de deux profils de déformation (def_2 et def_1) successifs (figure 31). Ces deux profils doivent, bien entendu, représenter l'état de déformation à des instants situés à l'intérieur de l'intervalle d'apparition de l'instabilité.

$$\dot{\varepsilon}_b = \Delta\varepsilon / \Delta t \qquad (4)$$

$\Delta\varepsilon = def_2 - def_1$ et Δt est le temps écoulé entre les deux états de déformation.

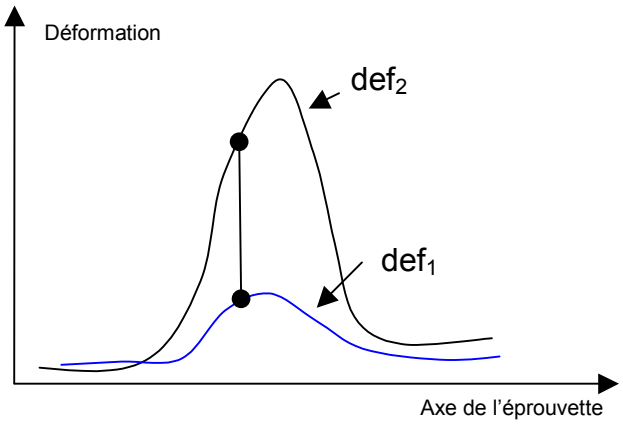


Figure 31 : Schéma de principe pour la détermination du profil de vitesse à l'intérieur de la bande

Ces conditions ne peuvent être rencontrées que dans les essais 1 et 2 pour lesquels la vitesse d'acquisition d'images (1/9 s) est du même ordre de grandeur que celles des données du système de traction (1/10 s).

Essai 1

D'après les graphes de la figure 20, on remarque une phase d'apparition de la bande avant propagation. La vitesse à l'intérieur de la bande peut donc être déduite comme suit :

$$\dot{\varepsilon}_B = dEyy/dt = (Eyy_2 - Eyy_1)/\Delta t \qquad (5)$$

Eyy_1 et Eyy_2 sont les déformations sur la courbe (1) et la courbe (2) respectivement et Δt le temps qui sépare deux enregistrements successifs (Δt = 1/9 s). Les données relatives à E_{yy} sont extraites des résultats d'analyse par corrélation d'images sur 7D. Après traitement de ces données sur Excel, on obtient la courbe représentée sur la figure 32 et qui indique le profil de vitesse de déformation à l'intérieur de la bande.

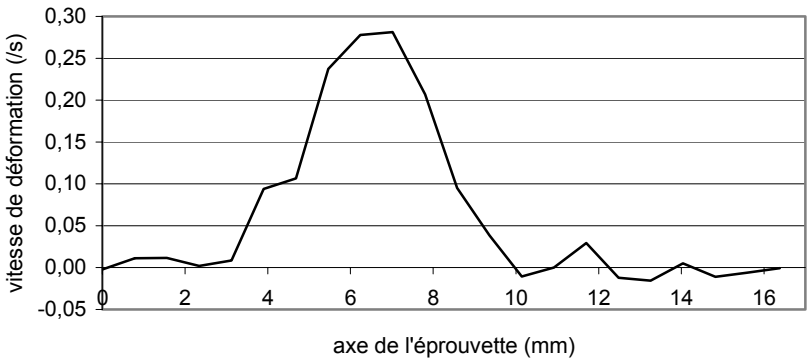


Figure 32 : Essai 1($\dot{\varepsilon}$ =1,98.10^{-2} s^{-1}). Profil de vitesse de déformation locale au moment d'apparition de la 5ème série de bandes PLC.

Ce résultat montre bien la non uniformité de la vitesse de déformation à l'intérieur de la bande et qu'elle est maximale au milieu de la bande ($\approx$ 0,28 s^{-1}), ce qui équivaut pratiquement au double de la vitesse moyenne déterminée plus haut.

Essai 2

Dans cet essai, la fréquence d'acquisition des séquences d'images est de 1/9 Hz. En outre, la durée de l'instabilité, telle que le montrent les portions de courbe de traction correspondantes (voir figure 5), est supérieure à l'intervalle entre images. Dans la formule (5), on peut donc prendre Δt = 1/9 s pour calculer la vitesse de déformation à l'intérieur de la bande en considérant les deux profils qui marquent l'apparition de cette bande.

Les résultats de calcul sont représentés sous forme de graphes sur la figure 33. Comme dans le cas de l'essai A, la vitesse de déformation est maximale au centre de la bande mais on remarque une diminution de la valeur maximale de cette vitesse d'un ordre de grandeur par rapport à l'essai 1.

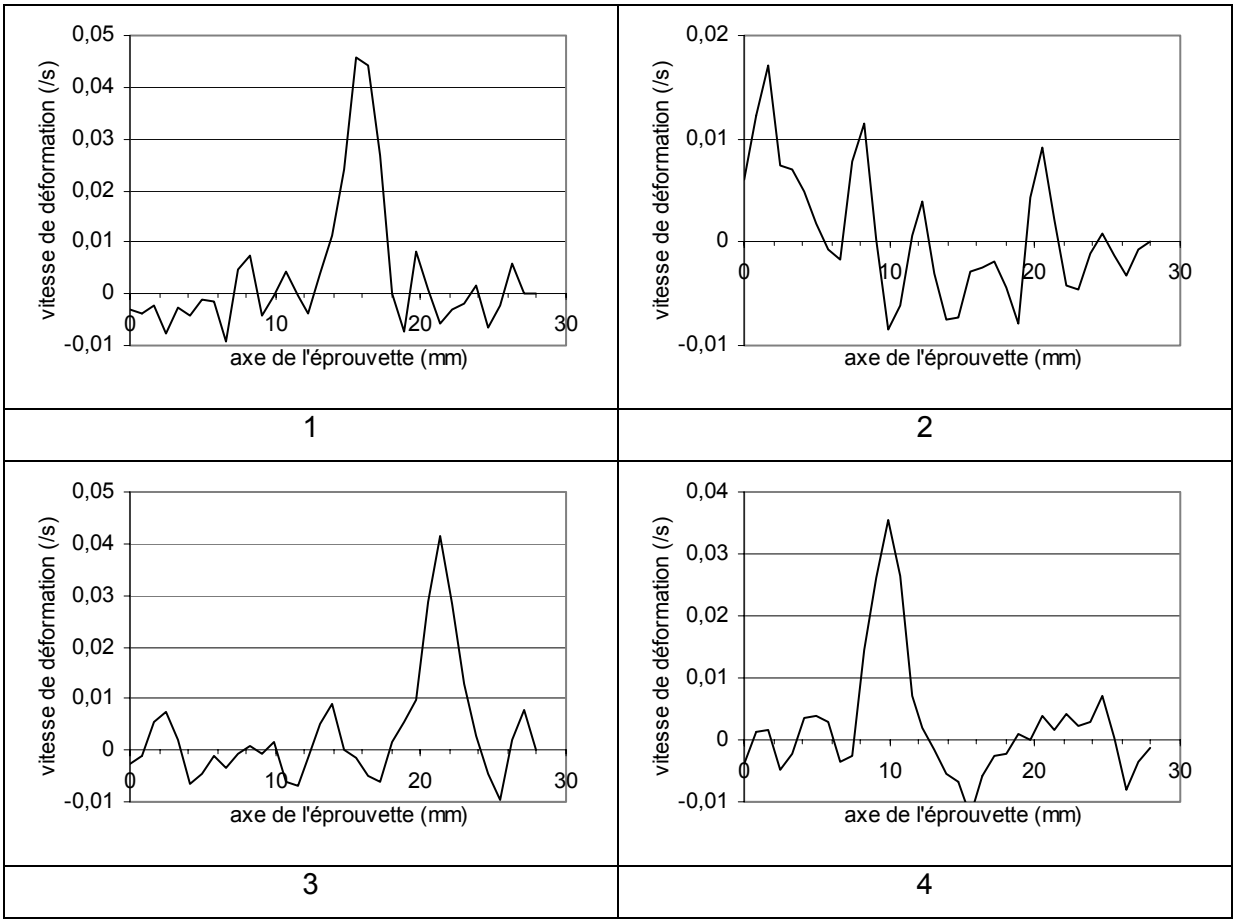


Figure 33 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ =1,19.10^{-4} s^{-1}) (séquence 2-6). Vitesse de déformation le long de l'éprouvette aux moments d'apparition des bandes PLC.

Ces résultats montrent que la vitesse de déformation à l'intérieur de la bande équivaut à un essai de traction où la vitesse de la traverse est beaucoup plus grande que celle imposée à l'éprouvette. Cette vitesse est égale à 116 mm/min pour le cas des bandes de l'essai 2 et 705 mm/min pour le cas des bandes de l'essai 1

Conclusion

Dans le domaine de vitesses compris entre $1{,}98.10^{-2}$ s^{-1} et $3{,}97.10^{-5}$ s^{-1} et à température ambiante, la déformation plastique de l'alliage Al-3,2Mg recuit a été étudiée en considérant simultanément les données du système de traction et l'évolution des composantes du champ cinématique.

Différentes formes d'hétérogénéités de la déformation plastique ont été retrouvées par les résultats d'analyse par corrélation d'images, telles que bandes de Lüders, instabilités PLC de type A, B et C. Le caractère local de ces hétérogénéités a été clairement mis en évidence par les cartographies des champs cinématiques et par les courbes d'évolution des grandeurs locales de la déformation. Les paramètres spatio-temporels des différentes formes de bandes ont été présentés. Cette caractérisation concerne la morphologie et la cinétique des bandes.

Ainsi, on montre que les grandeurs géométriques mesurables telle que l'angle d'inclinaison de la bande par rapport à l'axe de l'éprouvette et la largeur correspondent aux données de la bibliographie. On présente une méthode qui, à partir des graphes de répartition de la déformation dans la bande, permet de déterminer avec précision la largeur de la bande à toutes les étapes de l'essai. Un autre paramètre a été introduit dans la caractérisation morphologique des bandes PLC à savoir le taux de déformation à l'intérieur de la bande. Nos résultats mettent en évidence un comportement non relaté dans la bibliographie ; il concerne le taux de déformation localement induit par l'apparition d'une bande. Dans le cas des bandes de type A, ce taux de déformation reste constant durant la propagation de la bande et augmente à l'amorçage de la bande suivante. Lorsque la bande se propage par des apparitions spontanées et de manière aléatoire le long de l'éprouvette, ce taux de déformation locale est proportionnel à l'amplitude de la chute de contrainte qui lui est associée.

La cinétique des bandes constitue aussi un domaine où la technique de mesure de champs cinématiques apporte des informations originales. On montre que non seulement la vitesse de propagation des bandes est déterminée mais aussi la vitesse de déformation à l'intérieur de la bande.

3. Caractérisation par mesure de champs thermiques

Bien que la déformation quasi statique des alliages soit généralement considérée comme un processus isotherme, les expérimentateurs disposent actuellement de systèmes d'investigation capables de mettre en évidence les dissipations thermiques dues à la transformation d'une partie de l'énergie mécanique nécessaire à la déformation. Les caméras à infrarouge mesurent les variations de température de l'ordre du 1/100 °C induites par ces dissipations. Lors de la déformation de matériaux présentant des instabilités mécaniques, ces variations sont suffisantes pour mettre en évidence certaines caractéristiques de ces instabilités [92, 103, 104].

Le dispositif expérimental utilisé dans le cadre de cette étude est décrit au chapitre 2. Le système de traitement par inter-corrélation des images thermiques enregistrées au cours de l'essai permet d'obtenir les cartographies du champ thermique correspondant à la surface de l'éprouvette en déformation.

Les données relatives à l'évolution du champ de température et l'intensité des sources de chaleur associées à l'apparition des instabilités plastiques sont utilisées pour compléter l'étude locale des bandes PLC.

3.1. Conditions d'essais

Les essais de traction ont été menés sur des éprouvettes en Alliage Al-3,2Mg à température ambiante. Les caractéristiques du matériau et les dimensions des éprouvettes sont présentées au chapitre 2.

Par analogie à la caractérisation par mesure de champs cinématiques, on présente les résultats obtenus pour deux vitesses de déformation similaires à celles de l'essai 1 et 2. La reproductibilité des essais est clairement démontrée par la similitude du comportement mécanique du matériau : les courbes de traction sont semblables dans l'un et l'autre cas (voir figures 34 et 36).

Les paramètres expérimentaux sont indiqués dans le tableau 5.

Essai	Vit. de la Traverse mm/min	Vitesse de déformation (s^{-1})	Fréquence échantillonnage (s)	séquence	Nombre d'images	Durée (s)	Intervalle acquisition (s)	Début (s)	Fin (s)
1	50	$1,98\ 10^{-2}$	0,1	1.1	1651	11,37	145	0	11,37
2	0,3	$1,19\ 10^{-4}$	0,1	2.1	2600	104	25	00	104
				2.2	2600	17,93	145	335	353
				2.3	2516	17,37	145	537	555
				2.4	1733	69,27	25	1530	1599

Tableau 5 : Conditions d'essais et d'acquisition d'images thermiques.

La caractérisation s'effectue alors en examinant l'évolution des paramètres thermiques. La température de la surface de l'éprouvette est mesurée à l'aide des capteurs de la caméra infra rouge tandis que les sources de chaleur, dues à l'activité plastique du matériau en déformation, sont déterminées directement par le calculateur intégré au dispositif expérimental. Les détails de ces calculs ne sont pas accessibles à l'expérimentateur.

3.2. Bandes de type A

A vitesse de déformation relativement élevée (essai 1), les instabilités révélées sur la courbe de traction sont caractéristiques des bandes PLC de type A (figure 32a). Les champs de variation de température (figure 34b) et de sources de chaleur (figure 34c) correspondent à un instant donné de la déformation (point désigné sur la courbe de la figure 34a). Les sources de chaleur sont fortement localisées, elles mettent en évidence une bande où se concentre la puissance dissipée par les propagations des dislocations.

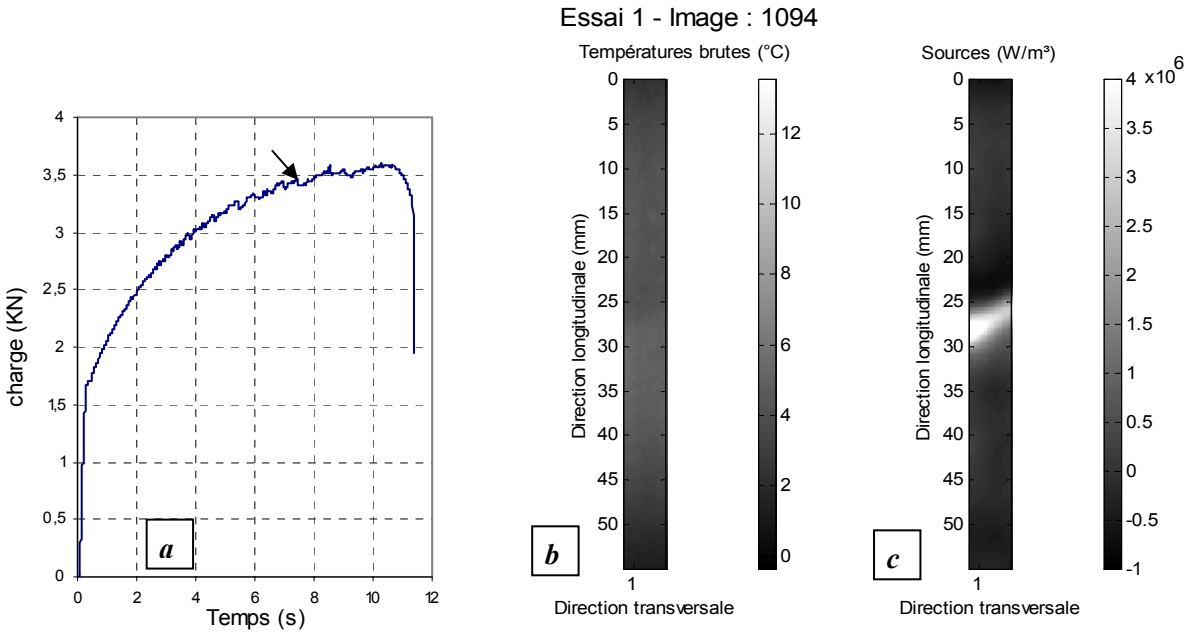


Figure 34 : Essai 1 ($\dot{\varepsilon}_a$ =1,98.10^{-2} s^{-1}).
a- courbe de traction,
b- champ de température en surface de l'éprouvette
c- position et forme de la bande indiquées par d'intenses sources de chaleur associées (d'après [104]).

Pour ce même essai, l'évolution temporelle du champ de variation de température est obtenue en juxtaposant les segments axiaux des cartographies successives de toute la séquence. Cette évolution représentée en arrière plan sur la figure 35, montre la distribution spatio-temporelle des bandes le long de l'éprouvette.

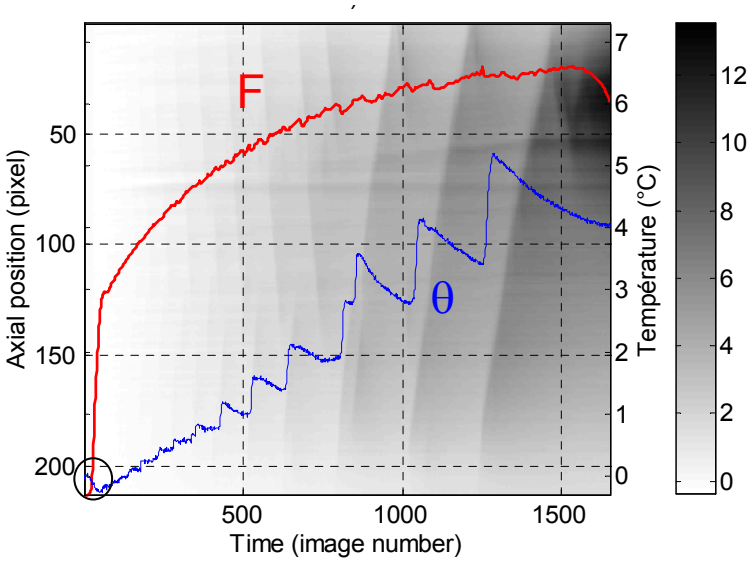


Figure 35 : Essai 1 ($\dot{\varepsilon}_a$ =1,98. 10^{-2} s^{-1}). L'image en arrière plan indique l'évolution dans le temps d'un profil axial de variation de température (°C). *F* représente la réponse mécanique et *θ*, l'évolution dans le temps de la variation de température d'un point de l'éprouvette (d'après [104])

Sur la même figure ont été également superposées la réponse mécanique, F, ainsi que l'évolution temporelle de variation de température, θ, d'un point de la surface de l'éprouvette. L'évolution dans le temps d'un profil thermique fait apparaître des gradients signalant la présence de phénomènes propagatifs de plus en plus intenses. Lors de la charge élastique de l'éprouvette, la courbe θ montre une baisse de température (-0.4 °C) (voir encerclé) suivie d'une évolution positive de la température avec des variations brusques à chaque apparition de bande. Ces sauts de température sont faibles au début, quelques centièmes de degrés et deviennent de plus en plus grands jusqu'à atteindre quelques degrés en fin de chargement. Ce comportement est semblable à celui du taux de déformation induit par le passage d'une bande qui augmente, lui aussi, d'une série de bande à l'autre jusqu'à la rupture de l'éprouvette tel qu'il a été montré au § 1.2.3.

La séquence d'images thermiques de la surface de l'échantillon enregistrée au cours de la déformation montre la propagation d'une seule bande à la fois sauf au tout début du chargement où l'on observe la propagation de deux bandes, depuis les congés de l'éprouvette vers le centre. Ces deux bandes, plus intenses que les bandes PLC qui les suivent immédiatement, se produisant pendant le palier de charge, sont vraisemblablement des bandes de Lüders. Signalons que pour un essai similaire, l'analyse du champ des déplacements par corrélation d'images a montré que seule une bande de Lüders se propage d'une extrémité de l'éprouvette à l'autre (voir § 1.3.1). En visionnant la séquence d'images thermiques, on constate que les premières bandes PLC se propagent sur des distances limitées contrairement aux dernières bandes qui traversent toute l'éprouvette en suivant le même trajet. A la fin du chargement, les bandes PLC se propagent, dans les deux sens, dans une zone très réduite jusqu'à conduire à la rupture en fin d'acquisition. Sur la figure 35, la zone de rupture est marquée par un gradient maximal de température (couleur foncée).

3.3. Bandes de type B

L'essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ = 1,19.10^{-4} s^{-1}) correspond au domaine de vitesse caractérisé par une forme de propagation des bandes PLC qui s'effectue par sauts corrélés sur des distances plus ou moins grandes le long de l'éprouvette. La réponse mécanique de l'essai 2 est tracée sur la figure 36 qui montre aussi la répartition des séquences d'enregistrement d'images thermiques.

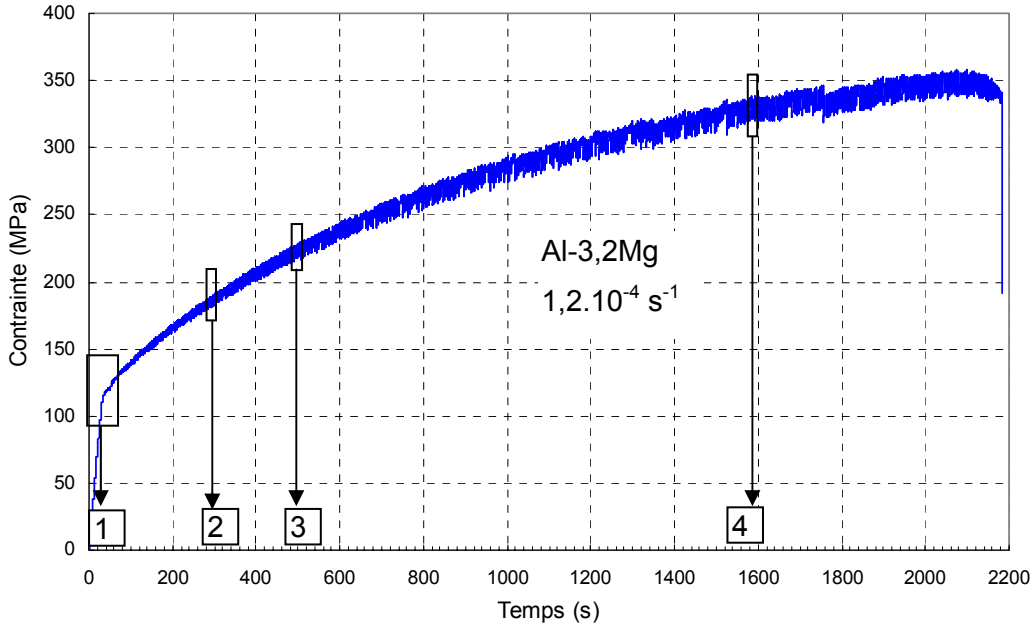


Figure 36 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ = 1,19.10^{-4} s^{-1}). Courbe de réponse mécanique et position des séquences d'enregistrement par TIR

Contrairement aux essais réalisés à vitesse élevée, l'évolution de la charge présente une allure beaucoup plus régulière avec une succession périodique de stries dont l'amplitude moyenne ne cesse de croître au cours du chargement.

La première séquence d'images thermiques infrarouges de cet essai est enregistrée en début de chargement (figure 37a). Le tracé de la température d'un point quelconque de la surface de l'éprouvette, obtenu à partir de ces images, fait apparaître une phase de baisse de température (-0,2°C) qui correspond à la déformation élastique de l'éprouvette. La remontée en température, qui s'amorce juste après, est due à la propagation d'une bande de Lüders dont la réponse mécanique se présente sous forme de plateau de contrainte. La phase qui suit immédiatement donne lieu à des émissions thermiques de très faible intensité. Le suivi dans le temps de la variation de température du même point fixe de l'éprouvette montre un signal thermique peu intense, fortement bruité, avec des variations brusques lorsqu'une instabilité apparaît (figure 37b). Mise à part les perturbations dues au bruit du signal, la périodicité des fluctuations majeures de la température coïncide avec l'apparition de chutes de contrainte relevées sur la courbe de la réponse mécanique. L'élévation de température correspond effectivement à l'occurrence d'un saut de déformation plastique et la décharge se traduit par une diminution progressive de la température (figure 37b – figure 37d). On remarque l'augmentation du gradient de température qui passe de 1/10 °C (figure 37b) à 5/10°C (figure 37d) en même temps que l'augmentation de l'amplitude de la chute de contrainte qui accompagne l'apparition d'une bande PLC (8 MPa à 20 MPa). Ces résultats sont à relier avec l'évolution du taux d'écrouissage qui diminue au cours de l'essai (voir chapitre 3).

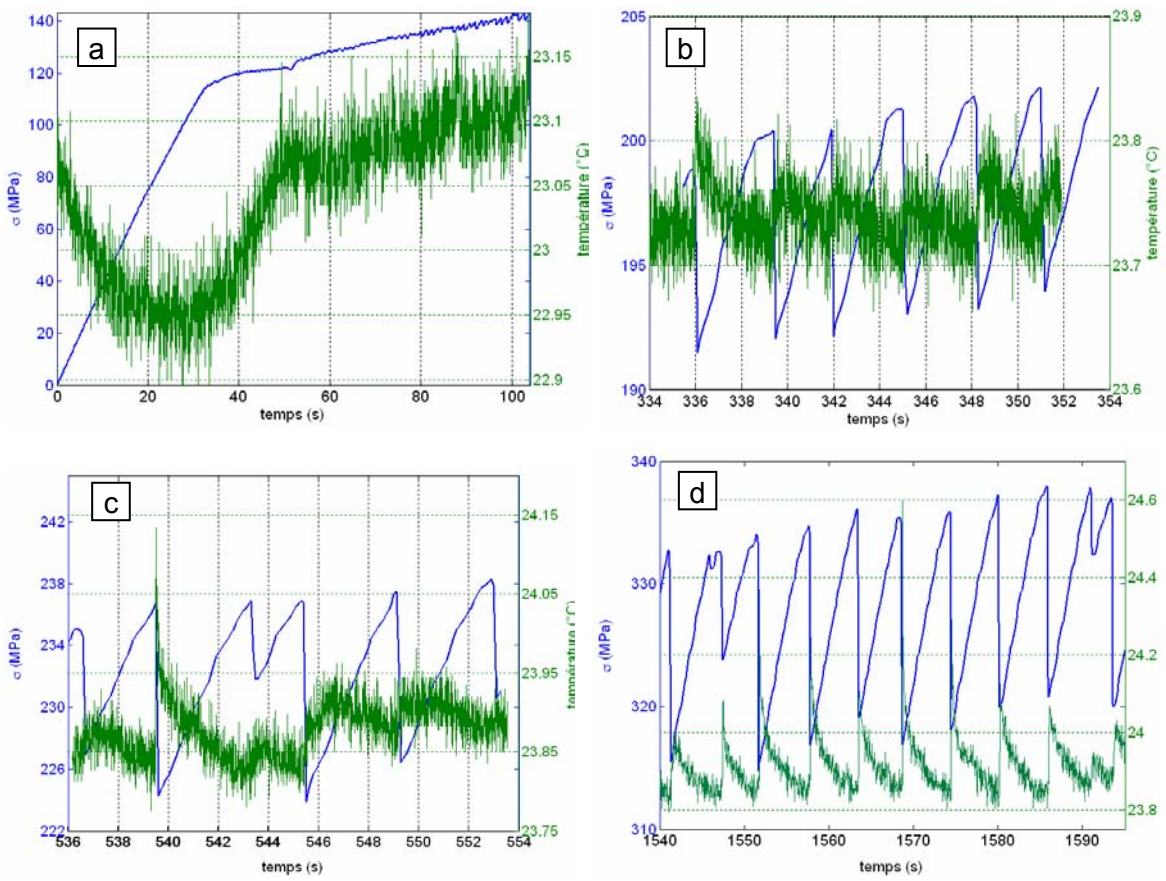


Figure 37 : Essai 2($\dot{\varepsilon}_a$ = 1,2x10^{-4} s^{-1}). Evolution de la température d'un point fixe de l'éprouvette à différents stades de la déformation en relation avec la réponse mécanique correspondante.

Les mesures de température à l'intérieur de la bande au moment de son apparition et à d'autres points plus ou moins éloignés montrent que le saut de température est décalé dans l'espace mais pas dans le temps (figure 38). La température instantanée est maximale à l'intérieur de la bande et diminue avec l'éloignement du point de mesure. Cette diminution n'affecte pas la concordance de l'apparition des sauts de température à l'intérieur de la bande et dans le reste du corps de l'éprouvette. Ainsi, l'apparition d'une instabilité dans un endroit quelconque est 'ressenti' par l'ensemble du reste de l'éprouvette. L'instabilité intervient après un rechargement élastique de l'éprouvette, visible à la fois par la montée en contrainte et la baisse de température (figure 37c). Le pic de température à l'intérieur de la bande (qui atteint, par exemple, 24,6°C selon la figure 37d) est dû à l'intensité de la source de chaleur au moment de l'apparition de l'instabilité tandis que le reste de l'éprouvette subit un réchauffement à cause d'une décharge élastique qui génère aussi des sources de chaleur positives. Ce que la figure 38 illustre d'une manière flagrante confirme les résultats obtenus par mesures de champs cinématiques lors d'un essai similaire (§ 1.2.3).

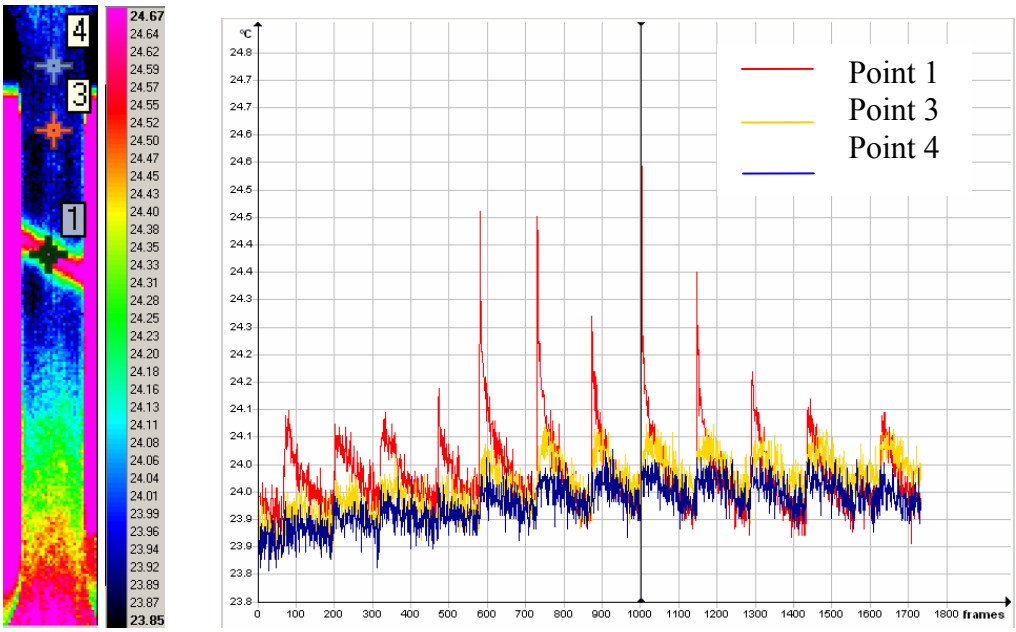


Figure 38 : Essai 2 ($\dot{\varepsilon}$ = 1,2x10^{-4} s^{-1}) (Séquence 2-4). Evolution de la température en différents points de l'éprouvette au moment de l'apparition de l'instabilité. A cet instant, le saut est maximal à l'intérieur de la bande.

Durant l'acquisition des 1733 images de la séquence 4, douze bandes ont été observées avec une fréquence d'apparition assez régulière 2 à 3 secondes. La figure 39 montre les 10 premières bandes selon leur ordre d'apparition. Ce type de propagation saccadée ainsi que la position non aléatoire des bandes confirme la classification de type B qui leur sont communément attribuées.

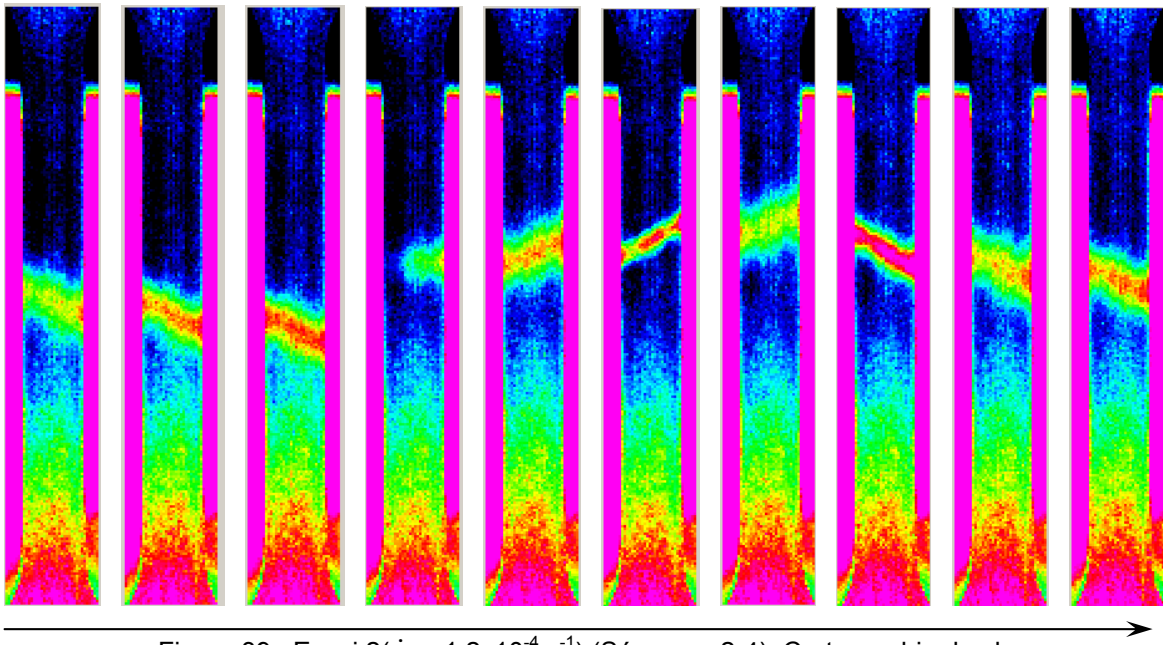


Figure 39 : Essai 2($\dot{\varepsilon}$ = 1,2x10^{-4} s^{-1}) (Séquence2-4). Cartographie du champ thermique montrant l'ordre d'apparition des bandes PLC. L'intervalle entre les bandes est assez régulier et varie entre 2 et 3 secondes.

A ce stade il paraît important de souligner la rapidité d'apparition de ces bandes de type B. Les sources de chaleur montrent, pour chacun des essais réalisés, que les bandes ne sont détectées que sur une seule image. Leur apparition est donc plus rapide que la période d'acquisition des images, soit 1/145ème secondes.

Les champs thermiques de faible intensité, font apparaître des gradients qui permettent de détecter l'apparition des bandes PLC et d'atteindre certaines de leurs caractéristiques : type de bande, vitesse de propagation, orientation, largeur. Les effets régularisant de la conduction thermique atténuent cependant certaines de ces caractéristiques (durée d'apparition, largeur).

Des observations thermiques des bandes de type B ont été réalisées à la plus haute fréquence d'acquisition possible de la caméra infrarouge. Elles mettent en évidence la rapidité très élevée (< 10 ms) de l'apparition des bandes ainsi qu'une localisation très prononcée dans l'espace (largeur inférieure à 1,5 mm). Ces valeurs, à cause du phénomène de conduction et des caractéristiques d'acquisition (fréquence, résolution spatiale) sont estimées par excès. Pour affiner ces valeurs, il semble alors nécessaire d'améliorer les performances d'acquisition du système de thermographie infrarouge, notamment l'augmentation de la fréquence d'acquisition d'images et la résolution spatiale.

4. Conclusion

A partir d'essais de traction uni axiale réalisés à température ambiante avec des vitesses de déformation comprises dans le domaine d'existence de l'effet PLC, on montre que les techniques de mesure de champs cinématiques et thermiques fournissent des informations pertinentes sur le processus de déformation plastique instable.

Afin de caractériser le comportement plastique instable dans l'alliage Al-3,2Mg, nous avons présélectionné des vitesses de déformation qui correspondent aux différents modes de propagation des bandes PLC (type A, B et C).

Le couplage des acquisitions des données du système de traction (force, déplacement, temps) et d'enregistrement d'images sur l'évolution du champ cinématique ou thermique nous a permis de déterminer, pour chaque type de bandes, les caractéristiques géométriques et dynamiques ainsi que leur évolution spatio-temporelle.

Dans la caractérisation géométrique, on montre que les techniques de mesure de champs cinématiques permettent, non seulement de confirmer les résultats expérimentaux antérieurs, notamment les valeurs de l'angle d'inclinaison de la bande par rapport à l'axe de l'éprouvette, mais aussi de procéder à des mesures plus précises de la largeur de bande. De plus, les données d'analyse fournissent des informations, jusqu'ici inaccessibles par des

méthodes classiques de caractérisation des bandes PLC, notamment la répartition de la déformation à l'intérieur de ces bandes.

Bien que les performances des systèmes d'acquisition d'images ne nous ait pas permis de déterminer la vitesse d'"apparition" de la bande qui semble extrêmement rapide (< 10 ms), la vitesse de déformation à l'intérieur de la bande a pu être estimée. Les valeurs trouvées montrent que la déformation à l'intérieur de la bande s'effectue à des vitesses beaucoup plus grandes que celle imposée à l'éprouvette.

Grâce aux données d'analyse obtenues par mesure de champs cinématiques, on montre que le taux de déformation occasionné par l'apparition d'une bande PLC de type A est conservé durant toute la période de propagation du front de bande mais qu'il augmente d'une série de bande à l'autre. D'après les résultats de mesure de champs thermiques, ce comportement concorde avec celui du gradient de température engendré par l'apparition de ce type de bandes.

De même, les résultats des deux systèmes de mesure sont concordants pour montrer que dans le domaine des bandes PLC de type B, le taux de déformation dû à l'apparition d'une bande est directement proportionnel à l'amplitude de la chute de contrainte qui lui associée.

Conclusion générale et perspectives

Le comportement mécanique d'un matériau lors de la phase plastique de la déformation est déterminant dans la réussite d'un procédé de fabrication par mise en forme. La connaissance approfondie des qualités intrinsèques des matériaux est indispensable pour les industriels qui utilisent, de plus en plus, des méthodes de simulation numériques pour la mise au point et le paramétrage de leurs procédés de fabrication par façonnage, notamment en emboutissage.

Ce travail porte sur la caractérisation du comportement mécanique des alliages aluminium-magnésium lors de la déformation plastique dans le but de mieux connaître leur aptitude au formage et de déterminer les valeurs des paramètres utilisés dans les modèles numériques ou pour la validation de leurs résultats. Ces alliages, utilisés en raison de leurs bonnes caractéristiques mécaniques, présentent cependant, un inconvénient majeur : le phénomène de Portevin–Le Chatelier (PLC). Dans des conditions de vitesses de déformation et de température que l'expérimentation permet de déterminer, ce phénomène engendre des instabilités mécaniques caractéristiques accompagnées d'une hétérogénéité macroscopique de la déformation plastique.

Afin de mieux appréhender ce phénomène d'instabilités et cerner ses différentes facettes, nous avons présenté, dans la première partie de cette étude, une description phénoménologique et analytique de l'instabilité PLC en le distinguant des autres formes d'hétérogénéités de la déformation plastique ainsi qu'une synthèse des théories les plus en cours sur le sujet.

La caractérisation de l'effet PLC dans les alliages aluminium-magnésium a été réalisée par des essais mécaniques, notamment, en traction uniaxiale à vitesse de déformation imposée constante et à température ambiante.

Dans une première étape, les données expérimentales, obtenues en explorant un large domaine de vitesses de déformation dans des alliages à différentes teneurs en Mg et dans différents états structuraux, ont été analysées au vu des réponses globales du système d'essai. Les résultats montrent que, pour la série d'alliages étudiés, l'hétérogénéité de la déformation plastique est accentuée par une teneur accrue en Mg.

Les propriétés mécaniques après traitement thermique manifestent une similitude de comportement : augmentation de ductilité et isotropie. On signale, cependant, un fait inattendu qui consiste en une augmentation de l'amplitude des instabilités dans l'alliage Al-1Mg contrairement à l'alliage Al-2,5Mg.
Dans le domaine de vitesses de déformation accessible aux systèmes d'essais utilisés, la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation est négative. Le domaine d'existence de l'effet PLC à température ambiante est trop étendu pour obtenir des déformations plastiques stables.

En complément avec la classification communément admise, nous montrons que l'apparition et le mode de propagation des bandes PLC dépend aussi du taux d'écrouissage.
En outre, l'étude dynamique des instabilités mécaniques montre que dans le domaine de comportement inverse de la déformation critique, en fonction de la vitesse de déformation, la corrélation d'apparition des bandes devient de plus en plus régulière et culmine par un comportement en loi puissance de la fréquence des instabilités en fonction de la déformation. Dans le domaine des vitesses où la déformation critique est minimale, marqué par la coexistence des instabilités A et B, les oscillations de contrainte sont irrégulières et la loi puissance n'est plus valable.

La caractérisation mécanique globale ne rendant pas compte de l'état local de déformation, un examen par essais de dureté montre des pics assez importants qui coïncident avec les positions des bandes PLC. Cette répartition non homogène de la déformation plastique et des caractéristiques mécaniques appellent une approche beaucoup plus adéquate pour la caractérisation de l'effet PLC.

A cet effet, l'étape suivante a été consacrée à la caractérisation de l'effet PLC par les méthodes de mesure de champs cinématiques et thermiques. Nous pouvons dégager un certain nombre d'observations concernant le processus de déformation plastique de l'alliage Al-3,2Mg dans les conditions de présence de l'effet PLC et qui peuvent être généralisées à l'ensemble des alliages Al-Mg et autres matériaux susceptibles à l'effet PLC :

- les composantes de la déformation plastique sont des grandeurs locales dont l'évolution spatio-temporelle n'est pas uniforme,
- le gradient de déformation à l'intérieur de la bande est remarquable,
- pour toutes les vitesses de déformation explorées, l'amplitude de déformation à l'intérieur de la bande augmente au cours de la traction,

- les instabilités qui se propagent sous forme de front de bandes, notamment les bandes de Lüders et les bandes PLC de type A, se caractérisent par une vitesse de propagation inversement proportionnelle à leur amplitude,
- l'angle d'inclinaison du front de bande peut changer d'orientation au cours de la propagation et on observe une tendance vers la perpendiculaire à l'axe de traction dans le cas des vitesses de déformation élevées,
- la vitesse de déformation à l'intérieur de la bande peut être estimée si l'on disposait d'informations sur la vitesse d'apparition de l'instabilité.

La caractérisation par la méthode de mesure de champs thermiques permet de présenter des résultats d'analyse fondée sur des données locales.
Ont été présentées des observations originales des effets thermiques et des énergies associées aux bandes PLC. Les champs thermiques, transitoires, de faible intensité, font apparaître des gradients qui ne sont pas toujours suffisants pour étudier avec précision les caractéristiques spatio-temporelles des bandes. Ces effets thermiques macroscopiques, mesurés en surface, sont révélateurs d'évènements internes qu'il est possible d'étudier grâce aux champs de sources de chaleur, déduits par traitement des images thermiques. À grande vitesse de déformation, d'assez fortes élévations locales de température sont observées dans les bandes (>10°C). De ce fait, les fronts de propagation de déformation, constitués en fait d'une succession de bandes PLC, pourraient être thermiquement activés.

En outre, l'observation des sources de chaleur permet d'étudier, dans le temps et dans l'espace, le phénomène PLC à travers ses caractéristiques : type de bande (A, B ou C), forme, largeur, orientation et sens de propagation.

Les perspectives à envisager à la suite de ce travail sont nombreuses, d'autant plus que le sujet continue à susciter l'intérêt auprès d'auteurs qui traitent le problème des instabilités PLC sous différentes approches. Les possibilités offertes par les techniques de mesure de champs ouvrent la voie à tout un domaine d'investigation expérimentale qui permet de mettre en évidence les caractéristiques de la déformation plastique hétérogène et l'affinement des modèles de simulations numériques par éléments finis. A court terme et en fonction des équipements disponibles au niveau du laboratoire de mécanique appliqué, certains aspects de l'hétérogénéité de la déformation plastique peuvent être mise en évidence tels que :

- l'effet de l'état d'écrouissage sur le PLC
- l'effet de l'épaisseur
- l'effet de la température

Liste des références bibliographiques

[1] H.Neuhauser, dislocation in solids (ed.FRN Nabarro North Holland), vol. 6, 319(1983)

[2] B.Jaoul, J. Mech., 9, 65 (1961)

[3] J. C. Grosskreutz, H. M'ghrabi, constitutiv equations of plasticity ed. MIT press (1975)

[4] R. J. Asaro, Acta Met., 35, 301 (1987)

[5] M.G.Darieulat et J.H.Driver, Rev. De Met.-CIT/Sci. et Génie de Mat. 1011 (1997)

[6] G.G.Saha, P.G. Mc Cormick and P.Ramarao, Mat. Sc. and Eng. 62, 187 (1984)

[7] M.Tnoguiera, M.A.Fortes, Journ. Of Mat. Sci.Let.3 544-550(1984)

[8] A.Portevin, F.Le Chatelier, C. R. Acad. Sci., Paris, 176, 507 (1923)

[9] A. Zeghloul, M. Mliha-Touati et S. Bakir, J. Phys. III 1467 (1996)

[10] G.D'Anna and F.Nori, Physical Review Letters 85, 4096 (2000)

[11] L.P.Kubin, K.Chihab and Y.Estrin, Acta Met. 36, 2707 (1988)

[12] J.M.Robinson and M.P.Shaw, Mat. Science and Eng. A159, 159-165(1992)

[13] F.B.Klose and al., Mat.Sci.and Eng. A369, 76-81(2004)

[14] J.Caisso, J.Guillot, Mem. Sc. Rev. Metall. 5, 395 (1962)

[15] S.Zhang, P.G.McCormick and Y.Estrin, Acta mater. 49, 1087-1094 (2001)

[16] S.Kok, M.S.Bharathi, A.J.Beaudoin, C.Fressengeas, G.Ananthakrishna, L.P.Kubin, M.Lebyodkin, Acta Mater. 51, 3651-3662 (2003)

[17] R.Schabadi, S.Kumar, H.J.Roven, E.S.Dwarakadasa, Mat.Sci. and Eng., A364, 140(2004)

[18] Y.Estrin, Sol. Stat. Phys. 3-4, 417(1988)

[19] L.P.Kubin, Y.Estrin, Acta Met.33, 397 (1985)

[20] Y.Estrin and L.P.Kubin, J. Mech. Beh. Metals, Vol. 2, Nos 3-4, 255 (1990)

[21] P.G.Mc Cormick, Phil. Mag. 23, 949 (1971)

[22] E.Pink, A.Grinberg, Acta Met. 30, 2153 (1982)

[23] K.Chihab, thèse de Doctorat, Univ. de Poitiers, (1986)

[24] J.Balik, P.Lukac and L.P.Kubin, Scripta Mat., 42 465 (2000)

[25] R.A.Mulford, U.F.Kocks, Acta Met. 27, 1125 (1979)

[26] A.Korbel, H.Dybiec, Acta Met.29, 89 (1981)

[27] R.B.Schwarz, L.L.Funk, Acta Met.33, 295(1985)

[28] E.Pink, Acta Met.Vol.37, N°7, 1773-1781(1989)

[29] L.P.Kubin, A.Styczynski and Y.Estrin, Scripta Met.26, 1423-1428 (1992)

[30] S.Kumar, J.Krôl and E.Pink, Scripta Mat. Vol. 35, N°6 775 (1996)

[31] E.Pink, S.Kumar, B.Tian, Mat. Science and Eng. A280, 17-24(2000)

[32] Baohui Tian, Mat. Sci. and Eng. A360, 330-338(2003)

[33] K.Chihab, C.Fressengeas, Mat. Sci. and Eng. A356, 102-107(2003)

[34] E.Pink, R.J.Arsenault, Mat. Science and Eng. A272, 57-62(1999)

[35] F.B.Klose, A.Ziegenbein, F.Hagemann, H.Neuhäuser, P.Hähner, M.Abbadi, A.Zeghloul, Mat. Science and Eng. A369, 76-81(2004)

[36] P.G. McCormick, S. Venkadesan and C.P.Ling, Scripta Met.,Vol. 29 1159 (1993)

[37] S.Kok, A.J.Beaudoin, D.A.Tortorelli and M.Lebyodkin, Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 10, 745-763(2002)

[38] K.Chiheb, 4the Euromech Solid Mecanics Conference, Metz- France, (2000)

[39] A.Karimi, thèse de Doctorat, Ecole des Mines de paris, (1981)

[40] L.J. Cuddy, W.C.Leslie, Acta Met. 20, 1157 (1972)

[41] H.Fujita, T.Tabata, Acta Met. 25,793(1977)

[42] P.Kubin, K.Chihab and Y.Estrin, NATO ASI Series E, App. Sci. 121, 220 (1987)

[43] D.J.Lloyd et K.Tangri, Mater. Sci. Engng. 10, 75 (1972)

[44] A.H.Cottrell, Phil. Mag. 44, 829 (1953)

[45] D.François, A.Pineau et A.Zaoui, Comportement mécanique des matériaux, HERMES, (1991)

[46] A.Ziegenbein, Dissertation TU Brauschweig, Cuvilier-Verlag, Göttingen, (2000)

[47] F.Chmelik, A.Ziegenbein, H.Neuhäuser, P.Lukac, Mat.Sci. and Eng., A324, 200(2002)

[48] L.Casarotto, R.Tutsch, R.Ritter, J.Weidenmüller, A.Ziegebein, F.Klose, H.Neuhäuser, Comp. Mat. Sci. 26, 210-218 (2003)

[49] M.Cieslar, C. Fressengeas, A. Karimi, J.-L. Martin ; Script. Met., 48, 1105-1110 (2003)

[50] Zs.Kovacs, N.Q.Chinh and J.Lendvai, J. Mater. Res., Vol. 16, N° 4 1171 (2001)

[51] K.Chihab, Y.Estrin, J.Vergnol and L.P. Kubin, Scripta Met. 21, 203 (1987)

[52] S.L.Mannan, K.G.Sammuel and P.Rodriguez, 'Strength of Metals and Alloys (ICSMA6)',ed. (R. C. Gifkins), Vol. 2, Pergamon Press, Oxford 637 (1982)

[53] K.Chihab et K.Bouabdallah, Ann. Chim. Sci. Mat., 25 171 (2000)

[54] J.Schlipf. Scripta Met. et Mater. 31, 909-914 (1994)

[55] K.Chihab, H.Ait-Amokhtar, K.Bouabdallah, Ann.Chim.Sci.Mat. 27, 69-75(2002)

[56] A.Van den Beukel, Phys. Stat. Sol. (a) 30, 197 (1975)

[57] P.G.Mc Cormick, Acta Met. 20, 351 (1972)

[58] E.Pink and J.Krol, Mater. Sci. Eng., 75, 87(1985)

[59] S.Kumar, Scripta Met. Mat. Vol. 33, N°1 81 (1995)

[60] J.L.Strudel, disloc. et déf. plast., Ed. de Physi., Ecole d'été d'Yravals, p.199 (1979)

[61] M.Zaiser and P.Hähner, Phys. Stat. Sol. (b) 199, 267 (1997)

[62] A.Korbel, Scripta Met.9, 115, (1975)

[63] A.Van den Beukel, Acta Met. 28, 965-969 (1980)

[64] J.Freidel, Dislocations, Pergamon Press, 405 (1964)

[65] D.Wagner and al., La Rev. De Met., 1481-1500 (2000)

[66] J.G.Morris, Mater. Sci. Eng. 13, 101(1974)

[67] H.M.Hedya, thèse de Docteur-ingénieur, Université Paul Sabatier, Toulous (1985)

[68] L.P.Kubin, Y.Estrin, J. Phys. 3, 929 (1991)

[69] P.Hähner, Acta, Mat. Vol. 43, N°3, 955 (1995)

[70] K.Aitamokhtar, mémoire de Magistère, Univ. de Béjaia, (2002)

[71] P.Penning, Acta Met., 20, 1169 (1972)

[72] Y.Estrin and L P Kubin, Continuum Models for Mat. with Microstructure, Ed. by H D Mühlhaus, 395-450(1995)

[73] N.Louat, Script. Met. 15, 1167 (1981)

[74] P.Hähner, Mat. Science and Eng., A164 23-34 (1993)

[75] Y.Estrin, Solid State Phenom., 3-4 417(1988)

[76] H.M.Zbib and E.C.Aifantis, Scripta Met. 22, 1331 (1988)

[77] V.Janclaude et C.Fressengeas, Scripta Met., 29, 1177 (1993)

[78] M.Colombié, Mat. Métal., ed. DUNOD, (2000)

[79] Y.Quéré, Physique des matériaux, Ellipses, (1988)

[80] J.P.Baïlon, J.M.Dorlot, Des Matériaux, Presses Internationales Polytechnique, (2000)

[81] C.Vergel, Le comportement de l'aluminium et de ses alliages, Dunod, Paris, (1979)

[82] L.Casarotto, R.Tutsch, R.Ritter, J.Weidenmüller, A.Ziegebein, F.Klose, H.Neuhäuser, Comp. Mat. Sci. 26, 210-218 (2003)

[83] F.Chmelik, A.Ziegenbein, H. Neuhäuser, P.Lukac, Lat. Sci. and Eng. A324, 200-207 (2002)

[84] S.Mguil-Touchal, F.Morestin and M.Brunet, Computer Methods and Expérimental Measurements, pp. 46-58 (1997)

[85] S.Mguil-Touchal Siham, thèse de Doctorat, INSA Lyon, (1997)

[86] W.H.Peters, W.F.Ranson & M.A.Sutton, Optical Eng., vol.22, pp.738-742 (1983)

[87] P.Vacher, HDR Univ. Savoie (2002)

[88] R.Bouc, B.Nayroles, J. de Méc. Théo. et Appl. 4, 27-58(1985)

[89] A.Chrysochoos, J. Mec. Théo. Appl. 4 (5) 589-614(1985)

[90] A.Chrysochoos, F.Belmahjoub, Archives of Mechanics 44 (1) 55-68(1992)

[91] B.Lisiecki, L.Kubin, Y.Estrin, Metal Sci. Tech. 10 (1) 10(1992)

[92] H.Louche, Thèse de Doctorat, univ. de Montpellier II (1999)

[93] J.Guillot, Thèse de Doctorat, Poitiers (1971)

[94] K.Higashi, T.Mukai, K.Kaizu, S.Tsuchida and S.Tanimura, J. Phys., IV, C3-34 (1991)

[95] P.Hähner, Acta Met., Vol.45, N°9, 3695(1997)

[96] D.Thevenet, M.Mliha-Touati, A.Zeghloul, Mat. Sc. and Eng. A266 175-182 (1999)

[97] M.Abbadi, P.Hähner, A.Zeghloul, Mat. Science and Eng. A337, 194-201(2002)

[98] A.Van den Beukel, U.F.Koks, Acta Met. 30, 1027(1982)

[99] M.S.Bharathi, M.Lebyodkin, G.Ananthkrishna, C.Fressengeas, L.P.Kubin, Phys.Rev.Lett. 87, 165508(2001)

[100] M.S.Bharathi, M.Lebyodkin, G.Ananthkrishna, C.Fressengeas, L.P.Kubin, Acta Mat. 50, 2813(2002)

[101] K.T.Hong and S.W.Nam, Acta Met. 37, 31-34(1989).

[102] P.Hähner, Appl.Phys.58, 41-48(1994)

[103] H Louche, A.Chrysochoos, Mat. Sci. and Eng. A307,15-22(2001)

[104] H.Louche, K.Bouabdallah, P.Vacher, R.Arrieux, Photomécanique 2004, pp.385-392(2004)