



**HAL**  
open science

# Dialogue modèle-expérience en fatigue oligocyclique des aciers inoxydables

Véronique Aubin

► **To cite this version:**

Véronique Aubin. Dialogue modèle-expérience en fatigue oligocyclique des aciers inoxydables. Mécanique [physics.med-ph]. Université des Sciences et Technologie de Lille - Lille I, 2008. tel-00365864

**HAL Id: tel-00365864**

**<https://theses.hal.science/tel-00365864>**

Submitted on 4 Mar 2009

**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.

N° d'ordre :

## MEMOIRE D'HABILITATION A DIRIGER LES RECHERCHES

Université des Sciences et Technologies de Lille

Spécialité Sciences Mathématiques

Présenté par

Véronique AUBIN

## DIALOGUE MODELE-EXPERIENCE EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES ACIERS INOXYDABLES

Soutenue le 10 décembre 2008 devant le jury composé de :

<b>Présidente</b>	Sylvie Pommier	Professeur, LMT, ENS Cachan
<b>Rapporteur</b>	Jérôme Crépin	Chargé de recherche HDR, Centre des Matériaux PM Fourt
<b>Rapporteur</b>	François Hild	Directeur de recherche CNRS, LMT Cachan
<b>Rapporteur</b>	Philippe Pilvin	Professeur, LiMATb, Université de Bretagne-Sud
<b>Examineur</b>	Philippe Bompard	Professeur, LMSSMAT, Ecole Centrale Paris
<b>Examinatrice</b>	Suzanne Degallaix	Professeur, LML, Ecole Centrale de Lille
<b>Examineur</b>	Djimédo Kondo	Professeur, LML, Université de Lille 1

Laboratoire de Mécanique de Lille

UMR CNRS 8107



# TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION GENERALE	5
SYNTHESE DES ACTIVITES DE RECHERCHE	7
I. Etude du comportement mécanique en fatigue oligocyclique	7
I.1. Matériau étudié	7
I.2. Écrouissage cyclique	7
I.2.1. Conditions expérimentales	8
I.2.2. Résultats expérimentaux	9
I.2.3. Etude de l'effet d'histoire	10
I.3. Surfaces de plasticité	11
I.3.1. Stratégie de mesure d'une surface de plasticité	12
I.3.2. Méthode de mesure d'une limite d'élasticité	13
I.3.3. Résultats sous chargement monotone	15
I.3.4. Résultats sous chargement cyclique	16
I.3.5. Evolution des caractéristiques d'écrouissage	18
II. Modélisation du comportement mécanique en fatigue	21
II.1. Modélisation phénoménologique	21
II.1.1. Contexte général	21
II.1.2. Modélisation du surécrouissage	23
II.2. Modélisation par changement d'échelle	26
II.2.1. Analyse de la microstructure de l'acier étudié	27
II.2.2. Loi d'interaction	29
II.2.3. Loi de comportement cristalline	31
II.2.4. Validation sur le premier cycle et sur les surfaces de plasticité	35
II.2.5. Prise en compte de l'adoucissement cyclique	38
III. Etude de la déformation progressive	43
III.1. Analyse expérimentale	43
III.1.1. Conditions expérimentales	43
III.1.2. Carte de rochet uniaxial	45
III.1.3. Résultats de rochet uni- et biaxial	46
III.1.4. Modélisation phénoménologique	47
III.1.5. Mesure des surfaces de plasticité	49
III.1.6. Prise en compte de la distorsion de la surface seuil	51

IV.	Analyse et simulation de la plasticité à l'échelle de la microstructure	54
IV.1.	Observation in-situ des mécanismes de déformation	54
IV.1.1.	Dispositif expérimental, préparation (EBSD), méthode	55
IV.1.2.	Validation du calcul de champs de déplacement et de déformation	56
IV.1.3.	Développement de la plasticité et apparition de l'endommagement au cours du cyclage	58
IV.2.	Simulation d'un agrégat polycristallin et comparaison expérimentale	60
V.	Bilan et perspectives	63
VI.	Références	64
	<b>RESUME DES ACTIVITES</b>	<b>74</b>
I.	Activités de recherche	75
I.1.	Caractérisation du comportement et de l'endommagement d'un acier inoxydable austéno-ferritique	75
I.2.	Développement de moyens expérimentaux	75
I.3.	Collaborations et contrats de recherche	76
II.	Publications et activités d'encadrement	77
II.1.	Publications et communications	77
II.1.1.	Publications	77
II.1.2.	Communications à des congrès avec actes	77
II.1.3.	Communications à des congrès avec actes à diffusion restreinte	78
II.1.4.	Séminaires	79
II.1.5.	Livres ou contributions à des livres	79
II.1.6.	Rapports de fin de contrat	79
II.1.7.	Mémoires de DEA et de thèse personnels	80
II.2.	Encadrement	80
III.	Activités d'enseignement et responsabilités administratives	87
III.1.	Activités d'enseignement	87
III.2.	Responsabilités administratives	89
III.2.1.	En recherche	89
III.2.2.	En enseignement	89

## INTRODUCTION GENERALE

---

Ma thématique de recherche s'inscrit dans l'étude de la fatigue des matériaux, notamment métalliques. L'écrouissage et l'adoucissement cycliques, puis l'endommagement, l'amorçage de microfissures et leur propagation sont gouvernés par la microstructure du matériau et ses mécanismes de déformation. La prédiction du comportement mécanique en fatigue nécessite donc l'analyse et la compréhension des mécanismes physiques à l'origine des comportements observés. L'objectif final, cependant, est le développement de modèles de comportement pertinents utilisables dans des codes de calcul de structure. Cette démarche nécessite un va-et-vient entre l'échelle de la microstructure et celle du volume élémentaire représentatif du matériau. Suivant les phénomènes à prendre en compte et la précision recherchée, une approche macroscopique, basée sur la théorie des matériaux standards généralisés, peut être adaptée, ou bien, au contraire, une analyse micromécanique sera nécessaire afin d'identifier les mécanismes physiques à l'origine du comportement mécanique et de les prendre en compte dans les modèles.

Les deux démarches ont été employées dans ce travail. La première démarche est pragmatique et vise à développer des modèles de comportement élastoplastique représentatifs d'une large base expérimentale à partir de lois de comportement phénoménologiques macroscopiques dans un cadre thermodynamique. Afin que les modèles développés décrivent au mieux le comportement mécanique réel du matériau, et restent valides sur une large base expérimentale, il convient d'obtenir un maximum d'informations sur le comportement mécanique du matériau. Pendant un essai mécanique sur élément de volume, les variables dites observables (déformation, force, température) sont naturellement accessibles à l'expérimentateur mais il n'y a pas unicité du modèle de comportement construit à partir de ces informations. Afin de discriminer les modèles possibles, la mesure de l'évolution des variables internes (variables d'écrouissage, dissipation thermique et/ou mécanique) devient indispensable [Feaugas 1999], [Aubin 2001], [Doudard 2004], [Berthel 2007].

Cette famille de modèles, bien que performante, reste cependant limitée dans ses possibilités. La première limite est liée au fait que le modèle ne prend pas en compte l'évolution de la microstructure du matériau. La démarche d'identification est donc à effectuer pour chaque matériau, alors que la composition, la microstructure et les mécanismes de déformation d'une même famille de matériaux peuvent être voisins. De plus, l'évolution du comportement d'un matériau au cours du temps, suite à un vieillissement, une fragilisation, etc., n'est pas simple à décrire. La deuxième limite concerne la modélisation de l'endommagement des matériaux. En effet, celui-ci est gouverné par la nature du matériau, les sollicitations mécaniques (monotones, cycliques, fluage) et thermique qu'il subit, l'environnement, et peut prendre des formes très variées (aspect surfacique (invasion/extrusions), aspect volumique (cavitation, décohésion, clivage...), corrosion). Dans le cas où l'objectif est de décrire un comportement mécanique endommageable, l'analyse des mécanismes à l'origine de cet endommagement s'avère donc indispensable.

La deuxième démarche s'appuie sur l'analyse des mécanismes à l'origine de la plasticité et de l'endommagement local, pour proposer un modèle physiquement fondé. Ceci repose sur le développement d'observations et de mesures au cours de la sollicitation à l'échelle de la microstructure, l'utilisation d'outils d'analyse et de mesure complémentaires. Ces observations permettent d'alimenter des simulations numériques (homogénéisation, calcul de microstructure), appelées à terme à servir au développement d'un modèle de comportement utilisable dans un code de calcul de structure. Il est évident que cet objectif implique de nécessaires compromis entre la prise en compte des mécanismes observés et la difficulté de mise en œuvre, tant en termes d'identification (nombre d'essais, types d'essais, paramètres à identifier) qu'en termes de simulation (implantation, temps de calcul).

Dans ces deux démarches, la modélisation ne résulte pas d'une analyse a priori des résultats expérimentaux mais est construite dans un dialogue questions-réponses avec l'expérimentation, modélisation et expérimentation se nourrissant l'une de l'autre.

Ce mémoire comporte deux parties.

La première partie détaille les travaux de recherche dans lesquels je me suis investie. Dans un souci de concision, j'ai choisi de présenter dans ce mémoire uniquement les travaux sur un matériau particulier, un acier inoxydable austéno-ferritique, bien que ce ne soit pas le seul matériau sur lequel j'ai travaillé.

La deuxième partie est consacrée à la description de l'ensemble de mes activités en tant que maître de conférences. J'ai évoqué ici tous les aspects du travail d'enseignant-chercheur, à savoir : l'enseignement (aspects pédagogiques et administratifs), la recherche (encadrements, collaborations scientifiques, valorisation des travaux) et les activités d'intérêt collectif.

Les travaux présentés dans ce mémoire ont été obtenus en collaboration avec différents collègues. Je tiens tout d'abord à remercier particulièrement Suzanne Degallaix pour ses conseils avisés et la manière avec laquelle elle m'a laissée prendre mon autonomie. Je souhaite aussi remercier mes collègues Mathias Brieu, Ahmed El Bartali, Djimédo Kondo, Pierre Evrard, Eric Charkaluk, Laurent Sabatier, Stéphane Osterstock, Jean Gillibert, Pengfei Mu, Benoit Dompierre sans qui rien n'aurait été possible.

# SYNTHESE DES ACTIVITES DE RECHERCHE

## I. ETUDE DU COMPORTEMENT MECANIQUE EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

Les aciers inoxydables duplex sont des matériaux de structure relativement récents, puisqu'ils sont industrialisés de manière significative depuis une quarantaine d'années. Ils ont été développés initialement principalement pour leurs propriétés de résistance à la corrosion. A cause des augmentations importantes des prix des matières premières, et notamment de l'augmentation du cours du nickel, les aciers inoxydables duplex tendent de plus en plus à remplacer les aciers inoxydables austénitiques dans un certain nombre d'applications. Leurs propriétés mécaniques sont cependant encore mal connues, et ne peuvent être déduites simplement des propriétés des aciers inoxydables austénitiques et ferritiques. L'étude du comportement de l'acier inoxydable duplex sous sollicitations cycliques pilotées en déformation imposée a été effectuée au cours de ma thèse [Aubin 2001]. Un certain nombre de résultats expérimentaux tirés de ma thèse sont présentés, dans la mesure où ils illustrent la démarche que j'ai cherchée à mettre en œuvre, et parce que les études qui ont suivi se sont appuyées sur ces résultats.

### I.1. MATERIAU ETUDIE

Le matériau étudié est un acier inoxydable austéno-ferritique (dit duplex) Z2 Cr Ni Mo 25-07 allié à l'azote. Le matériau est fourni à l'état hypereffluant sous forme de barres forgées de diamètre 70 mm. La composition donnée dans le Tableau 1 garantit une structure biphasée à température ambiante, composée d'environ 40% d'austénite (structure cubique à faces centrées) et de 60% de ferrite (structure cubique centrée).

C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	Cu	P	S	Fe
0,024	24,68	6,54	2,84	0,79	0,62	0,17	0,07	0,021	<0,003	Comp.

Tableau 1 : Composition chimique en pourcentages massiques de l'acier inoxydable austéno-ferritique étudié.

La microstructure de cet acier est présentée Figure 1. Elle est constituée d'îlots d'austénite polycristallins dans une matrice ferritique, ces îlots sont très allongés dans la direction de la barre. Les tailles de grain des deux phases sont légèrement différentes : 10  $\mu\text{m}$  dans l'austénite et 30  $\mu\text{m}$  dans la ferrite. Des mesures de texture ont permis de montrer que la phase austénitique n'est pas texturée et que la phase ferritique l'est très légèrement [El Bartali 2007], [Evrard 2008b].

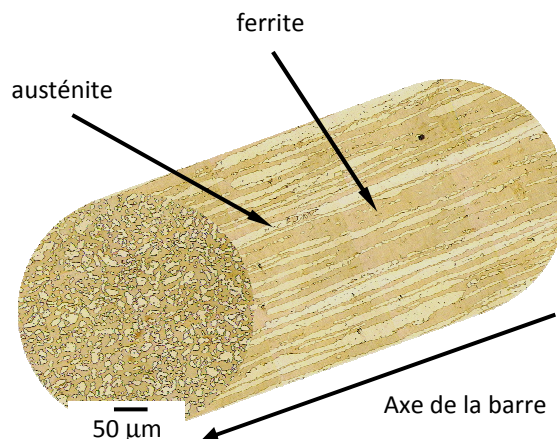


Figure 1 : Microstructure de l'acier inoxydable duplex, observée au microscope optique dans un plan perpendiculaire à l'axe de la barre et dans un plan parallèle à celui-ci.

### I.2. ÉCROUISSAGE CYCLIQUE

Publications associées : [Aubin 2003a], [Aubin 2004a], [Aubin 2005]



### 1.2.1. CONDITIONS EXPERIMENTALES

Les essais mécaniques ont été réalisés à température ambiante sur machines d'essai hydrauliques de traction-compression et de traction-compression/torsion. Les éprouvettes de traction-compression sont cylindriques, de diamètre 10 mm dans la partie utile. Les éprouvettes de traction-compression/torsion sont tubulaires, le diamètre extérieur (resp. intérieur) de la partie utile vaut 25 mm (resp. 22 mm). Un extensomètre fixé sur l'éprouvette mesure la déformation axiale  $\varepsilon$  et la distorsion  $\gamma$  de la partie utile de l'éprouvette, selon :

$$\gamma = \frac{2 D_e}{D_e + D_i} \gamma_{\text{mesuré}} \quad (1)$$

où  $\gamma_{\text{mesuré}}$  est la distorsion mesurée par l'extensomètre,  $D_e$  et  $D_i$  sont respectivement les diamètres extérieur et intérieur de l'éprouvette. La contrainte axiale  $\sigma$  et la contrainte de cisaillement  $\tau$  sont calculées à partir de la force  $F$  et du couple  $C$  mesurés par une cellule d'effort, en utilisant l'hypothèse de tube mince plastique [Pilvin 1990].

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad \text{où } S = \pi \frac{D_e^2 - D_i^2}{4} \quad (2)$$

$$\tau = \frac{C}{k} \quad \text{où } k = \frac{\pi}{12} (D_e^3 - D_i^3) \quad (3)$$

La contrainte équivalente  $\sigma_{\text{eq}}$  et la déformation plastique équivalente  $\varepsilon_{\text{eq}}^p$  sont définies avec l'équivalence de von Mises en traction-torsion :

$$\sigma_{\text{eq}} = \sqrt{\sigma^2 + 3 \tau^2} \quad (4)$$

$$\varepsilon_{\text{eq}}^p = \sqrt{\varepsilon^2 + \frac{\gamma^2}{3}} \quad (5)$$

La déformation totale équivalente est définie par analogie comme :

$$\varepsilon_{\text{eq}} = \sqrt{\varepsilon^2 + \frac{\gamma^2}{3}} \quad (6)$$

Les essais sont pilotés à déformation totale imposée et à vitesse de déformation constante égale à  $6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Dans le plan des déformations  $(\varepsilon, \gamma/\sqrt{3})$ , plusieurs trajets de chargement (Tableau 2) ont été définis, incluant des trajets proportionnels et non-proportionnels. L'amplitude de l'un de ces trajets est définie comme le rayon du plus petit cercle circonscrit au trajet de chargement dans ce plan, la déformation moyenne est alors la position du centre du cercle ainsi défini dans le plan  $(\varepsilon, \gamma/\sqrt{3})$ . Les essais sont donc caractérisés par leur trajet de chargement, l'amplitude de déformation imposée  $\varepsilon_a$  et la déformation moyenne imposée  $\varepsilon_m$ . Dans les résultats présentés ci-dessous, l'amplitude de contrainte  $\sigma_a$  correspond au rayon du cercle circonscrit à la réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$  pour chaque cycle.

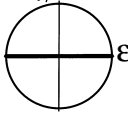
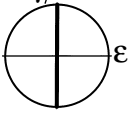
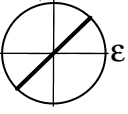
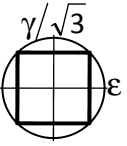
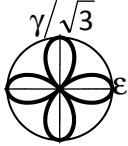
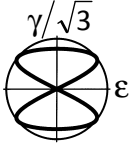
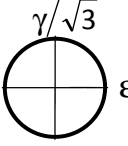
Chargements non-proportionnels	Chargements proportionnels	$\frac{\gamma}{\sqrt{3}}$  Traction-compression	$\frac{\gamma}{\sqrt{3}}$  Torsion	$\frac{\gamma}{\sqrt{3}}$  Proportionnel 45°
	$\frac{\gamma}{\sqrt{3}}$  Carré	$\frac{\gamma}{\sqrt{3}}$  Trèfle	$\frac{\gamma}{\sqrt{3}}$  Sablier	$\frac{\gamma}{\sqrt{3}}$  Cercle

Tableau 2 : Trajets de chargement définis dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$ .

### 1.2.2. RESULTATS EXPERIMENTAUX

Une étude de l'isotropie du matériau sous sollicitations de traction-torsion a d'abord été entreprise. Les caractéristiques élastiques (limites d'élasticité initiales) et plastiques (écrouissage cyclique) ont été étudiées sous sollicitations de traction et de torsion, monotones et cycliques. En utilisant la norme de von Mises, il apparaît que les limites d'élasticité à 0.02% de déformation plastique sur matériau vierge et les courbes de durcissement/adoucissement cyclique obtenues dans différentes directions de sollicitation sont superposables aux dispersions expérimentales près (Figure 2).

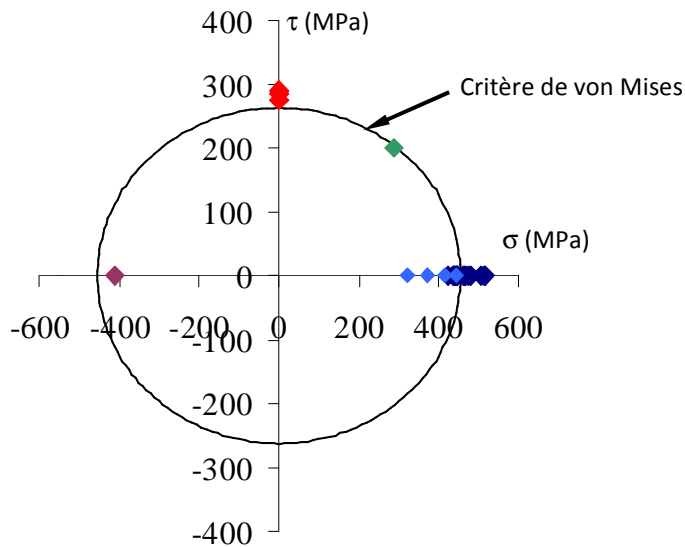


Figure 2 : Limites d'élasticité à 0,02 % dans le plan  $(\sigma, \tau)$ .

Le comportement mécanique sous sollicitation cyclique a ensuite été analysé. Les courbes de durcissement/adoucissement cyclique pour les différentes amplitudes testées (0,2%, 0,3%, 0,5%, 0,8%, 1%) à déformation moyenne nulle ont été obtenues, elles ont permis de montrer que l'acier testé présente à température ambiante un durcissement suivi d'un adoucissement puis une stabilisation de l'amplitude de contrainte. Cette stabilisation couvre la majeure partie de la durée de vie. Sous chargement non-proportionnel, l'acier inoxydable duplex montre un sur-écrouissage par rapport à un trajet de chargement proportionnel effectué avec la même amplitude de déformation équivalente (Figure 3). 3 groupes de trajets de chargement ont été identifiés, classés suivant le durcissement croissant qu'ils induisent : tout d'abord les trajets proportionnels, puis le trajet trèfle, puis les trajets cercle, carré et sablier [Aubin 2003a]. Le sur-écrouissage observé est cependant plus faible que dans les aciers austénitiques puisqu'il représente aux niveaux stabilisés

120 MPa à 0,5 % d'amplitude de déformation contre 225 MPa pour l'acier inoxydable austénitique AISI 316L [Benallal 1989], [Calloch 1997].

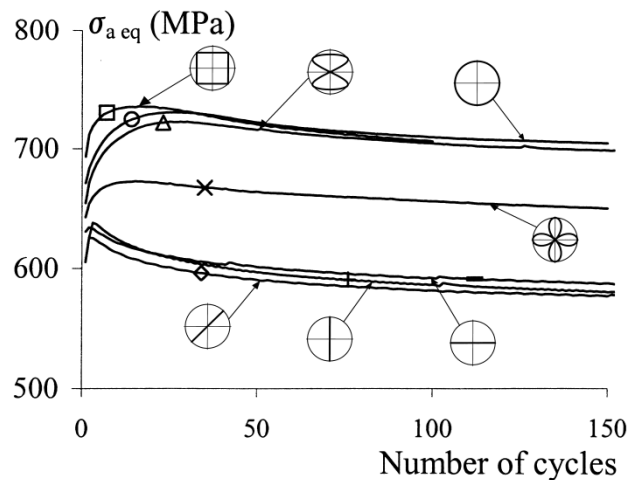


Figure 3 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pour les 7 trajets étudiés à déformation moyenne nulle et à amplitude de déformation de 0,5%.

### 1.2.3. ETUDE DE L'EFFET D'HISTOIRE

L'influence des sollicitations variables dans le temps a ensuite été étudiée, afin de déterminer si, dans le cadre de la modélisation du comportement mécanique, il est nécessaire de prendre en compte un effet mémoire du matériau [Aubin 2004a]. Cet effet n'a pas été testé sur des sollicitations quelconques mais sur des sollicitations constantes par paliers, afin de pouvoir facilement analyser et comparer les résultats. L'influence des 3 paramètres caractéristiques du chargement a été étudiée : amplitude de sollicitation, déformation moyenne, trajet de chargement. Les essais ont été réalisés par séquences (suite de paliers appliqués à une même éprouvette), un seul des trois paramètres étant modifié par séquence, les autres restant constants. Afin de dissocier la dispersion entre éprouvettes de l'effet d'histoire étudié, les séquences sont constituées de 3 paliers A, B et C, où les paliers A et C ont les mêmes caractéristiques de chargement tandis que le palier B diffère des deux autres par l'un des paramètres de chargement (amplitude de déformation, déformation moyenne, trajet de chargement). Nous avons considéré qu'un effet d'histoire existe lorsque l'amplitude de contrainte équivalente stabilisée sur le palier considéré est supérieure ou inférieure d'au moins 10 MPa à la valeur obtenue sur éprouvette vierge. Nous avons pu montrer que la déformation moyenne imposée n'a pas d'incidence sur la réponse en contrainte, sauf si l'amplitude de déformation est trop faible pour qu'une déformation plastique apparaisse et permette de relaxer la contrainte moyenne. Concernant l'influence de l'amplitude de déformation et du trajet de chargement, nous avons pu observer le résultat classique [Tanaka 1985a et b] : aucune influence de l'histoire du chargement n'est constatée lorsque des paliers à amplitudes de déformation croissantes ou avec des trajets de chargement à durcissement croissant sont appliqués (Figure 4 et Figure 5). Dans le cas contraire, un effet d'histoire du trajet de chargement apparaît, si la différence d'amplitude de contrainte équivalente entre les deux trajets considérés est suffisamment grande. Cet effet d'histoire n'intervient que dans le domaine plastique (Figure 4 et Figure 5).

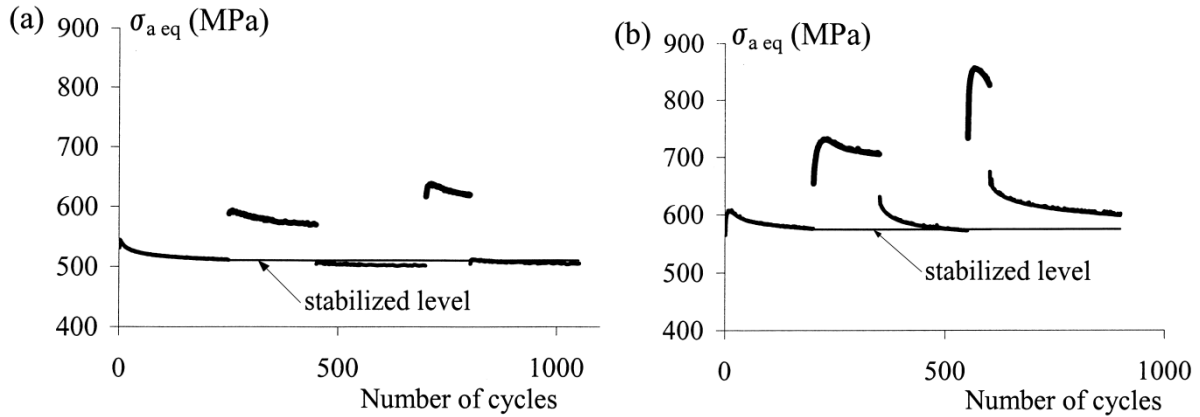


Figure 4 : Courbes de durcissement/adoucissement cyclique obtenues avec un trajet traction (a) et un trajet cercle (b) et les amplitudes de déformation successives 0,35, 0,5, 0,35, 0,8 et 0,35 %.

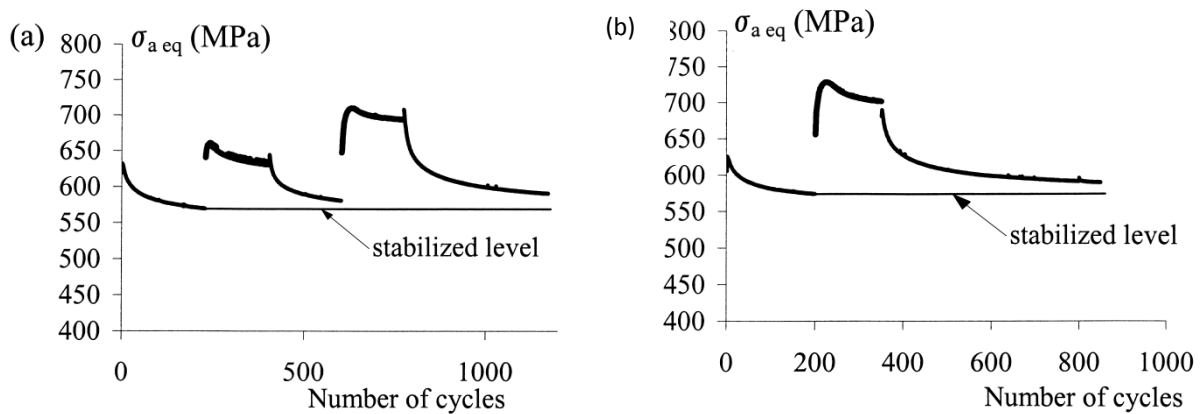


Figure 5 : Courbes de durcissement/adoucissement cyclique obtenues avec une amplitude de déformation de 0,5% et les trajets successifs : torsion, trèfle, torsion, cercle, torsion (a) et proportionnel 45, cercle, proportionnel 45 (b).

Dans plusieurs modèles phénoménologiques, la déformation plastique équivalente maximale est choisie comme paramètre à l'origine de l'effet d'histoire [Chaboche 1979], [Lemaitre 1988], [Ohno 1993a], [Tanaka 1994]. En analysant les courbes d'amplitude de déformation plastique équivalente pour les essais présentant un effet d'histoire, nous avons pu montrer que cet effet n'est pas corrélé à l'amplitude de déformation plastique équivalente maximale vue par le matériau, ni à la variation d'amplitude de déformation plastique équivalente entre les deux paliers considérés, mais qu'il est en revanche corrélé à la différence entre amplitudes de contrainte équivalente relative à ces paliers [Aubin 2004a].

### 1.3. SURFACES DE PLASTICITE

Publication associée : [Aubin 2002]

Dans l'analyse macroscopique des contraintes et déformations, une hypothèse est généralement adoptée, à savoir l'existence d'un domaine d'élasticité linéaire, à l'intérieur duquel les vitesses de contraintes et déformations sont proportionnelles. La description du comportement mécanique macroscopique se fait alors à partir de variables d'érouissage décrivant l'évolution de la position, de la taille et de la forme de ce domaine. La mesure de ce domaine permet l'accès direct aux variables d'érouissage sans avoir à passer par le postulat d'une loi de comportement et l'identification de cette loi.

Le premier moyen pour avoir accès à cette information est l'analyse des boucles d'hystérésis proposée initialement par [Cottrell 1953] (Figure 6). En fatigue uniaxiale, cette méthode est assez simple à mettre en œuvre et a donc été utilisée pour caractériser le comportement cyclique des métaux [Feaugas 1999, 2004],

[Fardoun 1997]. Cependant, elle ne donne accès qu'à deux points de la surface de plasticité, ceux par lesquels passe le chargement. Pour avoir des informations plus complètes, il est nécessaire de mettre en œuvre des essais plus "lourds".

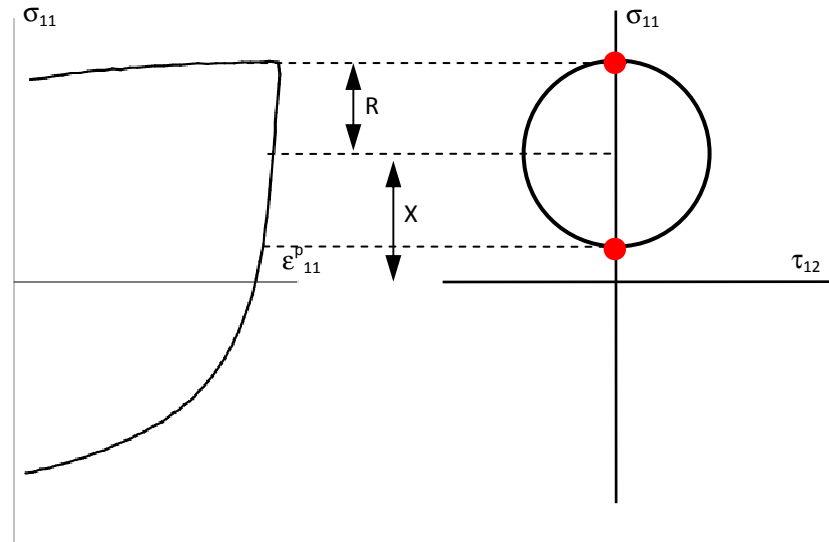


Figure 6 : Analyse des boucles d'hystérésis pour la détermination de  $X$  (variable d'écroissage cinématique) et de  $R$  (variable d'écroissage isotrope), méthode proposée par [Cottrell 1953].

Deux méthodes ont été utilisées dans la littérature pour mesurer la surface de plasticité d'un matériau dans un état de chargement donné (voir [Michno 1976] pour un historique). La première méthode développée consiste à faire subir un trajet de chargement donné à une éprouvette jusqu'à plastification totale de l'élément de volume, cette méthode a été utilisée par Khan et Wang [Khan 1993] sur un alliage de cuivre. Le dépouillement de l'essai donne ensuite la limite d'élasticité. L'inconvénient de cette méthode est qu'une éprouvette ne permet de mesurer qu'un point de la surface de plasticité. La seconde méthode développée consiste en une série d'incursions dans le domaine plastique à partir du domaine élastique, sur une même éprouvette. Cette méthode a été utilisée sur des alliages d'aluminium par [Bui 1969], [Phillips 1979], [Rousset 1985], [Helling 1986], [Losilla 2004], sur des aciers inoxydables austénitiques par [Ellis 1983], [Wu 1991] et sur un acier inoxydable ferritique par [Helling 1986]. Les résultats montrent que la surface de plasticité non seulement se dilate et se translate, mais aussi se distord. Cependant, la plupart de ces auteurs ont étudié la surface de plasticité après un chargement monotone, peu se sont intéressés aux chargements cycliques et ils n'ont pas poursuivi leurs études au-delà de deux cycles.

Seule la seconde méthode permet de mesurer l'évolution de la surface de plasticité au cours d'essais cycliques avec un nombre limité d'éprouvettes. Dans la suite, cette méthode est appliquée à l'analyse de l'évolution de la surface de plasticité pendant la phase d'accommodation sous chargement cyclique non-proportionnel de l'acier inoxydable austéno-ferritique étudié.

### 1.3.1. STRATEGIE DE MESURE D'UNE SURFACE DE PLASTICITE

La surface de plasticité est la frontière du domaine de l'espace des contraintes où le comportement est élastique. Cet espace est complexe car à six dimensions. Il n'est pas encore possible expérimentalement de solliciter une éprouvette dans les six directions de manière indépendante, nous ne pouvons donc pas étudier cette surface globalement. Seules des coupes dans certaines directions sont accessibles. Afin que ces coupes correspondent à l'état de contrainte du matériau, nous nous placerons dans des cas de contraintes planes. La surface de plasticité a été déterminée de manière discrète par une série d'incursions dans le domaine plastique

à partir du domaine élastique sur une même éprouvette. Ces incursions doivent rester les plus faibles possibles afin de déplacer et déformer le moins possible la surface cherchée. Nous détaillons ci-dessous l'application expérimentale de la méthode.

Mesurer une surface de plasticité consiste à mesurer  $n$  limites d'élasticité autour d'un point appartenant au domaine d'élasticité. Les limites d'élasticité sont mesurées en temps réel, ce qui signifie qu'à chaque fois qu'une limite d'élasticité est atteinte, l'éprouvette est déchargée de manière à ce que les incursions successives ne perturbent pas trop la surface de plasticité à mesurer. Rousset a montré que pour un grand offset (0,2% dans son cas), la surface de plasticité ne se referme pas [Rousset 1985]. Dans l'étude présentée ici, l'offset est choisi beaucoup plus faible, seules de petites incursions dans le domaine plastique sont effectuées, il est donc possible de faire l'hypothèse que les  $n$  limites d'élasticité appartiennent à la même surface de plasticité.

A partir d'un point A situé dans le domaine d'élasticité, un trajet radial est imposé dans le plan  $(\epsilon, \gamma)$  (figure 1a). Lorsque la première limite d'élasticité est atteinte, le chargement est inversé pour aller mesurer la seconde limite d'élasticité, à l'opposé de la première. La perturbation de la surface de plasticité induite par la première mesure est ainsi aussitôt compensée par une perturbation opposée. Deux stratégies de répartition des points de mesure dans l'espace ont été proposées dans la littérature. La première consiste à répartir les directions de mesure en étoile autour d'un point central [Phillips 1979] [Rousset 1985]. La seconde a été proposée par Wu et Yeh [1991] : la direction de mesure est perpendiculaire à une droite choisie en fonction de la direction de chargement. Cette deuxième stratégie privilégie a priori une surface de plasticité présentant un plan de symétrie et ne permet pas de mesurer facilement un méplat sur une surface de plasticité si celui-ci est parallèle à la direction de mesure choisie. De plus, sous chargement non-proportionnel, il est difficile de choisir a priori une direction de mesure pertinente. La première stratégie a donc été choisie, 16 points de mesure de la surface sont répartis en étoile autour d'un point A. L'ordre des points de mesure choisi est donné Figure 7.

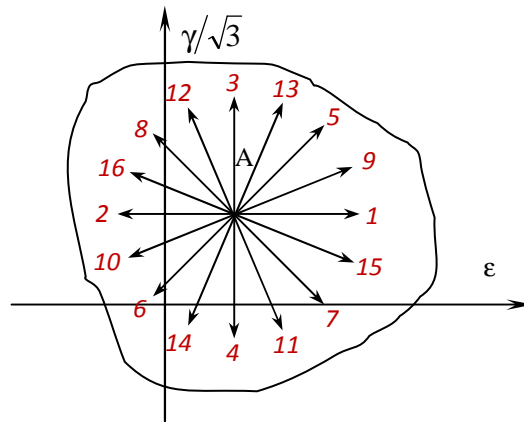


Figure 7 : Répartition des points de mesure de la surface de plasticité dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$ .

### 1.3.2. METHODE DE MESURE D'UNE LIMITE D'ELASTICITE

Pendant le chargement,  $\epsilon$ ,  $\gamma$ ,  $\sigma$  et  $\tau$  sont régulièrement calculés à partir des équations 1 à 3. Comme l'objectif est de détecter de très faibles non-linéarités, il est nécessaire de mesurer le module d'élasticité  $E$  et le module de cisaillement  $G$  sur chaque portion élastique. Les modules  $E$  et  $G$  ainsi que les ordonnées à l'origine des droites d'élasticité sont déterminés sur chaque chargement radial partant du point A. Seuls les points enregistrés dans l'intervalle  $R_\epsilon < \epsilon_{eq} < D_\epsilon + R_\epsilon$  participent au calcul des caractéristiques de la droite d'élasticité. En effet, les premiers points d'un chargement ne sont pas tout à fait réguliers, il est donc préférable de ne pas en tenir compte. Le paramètre  $D_\epsilon$  est choisi de manière à garantir d'une part que le calcul des modules d'élasticité a lieu dans le domaine d'élasticité et d'autre part qu'il est effectué sur une plage suffisante [Wu

1991]. Les valeurs de  $R_\varepsilon$  et de  $D_\varepsilon$  pour l'acier inoxydable duplex considéré sont respectivement 0,005 % et 0,055 %.

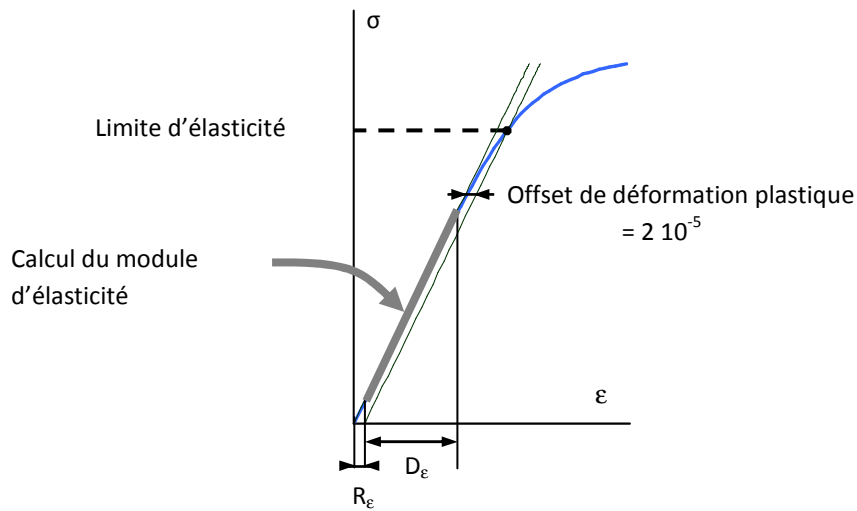


Figure 8 : Méthodologie de détection d'une limite d'élasticité.

Une fois les modules d'élasticité et de cisaillement mesurés, les déformations plastiques axiales et de cisaillement sont calculées à chaque instant à partir des équations suivantes :

$$\varepsilon^p = \varepsilon - \varepsilon_0 - \frac{\sigma - \sigma_0}{E} \quad (7)$$

$$\gamma^p = \gamma - \gamma_0 - \frac{\tau - \tau_0}{G} \quad (8)$$

où  $\varepsilon_0$ ,  $\gamma_0$ ,  $\sigma_0$  et  $\tau_0$  sont les valeurs à l'origine de la déformation axiale, de la distorsion, de la contrainte axiale et du cisaillement respectivement. Une déformation plastique équivalente est alors calculée. Lorsque sa valeur atteint une valeur imposée, l'offset, l'éprouvette est déchargée afin de ne pas perturber la surface de plasticité plus que nécessaire. Le choix de la norme utilisée pour calculer la déformation plastique équivalente n'est pas tout à fait objectif vis-à-vis de la surface de plasticité, puisque cette norme est définie à partir d'un critère de plasticité qui n'est pas forcément celui que vérifie le matériau. Cependant, tant que l'offset reste petit, le choix de la norme utilisée a une faible influence. Nous avons choisi d'utiliser la norme de von Mises, la déformation plastique équivalente est alors calculée comme suit :

$$\varepsilon_{eq}^p = \sqrt{\varepsilon^p{}^2 + \frac{\gamma^p{}^2}{3}} \quad (9)$$

Les valeurs d'offset utilisées par les différents auteurs de la littérature se situent entre  $5 \cdot 10^{-6}$  et  $5 \cdot 10^{-5}$  [Phillips 1979], [Rousset 1985], [Helling 1986], [Wu 1991]. Nous avons choisi pour notre part deux valeurs d'offset :  $2 \cdot 10^{-4}$  et  $5 \cdot 10^{-4}$ , afin d'étudier l'influence de cette valeur sur la surface de plasticité mesurée. L'objectif étant de mesurer de très faibles non-linéarités, il est nécessaire de s'assurer que la mesure n'est pas perturbée par le bruit obtenu sur les différents capteurs. Sur la Figure 9, est présentée l'évolution typique de la déformation plastique équivalente pendant la détection d'une limite d'élasticité. Le bruit a été défini comme l'écart type de la déformation plastique équivalente sur les 6 derniers points mesurés. L'intervalle de déformation équivalente  $\delta_\varepsilon$  entre deux points de mesure vaut  $5 \cdot 10^{-6}$ . Nous avons constaté que le bruit est toujours inférieur à  $3 \cdot 10^{-6}$ , l'offset a alors été choisi égal à  $2 \cdot 10^{-5}$ , c'est-à-dire au moins 6 fois plus grand que le bruit. Comme le bruit n'est pas négligeable, la valeur instantanée de la déformation plastique équivalente n'a pas été utilisée comme critère de limite d'élasticité. C'est la valeur moyenne de la déformation plastique équivalente calculée sur les 6 derniers points enregistrés qui a été utilisée. La limite d'élasticité est considérée atteinte lorsque cette valeur moyenne est supérieure à l'offset pendant 3 mesures consécutives, c'est-à-dire sur une plage de déformations

de  $1,5 \cdot 10^{-6}$ . Le lecteur désirant plus d'informations sur les mesures de surface de plasticité peut se reporter à [Aubin 2001], [Aubin 2002].

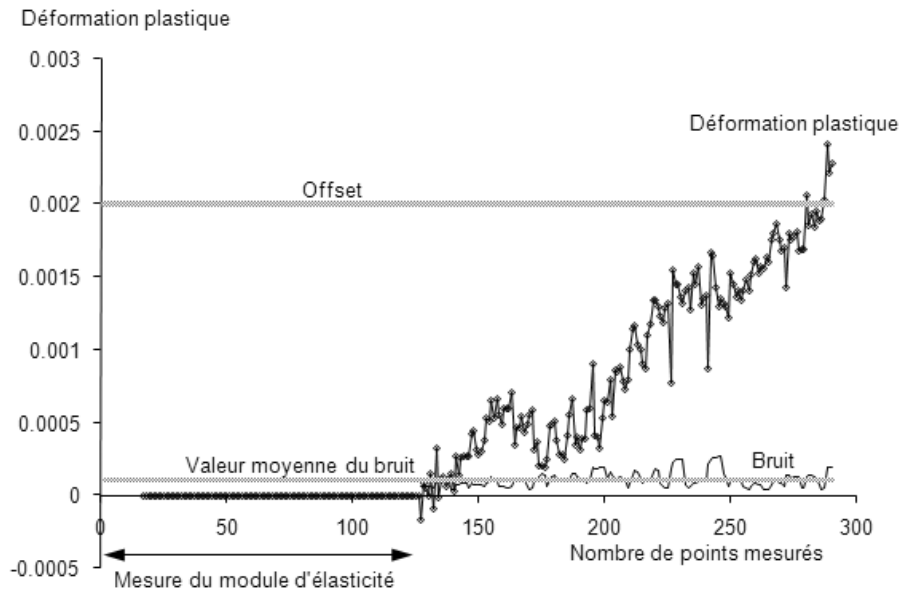


Figure 9 : Evolution de la déformation plastique équivalente et du bruit sur celle-ci pendant la détection d'une limite d'élasticité.

### 1.3.3. RESULTATS SOUS CHARGEMENT MONOTONE

Dans un premier temps, deux essais de traction monotone pilotés en déformation totale à vitesse constante ont été effectués sur deux éprouvettes. Les résultats obtenus lors du premier essai sont donnés Figure 10. Le deuxième essai a été interrompu régulièrement à 0.5 %, 1%, 2%, 3% et 4% de déformation totale imposée afin de permettre la mesure de la surface de plasticité selon la méthode présentée ci-dessus. Ces déformations correspondent à des contraintes de 560, 630, 664, 685 et 705 MPa respectivement. Le matériau est déjà plastifié lors de la première mesure de surface de plasticité, puisque sa limite d'élasticité à 0,02 % est de 425 MPa. A chaque arrêt, deux surfaces de plasticité ont été mesurées, la première avec un offset de  $2 \cdot 10^{-5}$ , et la seconde avec un offset de  $5 \cdot 10^{-5}$ . Les résultats concernant la surface de plasticité initiale mesurée sur le matériau vierge ainsi que celles mesurées au premier et au 5<sup>e</sup> arrêt sont présentés Figure 11.

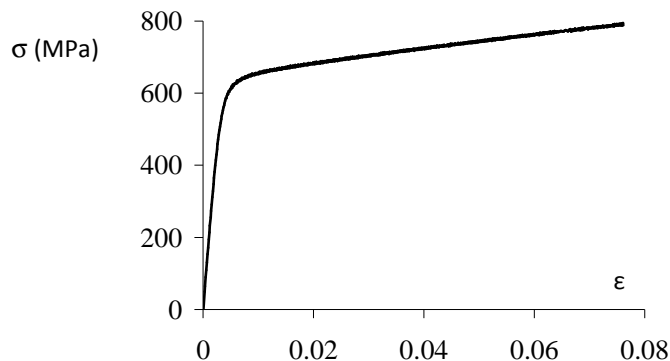


Figure 10 : Courbe de traction monotone de l'acier duplex étudié.

La surface de plasticité initiale est elliptique dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$  (Figure 11a). Cette constatation est confirmée par des mesures de limites d'élasticité conventionnelles au même offset de déformation plastique dans les directions  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $180^\circ$  du plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$ . La méthode de mesure des surfaces de plasticité est



donc validée. A faible niveau de déformation plastique, l'acier duplex est anisotrope. On constate également que les surfaces de plasticité obtenues avec les offsets  $2 \cdot 10^{-5}$  et  $5 \cdot 10^{-5}$  sont globalement homothétiques. Ce n'est plus vrai pour des offsets plus grands, par exemple  $2 \cdot 10^{-4}$  [Aubin 2001], [Khan 1993], la surface de plasticité obtenue est alors globalement circulaire et le critère de von Mises permet de représenter cette surface [Aubin 2001].

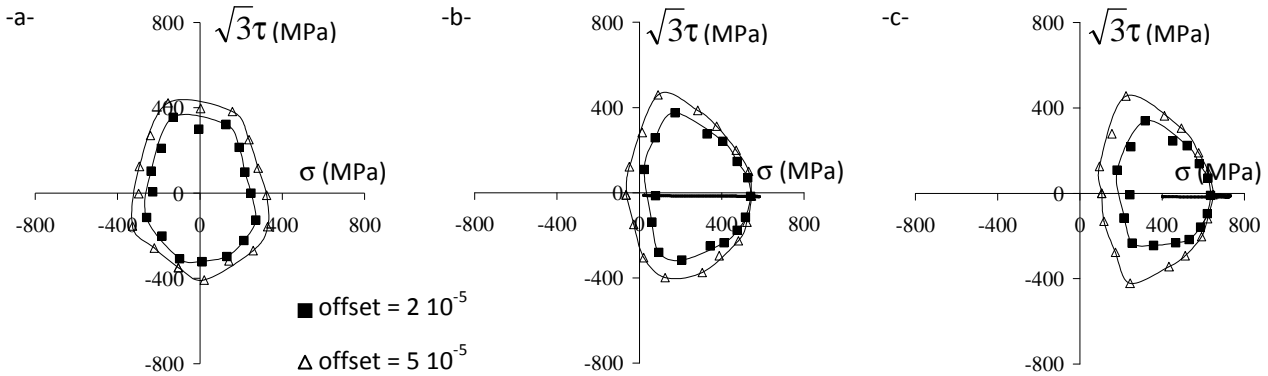


Figure 11 : Surfaces de plasticité mesurées sur le matériau vierge (a), et après chargement  $\epsilon = 0.5\%$  (b),  $\epsilon = 4\%$  (c) pendant un essai de traction monotone.

Après plastification du matériau, la surface de plasticité n'est plus elliptique mais présente un nez dans la direction de chargement et un plat à l'opposé, forme qualifiée de *surface en demi-lune* (Figure 11b). Un critère de plasticité isotrope tel celui de von Mises ou de Tresca n'est pas représentatif d'une telle forme. Cette forme en demi-lune a également été observée dans la littérature [Phillips 1979], [Ellis 1983], [Bui 1969], [Rousset 1985], [Helling 1986], [Wu 1991], [Khan 1993], [Losilla 2005] après un chargement monotone. Elle est obtenue pour les deux offsets testés, et les deux surfaces de plasticité sont tangentes au point de chargement. La surface obtenue avec l'offset de  $5 \cdot 10^{-5}$  est bien sûr plus grande que celle obtenue à  $2 \cdot 10^{-5}$ . A déformation totale imposée de 4%, les mêmes observations peuvent être faites (Figure 11c), on constate de plus une légère diminution de la taille de la surface de plasticité, quel que soit l'offset de mesure puisque la largeur de la surface de plasticité diminue de 80 (resp. 100) MPa avec un offset de  $2 \cdot 10^{-5}$  (resp.  $5 \cdot 10^{-5}$ ) entre 0 et 4% de déformation imposée.

### 1.3.4. RESULTATS SOUS CHARGEMENT CYCLIQUE

Des essais cycliques avec des trajets de traction-compression, de torsion et carré ont été réalisés à déformation totale imposée avec une amplitude de déformation équivalente  $\epsilon_a = 0,5\%$ . Pendant ces essais, la surface de plasticité a été mesurée régulièrement à chaque changement de direction du chargement pendant les premiers cycles à l'aide de la méthodologie présentée au paragraphe 1.3.1. Nous présenterons ici uniquement des résultats obtenus avec des trajets de traction-compression et carré (Aubin 2001), [Aubin 2002].

Figure 12, sont données les surfaces de plasticité mesurées sur le matériau vierge et à  $\frac{1}{4}$  et  $\frac{3}{4}$  cycle pendant l'essai de traction-compression. A  $\frac{1}{4}$  cycle, on retrouve la forme en demi-lune observée sous chargement monotone. Lorsque le chargement est inversé, à  $\frac{3}{4}$  cycle, la forme de la surface de plasticité n'est pas modifiée mais sa direction est inversée. Cette surface en demi-lune est observée pour tous les essais sous sollicitations proportionnelles. Lors des cycles suivants, la surface de plasticité garde la même forme mais inverse son orientation de demi-cycle en demi-cycle. La pointe de la surface de plasticité est évanescence par inversion du chargement. Il n'est pas constaté de modification de la position et de la taille de la surface de plasticité pendant les 350 premiers cycles des essais cycliques proportionnels.

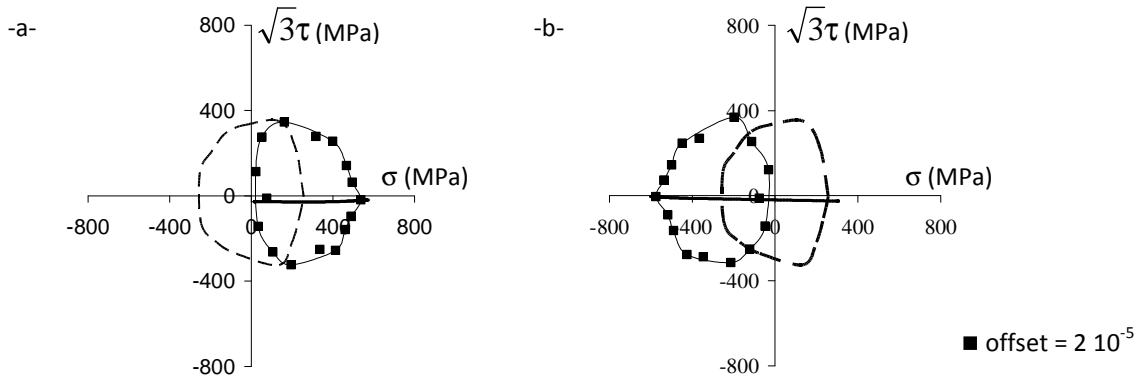


Figure 12 : Surfaces de plasticité mesurées sur le matériau vierge (en pointillés) et après sollicitation avec un trajet de traction-compression après  $\frac{1}{4}$  cycle (a) et  $\frac{3}{4}$  cycle (b) avec  $\varepsilon_a = 0.5 \%$ ,  $\varepsilon_m = 0$ .

Les surfaces de plasticité mesurées après  $\frac{1}{4}$ ,  $\frac{1}{2}$  et  $20 \frac{1}{4}$  cycles avec un trajet carré sont données Figure 13. La surface de plasticité Figure 13a est obtenue après un chargement composé d'un segment en torsion suivi d'un autre en traction, c'est-à-dire après un trajet non-proportionnel. Après le 1<sup>er</sup> segment, une surface en demi-lune est obtenue. Après le second segment, la surface de plasticité perd sa forme en demi-lune, elle devient ovale et son orientation tourne avec le chargement (Figure 13a). On peut noter que la définition de la surface de plasticité est beaucoup plus précise au voisinage du point de chargement que du côté de l'origine du repère, où la dispersion sur les mesures est grande. Après le segment suivant, la surface garde sa forme ovale, se déplace et tourne à nouveau (Figure 13b). Les surfaces de plasticité obtenues au 21<sup>e</sup> cycle sont similaires à celles du 1<sup>er</sup> cycle (Figure 13c). Dans tous les cas, aucune modification notable de la taille de la surface de plasticité n'est observée au cours des cycles ou par rapport aux mesures faites sous sollicitations proportionnelles. On peut donc en conclure qu'il n'y a pas d'écrouissage isotrope. Par ailleurs, la surface de plasticité se déplace après chaque segment, ce qui signifie qu'un écrouissage cinématique important se développe pendant le cyclage. Dans la littérature, les seules mesures de surface de plasticité sous chargement non-proportionnel cyclique ont été effectuées sur un alliage d'aluminium par Rousset et Marquis (1985). Ces auteurs ont observé une plus grande distorsion des surfaces de plasticité que dans le présent travail, sans obtenir cependant une forme particulière. Pour l'alliage d'aluminium, les écrouissages de types isotrope et cinématique sont conséquents, alors que le matériau ne présente aucun surécrouissage sous chargement non-proportionnel. Au contraire, ici, aucune variation conséquente de la taille de la surface de plasticité n'est observée. Le surécrouissage observé sur l'acier inoxydable duplex n'est donc pas corrélé à un écrouissage isotrope, au contraire des hypothèses faites le plus souvent pour décrire ce phénomène.

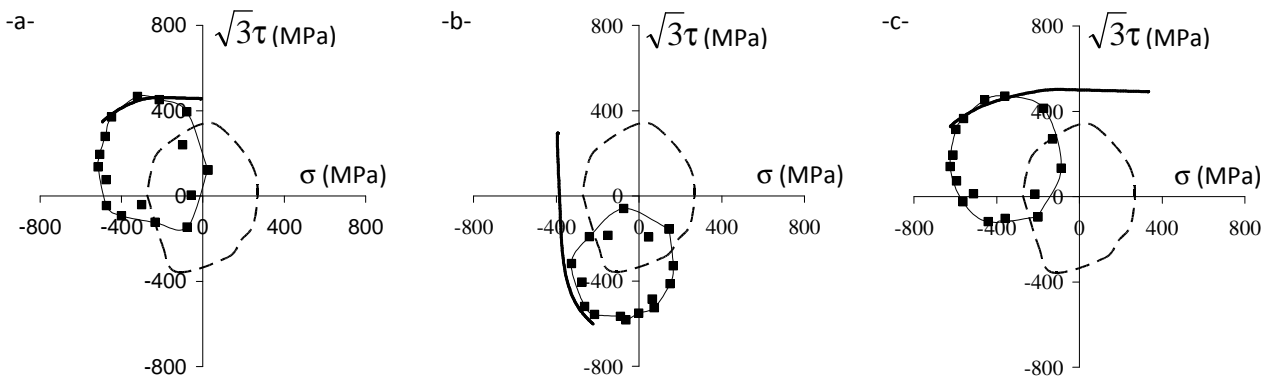


Figure 13 : Surfaces de plasticité mesurées sur le matériau vierge (en pointillés) et après sollicitation avec un trajet carré, après  $\frac{1}{4}$  cycle (a),  $\frac{1}{2}$  cycle (b), et  $20 \frac{1}{4}$  cycles (c) avec  $\varepsilon_a = 0.5 \%$ ,  $\varepsilon_m = 0$ .

### 1.3.5. EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES D'ECROUISSAGE

L'analyse quantitative des surfaces de plasticité mesurées par la méthode présentée ci-dessus est difficile à effectuer du fait de la dispersion sur les mesures de limites d'élasticité. Afin de vérifier l'hypothèse d'absence de la part isotrope de l'écrouissage, même en cas de surécrouissage, pour l'acier concerné, il nous fallait mesurer la taille du domaine d'élasticité différemment. Nous avons pour cela effectué un essai spécifique avec un trajet de chargement non-proportionnel, où le chargement traverse le domaine d'élasticité à chaque cycle. Afin de pouvoir mesurer les variables d'écrouissage isotrope et cinématique, il fallait de plus que, lors de la traversée du domaine d'élasticité, le trajet soit proportionnel. Nous avons alors choisi de réaliser un essai avec un trajet nœud papillon (Figure 14), le trajet traction-compression a servi de référence (trajet proportionnel).

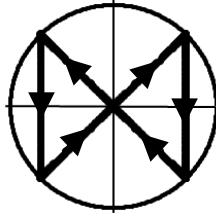


Figure 14 : Trajet de chargement nœud papillon défini dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$ .

La courbe de durcissement/adoucissement cyclique obtenue avec un trajet nœud papillon est comparée aux courbes obtenues pour les autres trajets Figure 15. On constate que ce trajet conduit à un surécrouissage légèrement supérieur à celui créé par un trajet trèfle.

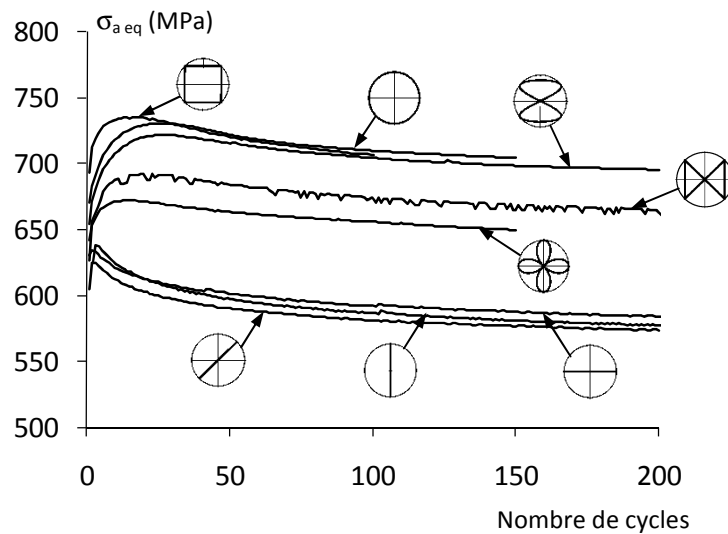


Figure 15 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pour les 7 trajets étudiés (présentés Tableau 2 et Figure 14) à déformation moyenne nulle et à amplitude de déformation équivalente de 0,5%.

Nous avons calculé les évolutions des variables d'écrouissage isotrope R et cinématique X au cours de ces deux essais réalisés à amplitude de déformation et déformation moyenne identiques. Les relations suivantes ont été utilisées, selon la méthode initialement proposée par Cottrell [Cottrell 1953] (Figure 6).

$$R + k = \frac{1}{2}(\sigma_M - \sigma_e) \quad (10)$$

$$X = \frac{1}{2}(\sigma_M + \sigma_e) \quad (11)$$

où  $\sigma_M$  est la contrainte maximale du demi-cycle courant et  $\sigma_e$  la limite d'élasticité à 0,02 %. Les calculs ont été effectués demi-cycle par demi-cycle, en traction et en compression pour le trajet traction-compression, et sur les deux branches proportionnelles pour le trajet nœud papillon.

Les évolutions des composantes isotrope et cinématique pour les deux trajets de chargement sont données Figure 16. Dans un souci de clarté, seuls les 150 premiers cycles sont présentés ici, mais les calculs ont été effectués sur les 250 premiers cycles de l'essai papillon et les 2000 premiers cycles des essais de traction-compression. On constate sur les différentes courbes qu'après les 20 premiers cycles, les composantes isotropes et cinématiques sont quasiment constantes. L'écroissage isotrope diminue légèrement pendant les premiers cycles tandis que l'écroissage cinématique augmente au début du cyclage (voir aussi [Aubin 2001]). La taille du domaine d'élasticité (composante isotrope R) est semblable pour les deux trajets testés, en revanche, on observe une différence d'environ 100 MPa sur la composante cinématique X de l'écroissage entre les trajets proportionnel et non-proportionnel.

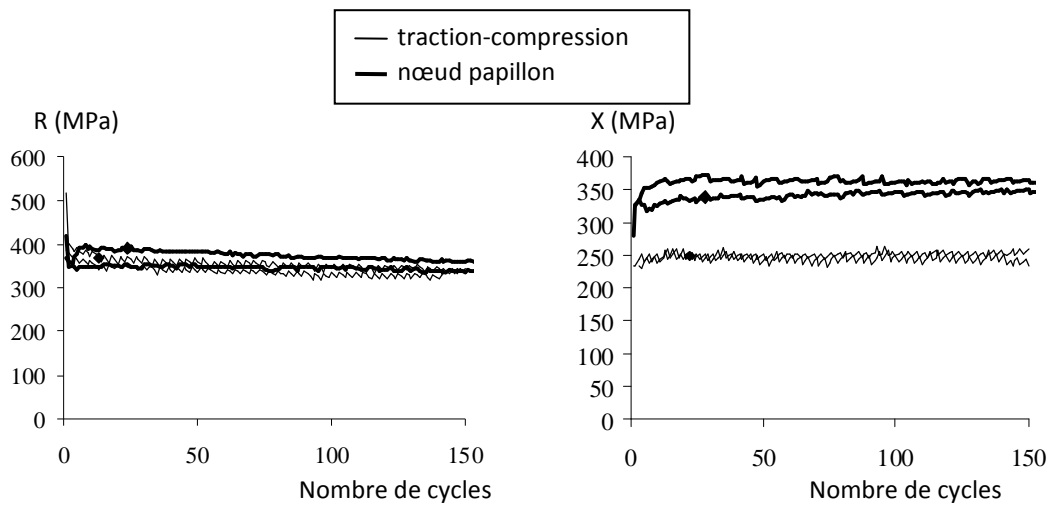


Figure 16 : Composantes isotrope R et cinématique X de l'écroissage, mesurées pendant deux essais réalisés avec des trajets de traction-compression et papillon avec  $\varepsilon_a = 0.5\%$ ,  $\varepsilon_m = 0$ .

La même analyse a ensuite été menée sur un essai de traction-compression à amplitude de déformation  $\varepsilon_a = 0.8\%$ , les résultats ont été comparés à ceux obtenus à  $\varepsilon_a = 0.5\%$  (Figure 17). On constate que la composante isotrope de l'écroissage est la même aux deux amplitudes testées, alors que la composante cinématique croît avec l'amplitude de déformation imposée. R et X ont une évolution monotone pendant la phase d'accommodation, R diminue continûment alors que X augmente avec le nombre de cycles. Une stabilisation apparaît ensuite et au-delà de 200 cycles, R et X n'évoluent plus.

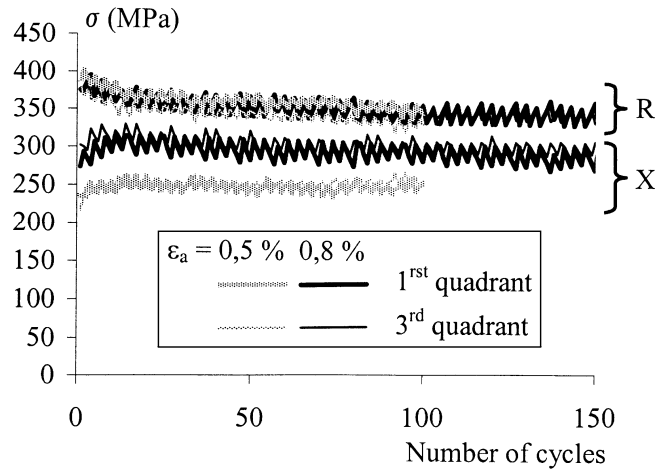


Figure 17 : Composantes isotrope R et cinématique X de l'écrouissage mesurées pendant deux essais réalisés avec  $\epsilon_a = 0.5$  et  $0.8\%$ , avec un trajet traction-compression et  $\epsilon_m = 0$ .

En conclusion, la composante isotrope de l'écrouissage ne dépend ni du type de trajet de chargement ni de l'amplitude imposée, et pendant la phase d'accommodation elle décroît légèrement avec le nombre de cycles. En revanche, la composante cinématique de l'écrouissage augmente avec l'amplitude imposée et avec la non-proportionnalité du chargement, et pendant la phase d'accommodation elle augmente légèrement avec le nombre de cycles.

Il est généralement admis qu'on observe peu d'écrouissage isotrope sur les surfaces de plasticité mesurées par série de petites incursions dans le domaine plastique si l'offset utilisé est très faible. Les mesures des dimensions du domaine d'élasticité présentées ci-dessus ont été effectuées avec un critère de plasticité de  $2 \cdot 10^{-4}$ , valeur souvent utilisée pour la détermination de limites d'élasticité et 10 fois supérieure à l'offset choisi pour les mesures de surface de plasticité. L'analyse tirée de ces mesures permet donc de valider les conclusions initialement obtenues à partir des mesures de surface de plasticité, à savoir, l'acier duplex présente peu d'écrouissage isotrope sous chargement cyclique, l'intensité de cet écrouissage n'est pas modifiée par la non-proportionnalité du chargement. Le surécrouissage observé sous sollicitation non-proportionnelle est lié à la composante cinématique de l'écrouissage.

Ces résultats sont en accord avec les conclusions de Moosbrugger et McDowell [Moosbrugger 1989] et de Jiang et Zhang [Jiang 2008] qui ont montré par des mesures en fatigue multiaxiale respectivement sur un acier inoxydable AISI 304 et sur du cuivre, que le surécrouissage est de nature essentiellement cinématique. Bocher *et al.* [Bocher 2001] ont complété ces conclusions en montrant sur un acier inoxydable AISI 316L que le surécrouissage est essentiellement dû à une augmentation de la composante cinématique X, tandis que la composante isotrope R reste quasi-constante.

## II. MODELISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE EN FATIGUE

Dans le chapitre précédent, nous avons montré un certain nombre de résultats expérimentaux macroscopiques concernant le comportement mécanique de l'acier duplex. Nous abordons ici la modélisation du comportement observé expérimentalement. Trois approches pour simuler le comportement d'un alliage métallique sont possibles. La première est une approche phénoménologique basée sur l'écriture de variables internes choisies pour rendre compte des phénomènes observés [Armstrong 1966], [Mroz 1967], [Chaboche 1983], [Chaboche 1991], [Benallal 1987], [Tanaka 1994], [Calloch 1997], la validité de ce type de modèles est donc souvent restreinte à la base expérimentale qui a servi à son identification. La seconde approche, qualifiée de micromécanique, est plus "physique", au sens où elle cherche à rendre compte de phénomènes macroscopiques et microscopiques par l'évolution de variables à l'échelle du grain [Pilvin 1990], [Cailletaud 1992], [Gaudin 2002], [Abdul-Latif 2004]. Une troisième approche est l'utilisation de la méthode des éléments finis pour simuler le comportement d'un agrégat polycristallin, suffisamment grand pour être un volume élémentaire représentatif du matériau [Barbe 2001]. Cette dernière approche présente l'inconvénient majeur de nécessiter de longs temps de calcul, incompatibles avec la simulation d'essais de fatigue. Les deux premières approches ont été utilisées successivement pour rendre compte du comportement mécanique sous sollicitations cycliques de l'acier duplex. Une première approche par des modèles macroscopiques phénoménologiques a été entreprise pendant ma thèse, cependant, nous avons montré l'impossibilité de discriminer entre deux modèles phénoménologiques basés sur des concepts différents, uniquement à partir d'essais macroscopiques. Pour pallier ce manque de liens avec les mécanismes réels de déformation, et afin de représenter la nature polycristalline biphasée de l'acier duplex, une approche par changement d'échelle a ensuite été utilisée dans le cadre de la thèse de Pierre Evrard [Evrard 2008b].

### II.1. MODELISATION PHENOMENOLOGIQUE

*Publication associée : [Aubin 2004b]*

Les résultats expérimentaux montrent qu'il est raisonnable de postuler l'existence d'un domaine de comportement élastique, même si ce domaine est toujours mesuré avec un incrément de déformation plastique faible mais non nul [Phillips 1979], [Rousset 1985], [Wu 1991] (voir chapitre I). La frontière du domaine d'élasticité initial est bien décrite par une relation de type von Mises. Dans un souci de simplicité, la plupart des modèles de comportement considèrent un domaine d'élasticité isotrope quelle que soit l'histoire du chargement subi par le matériau, bien que les résultats expérimentaux montrent que ce domaine évolue de manière complexe au cours des sollicitations. En particulier, la surface de plasticité se translate, grossit, tourne et se déforme. La distorsion n'est pas prise en compte par la plupart des modèles. Cette simplification peut se justifier par le fait qu'elle ne varie quasiment pas d'un cycle à l'autre [Rousset 1985], [Aubin 2002]. C'est dans ce contexte que se situe le travail décrit dans le paragraphe suivant. De plus, nous considérerons que la vitesse de déformation plastique est normale à la surface de plasticité. Cette hypothèse est vérifiée dans la limite de la précision des mesures expérimentales [Rousset 1985], [Moosbrugger 1989], [Aubin 2002].

#### II.1.1. CONTEXTE GENERAL

L'ensemble des modèles phénoménologiques présentés ici est basé sur un modèle que nous appellerons CINL (cinématique isotrope non-linéaire). Ce modèle repose sur l'hypothèse de l'existence d'une surface de charge de type von Mises et la décomposition de l'écrouissage en une variable d'écrouissage isotrope non-linéaire et une variable d'écrouissage cinématique non-linéaire. Ces variables définissent respectivement la taille et la position du domaine d'élasticité.

La surface de charge est déterminée par l'équation :

$$f(\underline{\sigma}, R, \underline{X}) = J_2(\underline{\sigma} - \underline{X}) - R - k \quad (12)$$

où  $k$  est le rayon initial du domaine d'élasticité et  $J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})$ , le deuxième invariant du tenseur des contraintes, est défini par :

$$J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}})} \quad (13)$$

$\underline{\underline{s}}$  est la partie déviatorique du tenseur des contraintes de Cauchy  $\underline{\underline{\sigma}}$ , c'est-à-dire que :

$$\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{tr} \underline{\underline{\sigma}} \underline{\underline{I}} \quad (14)$$

A l'intérieur du domaine défini par cette surface, le matériau a un comportement élastique. La relation entre contrainte et déformation élastique s'écrit à l'aide du tenseur de Hooke :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\sigma}} \quad (15)$$

Sous des sollicitations de traction-torsion pour un matériau orthotrope, cette relation s'écrit :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11}^e \\ \varepsilon_{22}^e \\ \varepsilon_{33}^e \\ \varepsilon_{12}^e \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E} & 0 \\ -\nu/E & 0 \\ -\nu/E & 0 \\ 0 & \frac{1}{2G} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} \quad (16)$$

On considère que la vitesse de déformation plastique est normale à la surface de plasticité et s'écrit alors :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \dot{\lambda} \underline{\underline{n}} \quad (17)$$

La normale  $\underline{\underline{n}}$  à la surface de charge vaut :

$$\underline{\underline{n}} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} \quad (18)$$

Soit  $\dot{p}$  la vitesse de déformation plastique cumulée :

$$\dot{p} = \dot{\lambda} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p} \quad (19)$$

On obtient la valeur du multiplicateur plastique  $\dot{\lambda}$  à l'aide de la relation de cohérence :

$$\dot{f} = 0 \quad (20)$$

La variable  $X$  représente la position du centre du domaine élastique dans l'espace des contraintes, elle peut être mesurée expérimentalement. Cette mesure ne pose pas de problème lors des essais uniaxiaux, mais pour des sollicitations biaxiales, le phénomène de distorsion de la surface de plasticité nécessite une convention. Il est possible de déterminer l'ellipse circonscrite à la surface de plasticité et de prendre son centre comme mesure de  $X$  [Benallal 1989].

Les premières lois prenant en compte l'érouissage cinématique ont été proposées par Prager en 1958 [Prager 1958] et par Ziegler en 1959 [Ziegler 1959]. Ces lois décrivent une évolution linéaire de l'érouissage cinématique, ce qui est insuffisant pour décrire correctement l'érouissage cyclique. L'érouissage cinématique est relativement bien représenté par les lois non-linéaires proposées par Armstrong et Frederick [Armstrong 1966], modifiées par Marquis [Marquis 1979] et Chaboche [Chaboche 1983]. Ces lois sont par ailleurs équivalentes à la règle de Mroz [Mroz 1967] et aux modèles à deux surfaces ([Krieg 1975], [Dafalias 1975]). Cette équivalence a été démontrée par Marquis [Marquis 1979] pour la plasticité et a été étendue à la viscoplasticité par Benallal et Marquis [Benallal 1987].

La variable cinématique que nous avons utilisée suit la loi d'évolution :

$$\underline{\dot{X}} = \frac{2}{3} C \underline{\dot{\varepsilon}}^p - \gamma \varphi(p) \underline{X} \dot{p} \quad (21)$$

$$\text{avec } \varphi(p) = \varphi_\infty + (1 - \varphi_\infty) e^{-\omega p} \quad (22)$$

Cette forme permet de faire évoluer l'écroissage cinématique entre le cycle initial et le cycle stabilisé. Deux variables d'écroissage cinématique non-linéaire ont été utilisées afin d'une part de décrire au mieux les boucles d'hystérésis et d'autre part de rendre compte de l'effet d'amplitude.

La variable d'écroissage isotrope R permet de décrire l'augmentation de la taille du domaine d'élasticité. La loi d'évolution de la variable d'écroissage isotrope est :

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{p} \quad (23)$$

Où b règle la vitesse de durcissement, tandis que Q permet de définir le niveau d'écroissage atteint à stabilisation.

Ce modèle ne permet pas de prendre en compte le surécroissage induit par les chargements non-proportionnels [Fan 1991], [Tanaka 1992 et 1994], [Abdul-Latif 1994], [Calloch 1999], [Portier 1999]. Plusieurs modifications ont été proposées afin de modéliser le surécroissage, nous en étudierons 3 dans le paragraphe suivant. Par ailleurs, ce modèle surestime le niveau de rochet observé expérimentalement. Nous verrons ensuite quelles modifications ont été apportées afin de remédier à cette difficulté.

## II.1.2. MODELISATION DU SURECROISSAGE

Trois modèles sont présentés ici, basés sur le modèle CINL décrit plus haut. Ils modifient l'évolution de l'écroissage en intégrant une dépendance à la non-proportionnalité du chargement. Plus le trajet est non-proportionnel, plus l'écroissage s'accroît. La dépendance à la non-proportionnalité du chargement porte sur l'écroissage isotrope pour les deux premiers modèles, sur l'écroissage isotrope et l'écroissage cinématique pour le troisième.

Le premier modèle est le modèle développé par Benallal et Marquis [Benallal 1987] et modifié par Calloch [Calloch 1997]. Il définit un paramètre de non-proportionnalité A défini à partir de l'angle entre les tenseurs  $\underline{X}$  et  $\underline{\dot{X}}$  [Benallal 1989].

$$A = 1 - \cos^2 \left( \frac{(\underline{X} : \underline{\dot{X}})^2}{(\underline{X} : \underline{X})(\underline{\dot{X}} : \underline{\dot{X}})} \right) \quad (24)$$

La valeur asymptotique de l'écroissage isotrope (Eq. 23) varie dans ce modèle en fonction du paramètre de non-proportionnalité A.

$$\dot{Q} = D(A) (Q_{AS}(A) - Q)\dot{p} \quad (25)$$

D(A) paramètre la vitesse de Q et  $Q_{AS}$  est la valeur asymptotique de Q, fonction de A suivant l'expression suivante :

$$Q_{AS}(A) = \frac{g^A Q_\infty + (1-A)Q_0}{g^{A+1} - A} + Q_i (A^n (A - 1) + (A - 1)^n A) \quad (26)$$

Dans sa première version, ce modèle considérait le trajet circulaire comme le plus durcissant [Benallal 1987]. Cette hypothèse, trop restrictive, a ensuite été levée par la modification de la fonction  $Q_{AS}$ .

Le second modèle a été développé par Tanaka [Tanaka 1994]. Comme le modèle Benallal-Calloch, ce modèle reprend les équations du modèle CINL et modifie l'expression de la variable d'écroissage isotrope afin de tenir compte de la non-proportionnalité du chargement. On y trouve un autre paramètre de non-proportionnalité



modifiant l'écriture de l'érouissage isotrope, le trajet circulaire n'est pas considéré comme le plus durcissant. Le modèle est écrit dans l'espace des déviateurs, la déformation plastique  $\underline{\underline{E}}^p$  et sa norme  $\underline{u}$  sont définis de la façon suivante :

$$\underline{\underline{E}}^p \begin{cases} E_1 = \varepsilon_{11}^p \\ E_2 = \frac{2}{\sqrt{3}} \left( \frac{\varepsilon_{11}^p}{2} + \varepsilon_{22}^p \right) \\ E_3 = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_{12}^p \\ E_4 = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_{23}^p \\ E_5 = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_{31}^p \end{cases} \quad \text{et } \underline{u} = \frac{\underline{\underline{E}}^p}{\|\underline{\underline{E}}^p\|} \quad (27)$$

$\varepsilon_{11}^p, \varepsilon_{12}^p, \varepsilon_{22}^p, \varepsilon_{23}^p, \varepsilon_{31}^p$  sont les 5 composantes indépendantes de la déformation plastique  $\underline{\underline{E}}^p$ .

Tanaka introduit un tenseur  $\underline{\underline{C}}$  du 2<sup>e</sup> ordre dans l'espace des déviateurs à 5 dimensions, appelé tenseur structural. Ce tenseur est défini comme suit :

$$\underline{\underline{C}} = c_c \left[ \underline{u} \otimes \underline{u} - \underline{\underline{C}} \right] \dot{p} \quad (28)$$

Un nouveau paramètre de non-proportionnalité A est proposé, construit à partir du tenseur  $\underline{\underline{C}}$ . Dans le cas de chargements proportionnels, A vaut 0. Aucune hypothèse n'est faite sur le trajet qui mène à la plus grande non-proportionnalité au sens de A.

$$A = \sqrt{\frac{\text{tr}(\underline{\underline{C}}^t \underline{\underline{C}}) - \underline{u} \underline{\underline{C}}^t \underline{\underline{C}} \underline{u}}{\text{tr}(\underline{\underline{C}}^t \underline{\underline{C}})}} \quad (29)$$

Comme dans le modèle précédent, la valeur asymptotique de l'érouissage isotrope varie en fonction du paramètre de non-proportionnalité A :

$$Q = A (q_N(q) - q_P(q)) + q_P(q) \quad (30)$$

Une nouvelle variable q est introduite, qui permet de prendre en compte l'effet d'amplitude, elle est définie à l'aide d'une variable intermédiaire  $\underline{Y}$  caractérisant la position d'une surface limite dans l'espace des déformations plastiques.  $\underline{Y}$  et q sont définis de la manière suivante :

$$\underline{Y} = r_y (\underline{\underline{E}}^p - \underline{Y}) \dot{p} \quad (31)$$

$$q = \|\underline{\underline{E}}^p - \underline{Y}\| \quad (32)$$

Les modèles développés par Benallal et Calloch et par Tanaka sont basés sur une dépendance de l'érouissage isotrope à la non-proportionnalité du chargement. Expérimentalement, il a été montré pour le waspaloy [Abdul-Latif 1994] et pour l'acier inoxydable duplex [Aubin 2003a] que l'érouissage cinématique dépend lui aussi de la non-proportionnalité du chargement. Abdul-Latif, Clavel, Ferney et Saanouni ont proposé une modification du modèle Benallal-Calloch incluant ces observations [Abdul-Latif 1994]. Dans ce troisième modèle, appelé par la suite ALCFS, la non-proportionnalité du chargement influe non seulement sur l'érouissage isotrope, mais aussi sur l'érouissage cinématique. Le paramètre de non-proportionnalité est celui qui a été proposé par Benallal [Benallal 1989].

$$A = 1 - \cos^2 \left( \frac{(\underline{\underline{X}} : \underline{\underline{X}})}{(\underline{\underline{X}} : \underline{\underline{X}})(\underline{\underline{X}} : \underline{\underline{X}})} \right) \quad (33)$$

Abdul-Latif et al. ont repris l'expression de l'érouissage cinématique (Eq. 21) en faisant varier la valeur asymptotique C de cet érouissage selon la loi :

$$\dot{C} = I(A)(C_{AS}(A) - C)\dot{p} \quad (34)$$

$$\text{avec } I(A) = (\Phi_x + \omega_x)A + \omega_x \quad \text{et} \quad C_{AS}(A) = \frac{\eta_x A C_\infty + (1-A)C_0}{\eta_x A + 1 - A} \quad (35)$$

L'expression de  $C_{AS}$  suppose que le trajet cercle est le plus durcissant. Cette hypothèse étant infirmée par des essais réalisés sur plusieurs matériaux, nous avons alors modifié l'expression de  $C_{AS}$  pour lui donner une forme semblable à celle proposée par S. Calloch pour la valeur asymptotique de l'écroissage isotrope [Calloch 1997] :

$$C_{AS}(A) = \frac{\eta_x A C_\infty + (1-A)C_0}{\eta_x A + 1 - A} + C_x \left( A^n (A-1) + (A-1)^n A \right) \quad (36)$$

Par ailleurs, puisque nous n'avons pas observé d'influence des chargements non-proportionnels sur l'intensité de l'écroissage isotrope (paragraphe I.3.5), nous avons choisi de laisser la formulation de l'évolution de l'écroissage isotrope identique à ce qu'elle est dans le modèle CINL.

L'identification des paramètres des quatre modèles présentés ci-dessus a été réalisée en utilisant le logiciel SiDoLo développé par P. Pilvin [Pilvin 1995], basé sur un algorithme d'optimisation de type Levenberg-Marquardt. L'identification a été effectuée sur une base expérimentale comprenant les essais cycliques à déformation imposée avec  $\epsilon_a = 0,5\%$  et un essai de traction monotone. Elle a été réalisée en deux phases. Lors de la première phase, les paramètres du modèle CINL ont été identifiés sur la base des essais proportionnels. Les paramètres obtenus ont été utilisés dans les modèles non-proportionnels. Pendant la deuxième phase, les paramètres restants permettant la description du surécroissage des modèles Benallal-Calloch, Tanaka et ALCFS ont été identifiés sur la base des essais non-proportionnels [Aubin 2003b].

Afin de donner un sens physique aux paramètres du modèle CINL, les évolutions des écroissages isotrope et cinématique ont été analysées (voir paragraphe I.3.5). Les courbes de durcissement/adoucissement cyclique de l'acier duplex montrent un durcissement pendant les premiers cycles suivi d'un adoucissement et d'une stabilisation de l'amplitude de contrainte. En revanche,  $R$  (resp.  $X$ ) diminue (resp. augmente) de manière monotone pendant la phase d'accommodation (Figure 17). La combinaison de ces deux écroissages qui n'ont pas la même vitesse d'évolution permet d'obtenir la courbe de durcissement/adoucissement cyclique observée.

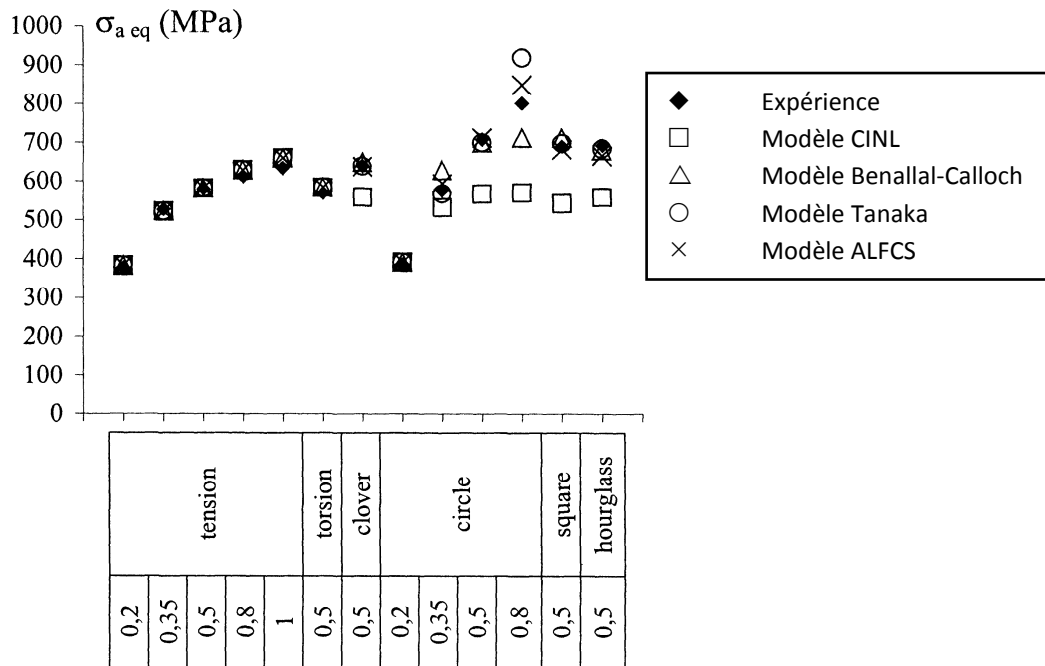


Figure 18 : Comparaison entre les prédictions des modèles et les résultats expérimentaux en termes d'amplitude de contrainte équivalente au cycle stabilisé pour plusieurs amplitudes de déformation et trajets de chargement.

La Figure 18 compare les amplitudes de contrainte équivalente au cycle stabilisé sous différentes conditions de chargement obtenues avec les 4 modèles aux résultats expérimentaux. Certains des essais ont été utilisés pour l'identification (essais de traction-compression, trajets non-proportionnels avec  $\epsilon_a = 0.5\%$ ), les autres essais ont uniquement été simulés avec les quatre modèles, après identification. On retrouve ici le fait que le modèle CINL est incapable de reproduire le surécrouissage sous chargement non-proportionnel. Les trois autres modèles prédisent une amplitude de contrainte stabilisée semblable à celle obtenue expérimentalement pour les essais utilisés lors de l'identification. On peut noter que seuls les modèles Tanaka et ALFCS sont en accord avec tous les résultats expérimentaux, au contraire du modèle Benallal-Calloch qui ne prédit pas correctement la dépendance à la non-proportionnalité de l'effet d'amplitude [Aubin 2003b].

En conclusion, les deux modèles Tanaka et ALFCS sont capables de simuler les résultats expérimentaux observés sous chargements cycliques proportionnels et non-proportionnels à diverses amplitudes de déformation. Néanmoins, ces modèles sont basés sur deux hypothèses opposées : l'influence des chargements non-proportionnels sur le comportement mécanique dépend pour l'un de la composante isotrope de l'écrouissage, pour l'autre de la composante cinématique. La validation de ce type de modèle ne peut donc pas se faire uniquement sur la comparaison des réponses en contrainte macroscopiques, mais doit passer par des analyses plus fines, afin d'identifier les composantes d'écrouissage et les mécanismes concernés par le surécrouissage. Il est à noter que les hypothèses généralement utilisées pour la construction des modèles prenant en compte le surécrouissage sont en contradiction avec les observations expérimentales faites sur plusieurs matériaux, à savoir, le sur-écrouissage est de nature essentiellement cinématique [Moosbrugger 1989], [Aubin 2001], [Bocher 2001], [Jiang 2008]. Par ailleurs, l'identification des paramètres de cette gamme de modèles nécessite une large base expérimentale, incluant notamment des essais non-proportionnels, qui demandent des moyens expérimentaux encore peu répandus. Pour ces différentes raisons, un modèle multi-échelles a été développé afin de prendre en compte les caractères biphasé et polycristallin du matériau, ainsi que les mécanismes physiques de déformation plastique à l'échelle du grain.

## II.2. MODELISATION PAR CHANGEMENT D'ECHELLE

Publications associées : [Evrard 2008a], [Evrard 2008c], [Evrard 2008d]

La modélisation par changement d'échelle, appelée aussi méthode d'homogénéisation, consiste à déterminer le comportement macroscopique d'un Milieu Homogène Equivalent (MHE) au matériau hétérogène réel. Le milieu homogène équivalent et le matériau réel sont supposés avoir les mêmes comportements. La modélisation par changement d'échelle nécessite 4 étapes :

1. **La représentation** repose sur la description de la microstructure du matériau, en décrivant en particulier les "phases" qui le constituent, aussi bien géométriquement que mécaniquement. Une "phase" est ici une entité dont les propriétés peuvent être considérées comme homogènes. Un Volume Élémentaire Représentatif (VER) du matériau étudié est alors défini. La qualité de la modélisation repose en premier lieu sur le soin apporté à cette première étape. Le VER défini doit respecter la condition de séparation des échelles (échelle macroscopique homogène, échelle microscopique hétérogène) et doit mettre en avant les caractéristiques de la microstructure et les mécanismes physiques de déformation à l'origine du comportement mécanique étudié.
2. **La localisation** permet de relier les champs de contrainte ou de déformation dans chaque "phase" aux champs macroscopiques. C'est l'étape qui différencie les modèles d'homogénéisation.
3. **La loi de comportement local** est basée, au moins en partie, sur les mécanismes physiques à l'origine du comportement étudié. Une bonne connaissance des mécanismes physiques est requise ici, les lois à mettre en œuvre sont à l'interface de la mécanique, de la physique et/ou de la chimie.
4. **L'homogénéisation** relie la moyenne volumique des champs locaux aux champs macroscopiques, en s'appuyant sur la description du comportement local et la localisation.

La démarche a été appliquée à l'acier duplex dans l'objectif de simuler son comportement mécanique en fatigue dans le cadre de la thèse de Pierre Evrard [Evrard 2008b]. Les 4 étapes seront successivement décrites. Les résultats seront alors commentés et analysés à la lumière des résultats expérimentaux présentés au chapitre précédent, enfin, une extension à l'adoucissement cyclique sera présentée.

### II.2.1. ANALYSE DE LA MICROSTRUCTURE DE L'ACIER ETUDIÉ

L'acier inoxydable duplex forgé étudié est constitué de deux phases polycristallines : une phase austénitique et une phase ferritique. Les tailles de grain moyennes dans chaque phase sont proches : environ 10  $\mu\text{m}$  pour les grains austénitiques et 10 $\times$ 30  $\mu\text{m}$  pour les grains ferritiques. Il n'y a pas de séparation d'échelle entre les phases et les grains puisque la dimension caractéristique des phases est d'environ 20  $\mu\text{m}$ , soit 2 tailles de grain (Figure 19). Par conséquent, une seule échelle d'hétérogénéité sera considérée ici, le grain, à la différence des travaux de [Bugat 1999] et [Pilvin 1995b] sur des alliages biphasés avec deux échelles d'hétérogénéité (acier duplex coulé pour le premier, alliage de titane  $\alpha/\beta$  pour le second).

Par ailleurs, une mesure de la texture a permis de montrer que les deux phases sont peu ou pas texturées [Evrard 2008b]. De plus, les grains peuvent être considérés comme équiaxes en première approximation, le facteur de forme des grains ferritiques n'étant que de 3.

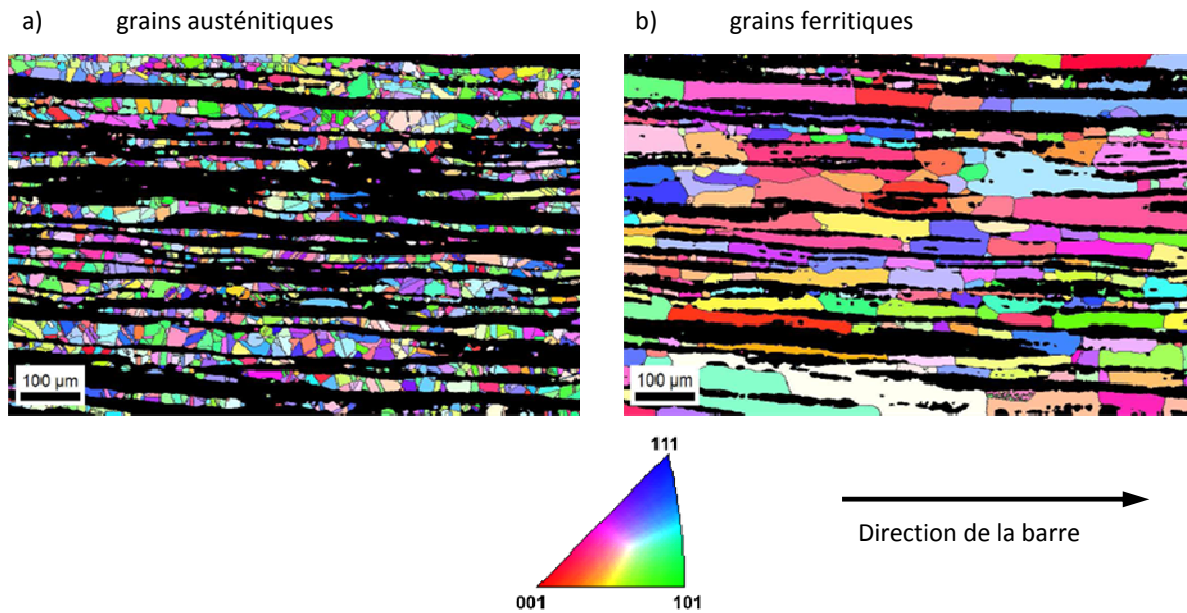


Figure 19 : Cartographie EBSD de l'acier inoxydable duplex étudié dans le sens longitudinal, a) grains austénitiques en couleur, ferrite en noir, b) grains ferritiques en couleur, austénite en noir.

Dans les polycristaux tels que l'acier étudié, aucun grain ne joue de rôle particulier par rapport aux autres. Chaque grain peut être considéré comme une inclusion au sens d'Eshelby et interagit avec tous les autres grains. La meilleure manière de prendre en compte ces interactions est d'utiliser un modèle auto-cohérent. Dans ce modèle, chaque grain (dans notre cas, grain de ferrite ou grain d'austénite) est plongé dans une matrice correspondant au milieu homogène équivalent (MHE) recherché (Figure 20). N problèmes d'Eshelby sont alors résolus, le comportement homogénéisé du matériau résulte de la combinaison des relations de localisation permettant de décrire la transition d'échelle, des lois de comportement à l'échelle de la microstructure et des relations d'homogénéisation permettant de remonter aux grandeurs macroscopiques. On parle ici de grain par abus de langage car le grain utilisé dans le modèle n'est pas un grain physique identifiable mais l'ensemble des grains appartenant à une phase donnée (austénite ou ferrite) et ayant une orientation donnée. Le mot phase serait plus approprié pour faire cette distinction, mais il est déjà utilisé par ailleurs (phases austénitique et ferritique).

Nous avons pu observer sur la microstructure que les grains de ferrite et d'austénite sont à la même échelle, il n'est pas nécessaire d'introduire une échelle d'hétérogénéité supplémentaire de celle du grain. Un schéma autocohérent à un site représente donc au mieux la microstructure.

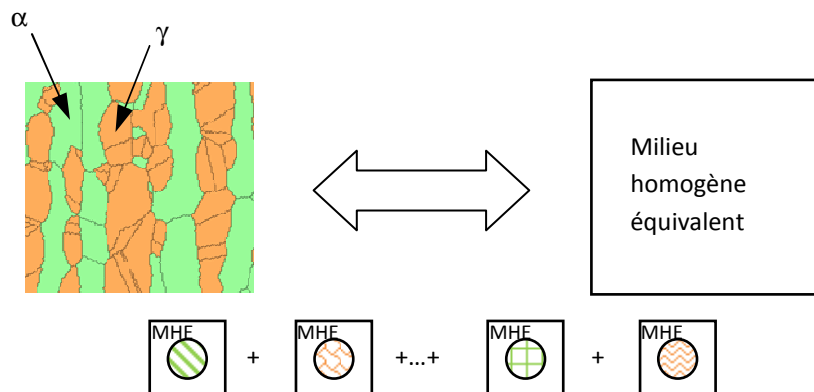


Figure 20 : Schéma d'homogénéisation autocohérent appliqué à l'acier inoxydable duplex étudié.

Les textures des phases ferritique et austénitique étant isotropes, et le comportement mécanique du matériau aussi, une distribution isotrope des orientations des grains austénitiques et ferritiques se justifie. Plusieurs auteurs ont montré que des distributions isotropes d'orientations limitées à 48 ou 40 grains sont susceptibles de décrire le comportement macroscopique de matériaux polycristallins isotropes de manière satisfaisante [Pilvin 1990], [Cailletaud 1992], [Abdul-Latif 2004]. Le temps de calcul est alors raisonnable, ce qui est particulièrement intéressant dans le cas de simulation d'essais cycliques. L'augmentation du nombre de grains peut néanmoins améliorer la réponse macroscopique et la distribution des réponses granulaires. La même distribution isotrope de 40 grains a été choisie pour les deux phases.

### II.2.2. LOI D'INTERACTION

L'élément principal d'un modèle micromécanique est la loi d'interaction entre les différents éléments (grain/matrice ou entre grains). L'objectif de cette loi d'interaction est de définir la relation entre une grandeur macroscopique (contrainte ou déformation) et une grandeur microscopique (contrainte ou déformation). Historiquement, les premières propositions dans ce domaine ont été faites par Sachs [Sachs 1928] puis Taylor [Taylor 1938]. Dans l'hypothèse de Sachs [Sachs 1928], chaque grain est soumis à la même contrainte, ce qui implique que la contrainte dans chaque grain est la contrainte macroscopique. L'équilibre est vérifié, cependant comme le modèle ne prend pas en compte les déformations différentes des grains, la condition de compatibilité des déformations entre grains n'est donc pas satisfaite. Taylor a fait l'hypothèse inverse, à savoir tous les grains du polycristal ont la même déformation plastique, la déformation plastique macroscopique [Taylor 1938]. Cette formulation a ensuite été étendue aux déformations élasto-plastiques par Lin [Lin 1957]. Dans ce cas, la condition de compatibilité des déformations est satisfaite, en revanche, l'équilibre statique n'est pas réalisé. Il est évident que ces deux modèles ne rendent pas compte des hétérogénéités de déformation qui existent dans un polycristal réel pendant un chargement mécanique. Y compris à l'intérieur d'un même grain, la déformation n'est pas homogène, cependant, la plupart des modèles micromécaniques négligent cette hétérogénéité intragranulaire.

Pour prendre en compte les hétérogénéités intergranulaires dans un polycristal pendant une sollicitation élasto-plastique, il est nécessaire d'utiliser une approche auto-cohérente. Cette approche est basée sur la solution du problème d'une inclusion ellipsoïdale, représentant le grain, noyée dans le milieu homogène équivalent représentant le polycristal. Basés sur la solution d'Eshelby [Eshelby 1957], Kröner [Kröner 1961] et Budianski et Wu [Budianski 1962] ont étendu cette approche aux déformations élasto-plastiques. Ce modèle néglige les interactions plastiques entre les grains et le milieu homogène équivalent. Afin de les prendre en compte, une formulation incrémentale du modèle autocohérent a été proposée par Hill pour les petites déformations élasto-plastiques [Hill 1965]. Cette formulation nécessite la résolution d'une équation implicite à chaque pas de temps, ce qui implique une mise en œuvre numérique assez lourde. C'est pourquoi des approximations ont été proposées afin d'en simplifier l'utilisation. Alors que le modèle de Hill rend compte de l'anisotropie des interactions élasto-plastiques, Berveiller et Zaoui [Berveiller 1979] ont proposé une simplification de la loi d'interaction en faisant l'hypothèse d'interactions plastiques isotropes. Cette hypothèse réduit considérablement la complexité du modèle initial. Toutefois, ce modèle présente l'inconvénient de n'être valable que pour un trajet de chargement monotone radial.

Afin de simuler des trajets de chargement complexes, et notamment cycliques, une autre loi d'interaction a été proposée par Cailletaud et Pilvin [Pilvin 1990], [Cailletaud 1992]. Ceux-ci ont introduit une variable phénoménologique d'accommodation intergranulaire dans l'expression proposée par Kröner. Le modèle a ensuite été utilisé avec succès pour simuler le comportement mécanique d'aciers inoxydables monophasés [Pilvin 1990], [Calloch 1999], [Portier 2000] et d'un acier doux [Hoc 2001a] en fatigue et/ou sur des trajets de chargement complexes.

Les modèles cités ci-dessus ont été développés en plasticité indépendante du temps. Comme dans les polycristaux la plasticité est supposée provenir du glissement des dislocations sur leurs plans cristallographiques et comme ce déplacement est un processus dépendant du temps, il semble raisonnable

d'étendre l'approche présentée ci-dessus à la viscoplasticité. Hutchinson a proposé une extension du modèle de Hill aux déformations viscoplastiques [Hutchinson 1976] et a simulé le fluage de polycristaux avec cette formulation incrémentale. Une formulation viscoplastique non-incrémentale a été proposée par Molinari et al [Molinari 1987], basée sur une linéarisation tangente du comportement à partir d'une méthode aux équations intégrales. Ce modèle a par la suite été étendu par Lebensohn et Tomé [Lebensohn 1993] en grandes déformations.

Afin d'inclure l'élasticité dans ce type de formulation, Weng [Weng 1982], puis Nemat-Nasser et Obata [Nemat-Nasser 1986] ont étendu le modèle de Kröner aux déformations élasto-visco-plastiques. Ces deux modèles conduisent malheureusement à une description trop raide du comportement du polycristal, car les interactions entre grain et matrice  $\gamma$  sont principalement pilotées par l'élasticité. Kouddane et al. [Kouddane 1994] ont inclus les interactions élastiques dans la loi d'interaction proposée par Molinari [Molinari 1987] en utilisant une formulation de type Maxwell. Ils ont pour cela considéré un matériau de comportement isotrope et incompressible. L'hypothèse d'incompressibilité a été levée par la suite par Molinari et al [Molinari 1997]. La formulation a ensuite été simplifiée par Dingli et al. [Dingli 2000] qui ont introduit un paramètre phénoménologique afin de simplifier la mise en œuvre du modèle en ne vérifiant plus à chaque pas de temps la condition d'autocoherence.

Plusieurs schémas de linéarisation sont possibles : la formulation incrémentale [Hill 1965], la formulation sécante [Hutchinson 1976], la formulation tangente [Molinari 1987], [Lebensohn 1993] et sa généralisation, la formulation affine [Masson 2000]. La pertinence de certaines de ces formulations (incrémentale, tangente, sécante) a été évaluée par comparaison à la borne établie par [Ponte Castañeda 1991]. Les travaux de [Gilormini 1995, 1997] montrent que ces linéarisations peuvent excéder la borne lorsque la non-linéarité ou le contraste entre phases est suffisamment important. La linéarisation rigidifie donc l'estimation du comportement, les nouveaux modèles proposés cherchent à l'assouplir.

Parmi les approches présentées, deux ont été retenues à la fois pour leurs capacités à simuler des sollicitations cycliques complexes et pour leur coût de simulation modéré, il s'agit d'une part de la loi d'interaction proposée par Cailletaud et Pilvin [Pilvin 1990], [Cailletaud 1992], et d'autre part de la loi d'interaction initialement proposée par Molinari et modifiée par Dingli, Abdul-Latif et Saanouni [Dingli 2000]. Ces deux lois sont brièvement présentées ci-dessous. De plus, la loi d'interaction de Berveiller-Zaoui (non présentée ici) a été utilisée lors de la phase d'identification. Les lois ont été adaptées au contexte de l'étude, à savoir deux types de grains constituent les hétérogénéités d'un schéma autocohérent à un site, des grains de ferrite et des grains d'austénite. L'indice  $i$  dans les équations suivantes permet de se référer à ces deux types de grains ( $a$  désigne la phase austénitique et  $f$  désigne la phase ferritique).

Afin de pouvoir simuler des essais cycliques non-radiaux, c'est-à-dire non-proportionnels, Cailletaud et Pilvin ont introduit une variable phénoménologique d'accommodation intergranulaire  $\underline{\underline{\beta}}^g$  dans l'expression proposée par Kröner. La loi d'interaction devient alors pour l'acier duplex :

$$\underline{\underline{\sigma}}^g = \underline{\underline{\Sigma}} + \mu \left( \underline{\underline{B}} - \underline{\underline{\beta}}^g \right) \quad \text{avec} \quad \underline{\underline{B}} = f_a \sum_1^{40} f_a^g \underline{\underline{\beta}}_a^g + f_f \sum_1^{40} f_f^g \underline{\underline{\beta}}_f^g \quad (37)$$

où  $f_a$ ,  $f_f$  et  $f^g$  sont respectivement les fractions volumiques d'austénite, de ferrite et d'un grain dans une phase ( $f_g = \frac{1}{40}$ ).

$\underline{\underline{\beta}}^g$  jouant le rôle d'un écrouissage cinématique, afin de décrire correctement la réponse à des chargements cycliques, Cailletaud et Pilvin ont proposé une évolution de cette variable sous la forme :

$$\dot{\underline{\underline{\beta}}}^g = \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{pg} - D_i \left( \underline{\underline{\beta}}^g - \delta_i \underline{\underline{\epsilon}}^{pg} \right) \left\| \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{pg} \right\| \quad (38)$$

en s'inspirant des formulations généralement utilisées pour décrire l'écrouissage cinématique [Armstrong 1966], [Lemaitre 1985].  $D_i$  et  $\delta_i$  sont deux paramètres à identifier pour l'austénite et la ferrite respectivement.

L'homogénéisation est faite ensuite sur le taux de déformation plastique granulaire, afin d'obtenir le taux de déformation plastique macroscopique :

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^p = f_a \sum_1^{40} f_a^g \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_a^{pg} + f_f \sum_1^{40} f_f^g \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_f^{pg} \quad (39)$$

La relation en contrainte, symétrique de celle-ci, n'est, elle, pas vérifiée. La condition d'auto-cohérence n'est donc a priori pas vérifiée par ce modèle. Cependant, certains auteurs ont montré, à l'aide de calculs par éléments finis, que la loi d'interaction de Berveiller-Zaoui, contrairement à celle de Kröner, vérifie la condition d'autocohérence [Besson 2001]. Une des solutions est alors d'identifier les paramètres de la loi d'interaction de Cailletaud-Pilvin afin que ses prédictions coïncident avec celle de Berveiller-Zaoui sur un trajet monotone et radial (seul trajet qui peut être simulé par cette loi) de manière à ce que la condition d'auto-cohérence soit vérifiée au moins dans ces conditions.

Dingli et al. [Dingli 2000] ont simplifié la formulation élasto-visco-plastique proposée par Molinari [Molinari 1997] en supposant un comportement isotrope du MHE et des grains sphériques. Au lieu de recalculer le module visqueux tangent à chaque incrément de temps afin de vérifier la condition d'autocohérence, ils ont introduit un paramètre phénoménologique  $\alpha_i$  qui doit être identifié à partir de résultats expérimentaux (ici pour chaque phase) :

$$2A_i \left( \underline{\underline{\dot{\sigma}}}^g + \underline{\underline{\dot{\Sigma}}} \right) + B_i \text{tr} \left( \underline{\underline{\dot{\sigma}}}^g + \underline{\underline{\dot{\Sigma}}} \right) \underline{\underline{I}} - \alpha_i \left( \underline{\underline{s}}^g + \underline{\underline{S}} \right) = \left( \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^g - \underline{\underline{\dot{E}}} \right) \quad (40)$$

où  $\underline{\underline{s}}^g$  et  $\underline{\underline{S}}$  sont les déviateurs de  $\underline{\underline{\sigma}}^g$  et  $\underline{\underline{\Sigma}}$  respectivement, avec :

$$A_i = \frac{-(8\mu_i + 3\lambda_i)}{2\mu_i(14\mu_i + 9\lambda_i)} \quad \text{et} \quad B_i = \frac{(6\mu_i + \lambda_i)(3\lambda_i + 8\mu_i)}{\mu(448\mu_i^2 + 456\mu_i\lambda_i + 108\lambda_i^2)} \quad (41)$$

et  $\mu_i$  et  $\lambda_i$  les coefficients de Lamé.

La déformation totale à l'échelle du grain s'écrit :

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^g = \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{eg} + \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{pg} \quad (42)$$

Le taux de déformation élastique granulaire est calculé par la loi de Hooke pour un matériau élastique isotrope :

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{eg} = \frac{\underline{\underline{\dot{\sigma}}}^g}{2\mu_i} - \frac{\lambda_i}{2\mu_i(2\mu_i + 3\lambda_i)} \text{tr} \left( \underline{\underline{\dot{\sigma}}}^g \right) \underline{\underline{I}} \quad (43)$$

L'élasticité est définie pour chaque phase par les coefficients de Lamé  $\lambda_i$  et  $\mu_i$ . L'homogénéisation est ensuite faite sur le taux de déformation totale :

$$\underline{\underline{\dot{E}}} = f_a \sum_1^{40} f_a^g \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_a^{g} + f_f \sum_1^{40} f_f^g \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_f^{g} \quad (44)$$

### II.2.3. LOI DE COMPORTEMENT CRISTALLINE

Nous nous intéressons ici à la modélisation de la déformation plastique d'un alliage métallique. Le mécanisme principal à l'origine de la déformation plastique est le glissement des dislocations sur les plans cristallins dans chaque grain du polycristal. Ecrire une loi de comportement nécessite alors de connaître le réseau cristallin et la nature des systèmes de glissement associés, puis d'écrire une loi physiquement fondée à l'échelle de ces systèmes de glissement.



### STRUCTURES CRISTALLINES

Le matériau étudié est constitué de deux phases polycristallines, la phase austénitique est cubique à faces centrées (CFC) et la phase ferritique est cubique centrée (CC) (Figure 21). Les deux phases sont donc à symétrie cubique.

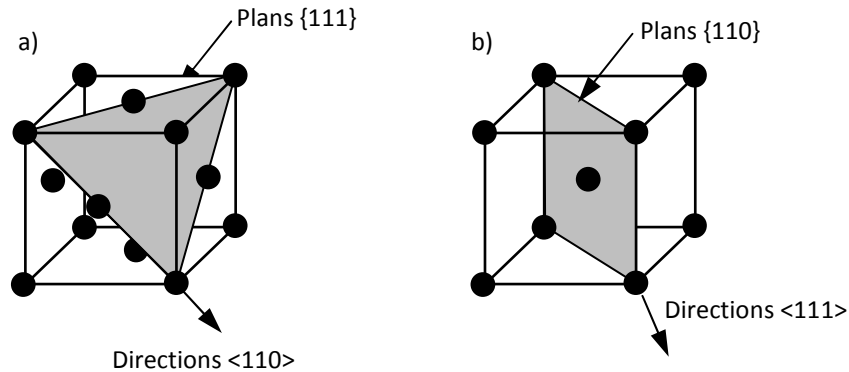


Figure 21 : Systèmes de glissement, a) dans une structure cubique à faces centrées, b) dans une structure cubique centrée.

### ELASTICITE CRISTALLINE

Le tenseur de rigidité élastique permet de décrire la relation entre les tenseurs des contraintes et des déformations dans le domaine élastique,  $\sigma_{ij} = C_{ijkl} \epsilon_{kl}$ . Dans le cas d'un matériau isotrope, le module d'élasticité est le même quelle que soit la direction de sollicitation, et deux coefficients suffisent à définir  $C_{ijkl}$ . Ce n'est pas le cas des matériaux à structure cubique comme l'austénite et la ferrite qui sont anisotropes. Il faut alors 3 coefficients pour décrire le tenseur de rigidité  $C_{ijkl}$  :  $C_{11}$ ,  $C_{12}$  et  $C_{44}$  selon l'expression :

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{33} \\ 2\epsilon_{12} \\ 2\epsilon_{23} \\ 2\epsilon_{31} \end{pmatrix} \quad (45)$$

Le Tableau 3 présente les coefficients de la matrice de rigidité ainsi que le coefficient d'anisotropie défini par :

$$a = 2 \frac{C_{44}}{C_{11} - C_{12}} \quad (46)$$

Puisque le rapport des modules d'élasticité extrêmes approche 3, il est clair que les deux phases considérées ici ont un comportement anisotrope en élasticité. Il a été montré, pour l'acier inoxydable austénitique, que cette anisotropie d'élasticité cristalline joue un grand rôle sur le niveau des contraintes subies par le cristal à faible niveau de déformation plastique, mais qu'au-delà de 0,2 % de déformation, cette influence devient négligeable [Osterstock 2008]. Les deux lois d'interaction sélectionnées ne permettent pas de prendre en compte l'anisotropie d'élasticité cristalline, dans les deux cas, l'élasticité  $\gamma$  est considérée isotrope, les coefficients sont de plus identiques pour les deux phases pour le modèle de Cailletaud-Pilvin, tandis qu'ils sont différents pour le modèle d'Abdul-Latif et al. Cependant, la prise en compte de l'anisotropie de l'élasticité cristalline, si elle était possible, devrait augmenter les temps de calcul sans améliorer sensiblement les résultats dans la gamme des déformations plastiques étudiées en fatigue [0,2% - 1%].

Matériau	C11 (GPa)	C12 (GPa)	C44 (GPa)	a	$\frac{E_{\max}}{E_{\min}}$
isotrope				1	1

ferrite	247,7	144,6	118	2,5	2,5
austénite	197,5	125	122	3,4	2,96

Tableau 3 : Coefficients de la matrice de rigidité, du coefficient d'anisotropie et du rapport maximal des modules d'élasticité à température ambiante [Huntington 1958].

### COMPORTEMENT PLASTIQUE

Pour mémoire, dans les structures cristallographiques cubiques à faces centrées, les plans de glissement ont une normale de type {111} (plans denses), et les directions de glissement sont définies par les vecteurs de Burgers de type <110> (Figure 21a). Chaque direction de glissement appartient à deux plans de glissement, il existe donc 12 systèmes de glissement. Dans les structures cubiques centrées, le glissement des dislocations a lieu dans les directions de type <111> (directions denses) généralement sur des plans de normale de type {110} ou {112}. Plus rarement, du glissement sur les plans de normale {123} a pu être observé [Chin 1972], [Keh 1967], [Franciosi 1984]. Nous avons donc considéré 24 systèmes actifs uniquement, et non 48. La cission  $\tau_i^s$  sur le système de glissement s du grain g peut être déterminée en fonction de la contrainte dans le grain,  $\underline{\sigma}_i^g$ , par l'expression :

$$\tau_i^s = \underline{\sigma}_i^g : \underline{m}_i^{gs} \quad \text{avec} \quad m_{ijk}^{gs} = \frac{1}{2} (b_j^s n_k^s + b_k^s n_j^s) \quad (47)$$

où  $\vec{b}$  et  $\vec{n}$  sont respectivement le vecteur de Burgers et le vecteur unitaire normal au plan de glissement.

Les autres modes de déformation plastique possibles, à savoir maclage et changement de phase, sont absents ici. Le maclage apparaît lorsque les dislocations sont en nombre insuffisant pour accommoder la déformation, on le détecte dans les matériaux CFC et CC à basse température. Les deux phases présentes dans l'acier duplex sont stables à température ambiante [Desestret 1990], [Lacombe 1990].

Dans un état donné, un certain nombre de dislocations sont présentes dans le cristal. Ces dislocations appartiennent à différents systèmes de glissement et s'enchevêtrent.

Afin de prendre en compte les interactions avec les dislocations de la "forêt", la cission critique d'activation du glissement sur un système donné  $\tau_{\mu i}^s$  peut être reliée à la densité de dislocations stockées sur les autres systèmes de glissement :

$$\tau_{\mu i}^s = \tau_i^0 + \mu_i b_i \sqrt{\sum_t h_i^{ts} \rho_i^t} \quad (48)$$

avec  $\tau_i^0$  la cission initiale,  $\mu_i$  le module de cisaillement,  $b_i$  la norme du vecteur de Burgers et  $\rho_i^t$  la densité de dislocations stockées sur le système de glissement t. La matrice  $h_i^{ts}$  permet de distinguer les interactions des différents systèmes entre eux [Franciosi 1984]. La forme de cette matrice dépend bien entendu de la structure cristallographique [Franciosi 1985]. C'est une matrice  $12 \times 12$  pour les grains austénitiques et  $24 \times 24$  pour les grains ferritiques. Une forme simple de cette matrice a été utilisée, ne faisant intervenir qu'un paramètre hors diagonale et la valeur 1 sur la diagonale [Tabourot 2001].

Le glissement a lieu lorsque la cission sur un ou plusieurs systèmes atteint cette valeur. La règle est simple à énoncer mais nécessite des critères sophistiqués afin de sélectionner les systèmes de glissement actifs, le glissement multiple pouvant conduire à des indéterminations numériques. Une solution numériquement plus simple consiste à écrire une loi d'écoulement de type viscoplastique sous forme de loi puissance :

$$\dot{\gamma}_i^s = \left( \frac{|\tau_i^s| - \tau_{\mu i}^s}{K_i} \right)^{n_i} \text{sign}(\tau_i^s) \quad \text{si} \quad |\tau_i^s| \geq \tau_{\mu i}^s, \quad \dot{\gamma}_i^s = 0 \quad \text{sinon} \quad (49)$$

Les lois puissance ont initialement été développées pour des polycristaux de structure CFC [Asaro 1985], [Tabourot 1997], [Kalidindi 2001]. Elles ont été utilisées par la suite dans des polycristaux de structure CC [Paquin 2001], [Hoc 2001]. L'intérêt premier de ce type de loi est sa simplicité, en effet elle ne nécessite que 3

paramètres et permet de lever les indéterminations numériques sur les systèmes actifs induits par la plasticité indépendante du temps. Il faut cependant noter que lorsque  $n \rightarrow \infty$ , le comportement tend vers la plasticité indépendante du temps, avec  $\tau_{\mu i}^s$  comme contrainte seuil.

Finalement, le taux de déformation dans le grain vaut :

$$\underline{\dot{\epsilon}}_i^{pg} = \sum_s \underline{m}_i^{gs} \dot{\gamma}_i^s \quad (50)$$

Il reste désormais à faire évoluer la densité de dislocations en fonction des déformations subies par un grain. Pour cela considérons la densité totale de dislocations sur le système de glissement  $s$ ,  $\rho^s$ . Une partie de ces dislocations est mobile tandis que les autres sont immobiles, ou stockées.

$$\rho^s = \rho_{imm}^s + \rho_{mob}^s \quad (51)$$

Les dislocations mobiles permettent d'accommoder la déformation plastique. Elles sont produites selon le mécanisme de Franck-Read à partir de segments de dislocations ancrés à leurs extrémités, puis sont susceptibles de s'arrêter et deviennent alors immobiles. Expérimentalement, il a été montré que la densité de dislocations mobiles est très inférieure à la densité de dislocations immobiles [Tabourot 2001]. On considèrera donc que :

$$\rho^s = \rho_{imm}^s \quad (52)$$

L'évolution des densités de dislocations est liée à trois mécanismes. Les dislocations sont produites selon le mécanisme de Franck-Read, elles interagissent avec des dislocations d'autres systèmes et sont alors susceptibles d'être immobilisées [Franciosi 1982], des dislocations d'un même système et de sens opposé s'annihilent lorsqu'elles se croisent à une distance inférieure au rayon de capture [Friedel 1964]. Par ailleurs, des observations expérimentales ont permis de montrer que pour des essais quasi-statiques au cours desquels la température varie lentement, la densité de dislocations mobiles est constante [Mecking 1970]. On a donc :

$$\dot{\rho}^s = \dot{\rho}_{imm}^s = \dot{r}_{imm p}^s - \dot{r}_{imm a}^s \quad (53)$$

Où  $\dot{r}_{imm p}^s$  et  $\dot{r}_{imm a}^s$  sont respectivement le taux de production de dislocations immobiles (c'est-à-dire le taux d'immobilisation de dislocations mobiles) et le taux d'annihilation de dislocations immobiles.

Le taux d'immobilisation de dislocations mobiles  $\dot{r}_{imm p i}^s$  dans chaque phase est calculé à partir du libre parcours moyen d'une dislocation :

$$\dot{r}_{imm p i}^s = \frac{1}{b_i} \sqrt{\frac{\sum_{t \neq s} \rho_i^t}{L_i}} |\dot{\gamma}_i^s| \quad (54)$$

où  $L_i$  est un paramètre matériau.

Le taux d'annihilation de dislocations  $\dot{r}_{imm a i}^s$  est obtenu en évaluant le nombre de dislocations susceptibles de traverser le volume d'annihilation autour d'une dislocation donnée.

$$\dot{r}_{imm a i}^s = \frac{2 y_{ci} \rho_i^s}{b_i} |\dot{\gamma}_i^s| \quad (55)$$

avec  $y_{ci}$  un paramètre contrôlant l'annihilation des dislocations stockées.

On obtient alors l'expression de l'évolution de la densité de dislocations :

$$\dot{\rho}_i^s = \frac{1}{b_i} \left( \sqrt{\frac{\sum_{t \neq s} \rho_i^t}{L_i}} - 2 y_{ci} \rho_i^s \right) |\dot{\gamma}_i^s| \quad (56)$$

## II.2.4. VALIDATION SUR LE PREMIER CYCLE ET SUR LES SURFACES DE PLASTICITE

### IDENTIFICATION DES PARAMETRES

Il est nécessaire de porter une grande attention à la phase d'identification des paramètres de ces modèles [Evrard 2008b]. Un bilan du nombre de paramètres matériau nécessaires aux trois lois d'interaction utilisées est donné dans le Tableau 4. L'identification des paramètres est effectuée en 3 étapes. Tout d'abord, les paramètres d'élasticité sont mesurés sur des résultats expérimentaux et la plupart des paramètres de plasticité cristalline sont obtenus à partir de la littérature. Ensuite, les paramètres de plasticité cristalline restants sont obtenus par approche inverse. Pour cela, la courbe de traction monotone est simulée en utilisant la loi d'interaction de Berveiller-Zaoui (qui n'introduit aucun paramètre supplémentaire), les paramètres sont alors optimisés à l'aide du logiciel SiDoLo [Pilvin 1995]. Lors de l'optimisation, des bornes sont introduites afin que les paramètres gardent un sens physique après optimisation. Enfin, les paramètres des lois d'interaction de Cailletaud-Pilvin et de Dingli-Abdul-Latif sont identifiés à l'aide de la courbe de traction monotone simulée avec la loi d'interaction de Berveiller-Zaoui et de la première boucle d'un essai de fatigue à  $\varepsilon_a = 0.5\%$ . Comme c'est la loi d'interaction qui fait ici office d'érouissage cinématique, il est nécessaire d'utiliser un essai cyclique pour son identification, afin de bien décrire l'effet Bauschinger.

	Loi d'interaction de Berveiller-Zaoui	Loi d'interaction de Cailletaud-Pilvin	Loi d'interaction de Dingli-Abdul-Latif
Elasticité	2 paramètres	2 paramètres	2 paramètres par phase
Plasticité cristalline	8 paramètres par phase		
Loi d'interaction	Aucun	2 paramètres par phase	1 paramètre par phase

Tableau 4 : Nombre de paramètres matériau à identifier en fonction de la loi d'interaction utilisée.

### COMPARAISON AVEC LES RESULTATS EXPERIMENTAUX

Comme attendu, les deux essais ayant servi à l'identification des paramètres sont bien décrits par les deux modèles utilisés pour la fatigue (Figure 22 et Figure 23 a). L'effet d'amplitude en traction-compression est correctement décrit par les deux modèles (Figure 23). On observe que les résultats prédits avec les deux lois d'interaction sont quasiment identiques.

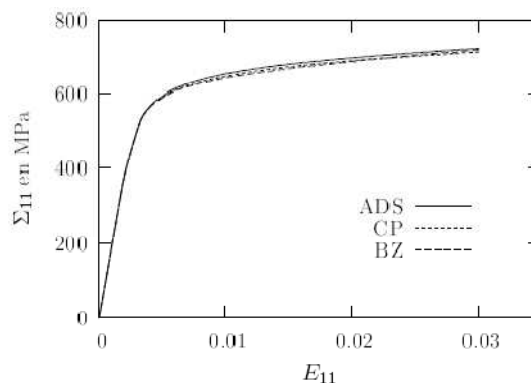


Figure 22 : Courbe d'essai de traction monotone, comparaison entre résultats expérimentaux et simulation [Evrard 2008b].

De plus, des essais de traction-compression/torsion à 0.5 % d'amplitude de déformation totale ont été simulés avec les deux modèles (Figure 24). Le surécrouissage observé sous chargement non-proportionnel est bien décrit quelle que soit la loi d'interaction. Ceci est d'autant plus remarquable que la base d'identification ne contenait aucun essai non-proportionnel. Ces lois d'interaction couplées à une modélisation cristalline de la

plasticité granulaire ont déjà été utilisées par le passé pour simuler des essais non-proportionnels et le surécrouissage observé dans certains matériaux [Pilvin 1990], [Abdul-Latif 1994], [Calloch 1999], [Dingli 2000]. Cependant, des essais non-proportionnels étaient systématiquement intégrés à la base d'identification. Il semblerait donc que ce type de modèle soit plus puissant qu'il ne paraissait de prime abord, puisqu'il est possible de simuler le surécrouissage induit par des chargements non-proportionnels sans l'avoir introduit lors de l'identification. Cette propriété reste à vérifier sur d'autres essais et/ou matériaux avant de pouvoir être confirmée.

Les deux lois d'interaction donnent des résultats très proches, on peut noter que la description de l'effet Bauschinger est légèrement améliorée par la loi d'interaction Cailletaud-Pilvin. Cependant le temps de calcul nécessaire aux simulations par la loi d'interaction Abdul-Latif-Dingli-Saanouni est beaucoup plus important que celui par la loi Cailletaud-Pilvin. Puisque l'objectif de l'étude est la simulation de la fatigue, seule la loi de Cailletaud-pilvin sera utilisée par la suite.

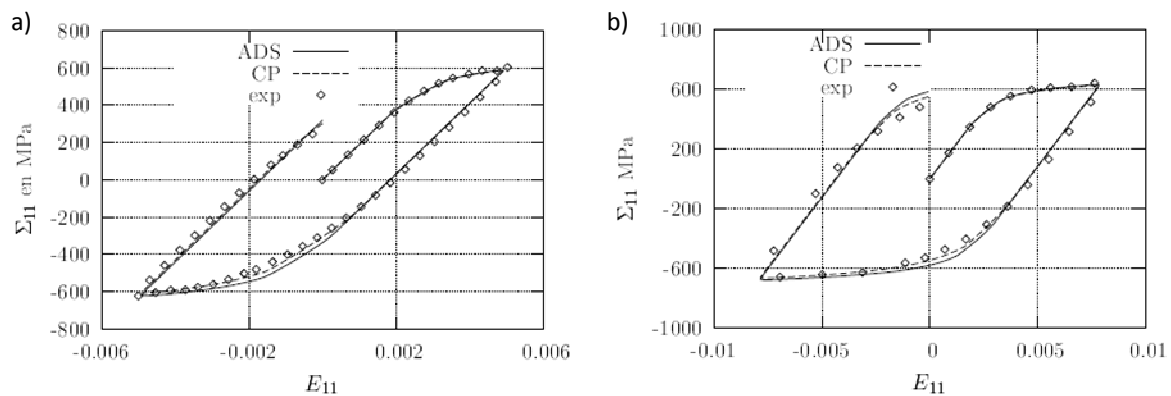


Figure 23 : 1ère boucle d'hystérésis en traction-compression. Comparaison entre résultats expérimentaux et simulation, a)  $\epsilon_0 = 0.5\%$ , b)  $\epsilon_0 = 0.8\%$  [Evrard 2008b].

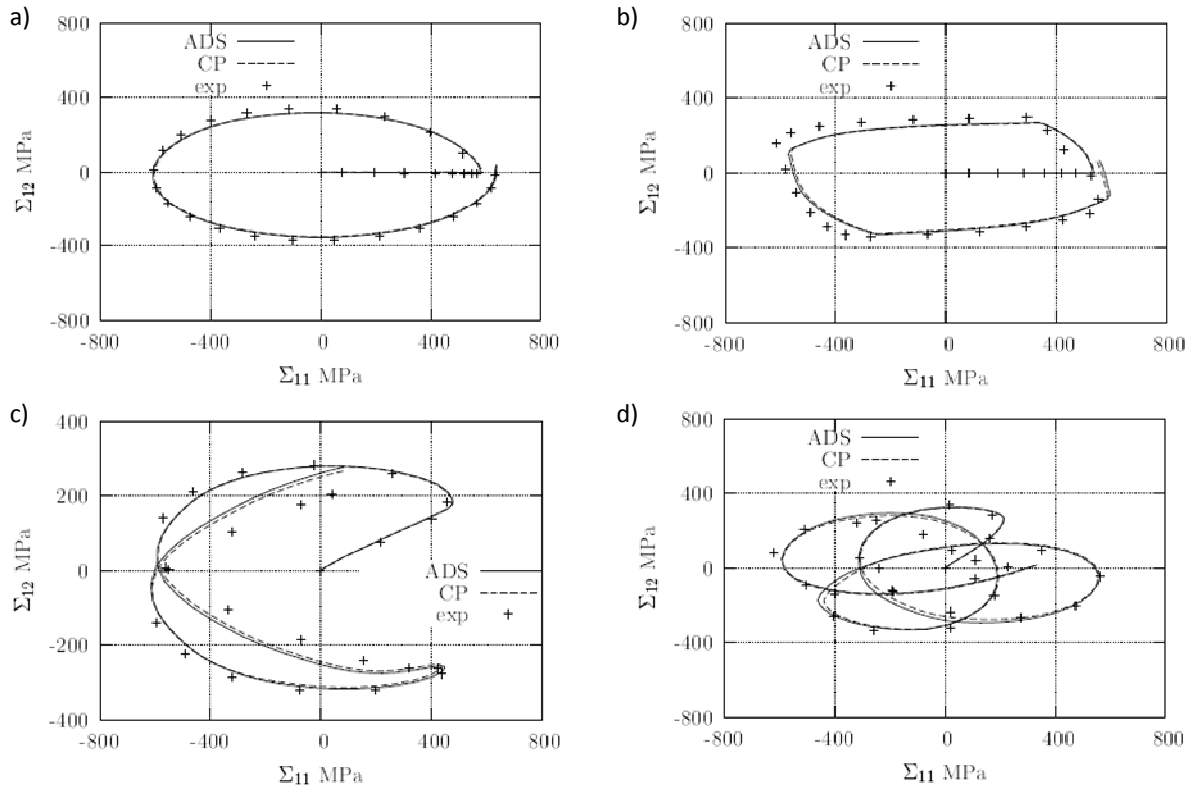


Figure 24 : 1ère boucle d'hystérésis en traction-compression/torsion,  $\varepsilon_a = 0.5\%$ ,  $\varepsilon_m = 0\%$ . Comparaison entre résultats expérimentaux et simulation, a) trajet cercle, b) trajet carré, c) trajet papillon, d) trajet trèfle [Evrard 2008b].

### COMPARAISON AVEC LES SURFACES DE PLASTICITE EXPERIMENTALES

Aucune hypothèse sur la forme et la position de la surface de plasticité n'est faite dans les modèles étudiés. Il est donc nécessaire de mesurer la surface de plasticité de manière analogue à celle utilisée expérimentalement (voir paragraphe I.3.1). Suite à un chargement donné (l'état des variables internes est mémorisé) et à partir d'un point appartenant au domaine élastique,  $n$  trajets radiaux sont effectués numériquement. Lorsqu'une déformation plastique donnée est atteinte, le point correspondant est supposé appartenir à la surface de plasticité. Pour une bonne description de la surface, une centaine de points de mesure sont nécessaires.

Les surfaces de plasticité calculées sur le matériau vierge et pendant le premier cycle d'essais avec des trajets traction-compression et carré sont tracées Figure 25 et Figure 26 et sont comparées aux surfaces mesurées présentées au paragraphe I.3.4. Les simulations numériques utilisent la loi d'interaction de Cailletaud-Pilvin. On peut observer Figure 25 que les simulations rendent bien compte de la forme générale des surfaces de plasticité observées expérimentalement sous chargement proportionnel, c'est-à-dire qu'elles présentent un nez dans la direction de chargement et un plat à l'opposé. Cependant, bien que le nez soit bien décrit par le modèle, la position du plat à l'opposé de la direction de chargement ne l'est pas, et la taille du domaine d'élasticité est alors surestimée. Dans la simulation, la part de l'érouissage isotrope est donc trop grande. Une solution d'amélioration serait d'intégrer un érouissage cinématique spécifique au sein des systèmes de glissement (rappelons qu'actuellement, l'érouissage cinématique n'intervient que dans la loi d'interaction). Néanmoins, faute de modèle physique décrivant l'érouissage cinématique à l'échelle du système de glissement [Gaudin 2002], [Déprés 2004], nous avons tenté d'intégrer une variable d'érouissage cinématique phénoménologique [Evrard 2008b]. Cette modification ne permet pas d'améliorer sensiblement la description de la surface de plasticité. Après modification, celle-ci se décale sans que sa taille soit affectée. La modification n'a donc pas été retenue.

Des surfaces de plasticité obtenues après un trajet de chargement non-proportionnel ont également été simulées (Figure 26). On observe un déplacement important de la surface de plasticité ainsi qu'une distorsion. Au point de chargement, la position et la forme de la surface sont bien décrits, alors que la taille du domaine d'élasticité, dans la direction de chargement, est surestimée par le modèle. En revanche, la rotation observée expérimentalement à chaque quart de cycle est bien traduite par le modèle.

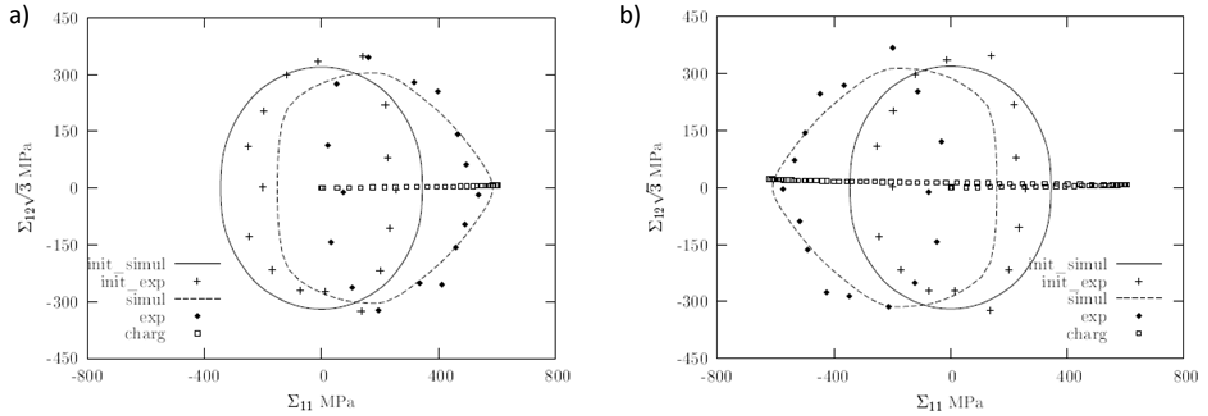


Figure 25 : Surfaces de plasticité mesurées et simulées sur le matériau vierge et après sollicitation avec un trajet traction-compression après  $\frac{1}{4}$  cycle (a) et  $\frac{3}{4}$  cycle (b) avec  $\epsilon_a = 0.5\%$  [Evrard 2008b].

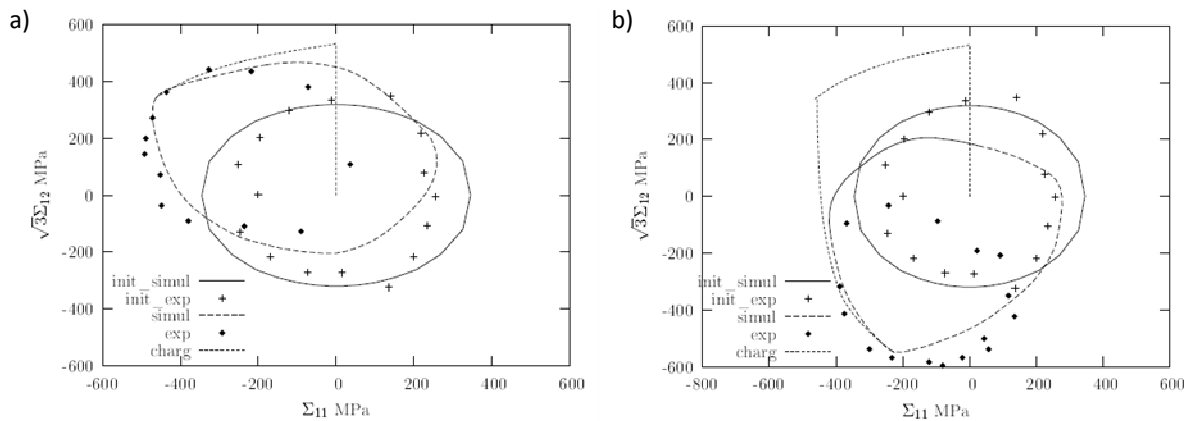


Figure 26 : Surfaces de plasticité mesurées et simulées sur le matériau vierge et après sollicitation avec un trajet carré après  $\frac{1}{4}$  cycle (a) et  $\frac{1}{2}$  cycle (b) avec  $\epsilon_a = 0.5\%$  [Evrard 2008b].

En conclusion, une adaptation du modèle polycristallin pour un acier biphasé a été proposée, en adéquation avec la microstructure du matériau. Il est important de rappeler ici qu'un grand nombre des paramètres ont été tirés de la littérature et que seuls deux essais ont été utilisés pour l'identification des paramètres restants. Il s'agit d'essais simples et peu coûteux à mettre en œuvre. Le modèle a ensuite pu être validé sur une large base expérimentale (essais à différentes amplitudes, essais multiaxiaux, évolution de la surface de plasticité), ce qui démontre sa robustesse.

## II.2.5. PRISE EN COMPTE DE L'ADOUCCISSEMENT CYCLIQUE

Publication associée : [Evrard 2008d]

Les résultats expérimentaux présentés au 1<sup>er</sup> chapitre ont montré que, au cours de la phase d'accommodation en fatigue oligocyclique, l'acier duplex présente un durcissement cyclique suivi d'un adoucissement cyclique. Le modèle décrit ci-dessus n'est capable de simuler qu'une évolution monotone, un durcissement, au cours du chargement. La simulation du cycle stabilisé surestime largement l'amplitude de contrainte observée

expérimentalement [Evrard 2008b]. Ces constatations ont justifié la modification du modèle présenté ci-dessus afin de décrire aussi l'adoucissement cyclique observé expérimentalement.

### ORIGINE PHYSIQUE DE L'ADOUCCISSEMENT CYCLIQUE

Il est bien établi dans la littérature que les aciers inoxydables (hors martensitiques) présentent dans de nombreux cas, en fatigue oligocyclique, un durcissement suivi d'un adoucissement cyclique avant une phase de stabilisation de l'amplitude de contrainte. Ces observations ont été faites aussi bien dans des aciers austénitiques [Degallaix 1986], [Polák 1991], que ferritiques [Kruml 1997, 2001] ou duplex [Mateo 1996], [Kruml 1997], [Alvarez-Armas 2007], [Aubin 2003a]. Cet adoucissement ne résulte pas d'un endommagement, mais d'évolutions internes de la microstructure de dislocations. Dans la littérature, l'adoucissement cyclique est attribué à deux causes. La première concerne les aciers inoxydables austénitiques dans lesquels l'augmentation de la teneur en azote, en diminuant l'énergie de faute d'empilement, favorise un glissement plan des dislocations, et par conséquent la réversibilité de la déformation plastique cyclique [Degallaix 1986], [Akdt 1999], [Vogt 2001]. Un adoucissement cyclique est alors observé. Ce mécanisme n'opère cependant que dans l'austénite suffisamment chargée en azote. La seconde cause provient de l'évolution de la distribution des dislocations au cours du cyclage, celles-ci passent progressivement d'une distribution homogène au début du cyclage à une distribution hétérogène (bandes de glissement persistantes, murs et canaux, labyrinthes, cellules) [Mayama 2006]. Ces structures hétérogènes sont constituées de zones riches en dislocations (ou dures), qui ne peuvent plus accommoder la déformation plastique, et de zones pauvres en dislocations (ou molles), dans lesquelles le glissement des dislocations est aisé. La déformation plastique est alors plus facilement accommodée par le matériau, qui s'adoucit. La fraction volumique de zones molles augmente au cours du cyclage, tandis que la densité de dislocations augmente dans les zones riches en dislocations. Cette évolution de la distribution des dislocations est schématisée Figure 27.

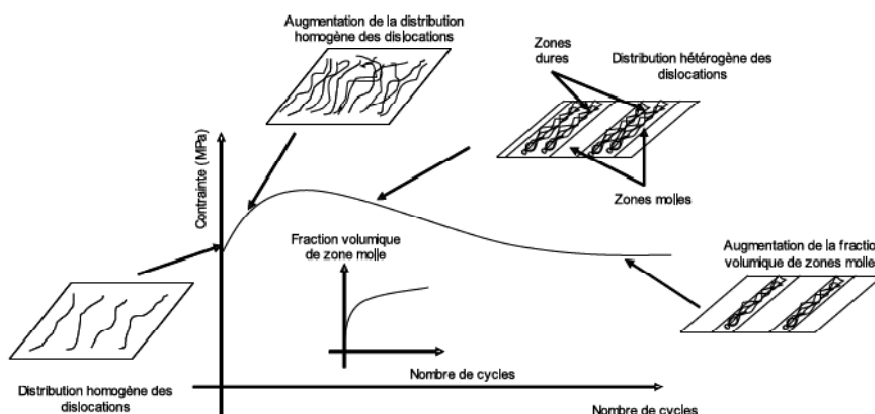


Figure 27 : Schéma de l'évolution de la distribution des dislocations au cours des cycles en fatigue oligocyclique [Evrard 2008b].

Afin d'identifier le ou les mécanismes responsables de l'adoucissement dans l'acier inoxydable duplex étudié, des observations au microscope électronique à transmission ont été effectuées à différents instants du cyclage à l'Institut de Physique de Rosario (Argentine). Deux trajets de chargement ont été testés à la même amplitude de déformation imposée : trajet de chargement de traction-compression et trajet de chargement de traction-compression/torsion carré (non-proportionnel). Les observations MET ont été effectuées après des essais interrompus pendant les différentes phases du durcissement/adoucissement cyclique : pendant le durcissement, pendant l'adoucissement et pendant la phase de stabilisation. Dans l'austénite et la ferrite, la distribution des dislocations est initialement globalement homogène (Figure 28 a et c). Au cours du cyclage, la densité de dislocations augmente. La distribution reste homogène dans la phase austénitique, y compris sous chargement non-proportionnel (Figure 28 b), tandis qu'elle devient largement hétérogène, composée d'amas de dislocations au sein de zones pauvres en dislocations, voire de murs et de canaux sous chargement non-proportionnel, dans la phase ferritique (Figure 28 d). Dans la phase austénitique, deux à trois systèmes de



glissement actifs sont observés sous chargement carré, mais seul un système est fortement activé sous chargement proportionnel.

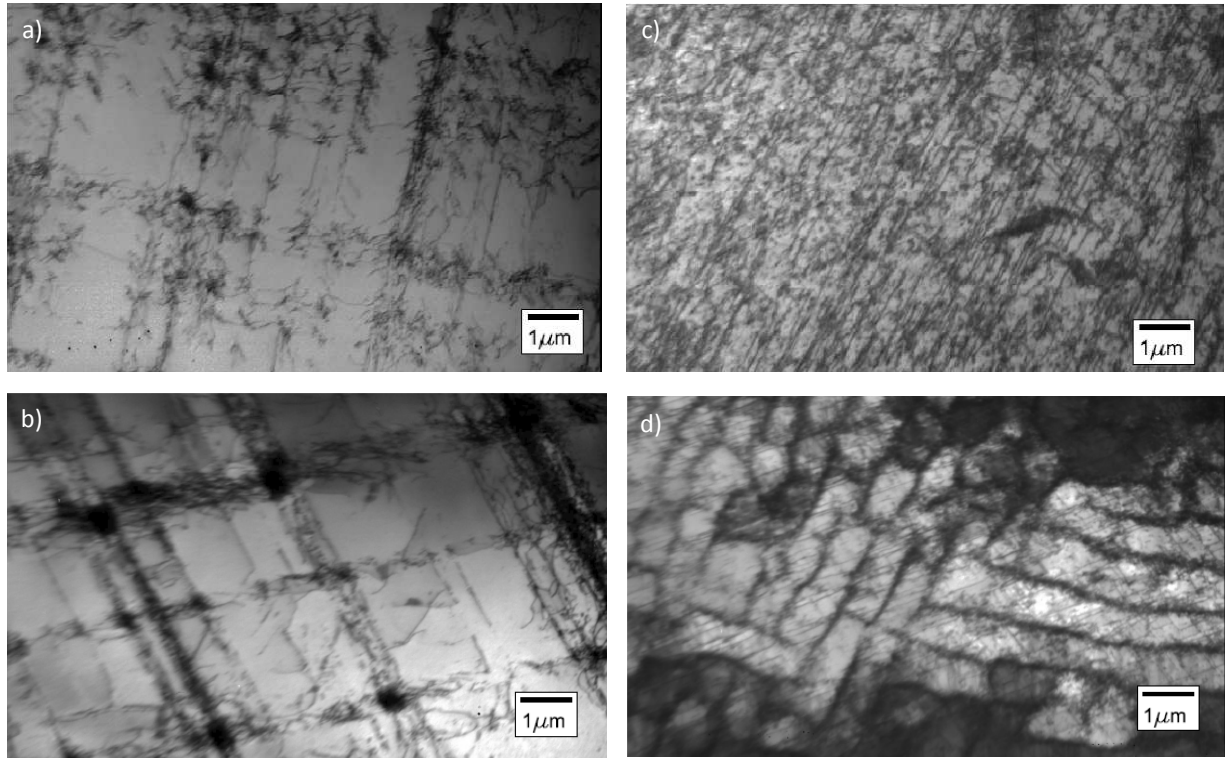


Figure 28 : Distributions des dislocations observées pendant un essai de traction-compression/torsion (trajet carré),  $\epsilon_0 = 0.5 \%$ , dans la phase austénitique : a) au cycle 21, b) au cycle 300, dans la phase ferritique : c) au cycle 21, d) au cycle 300 [Evrard 2008b].

Puisqu'une évolution importante de la distribution des dislocations est observée dans la phase ferritique, nous avons fait l'hypothèse qu'au moins une part de l'adoucissement cyclique pouvait s'expliquer par l'apparition de zones dures et molles dans les grains ferritiques. Il n'a pas été possible de déterminer la contribution à l'adoucissement cyclique du glissement planaire dans les grains austénitiques.

#### PRISE EN COMPTE DE L'ADOUCCISSEMENT CYCLIQUE DANS LA MODELISATION POLYCRISTALLINE

La loi de comportement cristalline présentée plus haut a été modifiée afin de décrire l'adoucissement cyclique. L'adoucissement cyclique, en première hypothèse, est attribué aux grains ferritiques. Par conséquent, seul le comportement cristallin des grains ferritiques a été modifié, celui des grains austénitiques est resté inchangé.

Le modèle proposé s'inspire des travaux de Mughrabi [Mughrabi 1983] qui traduit la distribution hétérogène de dislocations en considérant des zones molles et dures qui se déforment en parallèle. Comme Estrin [Estrin 1998], Tòth [Tòth 2005] et Feaugas [Feaugas 1999], [Bocher 2001], nous avons décomposé la cission critique dans les zones molles (c pour channel/chenal) et dures (w pour wall/mur) selon :

$$\tau_{\mu}^s = f_w^s \tau_{\mu w}^s + f_c^s \tau_{\mu c}^s \quad (57)$$

Où  $\tau_{\mu w}^s$  et  $\tau_{\mu c}^s$  sont respectivement les cissions critiques dans les zones dures et molles et  $f_w$  et  $f_c$  les fractions volumiques de zones dures et molles respectivement.

$$\dot{\gamma}^s = \left( \frac{|\tau^s| - (f_w \tau_{\mu w}^s + f_c \tau_{\mu c}^s)}{K_i} \right)^{n_i} \text{sign}(\tau^s) \quad \text{si } |\tau^s| \geq f_w \tau_{\mu w}^s + f_c \tau_{\mu c}^s, \quad (58)$$

$$\dot{\gamma}^s = 0 \quad \text{sinon}$$

Les équations définissant la cission critique sur un système de glissement donné et l'évolution de la densité de dislocations dans les zones dures sont identiques à leurs expressions dans le modèle initial. En revanche, dans

les zones molles, les dislocations sont peu nombreuses, leurs interactions peuvent alors être négligées. La cission critique s'écrit alors :

$$\tau_{\mu c}^s = \tau_f^0 + \mu_f b_f \sqrt{\rho_c^s} \quad (59)$$

Et l'évolution de la densité de dislocations devient :

$$\dot{\rho}^s = \frac{1}{b_f} \left( \frac{\sqrt{\rho_c^s}}{L_c} - 2 \gamma_s \rho_c^s \right) |\dot{\gamma}^s| \quad (60)$$

où  $\gamma_s$  est la distance d'annihilation des dislocations vis dans les zones molles et  $L_c$  contrôle la production de dislocations. Deux lois d'écrouissage pour chaque système de glissement sont introduites, qui différencient murs et chenaux. Les zones dures et molles se formant à partir d'un état homogène, la cission initiale  $\tau_f^0$  et la densité initiale de dislocations  $\rho_0$  sont supposées les mêmes.

Nous avons choisi de piloter la fraction volumique de zones molles pour décrire l'évolution des densités de dislocations,  $f_w^s + f_c^s = 1$ . Une loi phénoménologique est introduite pour décrire l'évolution de  $f_c$ , sur la base du modèle proposé par Estrin [Estrin 1998].

$$f_c^s = H \left( 1 - \frac{1}{f_\infty} f_c^s \right) |\dot{\gamma}^s| \quad \text{avec } f_c^s(\gamma^s = 0) = 0 \quad (61)$$

$f_\infty$  est la valeur asymptotique de la fraction volumique de zones molles et  $H$  un paramètre contrôlant la vitesse d'adoucissement.

Deux paramètres ( $f_\infty$  et  $L_c$ ) ont été déterminés à partir de mesures sur les micrographies MET. Les deux autres paramètres l'ont été par identification inverse à partir d'une courbe de durcissement/adoucissement cyclique en fatigue uniaxiale.

On constate Figure 29 que le modèle modifié est bien apte à rendre compte des courbes de durcissement/adoucissement cyclique sous sollicitations uniaxiales et multiaxiales. La phase d'accommodation est bien décrite et l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé également. Le modèle proposé a été validé à la fois sur les boucles d'hystérésis au cycle stabilisé et sur les amplitudes de contrainte stabilisée pour différents trajets de chargement (Figure 30). L'erreur de prédiction de l'amplitude de contrainte stabilisée avec le nouveau modèle est inférieure à 4%, y compris sous chargement non-proportionnel.

La phase austénitique, comme la phase ferritique, est à l'origine de l'adoucissement cyclique [Jencus 2006]. A moyen terme, il est nécessaire d'enrichir la modélisation présentée ci-dessus en prenant en compte la réversibilité du glissement accrue dans l'austénite chargée en azote. Ceci nécessite des analyses MET poussées et l'intégration de ces observations dans l'écriture des lois de comportement cristallines des grains austénitiques.

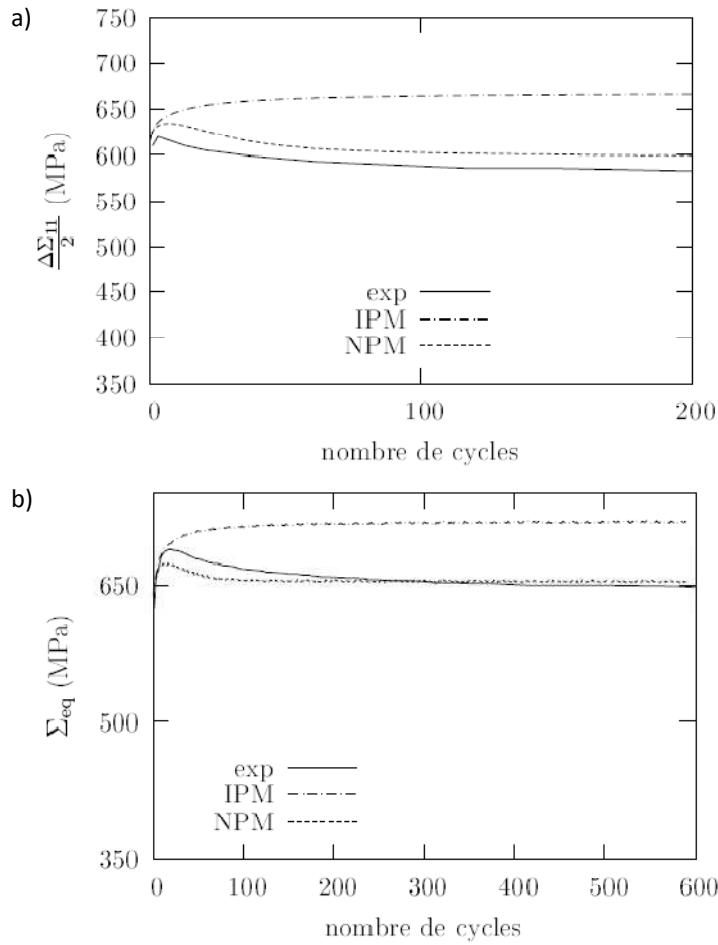


Figure 29 : Courbes de durcissement/adoucissement cyclique obtenues pour un trajet de traction-compression (a) et pour un trajet carré (b),  $\varepsilon_a = 0,5 \%$ ,  $\varepsilon_m = 0 \%$ . Comparaison expérience, modèle initial (IPM) et nouveau modèle (NPM) [Evrard 2008b].

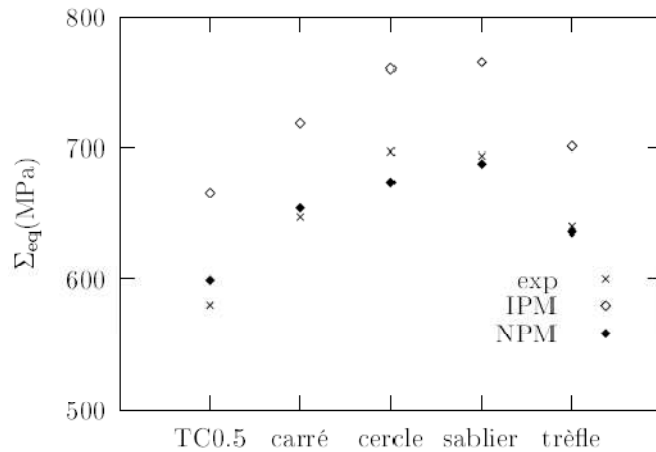


Figure 30 : Amplitudes de contraintes aux cycles stabilisés pour différents trajets de chargement,  $\varepsilon_a = 0,5 \%$ ,  $\varepsilon_m = 0 \%$ . Comparaison expérience, modèle initial (IPM) et nouveau modèle (NPM) [Evrard 2008b].

### III. ETUDE DE LA DEFORMATION PROGRESSIVE

*Publications associées : [Aubin 2004b], [Aubin 2006]*

Dans les composants de structure, les zones critiques où contraintes et déformations sont localisées subissent des sollicitations cycliques qui peuvent être à déformation imposée, contrainte imposée ou mixte. Il est alors important de bien connaître la réponse du matériau pour ces trois types de sollicitations afin de développer des modèles robustes. De très nombreuses données de fatigue à déformation imposée sont disponibles, en revanche, les données expérimentales concernant la fatigue à contrainte imposée sont très limitées. Les premiers développements ont permis de simuler le rochet obtenu sous sollicitation uniaxiale avec une bonne précision, en incluant en particulier l'influence de la contrainte moyenne et de l'amplitude de contrainte [Chaboche 1989], [Chaboche 1991], [Hassan 1992a], [Ohno 1993a], [Haupt 1996]. Il a été montré que la bonne prédiction du rochet uniaxial dépend du module d'écroutissage et nécessite donc une bonne description de la boucle d'hystérésis [Ohno 1993], [Bari 2002]. La simulation du rochet multiaxial reste cependant un thème ouvert. En effet, le rochet obtenu sous sollicitations multiaxiales dépend non seulement de la contrainte moyenne et de l'amplitude du chargement, mais aussi de la non-proportionnalité du chargement, de sa vitesse, d'un temps de maintien, de la température... Un certain nombre de modèles sont étudiés dans la littérature [Chaboche 1989], [Moosbrugger 1989], [Ohno 1993 a et b], [Voyiadjs 1994], [Abdelkarim 2000], [Bari 2000], [Portier 2000], [Bari 2001], [Bari 2002], [Vincent 2002], [Taleb 2006]. La plupart des essais biaxiaux disponibles dans la littérature ont été réalisés à contrainte axiale constante et distorsion cyclique [Benallal 1989], [Corona 1996], [Portier 2000], [Bocher 2001], ou bien à pression interne constante et déformation axiale cyclique [Hassan 1992a et b], [Delobelle 1995], [Corona 1996], [Bocher 2001]. Peu de résultats biaxiaux à contrainte imposée sont actuellement disponibles [Aubin 2004b, 2006], [Kang 2006], [Hassan 2008].

Dans ce chapitre sont présentés et discutés des essais de rochet biaxial réalisés à contrainte imposée. Les modèles de comportement adéquats pour simuler ce comportement sont ensuite discutés. Les travaux présentés ici constituait mon activité de recherche en tant qu'ATER à l'Ecole Centrale de Lille et ont donné lieu à l'encadrement des stages de master recherche d'Asma Jellad et d'Anne-Lise Bulthé.

#### III.1. ANALYSE EXPERIMENTALE

##### III.1.1. CONDITIONS EXPERIMENTALES

Les essais mécaniques ont été réalisés sur l'acier inoxydable duplex avec le même équipement (machine, éprouvettes, capteurs) que les essais de fatigue présentés au chapitre I. Les essais sont pilotés en contrainte, à vitesse de contrainte constante égale à  $25 \text{ MPa s}^{-1}$ . 4 trajets de chargement ont été choisis dans l'objectif de décrire une large gamme de comportements de rochet : traction-compression, torsion, carré et croix (Tableau 5). Les essais sont caractérisés par leur trajet de chargement, l'amplitude de contrainte imposée  $\sigma_a$  et la contrainte moyenne imposée  $\sigma_m$ . Dans les résultats présentés ci-dessous, la déformation moyenne  $\varepsilon_m$  correspond à la position du centre du cercle circonscrit à la réponse dans le plan  $(\varepsilon, \gamma/\sqrt{3})$  pour chaque cycle.

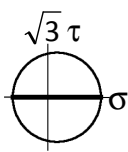
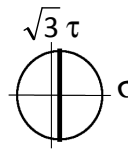
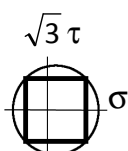
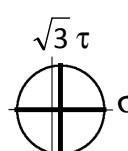
 Traction-compression	 Torsion
 Carré	 Croix

Tableau 5: Trajets de chargement définis dans le plan  $(\sigma, \tau)$  utilisés pour les essais de déformation progressive.

En traction-compression, sous un chargement piloté en contrainte non-symétrique, il est bien connu que les matériaux métalliques présentent un incrément de déformation plastique à chaque cycle (Figure 31). Le rochet est défini comme l'évolution de la déformation moyenne pendant le cyclage. Sous sollicitation biaxiale, un incrément de déformation plastique apparaît également si la contrainte moyenne imposée est non nulle (Figure 32). On peut noter ici qu'un incrément de déformation plastique apparaît à chaque cycle dans les deux directions, et pas uniquement dans la direction où la contrainte moyenne est non nulle.

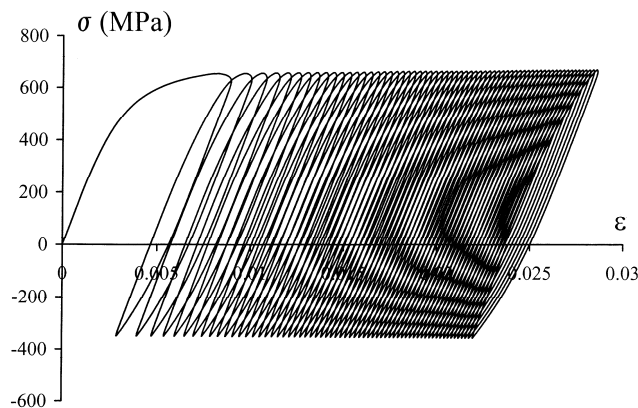


Figure 31 : 60 premiers cycles de la réponse à un essai de traction-compression avec  $\sigma_a = 500$  MPa et  $\sigma_m = (150; 0$  MPa).

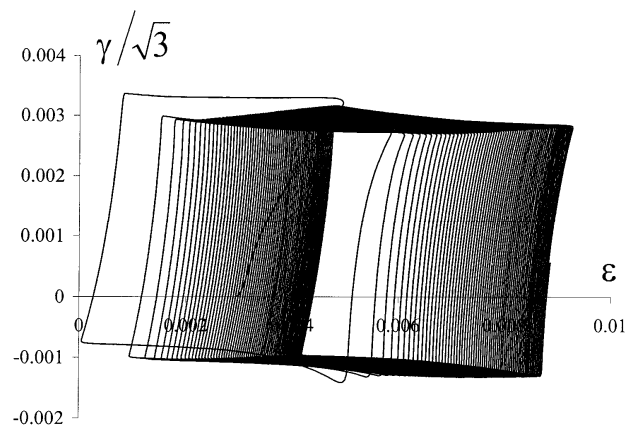


Figure 32 : 60 premiers cycles de la réponse à un essai de traction-compression/torsion avec un trajet carré,  $\sigma_a = 500$  MPa et  $\sigma_m = (100; 0$  MPa).

Figure 31 et Figure 32 montrent aussi que, pour l'acier inoxydable duplex comme pour les autres matériaux, la vitesse de rochet diminue au cours des cycles, sans cependant s'annuler après 250 cycles. Une vitesse de rochet stabilisée peut être définie.

### III.1.2. CARTE DE ROCHET UNIAXIAL

Le rochet est un phénomène très endommageant pour les structures, qui amène plus rapidement à la ruine qu'il n'est possible de le prévoir avec les modèles de fatigue. Il est donc particulièrement important de pouvoir prédire son apparition mais surtout la vitesse de rochet stabilisée, car c'est elle qui détermine le niveau de rochet atteint après quelques centaines de cycles. Par ailleurs, aucune rupture par rochet n'apparaîtra si la vitesse stabilisée de rochet est nulle.

Dans une étude préliminaire, le domaine d'existence du rochet a été exploré en traction-compression. La Figure 33 montre les valeurs de la vitesse de déformation moyenne stabilisée en fonction des paramètres de chargement (amplitude de contrainte  $\sigma_a$  et contrainte moyenne  $\sigma_m$ ). Comme prévu à température ambiante [Pelissier-Tanon 1980], il n'y a pas de rochet tant que la contrainte maximale est en-dessous d'une contrainte seuil (pour l'acier duplex,  $\sigma_a + \sigma_m < 500$  MPa), on parle alors d'adaptation. Lorsque le chargement dépasse cette limite, une déformation progressive apparaît, qui augmente au fur et à mesure que la distance au domaine d'adaptation croît. 3 domaines de rochet peuvent être identifiés : un domaine sous des sollicitations faibles où le matériau montre une adaptation, un domaine avec un très haut niveau de rochet qui conduit à la rupture en quelques cycles et un domaine intermédiaire.

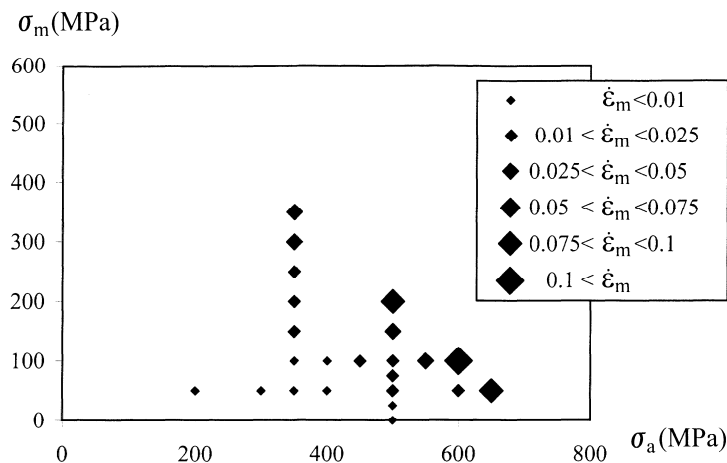


Figure 33 : Domaine de rochet sous chargement uniaxial, en % par cycle, mesuré à 100 cycles.

Il faut cependant noter que pour un grand nombre de matériaux industriels, la vitesse de rochet diminue continûment au cours des cycles sans cependant atteindre une valeur nulle [Jiang 2008]. Une loi puissance permet d'approximer cette évolution [Jiang 2008].

La détermination du domaine où la vitesse de rochet est nulle ou peut être considérée comme négligeable (évaluation du risque de rupture par rochet) fait l'objet d'études utilisant la théorie de l'adaptation [Bouby 2006]. Cette méthode est intéressante au sens où elle permet de prévoir le domaine où il y a adaptation par une méthode directe, c'est-à-dire sans qu'une simulation de tous les cycles menant au cycle stabilisé soit nécessaire, cependant les développements actuels sont limités à des lois de comportement surestimant largement le niveau de rochet obtenu expérimentalement [Portier 2000].

Par la suite, nous avons restreint l'étude à la zone de rochet modéré, dans l'objectif de rester cohérent avec les conditions de sollicitation sur structure. L'amplitude de contrainte  $\sigma_a$  est choisie dans l'intervalle [450, 500

MPa] et la contrainte moyenne  $\sigma_m$  dans l'intervalle [100, 150 MPa]. La contrainte de cisaillement moyenne  $\tau_m$  est nulle pour tous les essais.

### III.1.3. RESULTATS DE ROCHET UNI- ET BIAxIAL

6 essais de traction-torsion ont été réalisés. Les résultats sont présentés Figure 34 et Figure 35, où la déformation moyenne est tracée en fonction du nombre de cycles. La Figure 34 donne les résultats obtenus en traction-compression avec différents niveaux de chargement, la Figure 35 montre ceux obtenus avec les 4 trajets de chargement testés à  $\sigma_a = 500$  MPa,  $\sigma_m = (100; 0$  MPa).

Sur la Figure 34, nous pouvons constater que deux chargements ( $\sigma_a = 500$  MPa,  $\sigma_m = 100$  MPa) et ( $\sigma_a = 450$  MPa,  $\sigma_m = 150$  MPa) entraînent des comportements de rochet quasiment identiques. De plus, les résultats sur cette figure confirment que le niveau de rochet augmente rapidement avec la contrainte moyenne et l'amplitude de contrainte imposée.

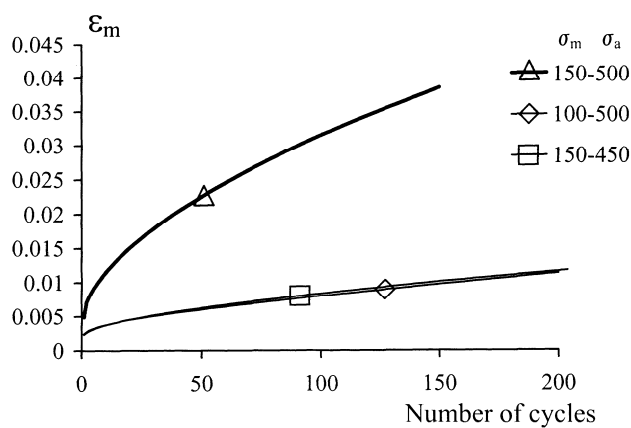


Figure 34 : Courbes de rochet en traction-compression avec  $\sigma_a = 450$  et 500 MPa, et  $\sigma_m = (100; 0$  MPa) et (150; 0 MPa).

Ainsi qu'il a été montré dans la littérature [Hassan 1992a et b], [Portier 1999, 2000], [Bocher 2001], [Aubin 2004, 2006], le niveau de déformation progressive atteint et son évolution dépendent fortement du trajet de chargement (Figure 35). Pour l'acier duplex, on retrouve le fait qu'un chargement de torsion alternée à contrainte axiale non nulle entraîne un très faible rochet, comparé à un essai de traction-compression de même amplitude imposée. Dans le cas particulier d'un trajet carré, le niveau de rochet atteint est similaire à celui obtenu avec un trajet de traction-compression dans les mêmes conditions de chargement. Enfin, nous avons choisi un trajet de chargement, le trajet croix, pour lequel il n'existe pas de résultats dans la littérature, dans l'objectif d'avoir un essai pour valider ou invalider les modèles de comportement testés par la suite. Ce trajet est composé, à chaque cycle, d'un trajet de traction et d'un trajet de torsion. Nous pensons donc obtenir une courbe de rochet proche de la courbe obtenue avec un trajet de traction-compression. Pourtant, la courbe de rochet obtenue se situe à mi-chemin entre les deux courbes obtenues en traction et en torsion. Ces résultats montrent la très forte dépendance du niveau de rochet au trajet de chargement.

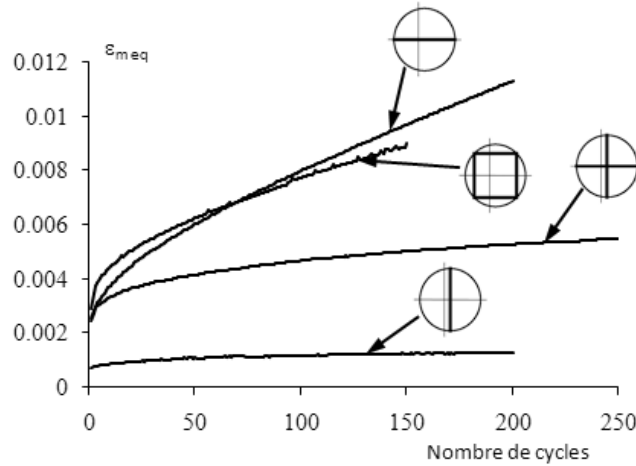


Figure 35 : Courbes de rochet avec  $\sigma_a = 500 \text{ MPa}$  et  $\sigma_m = (100; 0 \text{ MPa})$  avec des trajets de traction-compression, torsion, carré et croix.

Après discussion sur les travaux présentés ci-dessus, Hassan et al. ont réalisé des essais semblables sur un acier inoxydable austénitique AISI 304 L (Figure 36) [Hassan 2008]. Leurs résultats conduisent à des conclusions semblables à celles relatives à l'acier inoxydable duplex.

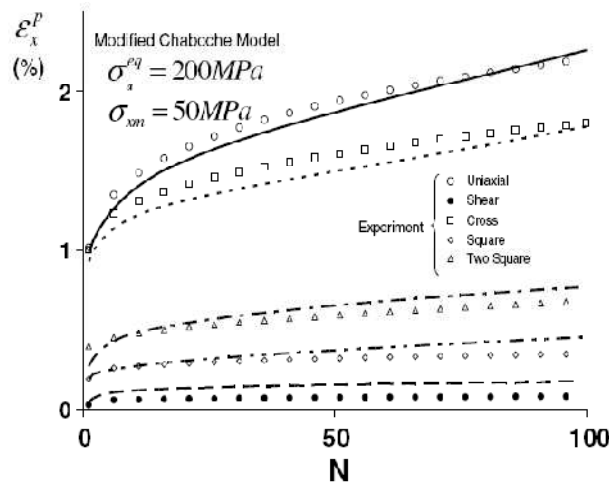


Figure 36 : Courbes de rochet sur un acier inoxydable AISI 304L avec  $\sigma_a = 200 \text{ MPa}$  et  $\sigma_m = (50; 0 \text{ MPa})$  avec des trajets de traction-compression, torsion, carré, croix et deux carrés [Hassan 2008].

Contrairement à ce qu'observait Bocher [Bocher 2001] sous sollicitation mixte (contrainte axiale ou pression interne constante, distorsion et/ou déformation axiale cyclique), à contrainte imposée, la non-proportionnalité n'augmente pas la vitesse de rochet. A contrainte imposée, pour les deux aciers inoxydables testés, l'essai uniaxial est celui qui engendre le plus haut niveau de rochet, tant en intensité qu'en vitesse.

#### III.1.4. MODELISATION PHENOMENOLOGIQUE

La modélisation du rochet requiert une bonne description de la boucle d'hystérésis et une bonne prédiction du comportement de durcissement/adoucissement cyclique, ceci passe par l'utilisation d'une loi d'écaillage ad-hoc pour la bonne prédiction de l'évolution de la surface de plasticité. Historiquement, deux voies ont été suivies. Dans la première, le module d'écaillage est directement obtenu à partir de la loi d'écaillage cinématique en utilisant la condition de cohérence. La loi d'écaillage cinématique non-linéaire [Armstrong 1966] surestime largement le niveau de rochet. De nombreuses modifications ont été proposées [Chaboche 1986, 1991], [Burllet 1986], [Guionnet 1992], [Ohno 1993a], [Cailletaud 1995], [Delobelle 1995], [Geyer 1995],



[Abdel-Karim 2000]... Elles visent à limiter l'activité du terme de rappel, second terme de l'expression de l'érouissage cinématique :

$$\underline{\dot{\underline{X}}} = \frac{2}{3} C \underline{\dot{\underline{\epsilon}}}^p - \gamma \underline{\underline{X}} \dot{p} \quad (62)$$

Dans la deuxième voie, la description du comportement de rochet passe par l'utilisation d'une surface limite, on parle de modèle multi-surfaces. Ainsi, le module d'érouissage est influencé par la loi d'érouissage cinématique, mais son calcul n'en dépend pas directement. A partir des travaux initiaux de Mroz [Mroz 1967], de nombreux développements ont été proposés, par [Dafalias 1976], [Drucker 1981], [Tseng 1983], [Hassan 1992a et b], [Voyiadjis 1994, 1998], [Xia 1997], [McDowell 1995]. Il a été montré par ailleurs que les deux approches, modèles utilisant la condition de cohérence et modèles multi-surfaces, sont équivalentes [Marquis 1989], [Ohno 1993, 1994].

Une comparaison d'un certain nombre de ces modèles peut être trouvée dans [Bari 2000, 2001 et 2002], [Portier 2000] sur une même base expérimentale. Il ressort de ces comparaisons que beaucoup de modèles ne peuvent prédire le rochet à la fois sous chargements uniaxial et biaxial. La solution a été d'augmenter la complexité de l'expression de l'érouissage cinématique, d'une part par l'utilisation de plusieurs termes qui s'activent l'un après l'autre [Chaboche 1991], [Ohno 1993a et b], [Delobelle 1995], [Geyer 1995], [Abdel-Karim 2000], d'autre part par l'ajout de termes spécifiques aux chargements non-proportionnels [McDowell 1995], [Jiang 1996], [Abdel-Karim 2000], [Delobelle 1995], [Bari 2002], [Chen 2004], [Taleb 2006]. Rahman a conseillé récemment d'utiliser 5 variables d'érouissage cinématique afin d'obtenir une prédiction réaliste à la fois de la boucle d'hystérésis et de la courbe de rochet à l'aide du modèle Ohno-Wang [Rahman 2008].

Une dernière approche est celle proposée par Tourabi et Chache, le comportement du matériau est décrit par l'association en parallèle d'éléments ressort-frotteur et utilise la règle de Masing [Chache 2004]. Le modèle proposé a été utilisé pour la simulation des essais issus de [Hassan 1992] et [Corona 1996].

L'identification et la validation de ces modèles sont un enjeu majeur pour garantir leur validité sur une gamme étendue de sollicitations. Il est en effet essentiel d'identifier les paramètres uniquement sur une partie de la base expérimentale afin de valider la robustesse des prédictions sur des essais plus complexes. Pour cela, un certain nombre d'essais ont été proposés dans la littérature. Il s'agit tout d'abord d'essais de traction-torsion-compression interne [Bocher 2001], d'essais faisant intervenir une faible non-proportionnalité (Figure 37) [Portier 2000], de trajets de chargement différents [Portier 2000], [Aubin 2004], (Figure 38) [Hassan 2008]. Portier et Hassan font de plus intervenir le sens de parcours du trajet de chargement, car si celui-ci est inversé, le niveau de rochet atteint varie de manière conséquente, les différents modèles testés peinent à simuler ce type de réponse [Portier 2000], [Hassan 2008].

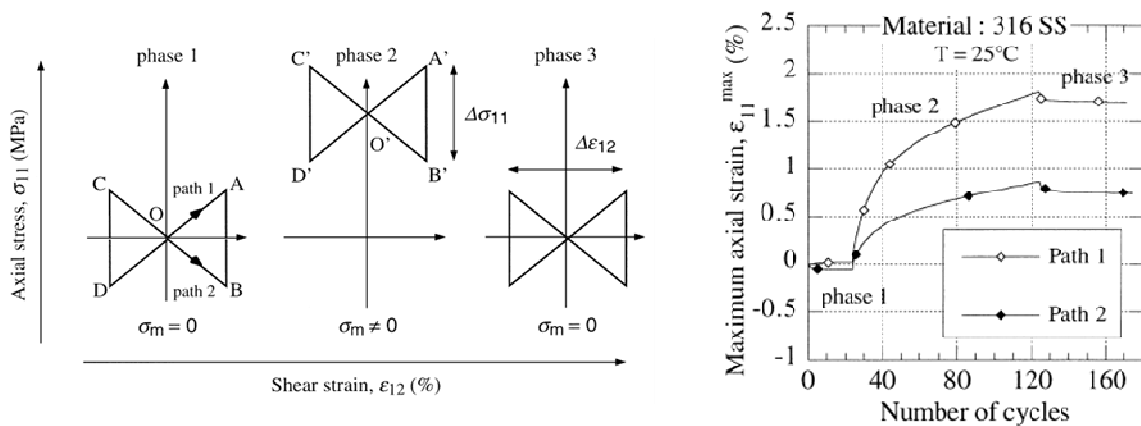


Figure 37 : a) Description des trajets de chargement papillon, b) Evolution de la déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycles sous des chargements papillon sur un acier inoxydable AISI 316L [Portier 2000].

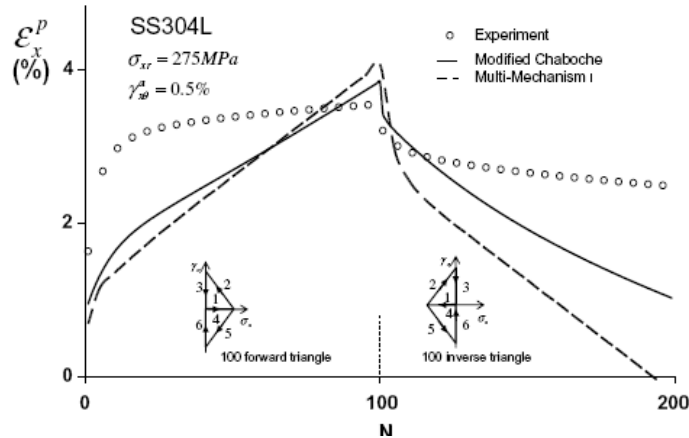


Figure 38 : Courbe de rochet obtenue avec un trajet triangle sur un acier inoxydable AISI 304L (contrainte moyenne axiale positive pendant les 100 premiers cycles et négative ensuite). Comparaison avec les prédictions des modèles Chaboche modifié et multi-mécanismes [Hassan 2008].

L'identification de ces modèles complexes est une difficulté qui freine leur utilisation. En effet, certains comprennent jusqu'à 6 variables d'écroissage cinématique, chacune nécessitant 2 à 4 paramètres. L'identification devient donc rapidement complexe. Des stratégies d'identification des paramètres étape par étape sont proposées pour certains modèles [McDowell 1995], [Jiang 1996], [Bari 2000, 2002]. Rahman a par ailleurs montré que l'identification de tels modèles à l'aide d'un algorithme génétique est possible [Rahman 2008].

La difficulté de prédiction du rochet biaxial résidant dans la nécessité de prédire correctement la direction de l'écoulement plastique, la mesure de la surface de plasticité pendant ce type de sollicitation s'avère nécessaire.

### III.1.5. MESURE DES SURFACES DE PLASTICITE

Bari et al. (2002) ont montré que la prédiction du rochet uniaxial est gouvernée par le module d'écroissage, alors que le rochet biaxial dépend de la direction de l'écoulement plastique, et par conséquent de la position de la surface de plasticité. En particulier, avec un trajet de torsion, le rochet observé expérimentalement est quasi nul (Figure 35). Afin de prédire correctement ce phénomène et avec l'hypothèse d'une surface de plasticité isotrope au sens de von Mises, il est nécessaire que la surface de plasticité se déplace artificiellement afin d'être centrée sur le chargement. La direction de l'écoulement plastique est alors parallèle à l'axe de la contrainte de cisaillement  $\tau$ , et le rochet prédit est nul (Figure 39).

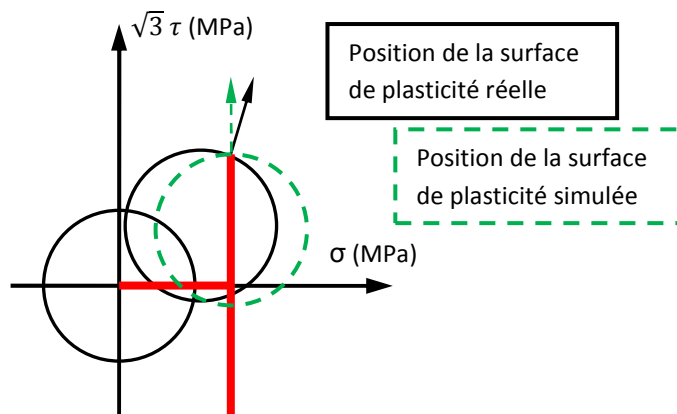


Figure 39 : Positions d'une surface de plasticité isotrope sous chargement de torsion alternée avec contrainte moyenne de traction, position réelle en traits pleins, position nécessaire à la prédiction de rochet nul en traits pointillés.

La surface de plasticité a donc été mesurée au cours de deux des essais de rochet présentés au paragraphe III.1.3, il s'agit des essais réalisés avec trajets de chargement traction-compression et torsion avec  $\sigma_a = 500$  MPa et  $\sigma_m = (100; 0$  MPa), afin de mieux comprendre le faible rochet obtenu sous chargement de torsion. Les mesures de surface de plasticité ont été effectuées dans ce cas à contrainte imposée, puisqu'il s'agit du mode de pilotage de l'essai. La vitesse de contrainte équivalente est de  $2.5 \text{ MPa s}^{-1}$ . L'acquisition régulière des déformations et des contraintes permet d'effectuer les mesures avec des paramètres ( $R_\epsilon$ ,  $D_\epsilon$  et l'offset) identiques en définition et en valeur aux paramètres décrits à déformation imposée.

Les surfaces de plasticité présentées Figure 40 et Figure 41 sont obtenues respectivement après  $\frac{1}{4}$  et  $\frac{3}{4}$  cycle de traction (resp. torsion) d'essais pilotés en contrainte avec une contrainte moyenne non nulle (condition de rochet). On retrouve la forme en demi-lune observée précédemment lors des essais à déformation imposée. Les surfaces obtenues après un chargement de traction (Figure 40) sont semblables à celles obtenues à déformation imposée. De plus, on peut voir qu'au point de chargement, la normale à la surface de plasticité est parallèle à l'axe  $\tau$ , bien que la surface de plasticité ne soit pas symétrique par rapport au chargement de torsion. L'écoulement plastique se fait donc uniquement selon  $\gamma$  à chaque demi-cycle, aucun rochet n'existe donc dans la direction  $\epsilon$ . C'est la distorsion de la surface de plasticité qui rend compatibles ces deux phénomènes.

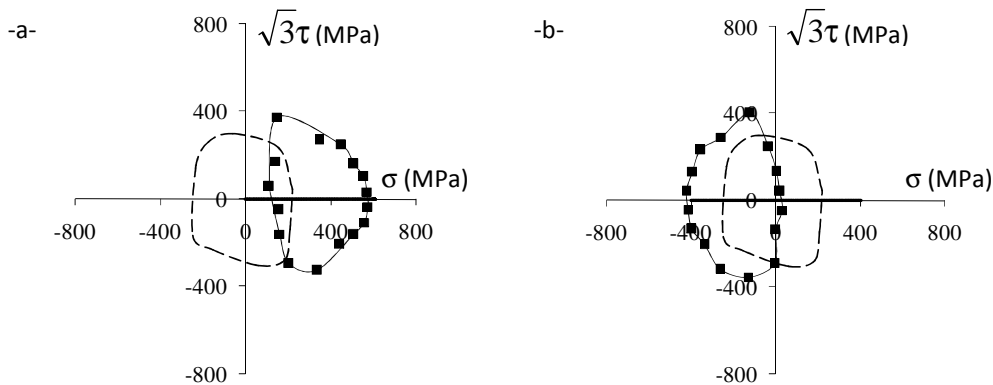


Figure 40 : Surfaces de plasticité mesurées sur le matériau vierge (en pointillés) et après sollicitation avec un trajet de traction-compression après  $\frac{1}{4}$  cycle (a) et  $\frac{3}{4}$  cycle (b) avec  $\sigma_a = 500$  MPa,  $\sigma_m = (100 ; 0$  MPa).

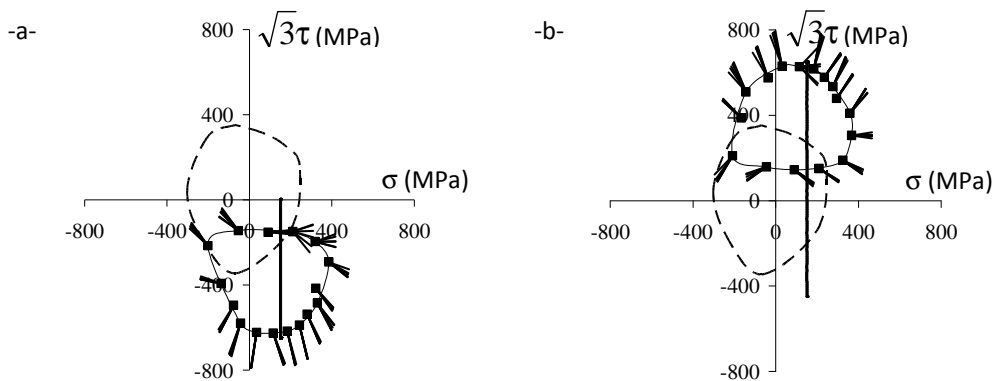


Figure 41 : Surfaces de plasticité mesurées sur le matériau vierge (en pointillés) et après sollicitation avec un trajet de torsion après  $\frac{1}{4}$  cycle (a) et  $\frac{3}{4}$  cycle (b) avec  $\sigma_a = 500$  MPa,  $\sigma_m = (100 ; 0$  MPa).

Les mesures des surfaces de plasticité permettent de vérifier expérimentalement la normalité de la vitesse de déformation plastique par rapport à la surface de plasticité :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad (63)$$

La vérification de la normalité généralisée n'est pas possible puisqu'elle fait appel à des variables internes non accessibles expérimentalement.

Pour chaque point mesuré sur la surface de plasticité, nous avons déterminé la direction de l'incrément de déformation plastique sur les 15 derniers points enregistrés, ce qui nous donne une durée identique pour chaque calcul. Les orientations d'écoulement plastique obtenues sont représentées Figure 41. Pour les trois quarts des mesures, la direction calculée est proche de la normale à la surface. En revanche, quelques mesures présentent des écarts plus importants car l'incertitude de mesure, due notamment au bruit, est très grande. Les résultats en termes de direction peuvent alors être irréalistes. Nous pouvons admettre que la normalité de la vitesse de déformation plastique à la surface de plasticité est globalement bien vérifiée expérimentalement.

### III.1.6. PRISE EN COMPTE DE LA DISTORSION DE LA SURFACE SEUIL

Les modèles basés sur une description isotrope de la surface de plasticité se complexifient de plus en plus lorsque l'on veut prendre en compte correctement le rochet sous sollicitations uni- et multiaxiales. La difficulté principale est la prédiction de l'incrément de déformation plastique induit par la position de la surface de plasticité. Une des solutions est d'abandonner cette description de la surface de plasticité basée sur le critère de von Mises et de décrire la distorsion mesurée expérimentalement, qui permet seule d'expliquer le niveau de rochet biaxial obtenu.

Plusieurs modèles ont été proposés dans ce sens, qui sont basés sur une forme plus générale de la fonction de charge, écrite à l'aide de tenseurs d'ordre 3 ou du 3<sup>e</sup> invariant [Gupta 1995], [Kowalsky 1999], [Hill 2000], [François 2001], [Losilla 2004]. D'autres ont préféré une description géométrique de la surface seuil [Ortiz 1983], [Boucher 1991], [Boucher 1994], [Kurtyka 1996], [Vincent 2002, 2004]. Beaucoup de ces modèles ont été développés afin de résoudre certains problèmes de mise en forme, et notamment d'emboutissage [Boucher 1994], [Hill 2000], les lois d'évolution proposées ne sont donc pas toujours adaptées à des sollicitations cycliques multiaxiales. Un modèle a particulièrement retenu notre attention pour sa capacité de prédiction du rochet multiaxial, il s'agit du modèle de Vincent et Calloch [Vincent 2002, 2004], basé sur la description géométrique de la surface de plasticité proposée par [Kurtyka 1996].

La description de la surface de plasticité est basée sur la définition d'un repère mobile (Figure 42), uniquement en 2D sur la figure, caractérisé par la position du centre  $O_2$  et l'angle  $\phi$  fait avec le repère fixe. Un premier cercle de rayon  $R_{(2)}$  est centré sur l'origine de ce repère mobile. Un deuxième de rayon  $R_{(1)}$  est centré sur un point  $O_1$ , mobile dans le repère mobile. Une demi-droite d'origine  $O_2$  balaie l'espace et intersecte les deux cercles en  $M_1$  et  $M_2$  respectivement. La surface de plasticité est construite par projection de ces deux points  $M_1$  et  $M_2$  sur les axes du repère mobile. Des lois d'évolution des différents paramètres de distances et d'angle nécessaires à cette description géométrique ont été proposées par [Vincent 2002].

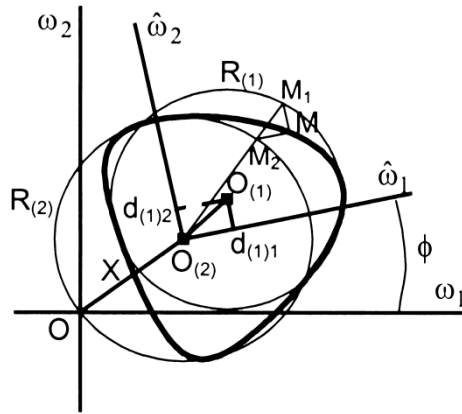


Figure 42 : Description de la surface de plasticité telle que proposée dans le modèle de Vincent et Calloch [Vincent 2002].

Nous avons identifié ce modèle sur des essais de rochet uniaxiaux et certains essais de rochet biaxiaux présentés ci-dessus. Les résultats obtenus sont donnés Figure 43. On constate que le modèle permet de bien décrire la vitesse de rochet sous chargements uni- et biaxiaux, ce qui permet d'avoir une prédiction correcte à long terme, bien que le niveau initial de rochet prédit ne soit pas toujours bien rendu. L'essai croix n'a pas été inclus dans la base d'identification, cependant niveau et vitesse de rochet pour ce trajet de chargement sont satisfaisants.

La surface de plasticité prédite par le modèle pendant un essai avec un trajet torsion est donnée Figure 44. On constate que, près du point de chargement, la surface est bien décrite, c'est-à-dire que la normale à la surface de plasticité est quasi-parallèle à l'axe de cisaillement. En revanche, l'écrouissage isotrope est surestimé par le modèle. Une des difficultés d'utilisation du modèle réside par ailleurs dans le fait que l'orientation de la surface de plasticité est pilotée par l'angle  $\phi$  à travers une loi d'évolution. Dans le cas de chargements alternés (traction-compression, torsion alternée), lors du changement de sens du chargement, la surface de plasticité simulée tourne progressivement de  $180^\circ$ , alors que les mesures réalisées par Wu sur un acier inoxydable austénitique montrent que le nez s'efface pour réapparaître de l'autre côté à chaque changement de sens de chargement [Wu 1991]. L'effacement du nez observé à chaque changement de sens du chargement pourrait être rendu par l'évolution de la position du point  $O_1$  dans le repère mobile, c'est-à-dire un écrouissage cinématique, plutôt que par la rotation de la surface de plasticité.

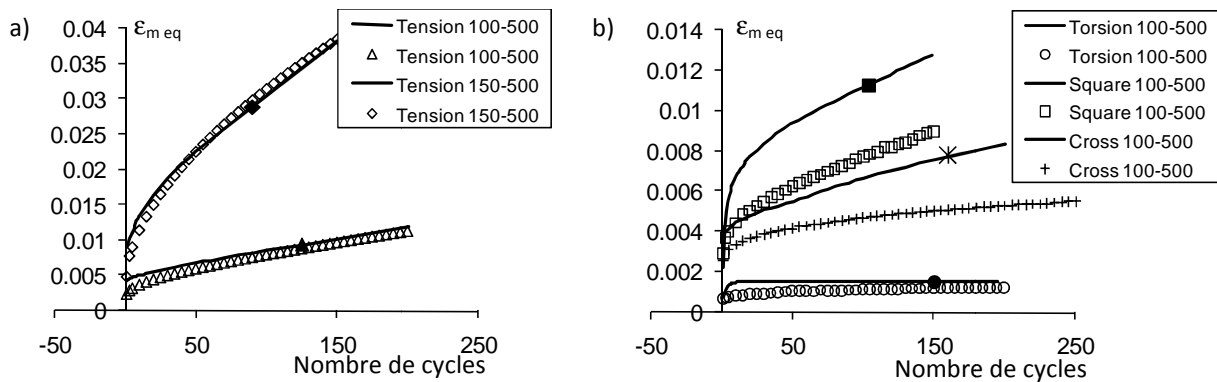


Figure 43 : Comparaison des courbes de rochet simulées avec le modèle Vincent-Calloch et expérimentales, a) sous chargement uniaxial avec  $\sigma_a = 500$  MPa et  $\sigma_m = (100$  ou  $150; 0$  MPa), b) sous chargement biaxial avec  $\sigma_a = 500$  MPa et  $\sigma_m = (100; 0$  MPa).

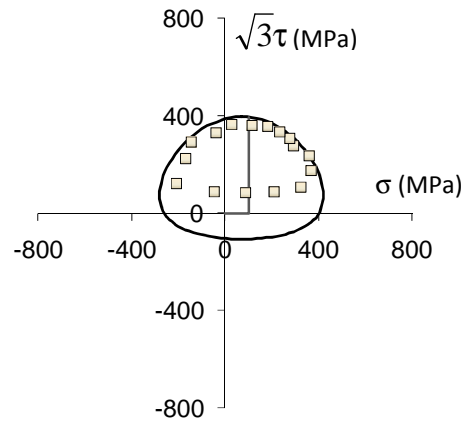


Figure 44 : Surface de plasticité simulée (en trait plein) et mesurée (carrés) au septième cycle d'un essai de rochet avec un trajet torsion et  $\sigma_a = 500$  MPa et  $\sigma_m = (100; 0$  MPa).

La prise en compte du surécrouissage a été intégrée dans le modèle par Vincent et al. [Vincent 2002], celle-ci est basée sur les travaux de Tanaka [Tanaka 1994], c'est-à-dire qu'elle repose sur l'hypothèse que le surécrouissage est lié à un écrouissage isotrope. La modification apportée augmente les rayons  $R_{(1)}$  et  $R_{(2)}$  sous chargement non-proportionnel. Elle rend la comparaison avec des résultats multiaxiaux difficile, puisque la taille des surfaces de plasticité simulée augmente avec le surécrouissage, ce qui n'est pas observé sur le matériau étudié. Dans un objectif de pouvoir simuler à la fois rochet et surécrouissage, une amélioration du modèle nécessiterait l'abandon de cette hypothèse et la prise en compte du surécrouissage par l'évolution des variables d'écrouissage cinématique.

En conclusion, les mesures de surfaces de plasticité effectuées à contrainte axiale moyenne non nulle et contrainte de cisaillement alterné montrent que seule la distorsion de la surface de plasticité rend possible un écoulement plastique axial nul alors que la surface de plasticité n'est pas symétrique par rapport au chargement. Un modèle dans la littérature permet de modéliser cette distorsion et le rochet biaxial observé expérimentalement, il s'agit du modèle proposé par Vincent et Calloch [Vincent 2002].

## IV. ANALYSE ET SIMULATION DE LA PLASTICITE A L'ECHELLE DE LA MICROSTRUCTURE

*Publications associées : [El Bartali 2008a], [El Bartali 2008b], [Osterstock 2007]*

Afin de comprendre les mécanismes de déformation et d'endommagement, et afin de faire les bons choix concernant la modélisation du comportement associé à ces mécanismes, une analyse locale est indispensable. Outre l'étude des mécanismes physiques en lien avec le comportement étudié, cette analyse nécessite l'étude approfondie de la microstructure et de son évolution : phases en présence, taille et forme des grains, présence de précipités, fraction volumique de porosité, texture, relations d'orientation entre grains voisins, entre phases, évolution de la microstructure au cours du vieillissement, de la sollicitation. Par ailleurs, il est parfois difficile expérimentalement de contrôler tous les paramètres (la distribution de taille de grain est imposée, tel grain a tel voisin, la microstructure 3D sous la surface est rarement accessible...), le calcul numérique peut alors permettre de discriminer entre différents paramètres selon leur influence sur le phénomène étudié.

Une analyse locale a été effectuée, à des degrés divers, au cours de toutes les thèses que j'ai co-encadrées ou que je co-encadre actuellement. On peut citer en particulier la thèse de Stéphane Osterstock qui a étudié le lien entre l'amorçage en fatigue et les paramètres microstructuraux dans un acier inoxydable austénitique (influence de l'anisotropie de l'élasticité cristalline, influence de l'orientation du grain et de sa taille, influence des grains voisins) [Osterstock 2007, 2008]. Dans le cadre de la thèse de Pierre Evrard, des mesures au microscope électronique à transmission ont été faites afin d'identifier les mécanismes à intégrer dans le modèle d'adoucissement cyclique. C'est aussi le cas de la thèse de Benoit Dompierre, où l'influence du vieillissement et de la microstructure sur l'endommagement et ses mécanismes sont étudiés en fatigue thermomécanique d'un assemblage électronique (alliage étain-argent-cuivre).

Je détaille ci-après la démarche mise en œuvre au cours de la thèse d'Ahmed El Bartali où nous avons cherché à coupler des mesures de champs de déformation à l'étude des systèmes de glissement activés en fatigue oligocyclique.

### IV.1. OBSERVATION IN-SITU DES MECANISMES DE DEFORMATION

Plusieurs études se sont intéressées à l'endommagement en fatigue plastique, sur les aciers inoxydables duplex, on peut citer les travaux de [Magnin 1988], [Seddouki 1994], [Polák 2005], sur les aciers inoxydables austénitiques [Mineur 2000], [Sabatier 2002]. Les observations de l'endommagement ont le plus souvent été faites à rupture ou à un moment précis de la durée de vie par des essais interrompus. Il nous est apparu nécessaire de suivre cet endommagement en temps réel pendant la sollicitation, en surface, à l'échelle où il apparaît. Nous avons choisi d'utiliser les mesures de champs cinématiques afin de détecter l'apparition de l'endommagement, l'amorçage puis la micropropagation des fissures.

Lorsque ce projet d'analyser et de quantifier la déformation plastique et l'amorçage à l'échelle des grains a démarré, les méthodes de calcul de champs de déformation étaient déjà largement développées et utilisées en France au sein de plusieurs équipes (LMT Cachan, LMS Palaiseau, LaMI Clermont-Ferrand, LMPF Chalons, SMS/DMM St Etienne, LMS Poitiers, LMGC Montpellier, LMéca Annecy...). Ces mesures étaient généralement faites à l'échelle millimétrique (à l'exception du LMS où la méthode des grilles était utilisée sous MEB) avec un mouchetis peint sur la surface de l'éprouvette. Quelques essais utilisant la texture naturelle du matériau (par exemple des essais sur de la laine de verre [Hild 2002b]) avaient été réalisés. Nos objectifs étaient cependant d'obtenir les champs de déplacement et de déformation hétérogènes à l'échelle de la microstructure sans cependant faire de dépôt sur la surface de l'éprouvette afin de ne pas perturber les mécanismes d'amorçage en fatigue. Des tests préliminaires réalisés sur le microscope électronique à balayage du laboratoire, dans lequel il est possible de faire des essais de fatigue sur une micromachine, ont montré que les images obtenues ne permettent pas de quantifier les déplacements à cause d'instabilités électroniques et d'une distorsion

importante de l'image. De plus contraste et brillance fluctuent avec la déformation du matériau, la corrélation n'est alors pas possible sur ces images.

Le choix a alors été fait d'observer la surface de l'éprouvette à l'aide d'un microscope optique installé sur la machine d'essai et de calculer les champs cinématiques par corrélation d'images numériques en utilisant une texture obtenue par attaque chimique du matériau.

#### IV.1.1. DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL, PRÉPARATION (EBSD), MÉTHODE

L'intérêt des essais in-situ est que l'on peut suivre l'évolution des mécanismes de déformation et d'endommagement au cours de l'essai. Il est tout à fait possible de démonter et de remonter l'éprouvette pour chaque observation au cours de l'essai et, lorsqu'une observation in-situ n'est pas possible (mesure AFM, de profilométrie, etc.), c'est ce qui est pratiqué. Ces montages/remontages engendrent cependant des difficultés de remise en position et de reprise de l'essai. En effet, l'essai est généralement arrêté à charge nulle et non à déformation nulle, ce qui, si on n'y prête pas attention, peut créer une accumulation de déformation à chaque redémarrage. Par ailleurs, un autre avantage des essais in-situ est qu'ils autorisent les observations sous charge, permettant ainsi de mieux suivre l'évolution des mécanismes de déformation, de voir plus clairement les fissures courtes amorcées et d'autoriser le calcul des champs de déplacement et de déformation sous charge.

L'analyse effectuée repose sur des essais mécaniques réalisés sur une machine d'essai conventionnelle équipée d'un microscope optique (caméra CCD + objectif + zoom) au cours de la thèse d'Ahmed El Bartali (Figure 45). Une partie de la surface de l'éprouvette est régulièrement observée à l'aide de ce dispositif, avant, pendant et après un essai de fatigue plastique. La microscopie optique in-situ est un moyen relativement simple à mettre en œuvre, mais limite les possibilités d'exploitation de cette méthode à cause de la profondeur de champ limitée. La taille des images obtenues ici est de  $120 \times 90 \mu\text{m}^2$ , et la profondeur de champ d'environ  $1 \mu\text{m}$  avec ce grossissement. Pour pouvoir observer une éprouvette correctement, la surface doit être polie et la rugosité ne doit pas trop changer au cours de l'essai. Les essais de fatigue sont donc tout-à-fait envisageables puisque la déformation plastique reste limitée, en revanche il n'est pas possible d'observer la surface d'éprouvettes sollicitées de manière monotone au-delà de quelques pourcents de déformation, en raison des altérations importantes de l'état de surface observées dans les matériaux ductiles.

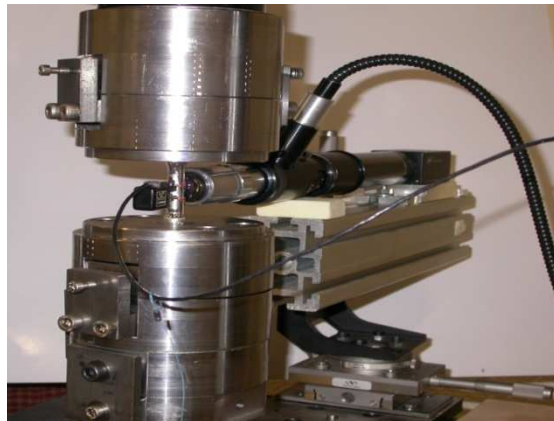


Figure 45 : Dispositif de microscopie in-situ [El Bartali 2007].

L'éprouvette utilisée est cylindrique, mais afin d'avoir une surface quasiment plane pour l'observation et afin de localiser légèrement les déformations, une entaille douce est pratiquée au centre de la zone utile. L'éprouvette a été polie mécaniquement afin d'atteindre un état miroir de la zone utile et de l'entaille. Afin de révéler les joints de phase et d'obtenir la texture de surface nécessaire à la corrélation d'image, une attaque électrochimique douce a été réalisée sur les éprouvettes. Toute la difficulté a consisté à doser correctement l'attaque afin de ne pas endommager le matériau avant l'essai, ce qui modifierait alors les sites d'amorçage,



tout en cherchant à obtenir des niveaux de gris les plus aléatoires possibles pour la corrélation d'images numériques.

Préalablement aux essais de fatigue, une mesure EBSD de la zone d'intérêt a été effectuée sur la surface quasiment plane du fond d'entaille (Figure 46). L'EBSD permet de mesurer les angles d'Euler de chaque cristal composant le polycristal observé, ainsi que la structure de ces cristaux (CC, CFC, HC...), avec une résolution spatiale inférieure au  $\mu\text{m}$ . Des essais de fatigue ont ensuite été réalisés, régulièrement interrompus afin de photographier la zone d'intérêt. A la fin de l'essai, suite à la propagation d'une fissure macroscopique, la zone d'intérêt a été observée au MEB, en particulier afin d'identifier les systèmes de glissement activés durant l'essai, et son relief a été mesuré au profilomètre 3D.

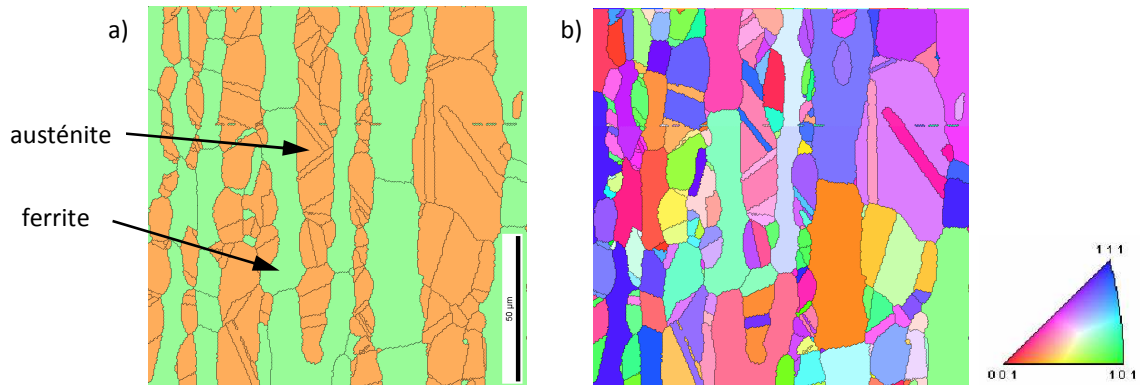


Figure 46 : Cartographie EBSD de la zone étudiée, a) visualisation des phases et des grains, b) orientation des grains suivant l'axe normal à la surface.

#### IV.1.2. VALIDATION DU CALCUL DE CHAMPS DE DEPLACEMENT ET DE DEFORMATION

La méthode de corrélation d'images numériques consiste à comparer deux images, l'une est l'image de référence et l'autre est obtenue après déformation (Figure 47a). L'image de référence est discrétisée en imagettes, chacune de ces imagettes est ensuite retrouvée dans l'image déformée, la matrice de niveaux de gris de cette imagette formant une empreinte digitale a priori unique dans l'image. De nombreux logiciels recherchent le vecteur déplacement du centre de chaque imagette en recherchant l'imagette de même taille la plus semblable dans l'image déformée [Wattrisse 2001], [Hild 2002a], [Vacher 03], [Lagattu 2004]. Hild a proposé une description du champ de déplacement basée sur des fonctions polynomiales, description identique à celle utilisée dans la méthode des éléments finis [Hild 2006]. Le champ de déplacement est alors continu sur l'image (Figure 47b). L'objectif est de minimiser les différences de niveaux de gris entre l'image initiale et l'image déformée sur chaque élément. Cette minimisation peut aussi s'écrire comme la résolution d'un système linéaire sur chaque élément. La minimisation est alors effectuée globalement sur l'image par assemblage des matrices élémentaires correspondant à chaque élément selon la méthode des éléments finis. Le champ de déformation est déduit du champ de déplacement par dérivation discrète.

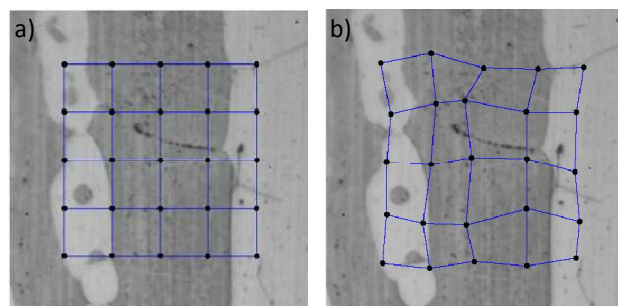


Figure 47 : Principe de la corrélation d'images numériques proposée par [Hild 2006], a) image de référence, b) image déformée.

L'utilisation de tout instrument de mesure requiert une évaluation de l'erreur commise lors de la mesure, cependant, dans le cas de la mesure de champs cinématique, les performances dépendent de la chaîne complète de mesure, et en particulier de paramètres propres à la surface observée (texture de la surface, distribution de niveaux de gris), à l'acquisition de l'image (dynamique de la caméra, résolution de l'image, éclairage...) et au logiciel de corrélation (principe de résolution, paramètres de corrélation). L'évaluation de la précision et de la résolution doit alors se faire sur des images obtenues dans des conditions représentatives des conditions d'essai réelles.

Les images obtenues dans cette étude ont une texture assez pauvre comparativement aux mouchetis aléatoires traditionnellement utilisés en corrélation d'images numériques (l'écart type des niveaux de gris est faible, 20 sur une échelle de 255), l'étude de la précision et son optimisation sont donc nécessaires pour garantir la validité des résultats. Les performances ont été évaluées aussi bien sur les images du matériau vierge qu'après cyclage, puisque le cyclage modifie la texture des images (apparition de lignes de glissement, amorçage de microfissures). La précision et la résolution sont déterminées pour des transformations connues simples, comme un déplacement de corps rigide ou une déformation homogène. Lorsque la zone étudiée est de taille bien supérieure à celle du VER, il est possible d'imposer directement sur la machine d'essai déplacement et déformation homogène. L'hétérogénéité du matériau et l'échelle de l'étude imposent ici une évaluation des performances basée uniquement sur des transformations numériques artificielles d'images prises lors des essais. Le champ de déplacement est alors calculé entre l'image d'origine et l'image artificiellement déformée, pour différentes tailles d'élément. L'erreur et l'incertitude sur les déplacements et les déformations augmentent rapidement lorsque la taille d'élément diminue. A l'opposé, le choix d'une taille d'élément suffisamment petite permet de mettre en évidence les hétérogénéités de déformation locales qui sont filtrées par des tailles d'élément plus grandes. Le choix de la taille d'élément résulte donc d'un compromis entre précision et résolution de la mesure. Dans l'étude présentée ici, la taille d'élément choisie est de  $2,9 \mu\text{m}$ , bien supérieure à la résolution optique des images qui est de  $0,7 \mu\text{m}$ . Les incertitudes sont alors inférieures à  $4/100$  pixel pour les déplacements et à  $10^{-3}$  pour les déformations (Figure 48).

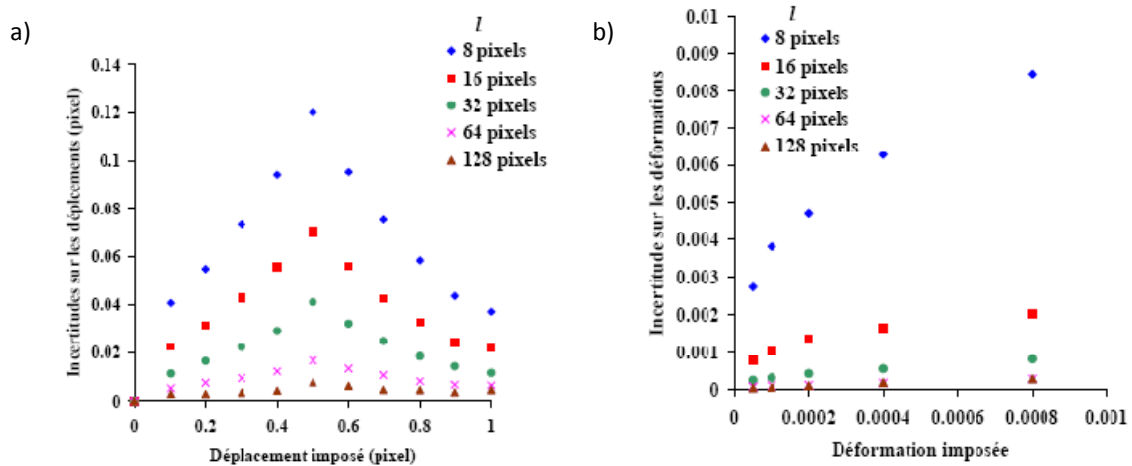


Figure 48 : Incertitudes sur les déplacements mesurés (respectivement les déformations mesurées) en fonction du déplacement artificiel imposé (respectivement de la déformation artificielle imposée) [El Bartali 2007].

Les informations obtenues par la mesure de champs cinématiques dépendent en grande partie de la base de mesure utilisée par rapport à la taille des hétérogénéités des champs cinématiques réels. De plus, la base de mesure n'est pas forcément la résolution spatiale, distance au-delà de laquelle un phénomène local a un effet négligeable sur les mesures voisines [Molimard 2007]. Dans l'étude présentée ici, la taille de maille utilisée est d'environ  $3 \mu\text{m}$ , ce qui est élevé par rapport à la taille des grains d'austénite ( $10 \mu\text{m}$ ). Ce ratio taille de maille / taille de grain ne permet pas de voir toutes les hétérogénéités de déformation dans les grains. Deux voies sont à explorer : la diminution de la taille de maille ou l'étude de matériaux à grains plus gros. Le fait de travailler en lumière visible limite évidemment la résolution spatiale de l'image puisque la résolution de l'objectif est de  $0,7$

$\mu\text{m}$ . Une des possibilités est de travailler en lumière bleue, ce qui permet de diviser la résolution de l'objectif par 2. L'autre solution est d'utiliser un autre moyen d'observation, à résolution spatiale plus faible : microscope électronique à balayage, microscope à force atomique... ce qui pose cependant de nombreuses difficultés techniques (machine d'essai à l'intérieur du moyen d'observation, capacité en charge, qualité et distorsion des images). Par ailleurs, les alliages d'étain-argent utilisés dans les assemblages électroniques semblent de bons candidats à l'étude d'hétérogénéités de déformation au sein même des grains, puisque la taille de cellule est de l'ordre de  $100 \mu\text{m}$ .

#### IV.1.3. DEVELOPPEMENT DE LA PLASTICITE ET APPARITION DE L'ENDOMMAGEMENT AU COURS DU CYCLAGE

L'analyse conjointe des mesures EBSD et des images prises au cours de l'essai dans la même zone montre que les premières marques de glissement apparaissent dans la phase austénitique (Figure 49). Ces marques apparaissent très tôt au cours du cyclage puisque la quasi-totalité des systèmes activés à rupture l'étaient déjà au  $100^{\text{e}}$  cycle. La ferrite accommode la déformation plastique dans un deuxième temps, les premières lignes de glissement  $\gamma$  sont observées à partir de 100 cycles.

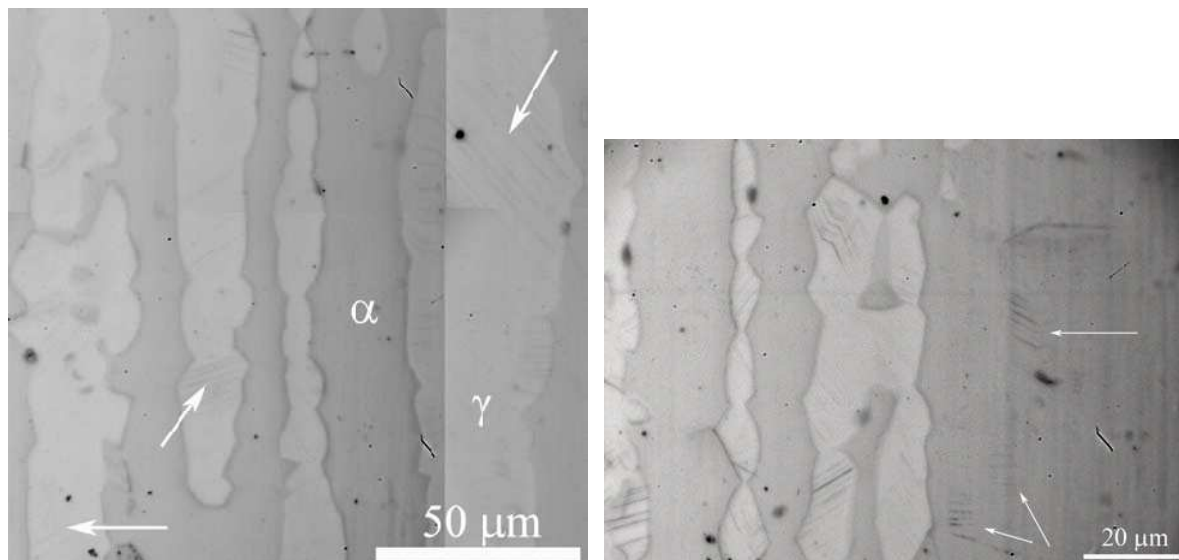


Figure 49 : Marques de glissement observées en surface, a) à 20 cycles premières marques de glissement dans l'austénite, b) à 100 cycles premières marques de glissement observées dans la ferrite [El Bartali 2007].

Dans la plupart des grains austénitiques, seuls un ou deux systèmes de glissement parmi les 12 possibles sont activés. Ils ont pu être identifiés à partir de la connaissance de l'orientation de chaque grain donnée par la mesure EBSD. En étudiant les courbes de fréquence cumulée des facteurs de Schmid, A. El Bartali a pu montrer le facteur de Schmid est bien un critère d'activation des systèmes de glissement dans l'austénite (Figure 50a). Dans environ 2/3 des grains, un seul système est activé, de facteur de Schmid supérieur à 0,41. Dans les grains restants, au moins deux systèmes sont activés. L'identification des systèmes de glissement activés dans les grains ferritiques est beaucoup plus difficile, à cause du nombre élevé de systèmes de glissement possibles (48) et du glissement dévié facile qui rend sinueuses les traces de glissement en surface. De nombreux systèmes sont activés, dans les gros grains ferritiques, jusqu'à 6 systèmes de glissement activés ont pu être identifiés. De plus, le premier système activé n'est pas celui de facteur de Schmid le plus élevé mais a souvent le plus faible facteur de Schmid parmi les systèmes activés. La courbe de fréquence cumulée des facteurs de Schmid confirme que le critère d'activation relatif au facteur de Schmid n'est pas toujours vérifié (Figure 50b). Les systèmes de glissement les plus souvent activés appartiennent à la famille des plans {123}.

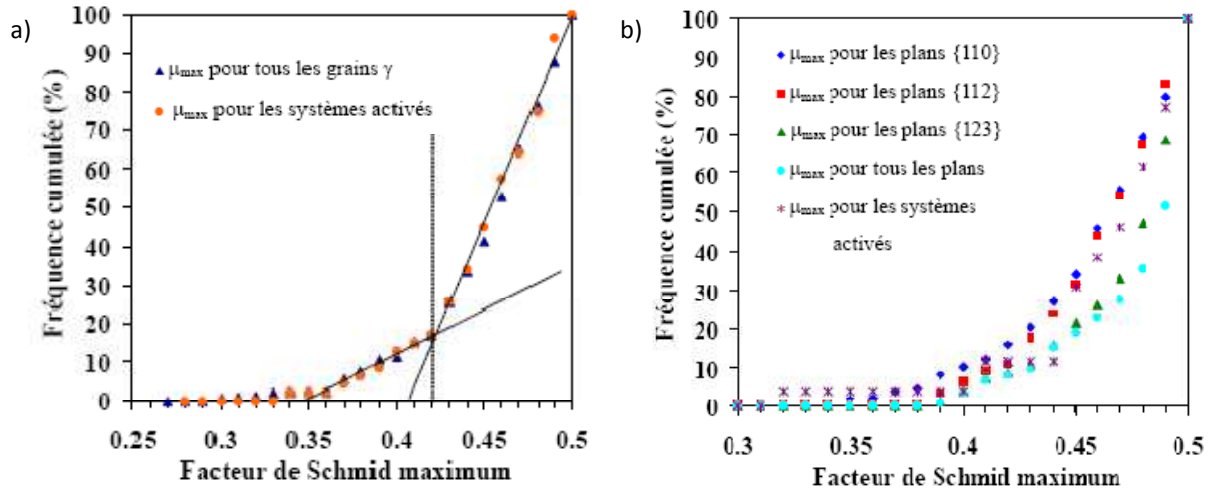


Figure 50 : Fréquence cumulée des facteurs de Schmid maximum calculés pour l'ensemble des grains et pour les systèmes activés, a) grains austénitiques, b) grains ferritiques [El Bartali 2007].

L'analyse des champs cinématiques calculés entre deux instants du cyclage permet de mettre en évidence les hétérogénéités de déformation et de les relier à la microstructure du matériau. L'activité plastique est très importante durant les premiers cycles : apparition d'hétérogénéités de déformation sur les champs de déformation et de marques de glissement sur les images optiques. Les hétérogénéités sont principalement localisées dans la phase austénitique au début du cyclage, dans les grains dans lesquels les premières marques de glissement apparaissent, elles sont observées plus tardivement dans la phase ferritique. L'incrément de déformation moyenne par cycle décroît rapidement au cours du cyclage, montrant une réversibilité croissante de la déformation plastique cyclique. En revanche, l'écart type des champs de déformation reste élevé tout au long du cyclage, indiquant que des hétérogénéités intra- ou intergranulaires existent durant toute la sollicitation cyclique.

Des mesures au profilomètre interférométrique ont révélé un relief de surface beaucoup plus prononcé dans la ferrite que dans l'austénite. Le glissement plan dans la phase austénitique contribue en effet à une meilleure réversibilité du glissement, qui se traduit par un relief de surface plus régulier et moins marqué. Au contraire le glissement dévié facile dans la ferrite conduit à une irréversibilité du glissement, qui se traduit par l'émergence d'extrusions/intrusions moins nombreuses mais beaucoup plus marquées.

L'amorçage a lieu le plus souvent dans la phase ferritique, de manière intergranulaire. Après l'amorçage, la micropropagation en surface se fait essentiellement en suivant les marques de glissement. Les analyses des champs de déplacement et de déformation calculés par corrélation d'images numériques au cours du cyclage permettent de mettre en évidence les sites potentiels d'amorçage des microfissures souvent bien avant leur détection sur les images optiques, par la présence de forts gradients locaux de déplacement et de déformation en leur voisinage. Sur la Figure 51, les champs de déplacement et de déformation calculés entre les cycles 350 et 500 montrent une discontinuité là où une fissure sera visible à partir du 750<sup>e</sup> cycle. Ces forts gradients de déplacement et de déformation sont systématiquement observés préalablement à l'amorçage d'une fissure.

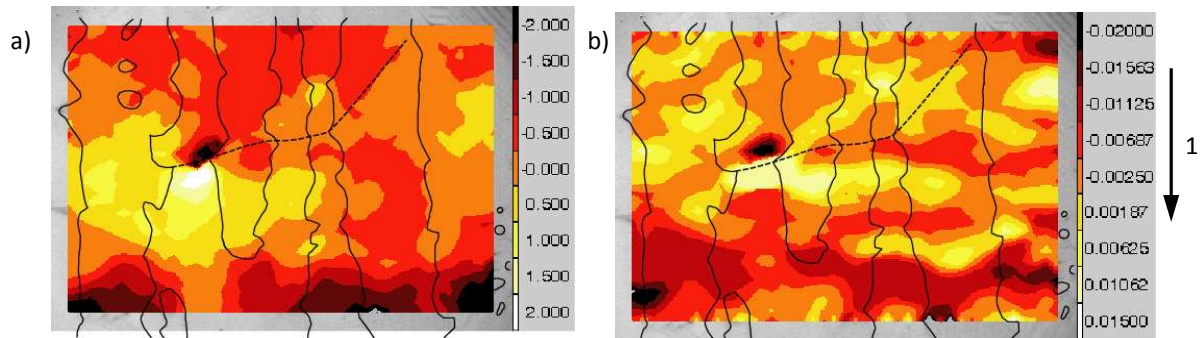


Figure 51 : Champs des déplacements  $U_1$  (a) et des déformations  $\epsilon_{11}$  (b) calculés entre les cycles 350 et 500 [El Bartali 2007].

Les champs de déformation montrent par ailleurs des localisations des déformations aux joints de grains et/ou de phases. Ces joints sont des lieux de fortes concentrations de contraintes dues aux incompatibilités des déformations entre phases. L'empilement des dislocations aux joints de phases non traversés par le glissement entraîne des concentrations de contrainte se manifestant par un fort relief de surface en intrusions/extrusions dans lesquelles les microfissures sont susceptibles de s'amorcer. Au contraire, une relative homogénéité des déformations est observée à d'autres joints de phases. Les photographies optiques y montrent une continuité des lignes de glissement d'une phase à l'autre, due à l'existence de relations d'orientations cristallographiques de type Kurdjumov-Sachs ou Nishijama-Wassermann entre phases [Kurdjumov 1930], [Nishiyama 1934]. En conséquence, un relief peu marqué est observé et aucun amorçage n'est constaté au voisinage d'un tel joint.

L'activité plastique et l'amorçage de fissure en fatigue oligocyclique sont des phénomènes complexes et se manifestent à plusieurs niveaux. Dans les grains, l'activité plastique se traduit par une accumulation de dislocations et leur arrangement en structures (amas, veines et chenaux, cellules, labyrinthes). Les interactions et les réarrangements de dislocations forment des bandes de glissement persistantes dans lesquelles la déformation plastique se localise. Le mouvement des dislocations à l'intérieur de ces bandes entraîne à la surface la formation d'un relief en intrusions-extrusions. Des bandes de glissement persistantes sont visibles au MET dans les grains de surface [Alvarez-Armas 2007]. Les signes induits par la plasticité en surface peuvent être appréhendés par microscopie (optique ou MEB) [Mineur 2000] et de manière complémentaire par l'analyse du relief (AFM, voire profilométrie) [Sabatier 2002], [Salazar 2008]. Avec ces moyens, la détermination du moment où une fissure a amorcé n'est pas simple puisqu'elle repose sur des méthodes indirectes, l'amorçage n'est certain qu'une fois qu'il a démarré. Il peut être évalué de manière beaucoup plus fine par l'analyse de répliques de la surface du matériau [Polák 2007]. A ces outils maintenant répandus, il faut en ajouter un autre, complémentaire, l'utilisation des champs cinématiques [Doumalin 2000], [El Bartali 2007]. Il permet d'obtenir des informations quantitatives sur l'intensité des déformations plastiques et s'est révélé un outil précieux pour la détection de l'amorçage.

Il est alors évident que la compréhension et l'analyse de la plasticité cyclique et des endommagements engendrés par celle-ci passent par l'utilisation de plusieurs de ces moyens d'observation car, chacun d'entre eux ne donnant que des informations partielles, il est nécessaire de coupler les informations obtenues par différentes analyses pour enrichir la connaissance que l'on peut avoir des phénomènes mis en jeu.

#### IV.2. SIMULATION D'UN AGREGAT POLYCRISTALLIN ET COMPARAISON EXPERIMENTALE

Au chapitre III, nous avons évalué la pertinence des lois de comportement cristallines dans la simulation du comportement macroscopique de l'acier inoxydable duplex. Ces lois s'appuyant sur des données cristallines, il nous a paru naturel de les valider par la simulation d'un agrégat polycristallin et la confrontation avec les champs cinématiques expérimentaux. Dans cet objectif, nous avons mis en œuvre une démarche numérique basée sur la méthode des éléments finis. Cette démarche suppose de définir un maillage représentant la microstructure de la zone étudiée et des conditions aux limites correspondant à l'essai modélisé. Les lois de comportement sont celles définies au chapitre III, les paramètres utilisés ont été identifiés par la méthode

présentée au chapitre III et n'ont pas été modifiés pour la simulation d'agrégat. La démarche présentée ici a été mise en place au cours de la thèse de Pierre Evrard [Evrard 2008b] et du stage de master recherche de Pierre Petit.

L'objectif de l'étude étant la comparaison avec des champs cinématiques expérimentaux, nous avons donc choisi de générer un maillage basé sur la microstructure étudiée réelle. Une mesure EBSD de la surface permet d'obtenir la forme des grains, leur nature ( $\alpha$  ou  $\gamma$ ) et leur orientation. La microstructure sous-jacente n'est en revanche pas accessible, sauf par un polissage destructif avant l'essai mécanique de comparaison. Les études menées par [Zeghadi 2005] et [Héripré 2006] ont cependant montré que les champs de déformation en surface dépendent de la microstructure sous-jacente. Une solution pour résoudre ce problème est l'utilisation des conditions aux limites en déplacement expérimentales, car celles-ci permettent de compenser la non-prise en compte des grains présents sous l'agrégat simulé et à son voisinage [Hoc 2003], [Héripré 2006]. Cependant, l'utilisation des conditions aux limites expérimentales ne permet de prendre en compte qu'une épaisseur limitée de la microstructure tridimensionnelle. Le maillage est alors obtenu en deux phases : maillage bidimensionnel calqué sur les pointés EBSD, et extrusion dans la troisième direction sur une profondeur d'une taille de grain.

Les lois de comportement cristallines présentées au chapitre III ont été implantées dans Abaqus à l'aide d'une subroutine utilisateur fournie par le laboratoire MSSMat [Héraud 1998] et adaptée aux lois de comportement choisies dans ce travail [Evrard 2008b], [Evrard 2008c].

La démarche adoptée est rappelée Figure 52 [Evrard 2008b]. Un scan EBSD est effectué en surface d'une éprouvette vierge. Un essai de traction est ensuite mené jusqu'à une déformation macroscopique de 0.5%, le champ de déformation est alors calculé par corrélation d'images numériques entre l'image initiale (éprouvette vierge) et l'image obtenue à 0.5% de déformation selon la procédure présentée au paragraphe IV.1.2. Un maillage quasi 2D est généré à partir de la mesure EBSD, sur lequel les conditions aux limites mesurées expérimentalement sont appliquées. Les tailles des deux maillages utilisés (Abaqus et CorreliQ4) étant très différentes, les déplacements expérimentaux sont interpolés par un polynôme, les déplacements interpolés ont été appliqués aux frontières du maillage éléments finis. Les champs cinématiques expérimentaux et numériques sont alors comparés.

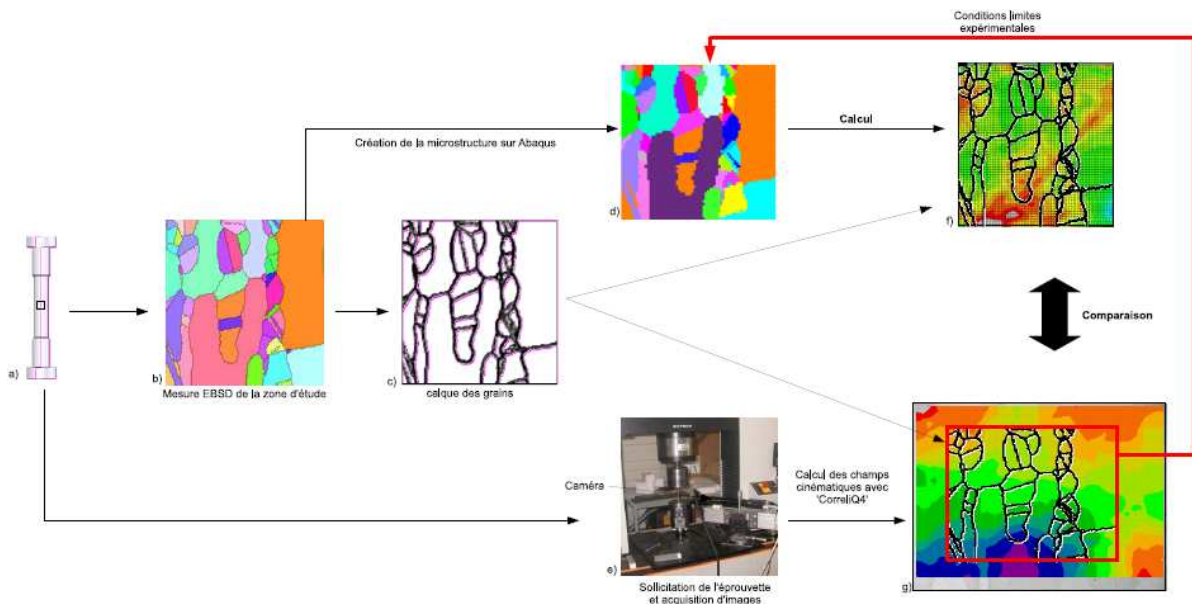


Figure 52 : Principe de la méthode de comparaison entre champs cinématiques expérimentaux et numériques [Evrard 2008b].

Afin de valider la démarche adoptée, deux types de conditions aux limites ont été comparées : les conditions aux limites expérimentales et des conditions aux limites homogènes obtenues en moyennant les conditions aux

limites expérimentales sur chaque frontière. Il apparaît que les conditions aux limites homogènes ne suffisent pas pour rendre compte des répartitions spatiales des déplacements et des déformations obtenues expérimentalement. En particulier, sous conditions aux limites homogènes, la déformation se localise dans des bandes orientées à 45° par rapport à l'axe de sollicitation (Figure 53b). En revanche, un bon accord est obtenu entre champs cinématiques expérimentaux et simulés avec les conditions aux limites expérimentales (Figure 53c).

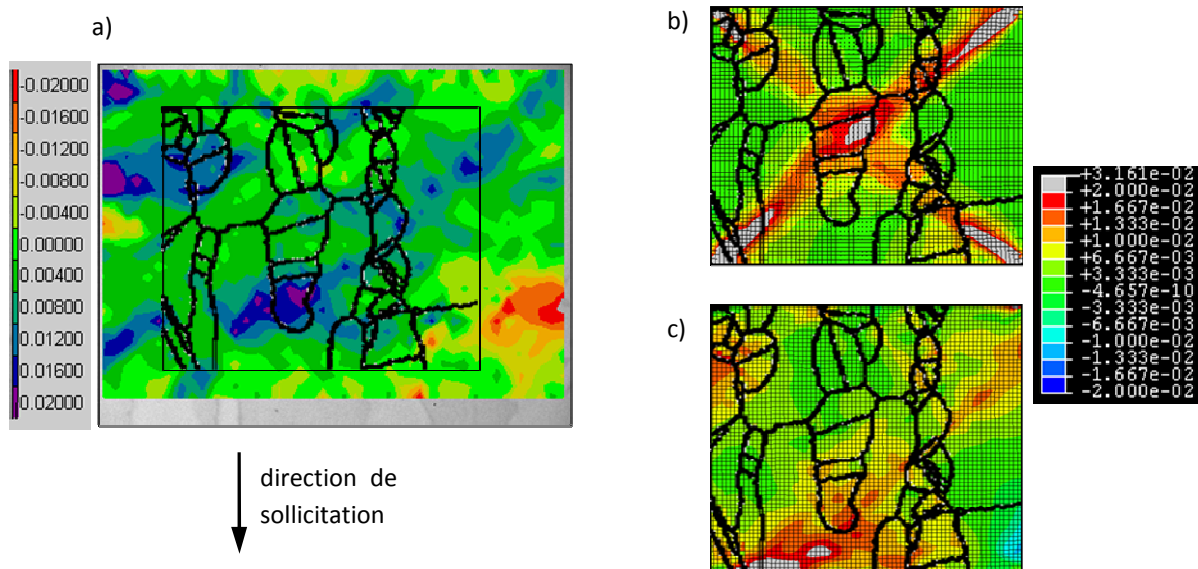


Figure 53 : Cartes des déformations  $\epsilon_{11}$  après sollicitation de traction monotone jusqu'à 0,5% de déformation macroscopique, a) expérimentale, b) simulée avec des conditions aux limites homogènes, c) simulées avec les conditions aux limites expérimentales [Evrard 2008b].

Les lois de comportement identifiées dans le modèle polycristallin présenté au paragraphe II.2 sont donc à même de rendre compte des déformations locales mesurées à l'échelle de la microstructure. L'étape suivante est naturellement l'identification des paramètres de ces lois de comportement directement à partir d'un calcul d'agrégat polycristallin [Hoc 2003], [Héripé 2006]. Le domaine étudié ne contenant qu'une vingtaine de grains, il ne constitue évidemment pas un volume élémentaire représentatif du matériau comme cela a pu être montré par [El Bartali 2007], la réponse contrainte-déformation de cet agrégat ne peut donc pas être comparée à la réponse macroscopique du matériau. Seule une comparaison des champs cinématiques de surface a alors un sens. Par ailleurs, le comportement du matériau est lié aussi bien aux hétérogénéités de déformations que de contraintes. Celles-ci ne sont pour l'instant pas accessibles, à moins de réaliser en même temps que les mesures de champs cinématiques des mesures de diffraction par rayons X avec une résolution spatiale compatible. Sans ces champs de contrainte, il est nécessaire d'utiliser à la fois des courbes macroscopiques du matériau et les champs cinématiques mesurés à l'échelle de la microstructure comme base expérimentale d'identification. Cette démarche complète permettrait d'identifier les paramètres des lois de comportement à la fois vis-à-vis du comportement macroscopique en utilisant le modèle polycristallin et vis-à-vis des hétérogénéités locales par le calcul d'agrégat. La validation se ferait alors classiquement sur des résultats d'essais macroscopiques non utilisés pendant l'identification et sur des champs cinématiques mesurés dans d'autres zones.

Ceci suppose évidemment que le bruit de mesure des champs cinématiques mesurés à l'échelle de la microstructure soit suffisamment faible pour ne pas trop interférer avec la procédure d'optimisation, ce qui nécessite une optimisation de la technique (distribution des niveaux de gris, taille de grains, importance des déplacements hors plan). Par ailleurs, les paramètres actuellement identifiés à partir de champs cinématiques sont généralement des paramètres de lois de comportement linéaires ou bilinéaires [Grédiac 2002], [Héripé

2006], la possibilité d'identifier des lois non-linéaires, complexes, telles celles présentées au paragraphe II.2.3 doit être préalablement validée.

## V. BILAN ET PERSPECTIVES

A travers ce mémoire, j'ai souhaité faire un bilan des mes activités de recherche, et présenter une démarche d'analyse du comportement d'un matériau métallique biphasé en vue de proposer un modèle de comportement mécanique adéquat en fatigue oligocyclique. Dans cet objectif, trois éléments nécessitent des développements conséquents :

- Assurer la représentativité des sollicitations utilisées lors d'essais sur éprouvettes de laboratoire vis-à-vis des sollicitations en service. Ceci suppose, évidemment, que les sollicitations en service sont connues. Un de mes objectifs à court terme est le développement d'un banc d'essai multiaxial, en équipant la machine de traction-torsion d'un système de forte pression interne à haute fréquence de sollicitation. Il n'existe pas, à ma connaissance, de système équivalent en France. Le domaine des sollicitations multiaxiales avec forte pression hydrostatique est peu exploré dans l'analyse expérimentale du comportement des matériaux, alors qu'il est fortement discriminant vis-à-vis des lois de comportement multiaxiales et des critères de fatigue. Ce projet est en cours, financé dans le cadre du CPER 2007-2013 et par un Bonus Qualité Recherche du Laboratoire de Mécanique de Lille et de l'université de Lille 1.

- Analyser les mécanismes de déformation et d'endommagement à l'échelle où ils apparaissent. Cette analyse nécessite le développement d'essais largement instrumentés (mesures de champs cinématiques et thermiques), et l'utilisation de moyens expérimentaux complémentaires avant, pendant ou après les essais mécaniques (MEB, EBSD, AFM, profilométrie, rayons X, MET) afin d'obtenir une information la plus adéquate possible. Certains phénomènes apparaissent à une échelle extrêmement petite, et nécessitent alors des solutions adaptées (endommagement autour des charges de taille nanométrique dans les polymères, par exemple).

- Ecrire des lois de comportement en lien avec les observations expérimentales à l'échelle pertinente, en s'appuyant sur des analyses à l'échelle du volume élémentaire représentatif comme à celle des micromécanismes de déformation. Ces lois de comportement sont déterminées aussi bien directement à partir des résultats expérimentaux qu'après l'analyse de simulations numériques préalables. Puisqu'il permet de maîtriser l'ensemble des paramètres du calcul (conditions aux limites, forme des grains, choix des grains voisins, texture et orientations cristallines, etc.), le calcul d'agrégat polycristallin (ou de cellule élémentaire) permet de discuter la nécessité de prendre en compte tel ou tel paramètre en fonction de son influence sur le phénomène étudié [Osterstock 2008]. Il me paraît donc un outil parfaitement complémentaire aux mesures expérimentales, ensemble ils permettent de valider les hypothèses à faire pour modéliser le phénomène étudié, en lien avec les résultats obtenus aux échelles inférieures [Déprés 2004]. Les mesures de déformation, l'analyse des microstructures de dislocations et les résultats de dynamique des dislocations nous montrent que la déformation est largement inhomogène dans un grain. Il paraît donc nécessaire, à terme, de prendre en compte ces hétérogénéités dans les modèles polycristallins, par des sous-divisions du grain, ou un gradient de déformation.

Une fois le comportement du matériau connu et une loi proposée, l'ultime étape concerne l'identification des paramètres de la loi choisie. C'est une étape qui pose deux difficultés : la nécessaire expertise requise pour identifier les paramètres et le temps de calcul en fatigue. C'est pourquoi je souhaite travailler à moyen terme sur cette étape d'identification en étudiant les méthodes limitant l'influence des minima locaux. Les algorithmes génétiques peuvent être une solution [Andrade-Campos 2007], mais le nombre de calculs à effectuer est considérablement plus élevé qu'avec une méthode basée sur un algorithme de descente. Ce temps de calcul prohibitif interdit l'utilisation de ce type d'algorithme d'optimisation en fatigue. Déterminer la réponse asymptotique à un chargement cyclique sans nécessairement calculer l'évolution des variables internes à tous les pas de temps permettrait de lever cette difficulté [Maitournam 2002]. A terme, le



développement de modèles physiquement basés nécessitera une identification des paramètres basée, elle aussi, sur des informations locales provenant de mesures MET [Gaudin 2004], [Evrard 2008b], de mesures AFM, de résultats de nano-indentation, d'identification à partir de mesures de champs locaux [Hérispré 2006]. Une fois les paramètres identifiés, la validation des modèles pourra être faite à la fois sur des résultats d'essais macroscopiques et sur des informations obtenues à l'échelle de la microstructure.

Pour conclure, je souhaite mettre en place plus d'interactions entre les différents volets de mes travaux, volets expérimental et numérique, volets physique et mécanique, étude des micromécanismes et comportement macroscopique, car il me semble que c'est justement dans ces interactions que la production de connaissance peut être la plus fructueuse.

## VI. REFERENCES

- [Abdel-Karim 2000] Abdel-Karim M. et Ohno N., *Kinematic hardening model suitable for ratchetting with steady-state*, Int. J. Plast., Vol. 16, p. 225-240, 2000.
- [Abdul-Latif 1994] Abdul-Latif A., Clavel M., Ferney V. et Saanouni K., *On the modeling of nonproportional cyclic plasticity of waspaloy*, J. Eng. Mat. Tech., Vol. 116, p. 35-44, 1994.
- [Abdul-Latif 2002] Abdul-Latif A., Dingli J.P. et Saanouni, *Elasti-inelastic self-consistent model for polycrystals*, J. App. Mech., Vol. 69, pp. 309-316, 2002.
- [Abdul-Latif 2004] Abdul-Latif A., *Pertinence of the grains aggregate type on the self-consistent model responses*, Int. J. Sol. Struct., Vol. 41, pp. 305-322, 2004.
- [Akdot 1999] Akdot N., *Phase morphology and fatigue lives of nitrogen alloyed duplex stainless steels*, Int. J. Fat., Vol. 21, p. 97-103, 1999.
- [Alvarez-Armas 2007] Alvarez-Armas I., Marinelli M.C., Malarria J.A., Degallaix S. et Armas A.F., *Microstructure associated with crack initiation during low-cycle fatigue in a low nitrogen duplex stainless steel*, Int. J. Fat., Vol. 29, pp. 758-764, 2007.
- [Andrade-Campos 2007] Andrade-Campos A., Thuillier S., Pilvin P. et Teixeira-Dias F., *On the determination of material parameters for internal variable thermoelastic-viscoplastic constitutive models*, Int. J. Plast., Vol. 23, pp. 1349-1379, 2007.
- [Armstrong 1966] Armstrong P.J. et Frederick C.O., *A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect*, CEBG Report RD/B/N731, Berkeley Nuclear Laboratories, 1966.
- [Asaro 1985] Asaro A., Needleman A., *Texture development and strain hardening in rate dependent polycrystals*, Acta Metall., Vol. 33, pp. 923-953, 1985.
- [Aubin 2001] Aubin V., *Plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique sous chargement biaxial non-proportionnel*, Thèse de doctorat, Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 2001.
- [Aubin 2002] Aubin V., Quaegebeur P. et Degallaix S., *Evolution of the plasticity surface during biaxial loading in duplex stainless steel*, J. Phys. IV, Vol. 12, pp. 195-202, 2002.
- [Aubin 2003a] Aubin V., Quaegebeur P. et Degallaix S., *Cyclic plasticity of a duplex stainless steel under nonproportional loading*, Mat. Sci. Eng. A, Vol. 346/1-2, pp. 208-215, 2003.
- [Aubin 2003b] Aubin V., Quaegebeur P. et Degallaix S., *Cyclic behaviour of a duplex stainless steel under multiaxial loading: experiments and modeling*,ESIS STP Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, A. Carpinteri, M. de Freitas and A. Spagnoli Eds., Elsevier, pp. 401-422, 2003.
- [Aubin 2004a] Aubin V., Quaegebeur P. et Degallaix S., *Load history in fatigue: effect of strain amplitude and loading path*, Journal of ASTM International, Vol.1, Issue 10, 2004.
- [Aubin 2004b] Aubin V. et Degallaix S., *Ratchetting modeling of a duplex stainless steel: model based on yield surface distortion*, Proc. 7th Int. Conf. on Biaxial/Multiaxial Fatigue & Fracture, pp. 273-278, 2004.
- [Aubin 2005] Aubin V., Quaegebeur P. et Degallaix S., *Load history effect in fatigue: effect of strain amplitude and loading path*, Fatigue Testing and Analysis Under Variable Amplitude Loading Conditions, ASTM STP 1439, P. C. McKeighan and N. Ranganathan, Eds., American Society for Testing and Materials, West Conshocken, PA, pp. 505-518, 2005.

- [Aubin 2006] Aubin V. et Degallaix S., *Contribution of yield surface measurement to plastic behaviour modeling*, Proceedings Plasticity 2006, pp. 319-321, 2006.
- [Bari 2000] Bari S. et Hassan T., *Anatomy of coupled constitutive models for ratcheting simulation*, Int. J. Plast., Vol. 16, p. 381-409, 2000.
- [Bari 2001] Bari S. et Hassan T., *Kinematic hardening rules in uncoupled modeling for multiaxial ratcheting simulation*, Int. J. Plast., Vol. 17, p. 885-905, 2001.
- [Bari 2002] Bari S. et Hassan T., *An advancement in cyclic plasticity modeling for multiaxial ratcheting simulation*, Int. J. Plast., Vol. 18, p. 873-894, 2002.
- [Benallal 1987] Benallal A. et Marquis D., *Constitutive equations for nonproportional cyclic elastoviscoplasticity*, J. Eng. Mat. Tech., Vol. 109, p. 326-336, 1987.
- [Benallal 1989] Benallal A., *Thermoviscoplasticité et endommagement des structures*, Thèse de doctorat, Université de Paris 6, 1989.
- [Berthel 2007] Berthel B., Wattrisse B., Chrysochoos A. et Galtier A., *Thermographic analysis of fatigue dissipation properties of steel sheets*, Strain, Vol. 43, pp. 273-279, 2007.
- [Berveiller 1979] Berveiller M. et Zaoui A., *An extension of the self-consistent schem to plastically-flowing polycrystals*, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 26, pp. 325-344, 1979.
- [Besson 2001] Besson J., Cailletaud G., J.L. Chaboche et Forest S., *Mécanique non-linéaire des matériaux*, Hermès, 2001.
- [Bocher 2001] Bocher L., Delobelle P., Robinet P. et Feaugas X., *Mechanical and microstructural investigations of an austenitic stainless steel under non-proportional loadings in tension-torsion-internal and external pressure*, Int. J. Plast., Vol. 17, p. 1491-1530, 2001.
- [Bouby 2006] Bouby C., de Saxcé G., Tritsch J.-B., *A comparison between analytical calculations of the shakedown load by the bipotential approach and step-by-step computations for elastoplastic materials with non linear kinematic hardening*, Int. J. Solids Struct, Vol. 43(9), pp.2670-2692, 2006.
- [Boucher 1994] Boucher M. et Cordebois J.P., *Incremental evolution of induced anisotropy*, Int. J. Plast., Vol. 10, p. 909-933, 1994.
- [Budianski 1962] Budianski B. et WU T.T., *Theoretical prediction of plastic strains of polycrystals*, Proc. 4th US Nat Cong. Appl. Mech., p. 1175, 1962.
- [Bugat 1999] Bugat S., Besson J. et Pineau A., *Micromechanical modelling of the behaviour of duplex stainless steels*, Comput. Mat.sci., Vol. 16, p. 158-166, 1999.
- [Bui 1969] Bui H.D., *Etude de l'évolution de la frontière du domaine élastique avec l'écroûissage et relations de comportement élastoplastiques des métaux cubiques*, Thèse de doctorat, Faculté des sciences de l'université de Paris, 1969.
- [Burlet 1986] Burlet H. et Cailletaud G., *Numerical techniques for cyclic plasticity at variable temperature*, Engng. Compt., Vol. 3, pp. 143-153, 1986.
- [Cailletaud 1992] Cailletaud G., *A micromechanical approach to inelastic behaviour of metals*, Int. J. Plast., Vol. 8, p. 55-73, 1992.
- [Cailletaud 1995] Cailletaud G. et Sai K., *Study of plastic/viscoplastic models with various inelastic mechanisms*, Int. J. Plast., Vol. 11, pp. 991-1005, 1995.
- [Calloch 1997] Calloch S., *Essais triaxiaux non-proportionnels et ingénierie des modèles de plasticité cyclique*, Thèse de doctorat, ENS de Cachan, 1997.
- [Calloch 1999] Calloch S. et Marquis D., *Triaxial tension-compression tests for multiaxial cyclic plasticity*, Int. J. Plast., Vol 15, p. 521-549, 1999.
- [Chaboche 1979] Chaboche J.L., Dang-Van K. et Cordier G., *Modelization of the strain memory effect on the cyclic hardening of 316 stainless steel*, Proc. of 5th Int. Conf. on SMiRT, , 1979.
- [Chaboche 1983] Chaboche J.L. et Rousselier G., *On the plastic and viscoplastic constitutive equations - Part I: Rules developped with internal variables concept*, J. Press. Vessel Techn., Vol. 105, pp. 153-164, 1983.
- [Chaboche 1986] Chaboche J.L., *Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity*, Int. J. Plast., Vol. 2, p. 149-188, 1986.
- [Chaboche 1989] Chaboche J.L., Nouailhas D., Paulmier P. et Policella H., *Sur les problèmes posés par la description des effets de rochet en plasticité et viscoplasticité cycliques*, La recherche aérospatiale, Vol. 1, p. 63-79, 1989.
- [Chaboche 1991] Chaboche J.L., Nouailhas D., Pacou D. et Paulmier P., *Modeling of the cyclic response and ratchetting effects on inconel-718 alloy*, Eur. J. Mech. A/Solids, Vol. 10, p. 101-121, 1991.

- [Cache 2004] Cache M., *Etude de l'érouissage cyclique des matériaux métalliques et des phénomènes de rochet*, Thèse de doctorat, Université Joseph Fournier, Grenoble I, 2004.
- [Chen 2004] Chen X. et Jiao R., *Modified kinematic hardening rule for multiaxial ratcheting prediction*, Int. J. Plast., Vol. 20, pp. 871-898, 2004.
- [Chin 1972] Chin, G. Y., Metall. Trans. A, Vol. 3, p.2213, 1972.
- [Corona 1996] Corona E., Hassan T. et Kyriakides S., *On the performance of kinematic hardening rules in predicting a class of biaxial ratchetting histories*, Int. J. Plast., Vol. 12, p. 117-145, 1996.
- [Cottrell 1953] Cottrell A.H., *Dislocations and plastic flow in crystals*, Oxford university Press, London, , 1953.
- [Crépin, 2008] Crépin J., *L'approche multi-échelles en mécanique des matériaux ou l'importance d'un dialogue transdisciplinaire*, Habilitation à diriger les recherches, Université Paris XIII, 2008.
- [Dafalias 1975] Dafalias Y. F. et Popov E. P., *A model of nonlinearly hardening materials for complex loading*, Acta Mech., Vol. 21, p. 173-192, 1975.
- [Degallaix 1986] Degallaix S., *Rôle de l'azote interstitiel et combiné sur le comportement en plasticité cyclique et monotone d'aciers inoxydables austénitiques Z2 CND 17-12 (AISI 316L - 316LN)*, Thèse de 3e cycle, Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 1986.
- [Delobelle 1995] Delobelle P., Robinet P. et Bocher L., *Experimental study and phenomenological modelization of ratchet under uniaxial and biaxial loading on an austenitic stainless steel*, Int. J. Plast., Vol. 11, p. 295-330, 1995.
- [Déprés 2004] Déprés C., *Modélisation physique des stades précurseurs de l'endommagement en fatigue dans l'acier inoxydable austénitique 316L*, Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2004.
- [Desestret 1990] Desestret A. et Charles J., *Aciers inoxydables austéno-ferritiques*, Les aciers inoxydables, Editions de physique, p. 631-677, 1990.
- [Dingli 2000] Dingli J.P., Abdul-latif A. et Saanouni K., *Predictions of the complex cyclic behavior of polycrystals using a self-consistent modeling*, Int. J. Plast., Vol. 15, pp. 521-547, 2000.
- [Doudard 2004] Doudard C., *Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d'essais d'échauffement*, Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan, 2004.
- [Doumalin 2000] Doumalin P., *Microextensométrie locale par corrélation d'images numériques*, Thèse de doctorat, Ecole polytechnique, 2000.
- [Drucker 1981] Drucker D.C. et Palgen L., *On stress-strain relations suitable for cyclic and other loadings*, J. App. Mech., Vol. 48, pp. 479-485, 1981.
- [El Bartali 2007] El Bartali A., *Apport des mesures de champs cinématiques à l'étude des micromécanismes d'endommagement en fatigue plastique d'un acier inoxydable duplex*, Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, 2007.
- [El Bartali 2008a] El Bartali A., Aubin V. et Degallaix S., *Fatigue damage analysis in a duplex stainless steel by digital image correlation technique*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol.31, pp. 137-151, 2008.
- [El Bartali 2008b] El Bartali A., Aubin V., Sabatier L., Villechaise P. et Degallaix S., *Identification and analysis of the activated slip systems during LCF in a duplex stainless steel*, Scripta Mat, sous presse.
- [Ellis 1983] Ellis J. R., Robinson D. N. et Pugh C. E., *Time dependence in biaxial yield of type 316 stainless steel at room temperature*, J. Eng. Mat. Tech., Vol. 105, p. 250-256, 1983.
- [Eshelby 1957] Eshelby, *The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems*, Proc. R. Soc. London, Vol. 241, pp. 376-396, 1957.
- [Estrin 1998] Estrin Y., Toth L.S., Molinari A. et Bréchet Y., *A dislocation-based model for all hardening stages in large strain deformation*, Acta Mater., Vol. 46, pp. 5509-5522, 1998.
- [Evrard 2008a] Evrard P., Aubin V., Degallaix S. et Kondo D., *Yield surface and complex loading path simulation of a duplex stainless steel using a bi-phase polycrystalline model*, Materials Science Forum, Vol.567-568, pp.141-144, 2008.
- [Evrard 2008b] Evrard P., *Modélisation polycrystalline du comportement plastique cyclique d'un acier inoxydable duplex et validation expérimentale*, Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, 2008.
- [Evrard 2008c] Evrard P., Aubin V., Pilvin P., Degallaix S. et Kondo D., *Implementation and validation of a polycrystalline model for a bi-phased steel under non-proportional loading paths*, Mechanics Research Communications, Vol. 35, pp. 336-343, 2008.

- [Evrard 2008d] Evrard P., Aubin V., Degallaix S. et Kondo D., *Formulation of a new single crystal law to model the cyclic softening*, Mechanics Research Communications, Vol. 35, pp. 589-594, 2008.
- [Fan 1991] Fan J. et Peng X., *A physically based constitutive description for nonproportional cyclic plasticity*, J. Eng. Mat. Tech., Vol. 113, p. 245-262, 1991.
- [Fardoun 1997] Fardoun F., Polák J. et Degallaix S., *Internal and effective stress analysis in stainless steels using the statistical approach method*, Mat. Sci. Eng. A, Vol. A234-236, p. 456-458, 1997.
- [Feaugas 1999] Feaugas X., *Contribution à la compréhension des mécanismes de déformation plastique et d'endommagement des matériaux*, Habilitation à diriger les recherches, Université de Technologie de Compiègne, 1999.
- [Ferney 1994] Ferney V., *Etude de l'écroûissage cyclique sous sollicitations complexes (cas d'alliages à durcissement structural)*, Thèse de doctorat, Université de Technologie de Compiègne, 1994.
- [Franciosi 1984] Franciosi P., *Etude théorique et expérimentale du comportement élastoplastique des monocristaux métalliques se déformant par glissement : modélisation pour un chargement complexe quasi-statique*, Thèse de doctorat, Université de Paris XIII, 1984.
- [Franciosi 1985] Franciosi P., *The concepts of latent hardening and strain hardening in metallic single crystals*, Acta Metall., Vol. 33, pp. 1601-1612, 1985.
- [François 2001] François M., *A plasticity model with yield surface distortion for non-proportional loading*, Int. J. Plast., Vol. 17, p. 703-717, 2001.
- [Fridel 1964] Friedel, *Dislocation*, Pergamon Press, 1964.
- [Gaudin 2002] Gaudin C., *Etude des mécanismes associés au rochet cyclique d'un acier austénitique AISI 316L*, Thèse de doctorat, Université de Technologie de Compiègne, 2002.
- [Gaudin 2004] Gaudin C. et Feaugas X., *Cyclic creep in AISI 316L stainless steel in terms of dislocation patterns and internal stresses*, Acta mater., Vol. 52, pp. 3097-3110, 2004.
- [Geyer 1995] Geyer P., *Modelling of ratchetting in biaxial loading of the stainless steel 316 SPH between 20 and 600°C*, Proc. of Plasticity'95, p. 563, 1995.
- [Gilormini 1995] Gilormini P., *Insuffisance de l'extension classique du modèle autocohérent au comportement non-linéaire*, Comptes Rendus de l'Académie des Sciences, Série IIb, t. 320, pp. 115-122, 1995.
- [Gilormini 1997] Gilormini P., *Une insuffisance de plusieurs extensions du modèle autocohérent au comportement des milieux hétérogènes non linéaires*, La Revue de la Métallurgie, septembre, 1081-1087, 1997.
- [Grédiac 2002] Grédiac M. et Pierron F., *Applying the Virtual Fields Method to the identification of elasto-plastic constitutive parameters*, International Journal of Plasticity, Vol. 22, pp. 602-627, 2006.
- [Guionnet 1992] Guionnet C., *Modeling of ratchetting in biaxial experiments*, J. Eng. Mat. Tech., Vol. 11, pp. 56-62, 1992.
- [Gupta 1995] Gupta N. K., Meyers A. et Wichtmann A., *A function for representing experimental yield surfaces*, Eur. J. Mech. A/Solids, Vol. 14, p. 45-53, 1995.
- [Hassan 1992a] Hassan T. et Kyriakides S., *Ratcheting in cyclic plasticity - Part I : uniaxial behavior*, Int. J. Plast., Vol. 8, p. 91-116, 1992.
- [Hassan 1992b] Hassan T., Corna E. et Kyriakides S., *Ratchetting in cyclic plasticity - Part II : multiaxial behavior*, Int. J. Plast., Vol. 8, p. 117-146, 1992.
- [Hassan 2008] Hassan T., Taleb L. et Krishna S., *Influence of non-proportionnal loading on ratcheting responses and simulations by two recent cyclic plasticity models*, Int. J. Plast., Vol. 24, pp. 1863-1889, 2008.
- [Haupt 1996] Haupt A. et Schinke B., *Experiments on the ratchetting behavior of AISI 316L(N) austenitic at room temperature*, J. Eng. Mat. Tech., Vol. 118, p. 281-284, 1996.
- [Helling 1986] Helling D. E., Miller A. K. et Stout M. G., *An experimental investigation of the yield Loci of 1100-0 aluminum, 70:30 brass, and an overaged 2024 aluminum alloy after various prestrains*, J. Eng. Mat. Tech., Vol. 108, p. 313-320, 1986.
- [Héraud 1998] Héraud S., *Du polycristal au multicristal : élaboration d'un mésoscope numérique pour une analyse locale en élastoviscoplasticité*, Thèse de doctorat, CEA Saclay, 1998.
- [Héripéré 2008] Héripéré E., *Méthode de couplage multi-échelles entre simulations numériques polycristallines et mesures de champs pour l'identification des paramètres de lois de*

- comportement et de fissuration des matériaux métalliques. Application à l'étude des alliages TiAl, Thèse de doctorat, Ecole polytechnique, 2006.
- [Hild 2002a] Hild F., *CorreliLMT : a software for displacement field measurements by digital image correlation*, Rapport interne LML, , 2002.
- [Hild 2002b] Hild F., Raka B., Baudequin M., Roux S. et Cantelaube F., *Multi-scale displacement field measurements of compressed mineral wool samples by digital image correlation*, Applied Optics, Vol. 41, pp. 6815-6828, 2002.
- [Hild 2006] Hild F. et Roux S., *Digital image correlation: from displacement measurement to identification of elastic properties*, Strain, Vol. 42, pp. 69-80, 2006.
- [Hill 1965] Hill R., *Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals*, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 13, pp. 89-101, 1965.
- [Hill 2000] Hill R., *Plastic anisotropy and the geometry of yield surfaces in stress space*, J. Mech. Phys. Sol., Vol. 48, p. 1093-1106, 2000.
- [Hoc 2001] Hoc T. et Forest S., *Polycrystal modelling of IF-Ti steel under complex loading path*, Int. J. Plast., Vol. 17, pp.65-85, 2001.
- [Huntington 1958] Huntington H., *The elastic constants of crystals*, F. Seitz, D. Tunrball eds., Solid State Physics, Academic press Incorporation publishers, New York, , 1958.
- [Jencus 2006] Jencus P., Polàk J., Lukas P. et Muransky O., *In situ neutron diffraction study of the low cycle fatigue of the a-g duplex stainless steel*, Physica B, Vol. 385-386, pp. 597-599, 2006.
- [Jiang 1996] Jiang Y. et Sehitoglu H., *Modeling of cyclic ratcheting plasticity, part I : development of constitutive relations*, J. App. Mech., Vol. 63, p. 720-725, 1996.
- [Jiang 2008] Jiang Y. et Zhang J., *Benchmark experiments and characteristic cyclic plasticity deformation*, Int. J. Plast., Vol. 24, pp. 1481-1515, 2008.
- [Kalidindi 2001] Kalidindi S.R., *Modeling anisotropic strain hardening and deformation textures in low stacking fault energy FCC metals*, Int. J. Plast., Vol. 17, pp. 837-860, 2001.
- [Kang 2006] Kang G., Kan Q., Zhang J. et Sun Y., *Time-dependant ratcheting experiments of SS304 stainless steel*, Int. J. Plast., Vol. 22, pp. 858-894, 2006.
- [Keh 1967] Keh, A. S. and Nakada, Y., , Can. J. Phys., Vol.45, p.1101, 1967.
- [Khan 1993] Khan A. S. et Wang X., *An experimental study of subsequent yield surface after finite shear prestraining*, Int. J. Plast., Vol. 9, p. 889-905, 1993.
- [Kouddane 1994a] Kouddane R., Zouhal N. et Molinari A., *Complex Loading of Viscoplastic Materials: Micro-Macro Modelling*, Mat. Sci. Eng. A, Vol. 175, p. 31, 1994.
- [Kouddane 1994b] Kouddane R., *Approche autocohérente en élastoplasticité des matériaux hétérogènes*, Thèse de doctorat, Université de Metz, 1994.
- [Kowalsky 1999] Kowalsky U., Ahrens H. et Dinkler D., *Distorted yield surface - modelling by higher order anisotropic hardening tensors*, Comput. Mat.sci., Vol. 16, p. 81-88, 1999.
- [Krieg 1975] Krieg R. D., *A practical two surface plasticity theory*, J. App. Mech., Vol. 42, p. 641-646, 1975.
- [Kröner 1961] Kröner E., *Zur plastischen Verformung des Vielkristalls*, Acta Metall., Vol. 9, P. 155, 1965.
- [Kruml 1997] Kruml T., Polàk J., Obrtlík K. et Degallaix S., *Dislocation structures in the bands of localised cyclic plastic strain in austenitic 316L and austenitic-ferritic duplex stainless steels*, Acta Metall., Vol. 45, p. 5145-5151, 1997.
- [Kruml 2001] Kruml T., *Fatigue softening of X10CrAl24 ferritic steel*, Mat. Sci. Eng. A, Vol. 319/21, pp. 564-568, 2001.
- [Kurdjumov 1930] Kurdjumov G. et Sachs G., *Zeitschrift für Physik*, Vol. 64, pp. 325-343, 1930.
- [Kurtyka 1996] Kurtyka T. et Zyczkowski M., *Evolution equations for distortional plastic hardening*, Int. J. Plast., Vol. 12, p. 191-213, 1996.
- [Lacombe 1990] Lacombe L., Baroux B. et Béranger G., *Les aciers inoxydables*, Editions de Physique, , 1990.
- [Lagattu 2004] Lagattu F., Brillaud J. et Lafarie-Frenot M., *High strain gradient measurements by using digital image correlation technique*, Materials Characterization, Vol. 53, pp. 17-28, 2004.
- [Lebensohn 1993] Lebensohn R.A. et Tomé C.N., *A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals : application to zirconium alloys*, Acta Metall. Mater., Vol. 41, pp. 2611-2624, 1993.
- [Lemaitre 1988] Lemaitre J. et Chaboche J.L., *Mécanique des matériaux solides*, Dunod, Bordas, , 1988.
- [Lin 1957] Lin T.H., *Analysis of elastic and plastic strain of FCC crystals*, J. Mech. Solids, Vol. 5, p. 143, 1957.

- [Losilla 2004]** Losilla G. et Tourabi A., *Hardening of a rolled sheet submitted to radial and complex biaxial tensile loadings*, Int. J. Plast., Vol. 20, pp. 1789-1816, 2004.
- [Magnin 1988]** Magnin T., Lardon J. M. et Coudreuse L., *A new approach to low cycle fatigue behavior of a duplex stainless steel based on the deformation mechanisms of the individual phases*, Low-cycle fatigue, ASTM STP 942, H. D. Solomon, G. R. Halford, L. R. Kaisand and B. N. Leis, Eds., American society for testing and materials, Philadelphia, p. 812-823, 1988.
- [Maitournam 2002]** Maitournam H., Pommier B. et Thomas J.J., *Détermination de la réponse asymptotique d'une structure anélastique sous chargement thermomécanique cyclique*, C. R. Mécanique, Vol. 330, pp. 703-708, 2002.
- [Marquis 1979]** Marquis D., Thèse de doctorat, Université Paris VI, 1979.
- [Marquis 1989]** Marquis D., *Phénoménologie et thermodynamique - Application au couplage entre la thermoélasticité, la plasticité, le vieillissement et l'endommagement*, Thèse de doctorat d'état, Université de Paris 6, 1989.
- [Masson 1999]** Masson R. et Zaoui A., *Self-consistent estimates for the rate-dependent elastoplastic behaviour of polycrystalline materials*, J. Mech. Phys. Sol., Vol. 47, pp. 1543-1568, 1999.
- [Masson 2000]** Masson R., Bornert M., Suquet P. et Zaoui A., *An affine formulation for the prediction of the effective properties of non linear composites and polycrystals*, J. Mech. Phys. Sol., Vol. 48, pp. 1203-1227, 2000.
- [Mateo 1996]** Mateo A., Llanes L., Iturgoyen L. et Anglada M., *Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel*, Acta Mater., Vol. 44, p. 1143-1153, 1996.
- [Mayama 2006]** Mayama T. et Sasaki K., *Investigation of subsequent viscoplastic deformation of austenitic stainless steel subjected to cyclic preloading*, Int. J. Plast., Vol. 22, pp. 374-390, 2006.
- [McDowell 1994]** McDowell D.L., *Description of nonproportional cyclic ratchetting behavior*, Eur. J. Mech. A/Solids, Vol. 13, p.593-604, 1994.
- [McDowell 1995]** McDowell D.L., *Stress state dependence of cyclic ratchetting behavior of two rail steels*, Int. J. Plast., Vol. 11, No. 4, p. 397-421, 1995.
- [Mecking 1970]** Mecking H. et Lücke K., *A new aspect of the theory of flow stress of metals*, Scripta Met., Vol. 4, pp. 427-432, 1970.
- [Michno 1976]** Michno M. J. et William N. F., *An historical perspective of yield surface investigations for metals*, Int. J. Non-linear Mechanics, Vol. 11, p. 59-82, 1976.
- [Mineur 2000]** Mineur M., *Conditions locales d'amorçage des fissures de fatigue dans un acier inoxydable de type 316L*, Thèse de doctorat, Université de Poitiers, 2000.
- [Molimard 2007]** Molimard J. et Vautrin A., *Résolution et résolution spatiale : deux paramètres clef des mesures optiques de champs*, Communication au GDR 2519, 2007.
- [Molinari 1987]** Molinari A, Canova G.R. et Ahzi S., *A self-consistent approach of the large deformation viscoplasticity*, Acta Metall., Vol. 35, p. 2983, 1987.
- [Molinari 1997]** Molinari A., Ahzi S. et Kouddane R., *On the self-consistent modeling of elasto-plastic behavior of polycrystals*, Mech. Mat., Vol. 26, pp. 43-62, 1997.
- [Moosbrugger 1989]** Moosbrugger J.C. et McDowell D.L., *On a class of kinematic hardening rules for nonproportional cyclic plasticity*, J. Eng. Mat. Tech., Vol. 111, p. 87-98, 1989.
- [Mroz 1967]** Mroz Z., *On the description of anisotropic work hardening*, J. Mech. Phys. Sol., Vol. 15, pp. 163-175, 1967.
- [Mughrabi 1983]** Mughrabi H., *Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals*, Acta Metall., Vol. 31, p. 1367-1379, 1983.
- [Nemat-Nasser 1986]** Nemat-Nasser S. et Obata M., *Rate-dependent, finite elasto-plastic deformation of polycrystals*, Proc. Roy. Soc. London, A407, p. 343, 1986.
- [Nishiyama 1934]** Nishiyama Z., *X-Ray investigation of the mechanism of the transformation from face-centred cubic lattice to body-centred cubic*, Sci. Rep. Tohaku Imp. Univ., Vol. 23, pp. 637-664, 1934.
- [Ohno 1993a]** Ohno N. et Wang J.D., *Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery. Part I : formulation and basic features for ratchetting behavior*, Int. J. Plast., Vol. 9, p. 375-390, 1993.
- [Ohno 1993b]** Ohno N. et Wang J.D., *Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery. Part II : application to experiments of ratchetting behavior*, Int. J. Plast., Vol. 9, p. 391-403, 1993.

- [Ohno 1994] Ohno N. et Wang J.D., *Kinematic hardening rules for simulation of ratchetting behavior*, Eur. J. Mech. A/Solids, Vol. 13, p. 519-531, 1994.
- [Ortiz 1983] Ortiz M. et Popov E., *Distortional hardening rules for metal plasticity*, J. Eng. Mat. Tech., Vol. 109, pp. 1042-1057, 1983.
- [Osterstock 2007] Osterstock S., Robertson C., Sauzay M., Degallaix S. et Aubin V., *Prediction of the scatter of crack initiation under high cycle fatigue*, Key Engineering Materials, Vol. 345-346, pp. 363-366, 2007.
- [Osterstock 2008] Osterstock S., *Vers la prédiction des réseaux de fissures : influence des paramètres microstructuraux sur la dispersion à l'amorçage*, Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, 2008.
- [Paquin 2001] Paquin A., Berbenni S., Favier V., Lemoine X. et Berveiller M., *Micromechanical modeling of the elastic-viscoplastic behavior of polycrystalline steels*, Int. J. Plast., Vol. 17, pp. 1267-1302, 2001.
- [Pelissier-Tanon 1980] Pelissier-Tanon, J.L. Bernard, C. Amzallag, and P. Rabbe, *Low Cycle Fatigue and Life Predictions*, ASTM STP 770, , 1980.
- [Phillips 1979] Phillips A. et Lee C.-W., *Yield surfaces and loading surfaces. Experiments and recommendations*, Int. J. Sol. Struct., Vol. 15, p. 715-729, 1979.
- [Pilvin 1990] Pilvin P., *Approches multiéchelles pour la prévision du comportement anélastique des métaux*, Thèse de doctorat, Université de Paris 6, 1990.
- [Pilvin 1995a] Pilvin P., *SiDoLo, Simulation et Identification de Lois de comportement*, notice d'utilisation, , 1995.
- [Pilvin 1995b] Pilvin P., Feaugas X. et Clavel M., *A micro-macro approach of the cyclic behaviour of a two phase alloy*, Proc. of the IUTAM Symposium, ed. A. Pineau et A. Zaoui, Kluwer Academic Publishers, pp. 141-148, 1995.
- [Polàk 1991] Polàk J., *Cyclic plasticity and low-cycle fatigue life of materials*, Elsevier, , 1991.
- [Polàk 2005] Polàk J. et Zezulka P., *Short crack growth and fatigue life in austenitic-ferritic duplex stainless steel*, Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., Vol; 28, pp. 923-935, 2005.
- [Polàk 2007] Polàk J., *Mechanisms and kinetics of the early fatigue damage in crystalline materials*, Mat. Sci. Eng. A, Vol. 468-470, pp. 33-39, 2007.
- [Ponte Castañeda 1991] Ponte Castañeda P., *The effective mechanical properties of nonlinear isotropic composites*, J. Mech. Phys. Sol., Vol. 39, pp. 45-71, 1991.
- [Portier 1999] Portier L., *Contribution numérique à l'étude de la déformation progressive des structures Etude expérimentale et étude comparative de lois de comportement*, Thèse de doctorat, ENS de Cachan, 1999.
- [Portier 2000] Portier L., Calloch S., Marquis D. et Geyer P., *Ratchetting under tension-torsion loadings : experiments and modelling*, Int. J. Plast., Vol. 16, p. 303-335, 2000.
- [Prager 1958] Prager W., *A new method of analyzing stresses and strains in work hardening plastic solids*, J. App. Mech., Vol. 23, pp. 493-496, 1958.
- [Rahman 2008] Rahman S., Hassan, T. et Corona E., *Evaluation of cyclic plasticity models in ratcheting simulation of straight pipes under cyclic bending and steady internal pressure*, Int. J. Plast., Vol. 24, pp. 1756-1791, 2008.
- [Rousset 1985] Rousset M., *Surface seuil de plasticité, détermination automatique et modélisation*, Thèse de doctorat, Université de Paris 6, 1985.
- [Sabatier 2002] Sabatier L., *Apport des techniques d'analyse locale EBSD et AFM à l'étude de l'émergence des bandes de glissement induites par fatigue dans l'acier inoxydable 316L. Influence de couches minces*, Thèse de doctorat, Université de Poitiers, 2002.
- [Sachs 1926] Sachs G., *Sur Ableitung einer Fließbedingung*, Z. Ver. Dent. Ing., Vol. 72, p. 734, 1926.
- [Salazar 2008] Salazar D., *Etude du partage de la plasticité cyclique d'un acier duplex par microscopie à force atomique*, Thèse de doctorat, Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 2008.
- [Seddouki 1994] Seddouki A., *Endommagement en fatigue plastique oligocyclique à température ambiante d'aciers inoxydables duplex austéno-ferritiques type Z2 CND 22-05 alliés à l'azote*, Thèse de doctorat, Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 1994.
- [Tabourot 1997] Tabourot L., Fivel M. et Rauch E., *Generalised constitutive laws for FCC single crystals*, Mat. Sci. Eng. A, Vol. 234-236, pp. 639-642, 1997.
- [Tabourot 2001] Tabourot L., *Vers une vision unifiée de la plasticité cristalline*, Habilitation à diriger les recherches, Université de Savoie, 2001.

- [Taleb 2006] Taleb L., Cailletaud G. et Blaj L., *Numerical simulation of complex ratcheting tests with a multi-mechanism model type*, Int. J. Plast., Vol. 22 pp. 724-753, 2006.
- [Tanaka 1985a] Tanaka E., Murakami S. et Ooka M., *Effects of strain path shapes on non-proportional cyclic plasticity*, J. Mech. Phys. Sol., Vol. 33, p. 559-575, 1985.
- [Tanaka 1985b] Tanaka E., Murakami S. et Ooka M., *Effects of plastic strain amplitudes on non-proportional cyclic plasticity*, Acta Mech., Vol. 57, p.167-182, 1985.
- [Tanaka 1992] Tanaka E., *A nonproportionality parameter and a viscoplastic constitutive model describing both cyclic hardening and cyclic softening*, International Seminar on Multiaxial Plasticity, MECAMAT, p.198-223, 1992.
- [Tanaka 1994] Tanaka E., *A nonproportionality parameter and a viscoplastic constitutive model taking into account amplitude dependences and memory effects of isotropic hardening*, Eur. J. Mech. A/Solids, Vol. 13, p. 155-173, 1994.
- [Taylor 1938] Taylor G.I., *Plastic strain in metals*, J. Inst. Metals, Vol. 62, p. 307, 1938.
- [Toth 2005] Tòth L.S., *Modelling of strain hardening and microstructural evolution in equal channel angular extrusion*, Comput. Mater. Sci., Vol. 32, pp. 568-576, 2005.
- [Tseng 1983] Tseng N.T. et Lee G.C., *Simple plasticity model of the two-surface type*, J. Eng. Mat. Tech., Vol. 109, pp. 795-810, 1983.
- [Vacher 2003] Vacher P., *Apport des techniques de corrélation d'images en mécanique : analyses de déformations et numérisations 3D*, Laboratoire de Mécanique Appliquée d'Annecy, , 2003.
- [Vincent 2002] Vincent L., Calloch S. Kurtyka T. et Marquis D., *An improvement of multiaxial ratchetting modeling via yield surface distortion*, J. Eng. Mat. Tech., Vol. 124(4), pp. 402-411, 2002.
- [Vincent 2004] Vincent L., Calloch S. et Marquis D., *A general cyclic plasticity model taking into account yield surface distortion for multiaxial ratchetting*, Int. J. Plast., Vol; 20, pp. 1814-1850, 2004.
- [Vogt 2001] Vogt J.B., *Fatigue properties of high nitrogen steels*, J. Mat. Proc. Techn., Vol. 117, pp. 364-369, 2001.
- [Voyiadjis 1994] Voyiadjis G. Z. et Sivakumar S. M., *A robust kinematic hardening rule for cyclic plasticity with ratchetting effects Part II. Application to nonproportional loading cases*, Acta Mech., Vol. 107, p. 117-136, 1994.
- [Voyiadjis 1998] Voyiadjis G. Z. et Basuroychowdhury I.N., *A plasticity model for multiaxial cyclic loading and ratchetting*, Acta Mech., Vol. 126, pp. 19-35, 1998.
- [Wattrisse 2001] Wattrisse B., Chrysochoos A., Muracciole J.M. et Némoz-Gaillard M., *Analysis of strain localization during tensile tests by digital image correlation*, Exp. Mech., Vol. 41, pp. 29-39, 2001.
- [Weng 1982] Weng G.J., *A unified self-consistent theory for the plastic-creep deformation of metals*, J. Appl. Mech., Vol. 49, p. 728, 1982.
- [Wu 1991] Wu H. C. et Yeh W. C., *On the experimental determination of yield surfaces and some results of annealed 304 stainless steel*, Int. J. Plast., Vol. 7, p. 803-826, 1991.
- [Xia 1997] Xia, Ellyin, *A constitutive model with capability to simulate complex multiaxial ratcheting behaviour of materials*, Int. J. Plast., Vol. 13, p. 127-142, 1997.
- [Zeghadi 2005] Zeghadi A., *Effet de la morphologie tridimensionnelle et de la taille de grain sur le comportement mécanique d'agrégats polycristallins*, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2005.
- [Ziegler 1959] Ziegler H., *A modification of Prager's hardening rule*, Quart. Appl. Math., Vol. 17, pp. 55-65, 1959.







## RESUME DES ACTIVITES

---

### Véronique Aubin

Née le 20 mai 1975 à Carhaix-Plouguer (29)

tél/fax : 03 20 33 53 44

Nationalité française

Courriel : [Veronique.Aubin@ec-lille.fr](mailto:Veronique.Aubin@ec-lille.fr)

Mariée, 1 enfant

<http://lmlm6-62.univ-lille1.fr/lml/?>

### FORMATION – DIPLOMES

---

Juin 1994	Concours d'entrée à l'ENS de Cachan, Département de Mécanique
1994-1996	Licence et Maîtrise de Technologie Mécanique à l'ENS de Cachan
Juin 1997	Agrégation de Mécanique
Juin 1998	DEA Mécanique et Matériaux (ENS de Cachan), option Endommagement, mention bien
Novembre 2001	Thèse de doctorat au Laboratoire de Mécanique de Lille <i>Plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique sous chargement biaxial non-proportionnel</i> Mention très honorable avec les félicitations du jury soutenue devant : G. de Saxcé (président) D. Marquis et P. Pilvin (rapporteurs) A. Pineau et S. Calloch (examineurs) S. Degallaix et P. Quaegebeur (directeurs de thèse)

### EXPERIENCE PROFESSIONNELLE

---

Sept. 1994- août 1998	Elève normalienne à l'ENS de Cachan, Département de Mécanique
Sept. 1998- août 2001	Allocataire Monitrice Normalienne à l'Ecole Centrale de Lille
Sept. 2001- août 2003	Attachée Temporaire d'Enseignement et de Recherche à l'Ecole Centrale de Lille à temps plein
Depuis sept. 2003	Maître de conférences à l'Ecole Centrale de Lille

## I. ACTIVITES DE RECHERCHE

### I.1. CARACTERISATION DU COMPORTEMENT ET DE L'ENDOMMAGEMENT D'UN ACIER INOXYDABLE AUSTENO-FERRITIQUE

Mon activité de recherche s'inscrit dans l'étude du comportement non-linéaire des matériaux, notamment métalliques. La démarche que j'adopte s'inscrit dans la continuité de l'approche développée dans l'équipe Mécanique et matériaux du LML. Le comportement mécanique du matériau est analysé en s'appuyant sur les mécanismes physiques à l'origine de ce comportement. Le comportement mécanique est alors modélisé en fonction de ces observations.

Dans ce mémoire, j'ai choisi de présenter uniquement les travaux relatifs au comportement mécanique d'un acier inoxydable austéno-ferritique. Le comportement a été abordé de deux points de vue différents. L'étude du comportement macroscopique sous sollicitations multiaxiales et sa modélisation à l'aide de lois phénoménologiques a fait l'objet de ma thèse. Ce travail a ensuite été prolongé par l'étude du comportement en déformation progressive de cet acier (stages de master recherche d'A.L. Bulthé et A. Jellad). Une seconde approche a été développée par la suite (thèses d'A. El Bartali, P. Evrard). Le comportement plastique de l'acier biphasé est étudié à partir du comportement plastique des grains constituant ses phases, d'une part par mesures de champs cinématiques à l'échelle de la microstructure, et d'autre part dans un objectif de modélisation du comportement macroscopique. Dans ces deux approches, l'attention est portée sur une forte interaction entre stratégie expérimentale et lois de comportement.

Mon activité de recherche s'est ainsi articulée autour de trois thématiques complémentaires :

- Le développement de moyens expérimentaux spécifiques permettant de contrôler des essais (extensométrie vidéo, mesure de surfaces de plasticité) ou de faire des mesures fines (mesures de champ cinématique à l'échelle de la microstructure).
- L'analyse des mécanismes physiques à l'origine du comportement observé.
- Le choix et l'identification de lois de comportement

Certains aspects concernant le développement de moyens expérimentaux, qui n'apparaissent pas dans le mémoire, sont développés ici.

### I.2. DEVELOPPEMENT DE MOYENS EXPERIMENTAUX

Le développement d'outils expérimentaux spécifiques constitue une part importante de mon activité de recherche. Ces outils sont de deux types, le premier concerne le pilotage de machines d'essai, le deuxième les moyens d'observation.

Lors de l'acquisition d'une machine hydraulique de traction-torsion en 2000 pendant ma thèse, j'ai eu à développer un logiciel de pilotage et d'acquisition afin de réaliser des essais cycliques mais aussi afin de mesurer des surfaces de plasticité après chargement initial. Dans un souci d'uniformiser les moyens de pilotage et d'acquisition, j'ai ensuite décliné ce logiciel pour les autres machines INSTRON de l'équipe. La responsabilité des machines d'essai hydrauliques de l'équipe m'a amenée à concevoir des mors adaptés aux essais à réaliser, et à gérer les achats et la maintenance associés à ces machines.

Depuis l'arrivée de Mathias Brieu dans l'équipe, qui travaille sur les élastomères, matériaux grandement déformables, nous avons cherché à développer des outils de mesure communs. Nous avons en particulier travaillé sur l'extensométrie optique. L'extensométrie sans contact est une nécessité dans le cas des matériaux grandement déformables tels que les élastomères, pour lesquels il n'est pas possible d'utiliser d'extensomètre à couteaux ou de jauges de déformation à cause de leur faible rigidité. C'est pourquoi j'ai développé avec Mathias Brieu une solution par analyse d'images sous LabVIEW. Des taches sont peintes sur l'éprouvette, et la distance entre les barycentres de ces taches est mesurée par analyse d'images. La vitesse de traitement de l'image est optimisée, l'influence des variations d'éclairage de l'éprouvette sur la mesure limitée. Enfin, les

élastomères pouvant atteindre des déformations très élevées, un moteur déplace la caméra en fonction des informations collectées sur l'image, il est alors possible de mesurer des déformations de 600%.

Dans un objectif d'analyser les mécanismes de déformation à l'origine de la plasticité cyclique et de l'endommagement en fatigue, nous avons développé un dispositif de microscopie in-situ sur une machine d'essai de fatigue. De grosses difficultés techniques liées à l'optique (grossissement, luminosité, éclairage, profondeur de champ et flou de l'image, vibrations) ou à la mesure de champ cinématique (distribution de niveaux de gris, attaque chimique, polissage) ont dû être résolues afin d'obtenir des images exploitables en corrélation d'images numériques. L'obstacle majeur provient évidemment du grossissement très important qui a été utilisé pour observer la microstructure, ce grossissement amplifie tous les défauts usuels d'une acquisition d'image. Je me suis investie dans la mise au point d'un protocole expérimental permettant de s'affranchir ou de limiter l'influence de ces paramètres. Ce travail a été réalisé avec Ahmed El Bartali dans le cadre de sa thèse.

### 1.3. COLLABORATIONS ET CONTRATS DE RECHERCHE

Nous ne disposons pas au laboratoire de mesure EBSD sur notre microscope électronique à balayage ou de microscope électronique à transmission. Dans le cadre des activités sur les aciers duplex, nous avons dû faire appel à Patrick Villechaise (LMPPM) et à Colette Rey (MSSMat) pour les mesures EBSD, et à Iris Alvarez-Armas (CONICET, Rosario, Argentine) et à Jaroslav Polák (IPM, Brno, République Tchèque) pour les mesures MET. La collaboration avec l'Institut de Physique de Rosario (Argentine) est financée par un accord ECOS-Sud.

J'ai contacté François Hild afin de développer les activités de mesure de champs cinématiques au sein de l'équipe avec qui nous avons pu échanger de nombreuses fois. Sur ce même thème, je participe aux activités du GDR 2519 "Mesures de champs et identification en mécanique des solides", en particulier au groupe de travail métrologie. Concernant les aspects de modélisation numérique, avec Pierre Evrard, j'ai collaboré avec Philippe Pilvin (LG2M) sur la modélisation polycristalline et avec Colette Rey (MSSMat) sur le calcul d'agrégat.

Réaliser des campagnes expérimentales coûte cher, les financements de l'état ou du CNRS étant limités, un enseignant-chercheur doit absolument trouver des financements pour ses études.

Dans cet objectif, j'ai réalisé deux contrats industriels. Le premier concernait la "validation d'un accouplement d'arbre avec filtre" pour le LAMIH (Valenciennes) et PSA en 2002. Il nécessitait la réalisation d'essais de torsion sur des accouplements d'arbre afin de valider le comportement prédit. Le second contrat avait pour objet l'étude de la "stabilité dimensionnelle des carters en alliage d'aluminium AS9U3G Y40 avec chemises en fonte insérées à la coulée" en 2003, mené conjointement avec Eric Charkaluk et Yannick Desplanques. Il s'agissait d'évaluer l'influence du vieillissement de l'aluminium et de la présence de contraintes internes issues de gradients thermiques sur la déformation d'un carter en confrontant les mesures expérimentales aux données issues de simulations éléments finis.

Avec Eric Charkaluk, nous avons mis en place une collaboration industrielle avec Thalès depuis octobre 2007 portant sur l'étude de la fiabilité d'assemblages électroniques en SnAgCu sous chargement de fatigue thermomécanique. Benoît Dompierre a débuté sa thèse avec un financement CIFRE sur ce sujet en février 2009.

Les financements proviennent maintenant bien souvent de projets montés à l'échelle locale, régionale, nationale, etc. Dans ce contexte, j'ai déposé des dossiers de financement de type BQR auprès des établissements universitaires, et dans le cadre du contrat plan état-région 2007-2013, je participe à plusieurs actions intégrées au sein du Campus International pour la Sécurité et l'Intermodalité dans les Transports (CISIT). Ces actions visent en particulier à mettre en place une démarche de dimensionnement au plus juste des structures de transport terrestre soumises à la fatigue et à évaluer l'influence des procédés de fabrication sur les propriétés mécaniques.

Enfin, je participe à l'ANR MATETPRO 2008 "analyse multiéchelle de la fissuration des élastomères chargés" coordonné par Maude Portigliatti (Michelin). Il s'agit d'un projet commun Michelin, le PPMD (C. Creton), le LML

(M. Brieu) et le LMT (F. Hild) visant à établir une loi de propagation de fissure physiquement basée dans des élastomères chargés. Notre contribution vise à développer des modèles de comportement du matériau sain sous sollicitations cycliques multiaxiales.

## II. PUBLICATIONS ET ACTIVITES D'ENCADREMENT

### II.1. PUBLICATIONS ET COMMUNICATIONS

#### II.1.1. PUBLICATIONS

- [1] *"Identification and analysis of the activated slip systems during LCF in a duplex stainless steel"*, A. El Bartali, V. Aubin, L. Sabatier, P. Villechaise and S. Degallaix, Scripta Mat, sous presse.
- [2] *"Formulation of a new single crystal law to model the cyclic softening"*, P. Evrard, V. Aubin, S. Degallaix and D. Kondo, Mechanics Research Communications, Vol. 35, pp. 589-594, 2008.
- [3] *"Implementation and validation of a polycrystalline model for a bi-phased steel under non-proportional loading paths"*, P. Evrard, V. Aubin, P. Pilvin, S. Degallaix and D. Kondo, Mechanics Research Communications, Vol. 35, pp. 336-343, 2008.
- [4] *"Fatigue damage analysis in a duplex stainless steel by digital image correlation technique"*, A. El Bartali, V. Aubin and S. Degallaix, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol.31, pp. 137-151, 2008.
- [5] *"Yield surface and complex loading path simulation of a duplex stainless steel using a bi-phase polycrystalline model"*, P. Evrard, V. Aubin, S. Degallaix and D. Kondo, Materials Science Forum, Vol.567-568, pp.141-144, 2008.
- [6] *"Prediction of the scatter of crack initiation under high cycle fatigue"*, S. Osterstock, C. Robertson, M. Sauzay, S. Degallaix and V. Aubin, Key Engineering Materials, Vol. 345-346, pp. 363-366, 2007.
- [7] *"Dislocation structures of duplex stainless steel in uniaxial and biaxial cyclic loading"*, M. Petreenc, V. Aubin, J. Polák and S. Degallaix, Materials Science Forum, Vol. 482, pp. 179-182, 2005.
- [8] *"Load history effect in fatigue: effect of strain amplitude and loading path"*, V. Aubin, P. Quaegebeur and S. Degallaix, Fatigue Testing and Analysis Under Variable Amplitude Loading Conditions, ASTM STP 1439, P. C. McKeighan and N. Ranganathan, Eds., American Society for Testing and Materials, West Conshocken, PA, pp. 505-518, 2005.
- [9] *"Load history in fatigue: effect of strain amplitude and loading path"*, V. Aubin, P. Quaegebeur and S. Degallaix, Journal of ASTM International (JAI), Vol.1, Issue 10, 2004.
- [10] *"Cyclic plasticity of a duplex stainless steel under nonproportional loading"*, V. Aubin, P. Quaegebeur and S. Degallaix, Materials Science and Engineering A, Vol. 346/1-2, pp. 208-215, 2003.
- [11] *"Cyclic behaviour of a duplex stainless steel under multiaxial loading: experiments and modelling"*, V. Aubin, P. Quaegebeur and S. Degallaix, ESIS STP Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, A. Carpinteri, M. de Freitas and A. Spagnoli Eds., Elsevier, pp. 401-422, 2003.
- [12] *"Evolution of the plasticity surface during biaxial loading in duplex stainless steel"*, V. Aubin, P. Quaegebeur et S. Degallaix, Journal de Physique IV, Vol. 12, Pr. 11, pp. 195-202, 2002.

#### II.1.2. COMMUNICATIONS A DES CONGRES AVEC ACTES

- [13] *Dislocation microstructure evolution in DSS under uniaxial and biaxial cyclic loadings*, P. Evrard, S. Herenu, V. Aubin, I. Alvarez-Armas, S. Degallaix, International Conference on Fatigue Damage of Structural materials VII, Hyannis, 14-19 septembre 2008.
- [14] *"A bi-phased polycrystalline model for the cyclic softening of a duplex stainless steel"*, P. Evrard, V. Aubin, S. Degallaix, D. Kondo, LCF6, Berlin, Allemagne, 8-12 septembre 2008.
- [15] *"Prediction of crack network formation under thermal fatigue"*, S. Osterstock, C. Robertson, M. Sauzay, S. Degallaix, V. Aubin, LCF6, Berlin, Allemagne, 8-12 septembre 2008.
- [16] *Study of the fatigue damage micromechanisms by digital image correlation*, A. El Bartali, V. Aubin and S. Degallaix, Photomechanics 2008, Loughborough, 7-9 juillet 2008.
- [17] *"Study of fatigue damage micromechanisms in a duplex stainless steel by complementary analysis techniques"*, A. El Bartali, V. Aubin and S. Degallaix, JIP 2008, Paris. *Texte paru dans* Fatigue and plasticity: from mechanisms to design, Conference proceedings, A. Galtier, G. Baudry Ed., pp. 27-34.

- [18] "Yield surface and complex loading path simulation of a duplex stainless steel using a bi-phase polycrystalline model", P. Evrard, V. Aubin, S. Degallaix and D. Kondo, MSMF5, Brno, République Tchèque, 27-29 juin 2007. *Texte paru in Materials Science Forum*, Vol.567-568, pp.141-144, 2008.
- [19] "Prediction of the scatter of crack initiation under high cycle fatigue", S. Osterstock, C. Robertson, M. Sauzay, S. Degallaix, V. Aubin, ICM10, Busan, Corée, 27-30 mai 2007. *Texte paru in Key Engineering Materials*, Vol. 345-346 (2007), pp. 363-366.
- [20] "Statistical approach of the crack initiation at the grain scale in high cycle fatigue", S. Osterstock, C. Robertson, M. Sauzay, S. Degallaix, V. Aubin, 26èmes Journées de Printemps 2007, SF2M. Fatigue sous Sollicitations Thermiques, JP'2007, PARIS - 23-24 mai 2007. *Texte paru dans Recueil de Communications JP'2007, SF2M Publ.*, 2007, pp. 75-81.
- [21] "Elasticité cubique, plasticité cristalline et distributions des contraintes à la surface des polycristaux", M. Sauzay, S. Osterstock, C. Robertson, V. Aubin, S. Degallaix, PLASTICITE 2007, Poitiers Futuroscope, 19-21 mars 2007. *Texte paru dans Actes Colloque Plasticité 2007*, pp. 89-90.
- [22] "Contribution of yield surface measurement to plastic behaviour modeling", V. Aubin and S. Degallaix, Plasticity 2006, Halifax (Canada) – 17-22 juillet 2006. *Texte paru in Proceedings Plasticity 2006*, pp. 319-321.
- [23] "In-situ surface strain measurements during low-cycle fatigue tests", A. El Bartali, V. Aubin and S. Degallaix, Photomechanics 2006, Clermont-Ferrand – 10-12 juillet 2006. *Texte paru in CD-Rom Photomechanics 2006, Paper 7a.2*, pp. 1-15.
- [24] "Fatigue damage micromechanisms in an austenitic-ferritic stainless steel", A. El Bartali, V. Aubin and S. Degallaix, 16<sup>th</sup> European Conference of Fracture, Alexandroupolis (Grèce) – 3-7 juillet 2006. *Texte paru in CD-Rom ECF16 2006, Paper 465*, pp. 237-244.
- [25] "Fatigue damage micromechanisms of an austenitic-ferritic stainless steel", A. El Bartali, V. Aubin and S. Degallaix, 9<sup>th</sup> European Mechanics of Materials Conference, Local approach to fracture, Moret-sur-Loing – 9-12 mai 2006. *Texte paru in Local Approach to Fracture, EMMC9, J. Besson, D. Moinereau, D. Steglich Ed.*, Ecole des Mines de Paris, ISBN 2-911762-73-8, 2006, pp. 347-352.
- [26] "Fatigue damage micromechanism analysis method in an austenitic-ferritic stainless steel", A. El Bartali, V. Aubin, L. Sabatier, P. Quaegebeur and S. Degallaix, Stainless Steel World 2005, Maastricht (Pays-Bas) – 8-10 novembre 2005. *Texte paru in Stainless Steel World 2005 Conference Papers*, pp. 290-294, 2005.
- [27] "Ratchetting modeling of a duplex stainless steel: model based on yield surface distortion", V. Aubin and S. Degallaix, 7th Int. Conf. on Biaxial/Multiaxial Fatigue & Fracture, 7ICBMFF, Berlin (Allemagne) – 28 juin-1 juillet 2004. *Texte paru in Proceedings of the 7<sup>th</sup> Int. Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture*, pp. 273-278, 2004.
- [28] "Ratchetting behaviour of a duplex stainless steel: characterization and modelling", V. Aubin, A.-L. Bulthé, S. Degallaix et P. Quaegebeur, 9<sup>th</sup> International Conference on The Mechanical Behaviour of Materials, Genève (Suisse) – 25-29 mai 2003, *Texte paru in Proceedings of the 9<sup>th</sup> Int. Conference Mechanical Behaviour of Materials*, Paper 135, pp. 1-6, 2003.
- [29] "Load history in fatigue : effect of equivalent strain amplitude and loading path", V. Aubin, P. Quaegebeur et S. Degallaix, SF2M, ASTM, Symposium on Fatigue Testing and Analysis under Variable Amplitude Loading Conditions, 10<sup>es</sup> Journées Internationales de Printemps de la SF2M, Tours – 29-31 mai 2002, *Texte paru dans Extended Abstracts, 2002, Paper 46*, 3 pages. *Ce texte a été sélectionné, étendu et publié dans Fatigue Testing and Analysis Under Variable Amplitude Loading Conditions, ASTM STP 1439.*
- [30] "Yield surface behaviour under biaxial fatigue", V. Aubin, P. Quaegebeur and S. Degallaix, 8<sup>th</sup> International Fatigue Congress, Stockholm (Suède) – 3-7 juin 2002, *Texte paru in Proceedings of the Eighth International Fatigue Congress*, A. Blom Ed., EMAS, 2002, Vol. 1, pp. 251-258.
- [31] "Cyclic behaviour of a duplex stainless steel under multiaxial loading", V. Aubin, P. Quaegebeur and S. Degallaix, 6th Int. Conf. on Biaxial/Multiaxial Fatigue & Fracture, 6ICBMFF, Lisbon (Portugal) - 25-28 June 2001, *Texte paru in Proceedings 6<sup>th</sup> ICB/MF&F*, M. de Freitas Ed., IST Lisbon (Portugal). Vol. II, 2001, pp. 911-920. *Ce texte a été sélectionné, étendu et publié dans ESIS STP Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture.*

### II.1.3. COMMUNICATIONS A DES CONGRES AVEC ACTES A DIFFUSION RESTREINTE

- [32] "Modélisation du comportement élastoplastique d'un acier inoxydable austéno-ferritique par un modèle polycristallin biphasé", P. Evrard, V. Aubin, S. Degallaix, D. Kondo, 18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, CFM 2007, Grenoble, 27-31 août 2007. *Texte paru dans CD-ROM CFM 2007, Papier 0254*, pp. 1-6.

- [33] "*Micromécanismes d'endommagement en fatigue oligocyclique d'un acier inoxydable duplex*", A. El Bartali, V. Aubin and S. Degallaix, 18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, CFM 2007, Grenoble, 27-31 août 2007. *Texte paru dans CD-ROM CFM 2007*, pp. 1-6.
- [34] "Influence de l'élasticité et de la plasticité cristallines sur la distribution des champs mécaniques à la surface des polycristaux", M. Sauzay, S. Osterstock, C. Robertson, S. Degallaix, V. Aubin, P. Hutar, 18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, CFM 2007, Grenoble, 27-31 août 2007. *Texte paru dans CD-ROM CFM 2007, Papier 1107*, pp. 1-6.
- [35] "*Plasticité cyclique en fatigue multiaxiale*", V. Aubin, S. Degallaix, Conférence invitée, Colloque National MECAMAT : Fatigue des matériaux et des structures, Aussois 2007, 21-26 janvier 2007. *Texte paru in Proceedings MECAMAT 2007*, pp. 1-6.
- [36] "*Micromécanismes d'endommagement en fatigue plastique oligocyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique*", A. El Bartali, V. Aubin and S. Degallaix, Colloque National MECAMAT : Fatigue des matériaux et des structures, Aussois 2007, 21-26 janvier 2007. *Texte paru in Proceedings MECAMAT 2007*, pp. 1-5.
- [37] "*Modélisation du comportement élasto-plastique d'un acier inoxydable austéno-ferritique par une approche multi-échelle polycristalline*", P. Evrard, V. Aubin, S. Degallaix and D. Kondo, Colloque National MECAMAT : Fatigue des matériaux et des structures, Aussois 2007, 21-26 janvier 2007. *Texte paru in Proceedings MECAMAT 2007*, pp. 1-4.
- [38] "*Influence de l'élasticité cristalline anisotrope sur l'amorçage de micro-fissures*", S. Osterstock, C. Robertson, M. Sauzay, S. Degallaix, V. Aubin, Colloque National MECAMAT : Fatigue des matériaux et des structures, Aussois 2007, 21-26 janvier 2007. *Texte paru in Proceedings MECAMAT 2007*, pp. 1-6.
- [39] "*Mesure automatique de la surface de plasticité sur une machine d'essai hydraulique de traction-torsion*", V. Aubin, Premières Journées Francophones sur la Programmation Graphique pour la Mesure et l'Automatisation avec le langage LabVIEW, FuturVIEW'2003, Poitiers, 12-13 juin 2003. *Texte paru dans Actes des Journées FuturVIEW'2003*, pp. 209-214, 2003.
- [40] "*Comportement cyclique d'un acier inoxydable sous chargement multiaxial*", V. Aubin, P. Quaegebeur et S. Degallaix, 15<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique (AUM), Nancy – 3-7 sept. 2001, *Texte paru dans Cédérom Actes XVème CFM, 2001, Papier 592*, 6 pages

#### II.1.4. SEMINAIRES

- [41] "*Links between microstructure, strain fields and mechanical behaviour in a duplex stainless steel*", V. Aubin, A. El Bartali, P. Evrard, S. Degallaix, 2e Colloque franco-chinois pour les sciences de l'ingénieur, Paris, 19-22 mai 2008.
- [42] "*Mechanics of materials*", V. Aubin, Premiers Entretiens pour la recherche Centrale-Beihang, Pékin, avril 2007.
- [43] "*Fatigue des aciers inoxydables austéno-ferritiques*", V. Aubin, S. Degallaix, Journée ATT, Choix et mise en œuvre des aciers inoxydables, la place des aciers duplex, Douai, 4 novembre 2004.
- [44] "*Influence du trajet de chargement sur la réponse des matériaux sous sollicitations cycliques multiaxiales. Cas d'un acier duplex*", V. Aubin, S. Degallaix, Séminaire Fatigue thermique EDF CEA, Paris, 15-16 mars 2004.

#### II.1.5. LIVRES OU CONTRIBUTIONS A DES LIVRES

- [45] V. Aubin, S. Degallaix, Y. Desplanques et M.C. Tanghe, Editeurs scientifiques, Numéro thématique "Assemblages : des Matériaux à la Structure", Revue Mécanique & Industries. 2005, n°6, pp. 23-125
- [46] V. Aubin, S. Degallaix, Y. Desplanques et M.C. Tanghe, Editeurs scientifiques, Actes du Colloque National MECAMAT 2003 et de l'Ecole de Mécanique des Matériaux : AUSSOIS 2003 ; Assemblages : des Matériaux à la Structure. MECAMAT Publ., 2003, 382 pages + CD-Rom associé, 2003

#### II.1.6. RAPPORTS DE FIN DE CONTRAT

- [47] "*Stabilité dimensionnelle des carters en alliage d'aluminium AS9U3G Y40 avec chemises en fonte insérées à la coulée*", rapport de recherche entre Peugeot Citroën Automobiles et le LML, E. Charkaluk, V. Aubin, Y. Desplanques, 2003.
- [48] "*Validation d'un accouplement d'arbre avec filtre*", rapport de recherche entre le LAMIH et l'Ecole Centrale de Lille, V. Aubin, S. Degallaix, 2002.



### II.1.7. MEMOIRES DE DEA ET DE THESE PERSONNELS

- [49] *"Plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique sous chargement biaxial non-proportionnel"*, V. Aubin, thèse de doctorat, Université des Sciences et Technologie de Lille, Ecole Centrale de Lille, 2001.
- [50] *"Etude de la déformation progressive d'un acier inoxydable, couplage avec l'écroutissage"*, V. Aubin, mémoire de DEA, ENS de Cachan, 1998.

## II.2. ENCADREMENT

Je ne présente ici que les stages de master recherche ou les thèses que j'ai été amenée à encadrer. Dans un souci de concision, j'ai choisi de ne pas détailler le contenu des stages de master recherche que j'ai encadrés. En revanche, les sujets de thèse sont chacun détaillés dans une fiche descriptive. Les publications auxquelles ces fiches font référence sont listées p. 77.

### STAGES DE MASTER RECHERCHE

- A.L. Bulthé, "Déformation progressive d'un acier duplex : expérimentation et modélisation", Université des Sciences et Technologie de Lille, février-juillet 2002.
- A. Jellad, "Modélisation de la déformation progressive d'un acier duplex", Université des Sciences et Technologie de Lille, février-juillet 2003.
- P. Petit, "Contribution à l'étude numérique et expérimentale à l'échelle de la microstructure du comportement d'un acier inoxydable austéno-ferritique", UTC, janvier-juillet 2007.

### THESES

- Ahmed El Bartali, voir fiche p. 81
- Pierre Evrard, voir fiche p. 82
- Stéphane Osterstock, voir fiche p. 83
- Pengfei Mu, voir fiche p. 84
- Jean Gillibert, voir fiche p. 85
- Benoit Dompierre, voir fiche p. 86

## ENCADREMENT DE LA THESE D'AHMED EL BARTALI

---

**Titre :** Apport des mesures de champs cinématiques à l'étude des micromécanismes d'endommagement en fatigue plastique d'un acier inoxydable duplex

**Encadrement :** S. Degallaix (30%), V. Aubin (70%)

**Financement :** allocataire MENRT

**Jury :** P. Bompard (président), T. Bretheau (rapporteur), M. Grédiac (rapporteur), F. Hild, E. Charkaluk, P. Villechaise, S. Degallaix, V. Aubin

**Date de soutenance :** 13 décembre 2007

**Situation actuelle :** post-doctorat à l'université de Liège

**Publications et travaux communs :** [1], [4], [16], [17], [23], [24], [25], [26], [33], [36], [41]

### Résumé :

L'objectif du présent travail est double: d'une part mettre au point un dispositif de microscopie in situ qui permette de faire des observations de l'endommagement de surface en fatigue d'une éprouvette standard en acier duplex, à l'échelle de la microstructure (images de  $120 \times 90 \mu\text{m}^2$ ), en cours d'essais ; d'autre part acquérir régulièrement des images durant le cyclage pour analyser l'endommagement grâce aux champs cinématiques calculés par corrélation d'images numériques (CIN) (logiciels CORRELI<sup>LMIT</sup> et CORRELIQ4). Des observations de surface permettent d'identifier et de suivre le développement et la localisation de la déformation plastique cyclique, d'identifier les sites d'amorçage des microfissures et de suivre la propagation des microfissures en surface. Ces observations, associées à des analyses EBSD, permettent d'identifier les systèmes de glissement activés dans chaque phase. Des mesures de relief de surface par profilométrie interférométrique permettent de caractériser la morphologie des marques de glissement apparues en surface. La texture de niveaux de gris de l'image, nécessaire à la CIN, est obtenue par attaque électrochimique. Les champs mesurés mettent en évidence les hétérogénéités de déformations à l'échelle des grains, le niveau des déformations plastiques cumulées et leur dispersion, dans chacune des phases. Ils permettent par ailleurs de détecter les sites probables d'amorçage des microfissures, bien avant leur observation. L'étude montre la complémentarité des diverses techniques utilisées, et en particulier l'intérêt des mesures de champs à l'échelle de la microstructure, vis-à-vis de la compréhension de l'endommagement en fatigue plastique oligocyclique dans le matériau biphasé qu'est l'acier duplex (taille de grain de l'ordre de  $10 \mu\text{m}$ ).

## **ENCADREMENT DE LA THESE DE PIERRE EVRARD**

---

**Titre :** Modélisation polycristalline du comportement plastique cyclique d'un acier inoxydable duplex et validation expérimentale

**Encadrement :** S. Degallaix (20%), I. Alvarez-Armas (20%), D. Kondo (30%), V. Aubin (30%)

**Financement :** allocataire MENRT

**Jury :** A. Molinari (président), C. Rey (rapporteur), R. Lebensohn (rapporteur), P. Pilvin, A. Armas, S. Degallaix, I. Alvarez-Armas, D. Kondo, V. Aubin

**Date de soutenance :** 4 juillet 2008

**Situation actuelle :** post-doctorat au CEA Saclay

**Publications et travaux communs :** [2], [3], [5], [13], [14], [18], [32], [37], [41]

### **Résumé :**

Jusqu'ici, la modélisation du comportement mécanique d'un acier inoxydable duplex n'a été entreprise qu'à l'aide de modèles phénoménologiques (Aubin 2001), qui ne prennent pas en compte le caractère biphasé du matériau, et polycristallin de chaque phase. De plus, l'identification des paramètres matériau nécessite une large base d'essais. Ceci a motivé le développement d'un modèle multi-échelles polycristallin biphasé.

Deux modèles de la littérature sont étendus à l'acier duplex. Les comportements des grains austénitiques et ferritiques sont décrits via des lois de plasticité cristalline. L'identification des paramètres matériau ne demande que deux essais mécaniques simples et des données de la littérature. Les modèles proposés rendent bien compte des premières boucles d'hystérésis d'essais de traction-compression/torsion non-proportionnels et de l'évolution des surfaces de plasticité.

Puis, l'adoucissement cyclique a été expliqué à partir d'analyses MET. Celles-ci ont montré que les deux phases participent à l'adoucissement cyclique. Cependant, dans une première approche, seul le réarrangement des dislocations en zones dures et molles dans les grains ferritiques a été modélisé. Les résultats montrent que le nouveau modèle prédit bien le durcissement et l'adoucissement cyclique, et les boucles d'hystérésis au cycle stabilisé.

Enfin, les champs cinématiques issus d'un calcul de microstructure ont été comparés à ceux mesurés (El Bartali 2007). Une bonne concordance est observée suite à un trajet de traction monotone, l'écart est plus important pour un trajet de traction-compression.

## **ENCADREMENT DE LA THESE DE STEPHANE OSTERSTOCK**

---

**Titre :** Vers la prédiction des réseaux de fissures : influence des paramètres microstructuraux sur la dispersion à l'amorçage

**Encadrement :** S. Degallaix (70%), V. Aubin (30%), C. Robertson (CEA), M. Sauzay (CEA)

**Financement :** bourse CEA

**Jury :** P. Bompard (rapporteur), J. Mendez (rapporteur), L. Rémy, C. Déprés, J.-M. Stelmazyk, S. Degallaix, C. Robertson, M. Sauzay, V. Aubin

**Date de soutenance :** 6 octobre 2008

**Situation actuelle :** ingénieur chez EDF

**Publications et travaux communs :** [6], [15], [19], [20], [21], [34], [38]

### **Résumé :**

Ce travail s'inscrit dans l'ensemble des études qui sont menées depuis l'incident de Civaux. Une fuite de fluide avait alors été détectée provoquée par une fissure traversante. De part et d'autres, des réseaux de fissures avaient été découverts. Ces endommagements ont été attribués à la fatigue thermique.

Cependant, les essais de fatigue thermique réalisés depuis plusieurs années montrent que les modèles de prédiction de durée de vie ne permettent pas de prédire correctement la rupture du matériau sous ce type de sollicitation. Une démarche multi-échelle, mêlant une étude expérimentale et une étude numérique, est proposée pour comprendre les spécificités d'un chargement thermique.

Les fissures de fatigue thermique sont étudiées par EBSD, et les résultats expérimentaux sont analysés au regard de résultats obtenus précédemment en dynamique des dislocations. Des calculs polycristallins permettent d'étudier l'influence de paramètres microstructuraux sur l'amorçage des fissures. A partir de l'ensemble des résultats alors obtenus, un modèle permettant d'obtenir des distributions spatiales de fissures de une à quelques tailles de grain est proposé. Trois critères géométriques de coalescence sont présentés.

## **ENCADREMENT DE LA THESE DE PENGFEI MU**

---

**Titre :** Prédiction de l'amorçage en fatigue plastique multiaxiale dans un acier inoxydable

**Encadrement :** S. Degallaix (30%), V. Aubin (70%)

**Financement :** bourse du Chinese Scientific Council

**Situation actuelle :** en thèse

**Date de soutenance prévue :** septembre 2010

**Publications et travaux communs :**

### **Résumé :**

L'objectif de la thèse est d'analyser les micromécanismes d'endommagement en fatigue plastique multiaxiale dans un acier inoxydable afin de mettre en place un critère d'amorçage à la fatigue dans ce type d'acier. Cette thèse poursuit en les synthétisant les travaux d'Ahmed El Bartali et de Pierre Evrard.

La thèse comporte deux axes majeurs. Dans un premier temps, des analyses de la surface d'éprouvettes sollicitées en fatigue seront effectuées, en lien avec la microstructure et avec les champs de déplacement et de déformation mesurés. Ces observations couplées à une étude bibliographique permettront de choisir un critère d'amorçage des microfissures associé à la déformation plastique développée dans chaque grain en fatigue. Le choix d'un tel critère sera validé par calcul par éléments finis sur une microstructure représentative du matériau. Dans un deuxième temps, un modèle polycristallin sera développé permettant, d'une part, de prédire le comportement macroscopique du matériau en fatigue oligocyclique et, d'autre part, de déterminer les contraintes et déformation dans les grains de surface, ainsi qu'un nombre de cycles à l'amorçage dans ces grains, compte tenu du critère mis en place précédemment.

L'ensemble de ces résultats permettra d'établir un modèle d'amorçage en fatigue oligocyclique.

## ENCADREMENT DE LA THESE DE JEAN GILLIBERT

---

**Titre :** Caractérisation du comportement et de l'endommagement des nano-composites hyperélastiques

**Encadrement :** M. Brieu (50%), D. Kondo (20%), V. Aubin (30%)

**Financement :** allocataire MENRT

**Situation actuelle :** en thèse

**Date de soutenance prévue :** septembre 2010

**Publications et travaux communs :**

### Résumé :

L'utilisation des polymères renforcés est de plus en plus fréquente dans le monde industriel des transports en raison de leurs performances mécaniques exceptionnelles et de leur très faible masse. Afin d'accroître leurs caractéristiques, comme par exemple leur tenue au feu, il devient courant d'ajouter des nanoparticules qui servent également d'éléments renforçant.

Le dimensionnement des structures utilisant de tels nanocomposites est donc un enjeu essentiel. La difficulté majeure consiste à évaluer les champs de contrainte ou de déformation autour et au sein des nanoparticules afin d'en déduire des modèles de comportement et d'endommagement pertinents aux différentes échelles.

L'objectif de cette étude est de proposer des moyens et outils permettant, d'une part de mesurer les champs de déformation au voisinage des nanoparticules et d'autre part de proposer une évaluation par changement d'échelle des champs de déformation au sein des nanoparticules pour finalement proposer un modèle de comportement et d'endommagement prenant en compte aussi bien le taux de particules que leurs géométries et/ou leur dispersion.

Les éprouvettes (EPDM + nanoparticules) nécessaires à une campagne d'essais mécaniques ont été fabriquées à l'IIT Delhi (Inde), dans le cadre d'un partenariat avec Naresh Bhatnagar de l'IIT Delhi. L'optimisation du procédé de fabrication a été effectuée à Delhi et vérifiée par analyse aux rayons X, mesures AFM et essais mécaniques. Parallèlement à l'optimisation du procédé de fabrication, un vidéo-extensomètre sans contact a été développé afin de mesurer et piloter la déformation moyenne sur l'éprouvette sans perturber la mesure (ce qui est le cas sur les milieux faiblement rigides comme les élastomères avec des extensomètres à couteaux).

Une campagne d'essais variés (traction uniaxiale, cisaillement, traction équibiaxiale) sera ensuite mise en œuvre sur ces éprouvettes. Ces essais donneront lieu au suivi in-situ des champs de déformation au voisinage des nanoparticules. Par la suite, les résultats expérimentaux seront analysés afin de mettre en évidence l'influence des taux et de la répartition des nanoparticules. Enfin, des approches par changement d'échelles seront développées pour évaluer le rôle renforçant des nanocharges.

## **ENCADREMENT DE LA THESE DE BENOIT DOMPIERRE**

---

**Titre :** Fiabilité des assemblages électroniques du type SnAgCu sous chargements thermomécaniques

**Encadrement :** E. Charkaluk (50%), V. Aubin (50%), M. Brizoux (Thalès), W. Maia (Thalès)

**Financement :** bourse CIFRE THALES

**Situation actuelle :** en thèse

**Date de soutenance prévue :** janvier 2011

**Publications et travaux communs :**

### **Résumé :**

Depuis juin 2006, l'utilisation d'alliages au plomb est interdite dans le domaine de l'électronique grand public. Pour les applications à haute performance (militaire, automobile, aéronautique, etc.), l'utilisation d'alliages au plomb est encore autorisée, cependant la réduction des coûts de fabrication et l'utilisation des technologies les plus récentes rendent les alliages de l'électronique grand public incontournables. Il est pour cela nécessaire d'évaluer la fiabilité des alliages de type SnAgCu pour l'assemblage de composants électroniques (composant, joint brasé, carte) pour des applications de longue durée de vie et de niveaux élevés de contraintes mécaniques et thermomécaniques.

Les boîtiers BGA ont été choisis comme support de ce travail, ils sont constitués d'une puce de semi-conducteur enrobée et d'un substrat dont la face inférieure comporte une matrice de billes en alliage métallique. Ces billes permettent l'assemblage par brasage de ce composant sur un circuit électronique ainsi que les connexions électroniques avec le circuit. Une bille, d'un diamètre compris entre 200 et 700  $\mu\text{m}$ , est un polycristal d'une dizaine de grains et dont les faces en contact avec le circuit et le composant comportent des couches d'intermétalliques de quelques micromètres.

Trois axes seront étudiés au cours de la thèse. Dans un premier temps, le métal de base constituant les BGA (de type SnAgCu) sera caractérisé. En particulier, son comportement mécanique sous sollicitations cycliques sera étudié avant et après vieillissement. Une modélisation du comportement thermomécanique, prenant en compte notamment les effets de la température et de la vitesse de sollicitation, sera proposée en vue de calculs de structure. Dans un deuxième temps, des essais seront réalisés sur un assemblage électronique sont envisagés, de manière à permettre l'observation et l'analyse des mécanismes d'endommagement liés à l'assemblage. Enfin, des essais mécaniques réalisés sur des cartes électroniques complètes permettront la validation des observations et des modèles développés lors des deux étapes précédentes sous sollicitations représentatives des sollicitations en service.

### III. ACTIVITES D'ENSEIGNEMENT ET RESPONSABILITES ADMINISTRATIVES

#### III.1. ACTIVITES D'ENSEIGNEMENT

J'effectue la totalité de mon volume d'enseignement à l'Ecole Centrale de Lille en cycle ingénieur et à l'Iteem (Institut Technologique Européen d'Entrepreneuriat et de Management, département de l'Ecole Centrale de Lille) formation d'ingénieur en 5 ans créée en 2003 par l'Ecole Centrale de Lille et l'Ecole Supérieure de Commerce de Lille.

A mon arrivée à l'Ecole Centrale de Lille en tant que monitrice, puis ensuite en tant qu'ATER, j'ai effectué des enseignements en 1<sup>e</sup> et 2<sup>e</sup> année à l'Ecole Centrale répartis à parts égales selon trois thématiques : mécanique des solides indéformables, construction mécanique et fabrication mécanique. Avec 3 collègues, j'ai alors participé à la création d'un enseignement de construction mécanique pour les élèves de 1<sup>e</sup> année. L'enseignement existant était largement basé sur la lecture et l'analyse de plans industriels, ce qui n'était plus adapté aux connaissances des élèves. Nous avons choisi d'utiliser une approche directe, avec le démontage et l'analyse de mécanismes industriels. Les étudiants sont amenés à comprendre le fonctionnement du mécanisme et à s'approprier des notions de mise en position, d'étanchéité, de cotation, etc., toutes notions de construction mécanique par une approche inductive.

J'ai participé à la réforme de la 3<sup>e</sup> année de l'Ecole Centrale mise en place en septembre 2003. Les anciennes options ont été remplacées par une structure matricielle, chaque élève choisissant une option d'approfondissement et une filière métier. J'ai pris alors la responsabilité de la filière Conception de Produits et Systèmes innovants depuis septembre 2003 jusqu'en août 2006. J'étais responsable de l'organisation des enseignements ainsi que des relations avec les intervenants, ces intervenants proviennent aussi bien du monde de l'industrie que de celui de l'enseignement supérieur.

Suite à la création de l'Iteem en 2003, j'ai participé à la création des enseignements de mécanique des solides indéformables, de CAO et de calcul des structures de l'Iteem. Des enseignements spécifiques au cursus des étudiants et aux objectifs de ce département ont été montés de toutes pièces. D'une part, nous avons voulu ces enseignements proches du réel en les basant sur des mécanismes industriels et, d'autre part, nous avons cherché à développer une approche inductive, les cours magistraux sont donc réduits au maximum, et un certain nombre de notions sont introduites par les élèves eux-mêmes au cours de travaux pratiques. J'ai par exemple créé avec Yannick Desplanques des travaux pratiques en statique des solides qui permettent aux étudiants de mettre en évidence par la manipulation toutes les notions qui seront ensuite formalisées en cours. Je suis responsable des enseignements de mécanique et matériaux à l'Iteem depuis septembre 2007. De plus, je participe au recrutement des élèves de l'Iteem depuis 2003, aussi bien dans les aspects communication (présence dans les forums, journée portes ouvertes) que dans les aspects liés à la sélection des étudiants (examen des dossiers d'admissibilité, rédaction d'une partie du concours d'entrée, entretiens d'admission).

L'activité projet constitue une grande part des spécificités pédagogiques de l'Ecole Centrale de Lille. En effet, durant les deux premières années, les élèves mènent un projet par groupe de 4 à 6, représentant environ 300h par élève. Le besoin est généralement exprimé par une entreprise, le projet mène à une réalisation concrète au bout de deux ans. J'ai été directeur scientifique (encadrant) d'un projet d'élèves, et consultante technique sur une dizaine de projets.

Par ailleurs, un projet individuel fait partie de la scolarité de 3<sup>e</sup> année à l'Ecole Centrale de Lille, il représente environ 150 h par élève. J'ai encadré ou co-encadré environ 2 projets par an depuis 2001.



Les volumes horaires dans le tableau ci-dessous sont donnés pour les 3 dernières années scolaires.

		2006-2007	2007-2008	2008-2009
<b>Mécanique des solides indéformables</b>				
Théorie des mécanismes	Ecole Centrale de Lille, 2 <sup>e</sup> cycle	24h TD	16h C, 24h TD	16h C, 24h TD
Mécanique des solides	Ecole Centrale de Lille, 2 <sup>e</sup> cycle	32h TD	32h TD	32h TD
Mécanique des solides	Iteem, 1 <sup>er</sup> cycle	5h C, 12h TD, 8h TP	5h C, 12h TD, 4h TP	5h C, 14h TD, 8h TP
<b>Construction mécanique</b>				
Construction mécanique	Ecole Centrale de Lille, 2 <sup>e</sup> cycle	24h TD		
CAO	Iteem, 1 <sup>er</sup> cycle	12h TD, 12h TP	12h TD, 12h TP	12h TD, 12h TP
<b>Fabrication mécanique</b>				
Fabrication mécanique	Ecole Centrale de Lille, 2 <sup>e</sup> cycle	32h TP	24h TP	24h TP
<b>Mécanique des milieux continus</b>				
Calcul des structures	Iteem, 2 <sup>e</sup> cycle	16h TD	4h C, 14h TD	4h C, 16h TD
<b>Filière Conception de Produits et Systèmes Innovants</b>				
Etude de cas	Ecole Centrale de Lille, 3 <sup>e</sup> cycle	8h TD	8h TD	8h TD
<b>Option d'approfondissement Mécanique Avancée</b>				
Mécanique de la rupture	Ecole Centrale de Lille, 3 <sup>e</sup> cycle		4h C, 4h TD	8h C, 4h TD
Mécanique non-linéaire	2 <sup>e</sup> année Master recherche	4h C	4h C	2h C
<b>Projet</b>		15h TD	25h TD	6h TD
<b>Total</b>		201h TD	210h TD	198h TD

Je suis responsable des enseignements de théorie des mécanismes à l'Ecole Centrale depuis 2007 et des enseignements de mécanique des solides à Iteem depuis 2004.

## III.2. RESPONSABILITES ADMINISTRATIVES

### III.2.1. EN RECHERCHE

Responsabilités au sein du Laboratoire de Mécanique de Lille

- Responsable de la plate-forme d'essais EXAMEMS du Laboratoire de Mécanique de Lille (depuis 2008) avec un objectif de mutualisation des moyens expérimentaux au sein du laboratoire pour le prochain quadriennal 2010-2013
  - Représentante du LML pour le recrutement d'un assistant ingénieur CNRS en 2008
  - Chargée de la mise en place de bases de données concernant le matériel existant
  - Coordinatrice des échanges de pratique entre utilisateurs
- Animatrice du groupe de travail communication (de 2004 à 2006) du Laboratoire de Mécanique de Lille à l'origine du site web du laboratoire <http://www.univ-lille1.fr/lml>

Responsabilités internes à l'équipe Mécanique et Matériaux de l'Ecole Centrale de Lille

- Responsable des machines d'essai hydrauliques de l'équipe depuis 2000
  - Achat de matériel
  - Maintenance des machines
  - Formation des utilisateurs
  - Développement de nouveaux essais (mors spécifiques, pilotage et acquisition de données, etc.)
- Gestion du parc informatique (calcul et bureautique) de l'équipe de 2000 à 2007
  - Administrateur Windows XP
  - 15 PC, imprimantes, accès réseau
  - gestion des logiciels de bureautique et de calcul numérique, notamment : ABAQUS, Matlab, SiDoLo
- Responsable du site internet de l'équipe depuis 2002 : <http://www3.ec-lille.fr/lmlmat>

Organisation de colloque

- Membre du comité d'organisation du colloque national de l'association MECAMAT Aussois 2003 sur le thème "Assemblage : des Matériaux à la Structure".  
Coéditeur scientifique des actes du colloque.

### III.2.2. EN ENSEIGNEMENT

- Membre élu de la Commission de Spécialistes de l'Ecole Centrale de Lille de 2006 à 2008
- Responsable des enseignements de Mécanique et Matériaux à l'Item depuis septembre 2007
- Animatrice de la filière Conception de Produits et Systèmes Innovants en 3<sup>e</sup> année à l'Ecole Centrale entre 2003 et 2006