

Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique: influence de l'état de surface par une approche multi-échelles

Anne Le Pécheur

▶ To cite this version:

Anne Le Pécheur. Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une approche multi-échelles. Mécanique [physics.med-ph]. Ecole Centrale Paris, 2008. Français. NNT : . tel-00613203

HAL Id: tel-00613203 https://theses.hal.science/tel-00613203

Submitted on 4 Aug 2011

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.



ÉCOLE CENTRALE DES ARTS ET MANUFACTURES « ÉCOLE CENTRALE PARIS »

THÈSE présentée par

Anne LE PECHEUR

pour l'obtention du

GRADE DE DOCTEUR

Spécialité : Mécanique & Matériaux

Laboratoire d'accueil : MSSMat (CNRS UMR 8579)

SUJET:

Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une approche multi-échelles

Thèse soutenue le 14 Octobre 2008 devant le jury composé de :

M. José MENDEZ

Mme Suzanne DEGALLAIX

M. Samuel FOREST

Rapporteur

Rapporteur

M. Philippe BOMPARD

M. Michel CLAVEL

M. François CURTIT

Examinateur (directeur de thèse)

Examinateur (co-directeur de thèse)

Examinateur (encadrant EDF)

M. Jean-Michel STEPHAN Examinateur

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à remercier les membres du jury, M. José Mendez d'avoir accepté de présider le jury, Mme Suzanne Degallaix et M. Samuel Forest d'avoir rapporté sur ce mémoire. Je remercie évidemment aussi les autres membres du jury. Cette étude a été effectuée dans le cadre d'un contrat CIFRE avec EDF. Elle a été réalisée en partenariat avec le département de Mécanique des Matériaux et Composants (MMC) du centre de recherche des Renardières d'EDF et le laboratoire de Mécanique des Sols et Structures (MSSMat) de l'Ecole Centrale Paris. J'ai réalisé mes travaux de recherche dans les deux laboratoires, je tiens donc à remercier tous les membres de ces deux laboratoires. Je remercie Philippe Bompard de m'avoir confiée ce sujet de thèse et de m'avoir encadrée durant ces quatre années au laboratoire MSSMat. Je tiens aussi également à témoigner ma profonde reconnaissance à Michel Clavel du travail de professeur puis de co-directeur de thèse qu'il a su effectuer avec beaucoup d'intérêt. Ce fut un réel plaisir de travailler avec eux. Je remercie également Colette Rey d'avoir participé à ce travail et de m'avoir amenée de l'Institut Galilée au fameux DEA Mécanique et Matériaux. Mon travail doit aussi beaucoup à François Curtit, encadrant EDF, qui a largement participé aux résultats de cette étude. Je le remercie très chaleureusement pour sa disponibilité, son soutien, son aide et sa patience pour mes « petits problèmes numériques ».

Je remercie également tous les membres du laboratoire MSSMat qui ont contribué à une ambiance agréable : Clotilde Berdin, Claude Prioul, Guillaume Puel, Françoise Garnier, Sylviane Bourgeois, Sokona Konate, Nicolas Roubier et Eric Perrin (pour la "machine" qu'il ne m'a pas faite). Je remercie aussi les membres du département MMC qui ont participé à cette étude de près ou de loin : Jean-Michel Stephan, Jean-Christophe Leroux, Gilbert Fréville, Denis Cholet, et les (ex-)thésards, Marc, Frédéric, Jean-Philippe, Géraud, Sanae et Anaïs.

Un grand merci aux thésards du MSSMat qui ont défilé pendant ces années et sans qui les jours n'auraient pas passés aussi vite : les « vieux » (Arsène, Jérôme, Benoît, Christine, Méjido, Laurent, Amjad), les « moins vieux » (Maximilien, Cédric, Denis, Anne, Jeanne) et les « jeunes » (Julien T., Julien S., Saeid, Huaidong). Et surtout merci à Cécile, avec qui les mauvais jours s'oubliaient vite grâce aux nombreuses sorties shoppings...

Enfin, j'adresse ces dernières lignes à mes proches. Un très grand merci à mes parents et à ma sœur qui ont toujours été là quand j'en avais besoin. Je remercie également ma belle famille et mes amis. Et comme on garde toujours le meilleur pour la fin, mes plus gros remerciement vont à Andy pour son soutien et ses encouragements tout au long de ma thèse, sa bonne humeur et son optimisme au quotidien.

Table des matières

	Table des matieres	1
	Introduction	1
1	CONTEXTE INDUSTRIEL ET OBJECTIFS 1.1 Rappels sur la fatigue	5 6 10 14 20
2	L'ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE 304L : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE 2.1 Généralités	27 28 36 44 48 53
3	ESSAIS DE FATIGUE THERMIQUE INTHERPOL ET ESSAIS DE FATIGUE OLI- GOCYCLIQUE 3.1 Les essais INTHERPOL 3.2 Caractérisation des maquettes INTHERPOL 3.3 Résumé 3.4 Essais de fatigue oligocyclique 3.5 Résumé 3.6 Résumé	59 60 68 81 82 101
4	APPROCHE MACROSCOPIQUE : CALCUL DE STRUCTURE 4.1 Loi de comportement élastoviscoplastique avec effet mémoire	105 106 112 122
5	ETUDE DE L'INFLUENCE DE L'ETAT DE SURFACE PAR UNE APPROCHE PO- LYCRISTALLINE 5.1 Plasticité cristalline dans les polycristaux CFC	133 135 146 158
6	VERS LE CHOIX D'UN CRITERE DE FATIGUE 6.1 Les critères de fatigue	171 172 174 183 199

A	ME	THODE DE PREPARATION DES ECHANTILLONS	203
	A.1	Observations en microscopie électronique à balayage	203
	A.2	Observations en microscopie électronique à transmission	203
В	MIS	E EN OEUVRE ET RESUME DES ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUI	E 205
	B.1	Essais de traction compression	205
	B.2	Essais de traction-torsion	213
C	MO	DELISATION DU CRISTAL EN GRANDES DEFORMATIONS	217
	C.1	Rappels de cinématique	217
	C.2	Description du formalisme en grandes transformations	218
	C.3	Schéma d'intégration numérique	220

Introduction

Les composants des circuits de refroidissement des centrales REP (Réacteur à Eau Pressurisée) du parc EDF sont soumis à des sollicitations thermiques fluctuantes conduisant dans certains cas à des fissures de fatigue pouvant se propager et entraînant la rupture. Ce fut le cas de l'incident survenu sur le circuit de refroidissement du réacteur à l'arrêt (RRA) de la centrale de Civaux en 1998. Cet incident a alors mis en lumière le risque d'endommagement en fatigue de zones de tuyauteries dans lesquelles se produit un mélange turbulent de fluides de températures très différentes. D'autres cas de fissurations non traversantes ont par la suite été relevés sur des composants comparables. Les expertises conduites sur ces composants en acier inoxydable austénitique 304L concluent à un dommage de fatigue thermique à grand nombre de cycles.

La fatigue thermique à grand nombre de cycles est un phénomène relativement nouveau dans le domaine du nucléaire. Les règles de dimensionnement en fatigue actuellement disponibles dans les codes de dimensionnement des composants de centrales REP sont basées sur un critère formulé en contrainte. Elles permettent de prévoir un endommagement de fatigue oligocyclique dû aux variations de sollicitations thermiques et mécaniques associées aux variations de régime de fonctionnement des matériels. L'ensemble des particularités observées dans les zones de mélange conduit à la conclusion que ces règles de dimensionnement ne sont pas parfaitement adaptées à ce nouveau phénomène. L'une des recherches actuelles est de proposer un critère de fatigue multiaxial plus adapté au dimensionnement en fatigue des zones de mélange.

Les essais de fatigue réalisés sur l'acier inoxydable austénitique 304L utilisé dans les zones de mélange montrent que ce matériau conserve un comportement cyclique plastique même au voisinage de sa limite d'endurance (10⁷ cycles), ainsi qu'un effet de mémoire du pré-écrouissage modifiant le comportement cyclique et la résistance à la fatigue. Par ailleurs, les procédés d'élaboration d'un composant industriel engendrent un état de surface très différent de celui d'une éprouvette de fatigue normalisée, caractérisé par : une couche écrouie en surface, un état de contraintes résiduelles et une rugosité. L'objectif de ce travail est de proposer une méthodologie permettant d'aider au choix d'un critère de fatigue plus adapté aux composants soumis à des chargements thermiques cycliques et qui prenne en compte les différentes caractéristiques de l'état de surface du matériau. Cette étude s'appuiera essentiellement sur des résultats d'essais en fatigue thermique sur structure réalisés à EDF par F.Curtit : les essais INTHERPOL. Cette installation permet de soumettre des éléments de tuyauterie à des chargements thermiques cycliques de fréquence et d'amplitude contrôlées. Ces éléments de tuyauterie comportent différents états de surface industriels ainsi que des soudures.

Ce mémoire s'articule autour de 6 chapitres :

Le premier chapitre présente le contexte de l'étude ainsi que l'état général des travaux actuels. Il a comme objectif principal de présenter plus en détail la démarche de ce travail.

Le deuxième chapitre est une étude bibliographique sur le matériau étudié : l'acier inoxydable austénitique 304L (ou 316L). Il présente l'état de l'art sur le comportement mécanique et l'évolution microstructurale du 304L sous chargement cyclique uniaxial et multiaxial. L'influence de certains paramètres comme l'état de surface du matériau ou les effets d'environnement sont aussi discutés.

Le troisième chapitre présente les résultats expérimentaux de ce travail. La première partie est dédiée à la présentation des essais de fatigue thermique INTHERPOL et à la caractérisation expérimentale du matériau à cœur et en surface. Cette caractérisation s'appuie sur des observations microstructurales, des mesures de microdureté ainsi que des mesures de rugosité. La deuxième partie présente les essais en fatigue mécanique oligocyclique effectués dans le but d'identifier une loi de comportement du matériau permettant la modélisation des essais INTHERPOL.

Le quatrième chapitre décrit l'identification du modèle de comportement multiaxial cyclique en température ainsi que la modélisation des essais INTHERPOL. Cette modélisation aura la particularité de prendre en compte deux des trois caractéristiques de l'état de surface du matériau : la couche écrouie en surface et les contraintes résiduelles.

Le cinquième chapitre est une étude sur l'influence de l'état de surface à une échelle plus fine permettant ainsi une meilleure compréhension des micromécanismes et l'introduction de la rugosité de surface ignorée à l'échelle de la structure. Dans ce chapitre, l'identification d'une loi de comportement à l'échelle du monocristal ainsi qu'une modélisation du chargement cyclique sur des agrégats polycristallins avec différents états de surface permet de rendre compte de l'influence de la couche écrouie et de la rugosité sur la durée de vie du matériau.

Enfin, le sixième chapitre commence par une étude bibliographique des critères de fatigue multiaxiaux. En s'appuyant sur les résultats des calculs d'agrégats du chapitre 5, nous essayons alors de déterminer un type de critère capable de rendre compte des effets de l'état de surface sur l'endurance du matériau.

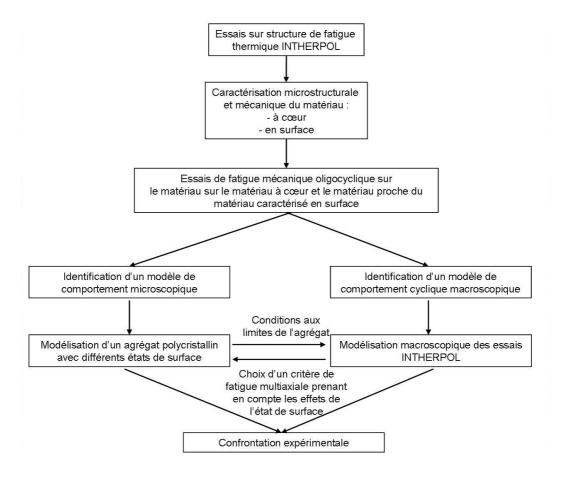


Figure 1: Principe de la démarche adoptée

tro		

Chapitre 1

CONTEXTE INDUSTRIEL ET OBJECTIFS

Sommaire

1.1	Rappe	ls sur la fatigue	6
	1.1.1	Généralités	6
	1.1.2	La fatigue thermique	9
1.2	Conte	xte scientifique et industriel	10
	1.2.1	La fatigue thermique dans les zones de mélange	10
	1.2.2	Codification en fatigue et limitations	13
1.3	Etudes	s en cours et moyens d'essais	14
	1.3.1	Etudes en cours	14
	1.3.2	Moyens d'essais en fatigue thermique	17
1.4	Object	tifs de l'étude et démarche adoptée	20
	1.4.1	Objectifs	20
	1.4.2	L'approche multi-échelles et la méthodologie adoptée	21

1.1 Rappels sur la fatigue

1.1.1 Généralités

Comportement Un matériau se fissure puis se rompt sous l'effet d'efforts mécaniques et/ou thermiques cycliques qui ne produiraient aucun dommage si ces efforts étaient appliqués une seule fois. Ce phénomène d'endommagement est appelé fatigue et peut entraîner la rupture du matériau (Bathias et Bailon, 1997).

Lorsqu'un matériau est soumis à un chargement cyclique en contraintes, trois évolutions de comportement sont possibles et sont présentées sur la figure 1.1. Lorsque l'on observe un accroissement de la déformation dans une direction à chaque cycle et qu'il n'y a pas de stabilisation, on parle de déformation progressive (ou rochet). Lorsqu'il y a une stabilisation du comportement, deux cas sont alors possibles. Dans le premier cas, une déformation plastique subsiste au cours du cycle et l'on parle d'accommodation. Dans le deuxième cas, le cycle stabilisé est totalement élastique à l'échelle macroscopique et l'on parle alors d'adaptation. Dans ce dernier cas, on peut malgré tout observer une plasticité locale dans certains grains qui n'apparaît pas dans le comportement macroscopique du matériau. Cette plasticité locale est à l'origine de l'endommagement observé dans le cas de l'adaptation.

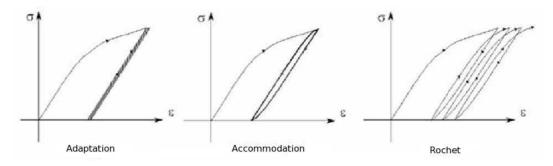


Figure 1.1: Réactions du matériau soumis à un chargement cyclique

Le comportement en fatigue d'un matériau est souvent représenté par une courbe S-N, ou courbe de Wöhler, donnant le nombre de cycles à rupture (en échelle logarithmique) en fonction de l'amplitude de sollicitation maximale appliquée. Cette courbe est en général construite à partir d'essais sur éprouvettes normalisées soumises à des chargements périodiques simples (par exemple de la traction-compression). Elle est dépendante de la température, du milieu et de la sollicitation moyenne.

La figure 1.2 représente une courbe de Wöhler et distingue deux principaux domaines de fatigue selon le niveau de sollicitation :

- La zone de fatigue oligocyclique pour les forts niveaux de sollicitation : les contraintes imposées sont élevées et accompagnées d'une déformation plastique macroscopique à chaque cycle. La durée de vie est faible et la rupture se produit habituellement après quelques dizaines à quelques dizaines de milliers de cycles. L'éprouvette atteint généralement un état d'accommodation plastique ou de déformation progressive.
- La zone d'endurance pour des niveaux de déformation plus faibles. Les contraintes sont moins élevées et la durée de vie varie entre 10⁵ et 10⁷ cycles dans la zone d'endurance dite limitée. Dans cette zone, l'éprouvette tend en général vers un régime global d'adaptation élastique. Le matériau peut cependant subir une déformation plastique durant les premiers cycles. On note quelques cas particuliers comme les aciers inoxydables austénitiques qui montrent de la plasticité cyclique même pour un très grand nombre de cycles à de faibles niveaux de sollicitation. Lorsque le niveau de sollicitation est encore plus faible, la rupture

ne se produit pas avant environ 10^7 cycles. On appelle alors σ_D la limite de fatigue pour laquelle la contrainte appliquée conduit à une non rupture de l'éprouvette.

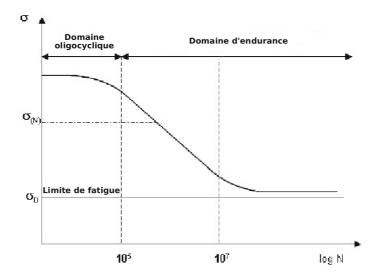


Figure 1.2: Courbe de Wöhler et zones de fatigue

Les chargements observés dans les zones de mélange sont généralement d'amplitude limitée et peuvent être assimilés à de la déformation imposée. La déformation progressive est donc peu probable. Par ailleurs l'acier 304L présente de la plasticité cyclique macroscopique même pour de très faibles amplitudes de chargement correspondant à des durées de vie supérieures à 10^6 cycles (dans le domaine de l'endurance). La configuration qui nous interesse en premier lieu est donc l'accommodation.

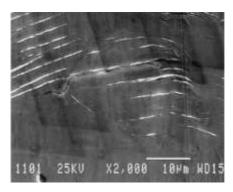
Endommagement L'endommagement en fatigue peut être décomposé en une période d'amorçage et une période de propagation des fissures. Les durées relatives de ces périodes dépendent du type de fatigue (oligocyclique ou à grand nombre de cycles) : dans le domaine des faibles sollicitations la phase d'amorçage peut être une partie très importante de la durée de vie. Le problème consiste à déterminer la frontière entre les périodes d'amorçage et de propagation. L'amorçage est défini en fonction des moyens d'observation utilisés et reste donc une question ouverte. Par exemple, dans le domaine du contrôle non destructif par ressuage, l'amorçage peut correspondre à une fissure millimétrique donnée par la résolution de la méthode. C'est souvent ce type de contrôle qui est utilisé sur les composants industriels. Au contraire, à une échelle plus fine (en microscopie), l'amorçage correspond à l'apparition des premières microfissures en surface et est alors de l'ordre de quelques dizaines de micromètres.

La fatigue se caractérise par la formation de microfissures dans les zones de concentrations de contraintes. Ces microfissures donnent ensuite naissance progressivement à une fissure macroscopique qui se propage et entraîne la rupture.

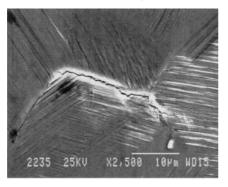
Pour les aciers, au fur à mesure du cyclage, les amorçages sont observés, par localisation de la déformation plastique, au niveau des bandes de glissement persistantes (BGP), des joints de grains ou des joints de macles. En fatigue oligocyclique sous vide l'amorçage se situe principalement au niveau des joints de grains. Sous air il est plutôt observé sur les BGP. Dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles, des amorçages sont obervés au niveau des joints de macles. D'autres sites d'amorçage peuvent également apparaître à la surface du matériau en créant des zones de concentration de contraintes comme les défauts, les irrégularités géométriques, les inclusions, la rugosité, la corrosion ou l'usure.

Prenons l'exemple de l'amorçage sur les bandes de glissement persistantes (BGP). Ces BGP deviennent des sites préférentiels en accumulant la déformation, des microfissures se développent

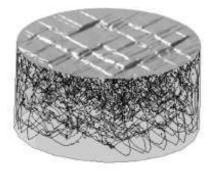
alors le long des lignes de glissement (Figure 1.3(a)). Ces bandes de glissement persistantes forment en surface des extrusions dont la hauteur augmente lorsqu'elles sont irréversibles. La localisation de la déformation est accentuée et des microfissures apparaissent en surface (Figures 1.3(b) et (c)). Ce mécanisme n'est visible que dans le cas d'états de surface parfaits. Dans la plupart des cas, la surface du matériau n'est pas parfaite et présente une rugosité et des irrégularités géométriques. Ce mécanisme n'a sans doute alors pas le temps de se mettre en place.



(a) Fissure transgranulaire amorçée sur une BGP et propagation au travers d'un joint de grain (Mineur et al., 2000)



(b) Déformation en surface et amorçage d'une fissure (intergranulaire) (Mineur et al., 2000)



(c) Simulation des extrusions en surface en dynamique des dislocations ((Déprés et al., 2004))

Figure 1.3: Amorçage de fissures sur des Bandes de Glissement Persistantes (BGP) et extrusions en surface

Les microfissures amorcées peuvent ensuite se propager sous l'effet du chargement cyclique (Figure 1.4). On distingue alors deux stades de propagation. Le premier stade de propagation est défini comme celui durant lequel les fissures se propagent selon les plans où la contrainte de cisaillement est maximale. Sous un chargement uniaxial de traction-compression, ce sont les plans dont la normale fait un angle proche de 45° avec la direction de sollicitation. On a alors des fissures dites "microstructuralement courtes" qui se propagent en mode de cisaillement pur (mode II). Le stade I de propagation est régi par les barrières microstructurales (joints de grains, joints de macles...) et ne s'étend pas au delà de quelques grains. La fissure peut ralentir et même s'arrêter puis se propager à nouveau seulement si le niveau de sollicitation est suffisamment élevé. Au cours des cycles suivants, la propagation est régie par la contrainte normale, c'est le stade II de propagation. Les fissures dites "longues" quittent le plan de cission maximale pour se propager dans le plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation en mode d'ouverture (mode I). La propagation des fissures longues suit une loi de Paris. Seul un petit nombre de fissures atteint le stade II. Dès qu'une fissure dépasse suffisamment ses voisines, elle empêche alors leur progression par effet d'écrantage : la fissure principale provoque une diminution du champ de contraintes derrière elle et empêche ainsi la progression des autres fissures.

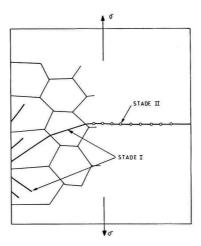


Figure 1.4: Premiers stades de propagation d'une fissure sous sollicitation uniaxiale (Bathias et Bailon, 1997)

La propagation des fissures courtes s'accompagne par ailleurs d'une zone plastifiée dont la forme est différente de celle observée à l'extrémité des fissures longues. Au lieu de se développer vers l'avant de la fissure, la zone plastique se déplace vers l'arrière en débouchant à la surface et en englobant complètement la fissure. De ce fait, les forces de fermeture sont presques nulles et la propagation est favorisée par une vitesse supérieure à ce que prévoit la loi de Paris. La prévision du comportement de ces fissures courtes devient délicate. On parle alors de fissures "mécaniquement courtes". Lorsque la fissure grandit, l'effet de fermeture augmente jusqu'à se stabiliser. La fissure peut s'arrêter avant la stabilisation de la fermeture si le chargement est insuffisant. Le diagramme de Kitagawa permet de déterminer à partir de quand une fissure peut être considérée comme longue. Deux droites séparant une zone de non-propagation et une zone de propagation des fissures sont tracées sur un diagramme reportant l'amplitude de la contrainte en fonction de la longueur de la fissure. La première droite correspond au seuil d'endurance et la seconde au seuil de propagation des fissures longues. La longueur des fissures "mécaniquement courtes" correspond à l'intersection de ces deux droites.

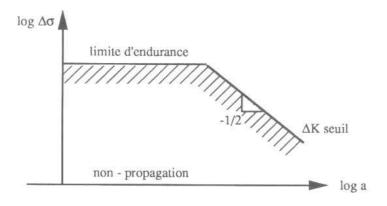


Figure 1.5: Diagramme de Kitagawa de la variation de la contrainte en fonction de la longueur de la fissure, définissant la non-propagation des fissures (François, 2004)

1.1.2 La fatigue thermique

La fatigue thermique est la détérioration graduelle et la fissuration d'un matériau par chauffage et refroidissement alternés durant lesquels la dilatation thermique est partiellement ou totalement contrariée (Spera, 1976). La répétition des séquences chauffage-refroidissement à la surface d'un

matériau entraîne la formation de boucles d'hysteresis contrainte-déformation. La surface du matériau peut passer en traction au refroidissement et une déformation plastique peut apparaître. Généralement, la largeur de la boucle d'hystéresis diminue dans la profondeur du matériau. La fatigue thermique est décomposée en deux catégories :

- La fatigue thermomécanique : les entraves à la dilatation libre sont externes (structure hyperstatique, Figure 1.6(a)). Il s'agit en général de fatigue thermique associée à un chargement mécanique.
- La fatigue sous contraintes thermiques : les entraves à la dilatation libre sont internes et liées à un gradient de température (Figure 1.6(b)). C'est le plus souvent le cas dans les structures industrielles. Ce peut être des fluctuations thermiques rapides, des stratifications ou des gradients liés au mode de fonctionnement.

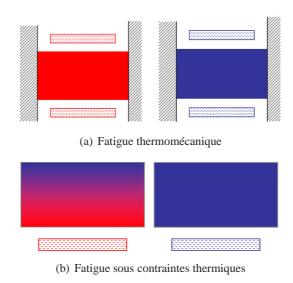


Figure 1.6: Fatigue Thermique

1.2 Contexte scientifique et industriel

1.2.1 La fatigue thermique dans les zones de mélange

Les installations industrielles sont soumises à une grande variété de sollicitations mécaniques et thermiques. Actuellement, les préoccupations dans les réacteurs nucléaires EDF se portent sur le circuit RRA suite à l'incident survenu en 1998 sur le réacteur à eau sous pression (REP) de Civaux. Une fuite de liquide primaire a été observée au niveau de la soudure longitudinale du coude suivant le té de mélange du RRA, le circuit de Refroidissement du Réacteur à l'Arrêt (Figure 1.7). Après expertise, cette fuite est imputée à la présence d'une fissure traversante due à un endommagement en fatigue thermique à grand nombre de cycles (Faidy, 2000). Le dommage observé se présente sous forme de fissures isolées au niveau des singularités (soudures) et sous forme de faïençage en zone courante. De plus, l'expertise révèle la présence d'un réseau de fissures. Par la suite toutes les tuyauteries RRA des Réacteurs à Eau Pressurisé du parc ont été déposées et contrôlées : toutes présentaient de l'endommagement par fatigue thermique (Robert, 2006). Un certain nombre de mesures correctives ont été entreprises notamment le remplacement global de ces circuits avec une modification de la configuration géométrique et une suppression totale des soudures longitudinales, ainsi que de toutes les soudures au voisinage immédiat du té (côté aval) en utilisant des tés comportant une branche longue à l'aval. Les états de surface sont aussi mieux contrôlés avec des spécificités plus serrées et les soudures sont arasées.

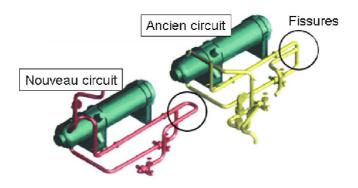


Figure 1.7: Modifications effectuées dans les zones de mélange de type RRA

Dans les installations du domaine nucléaire, la fatigue thermique à grand nombre de cycles (polycyclique) est un phénomène nouveau. Jusqu'à présent, les études se portaient plutôt sur la fatigue oligocyclique. Dans les zones de mélange de type RRA, les conditions particulières d'écoulements à fortes turbulences provoquent des cycles thermiques rapides et très nombreux sur la paroi interne des tuyauteries ce qui conduit en quelques heures à l'accumulation d'un grand nombre de cycles et à des sollicitations localisées essentiellement au voisinage de la surface (Pasutto, 2005).

La figure 1.8 présente en détail les phénomènes mis en jeu sur la paroi interne des tuyauteries des zones de mélange :

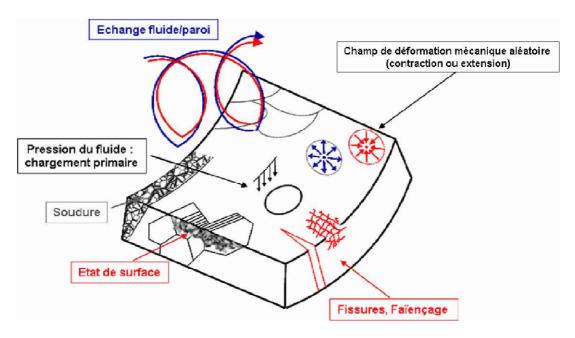


Figure 1.8: Mécanismes de fissurations sur la paroi interne des tuyauteries (Bompard, 2003)

Les tuyauteries en acier inoxydable austénitique 304L des zones de mélange RRA eau chaude/eau froide sont soumises à un chargement thermohydraulique induisant des fluctuations thermiques d'amplitude pouvant aller jusqu'à $160^{\circ}C$ (Figure 1.9).

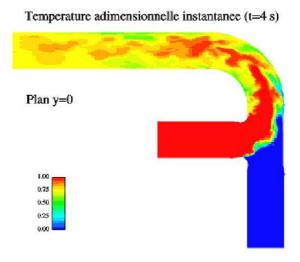


Figure 1.9: Fluctuations thermiques dans les zones de mélanges

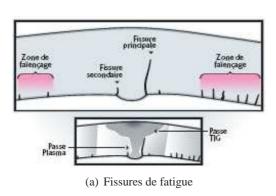
Sur la paroi interne des composants ces fluctuations thermiques se traduisent par un champ de déformation mécanique biaxial et variable au cours du temps (Figure 1.8). Sur le RRA, les amplitudes de déformation sont de l'ordre de 0,2 à 0,3%. Il se forme alors des zones de dilatation thermique, zones chaudes, et de contraction thermique, zones froides, qui se déplacent rapidement. La difficulté majeure dans l'identification de ce chargement thermomécanique vient alors de l'estimation du chargement thermohydraulique présentant un écoulement au caractère aléatoire et des turbulences. Des perturbations de l'écoulement sont aussi possibles par la présence de soudures (Figure 1.8). Enfin, le coefficient de transfert thermique entre le fluide et le métal, dépendant fortement de l'état de surface, reste mal maîtrisé. En résumé, la difficulté réside principalement dans une bonne estimation temporelle de l'écoulement et du comportement des couches limites dans le fluide (à proximité immédiate de la paroi) ainsi qu'une bonne estimation de l'échange fluide-solide.

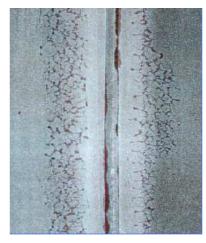
Il faut ajouter à ce chargement thermomécanique, un chargement mécanique moyen résultant de la pression interne du fluide et un chargement thermique issu du champ de température moyen de type stratification thermique. Ces chargements peuvent conduire à des contraintes moyennes élevées de traction jouant un rôle important dans l'amorçage et la propagation des fissures. Par exemple, la contrainte moyenne du RRA issue de la pression du fluide est environ égale à 50MPa.

Les déformations plastiques cycliques sur les parois internes des tuyauteries font alors évoluer les contraintes locales par adaptation plastique voire accommodation puis endommagement (Figure 1.8). Les premiers endommagements en fatigue se situent généralement en surface. L'état de surface constitue un facteur important pour la tenue en fatigue en jouant un rôle sur l'amorçage des fissures (Akamatsu, 1997) : concentrations de contraintes liées à la géométrie (stries d'usinage), écrouissage superficiel, présence d'oxydes (milieu).

L'endommagement se caractérise, dans le cas des zones de mélange, par un réseau de fissures appelé faïençage thermique (Figure 1.10(b)) et par des fissures isolées (Figure 1.10(a)). Le réseau de fissures se développe en zone courante, c'est-à-dire loin d'une soudure, et présente une orientation plutôt bi-directionnelle. Les fissures isolées sont obervées au niveau des singularités (soudures, défauts de surface).

L'analyse des fissurations dans les zones de mélange reste donc très difficile du fait de la complexité du chargement et de la combinaison des différents facteurs comme la présence de soudures ou de contraintes résiduelles comme le résume la figure 1.8.





(b) Réseaux de faïençage thermique

Figure 1.10: Endommagement observé sur le RRA de Civaux

1.2.2 Codification en fatigue et limitations

Le code de dimensionnement RCC-M: Règles de Conception et de Construction des Matériels Mécaniques, (AFCEN, 2000). Des codes de dimensionnement proposent des courbes, "design curves", pour dimensionner les circuits soumis à la fatigue et applicables aux îlots nucléaires à eau pressurisée. Le code RCC-M permet d'évaluer les contraintes et les déformations pour prédire l'amorçage. La courbe du code RCC-M est construite sur la base d'une courbe de Wöhler. Cette courbe S-N est obtenue à partir d'essais en déformation contrôlée sur des éprouvettes normalisées et traduits en amplitude de contrainte en les multipliant par un module d'Young conventionnel. La rupture de l'éprouvette est définie comme une chute de 25% de l'amplitude de contrainte stabilisée. Pour le passage des essais sur éprouvettes à la structure réelle et obtenir la courbe codifiée du code, on applique sur la courbe moyenne une division par 20 du nombre de cycles et une division par 2 de l'amplitude de contrainte. La courbe résultante prend la partie la plus pénalisante de chacune de ces deux courbes. Les facteurs multiplicatifs 2 et 20 sont définis de sorte à prendre en compte tous les facteurs aggravant que l'on ne retrouve pas sur les épouvettes : les effets d'échelle, d'états de surface, de milieu... Le code prévoit un amorçage de fissure sur le composant, ce qui correspond à une fissure millémétrique et cohérent avec la rupture d'une éprouvette de diamètre 8mm.

La plupart des structures imposant un état multiaxial, les contraintes alternées calculées au cours d'un cycle sont traduites en contraintes équivalentes au sens de la norme de Tresca S_p . Des termes correctifs ont ensuite été proposés afin de rendre compte de la plasticité (K_e) et de la température (rapport de module) et de définir ainsi une contrainte alternée S_{alt} prise en compte dans le diagramme S-N. D'autres facteurs de réduction de la tenue en fatigue peuvent être appliqués pour prendre en compte par exemple les soudures ou des changements de géométrie (par un facteur de concentration de contrainte).

Les limitations Dans le cas des zones de mélange, les réseaux de fissures observés montrent que la méthode actuelle de dimensionnement RCC-M n'a pas été construite pour rendre compte de la fatigue thermique à grand nombre de cycles. Les règles figurant dans le RCC-M, issues des règles de l'ASME, n'ont pas été établies pour la fatigue à grand nombre de cycles. Ce code est à l'origine utilisé dans le cas de la fatigue oligocyclique, la base des courbes n'a été établie que jusqu'à 10⁵ cycles. Cette démarche a ensuite été étendue aux grands nombre de cycles en fatigue thermique au delà de 10⁶ cycles, à partir de quelques essais expérimentaux issus des règles de l'ASME. Les règles de dimensionnement en fatigue codifiées pour les réacteurs REP ne sont donc pas parfaitement adaptées à ce nouveau phénomène observé dans les zones de mélange : grands nombres de

cycles, contrainte moyenne, état de surface différent de celui des éprouvettes... La courbe du code RCC-M est construite à partir d'essais simples et neutres (très bon état de surface, pas de contrainte moyenne...). La correction de plasticité K_e est linéarisée dans l'épaisseur et donc pas adaptée à un fort gradient en surface. De plus au delà de 10^5 , l'influence de nombreux paramètres est exacerbée et dans certaines situations les facteurs de marge ne sont plus suffisants. Dans le dossier actuel des zones de mélange, on prend en compte la présence de contraintes moyennes avec un état de surface grossier au delà de 10^6 cycles en utilisant la courbe ASMEC du code de l'ASME. Cette démarche permet d'avoir une marge suffisante mais n'est pas optimisée. Des progrès restent à faire dans le domaine de la prédiction de la durée de vie des structures sous sollicitations thermiques, il est nécessaire de revoir les critères de fatigue et les hypothèses utilisées dans le code RCC-M. Des études récentes (mais non codifiées) ont cependant introduit de nouvelles modifications : une correction de type Goodman pour prendre en compte la contrainte moyenne, des facteurs correctifs de plasticité plus adaptés...

1.3 Etudes en cours et moyens d'essais

1.3.1 Etudes en cours

En 2000, Électricité De France (EDF) a lancé les projets DOMZOME (DOMmage des ZOnes de MElange, (Stephan, 2005)) et FATMAV (Fatigue Thermique Multiaxiale sous Amplitude Variable, (Tahéri, 2005)) puis en 2006 le projet "Fatigue Thermique" (Sermage, 2006) afin de comprendre l'apparition des fissurations et de bâtir une méthodologie pour évaluer le dommage dans les zones de mélange sensibles à de tels incidents. De nombreuses études ont alors été lancées en collaboration avec le CEA, AREVA NP et plusieurs laboratoires universitaires pour une meilleure connaissance des chargements locaux, des effets du milieu, de l'état de surface, ou de la contrainte moyenne... L'objectif de ces projets est d'obtenir une vision d'ensemble des différents mécanismes physiques et du développement des fissures ainsi que des différentes échelles du problème. Nous pouvons séparer ces études en trois grands domaines, chacun présentant une partie expérimentale et numérique, à différentes échelles :

Un domaine regroupant les études thermohydrauliques. Il est nécessaire d'avoir une meilleure connaissance des structures d'écoulement et du comportement de la couche limite. Des mesures sur site ainsi que des essais sur maquettes représentatives (les essais FATHER présentés par la suite) ou à échelle réduite ont été entrepris dans l'objectif d'obtenir un chargement réaliste et temporel. Des simulations numériques thermohydrauliques (LES, Large Eddy Simulation) sont indispensables mais délicates et coûteuses en temps avec les moyens actuels. Un exemple de résultats de calcul thermohydraulique est présenté sur la figure 1.11. Pour le moment les calculs thermohydrauliques ne fournissent qu'un spectre de 10s de fonctionnement du RRA. Ces calculs servent de point de départ et sont très importants. D'autres spectres devront donc être calculés et leur représentativité vérifiée.

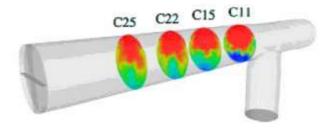


Figure 1.11: Calcul thermohydraulique d'une zone de mélange

- Un domaine regroupant les études matériaux. Côté expérimental, des essais sur éprouvettes normalisées en grand nombre de cycles sont en cours sur des aciers austénitiques 304 et 316. Le comportement cyclique de l'acier 304L évolue tout au long d'un essai de fatigue quelque soient la nature et le niveau de chargement. La principale particularité de ces aciers est de présenter de la plasticité cyclique même dans le domaine des grands nombres de cycles. Contrairement aux aciers ferritiques, ce matériau ne présente pas d'adaptation élastique. Par conséquent, les théories habituelles sur les modes d'endommagement en fatigue oligocyclique ne sont pas directement applicables. Sur le plan du comportement, le 304L à 10⁷ cycles peut être considéré comme un essai en fatigue oligocylique. Les essais réalisés sont des essais uniaxiaux ou multiaxiaux isothermes effectués à différentes températures (Figure 1.12). Ils sont pilotés en contrainte ou en déformation imposée et ont pour objectif d'étudier l'influence de la température, de la nuance et du type de sollicitation sur le comportement et la durée de vie du matériau. Par ailleurs l'état de surface d'un composant industriel est bien éloigné de celui d'une éprouvette parfaitement lisse et neutre. L'influence de nombreux paramètres sont ainsi testés à l'aide d'essais présentant de nombreuses configurations différentes: états de surface ((Peyrac et Flavenot, 2002), (Petitjean, 2003), (Lehéricy, 2007)), types de soudure (Monin, 2007). L'influence d'un préécrouissage et/ou d'une contrainte moyenne sont aussi étudiés ((Haddar, 2003), (Doquet et Taheri, 2000)). L'effet de l'environnement est par ailleurs observé à l'aide d'essais effectués sous air ou en milieu REP (Amzallag, 2003). Des observations de la microstructure, de l'amorçage et de la propagation des fissures (Figure 1.12) permettent de mieux comprendre les mécanismes d'amorçage et de propagation en fatigue à grand nombre de cycles.

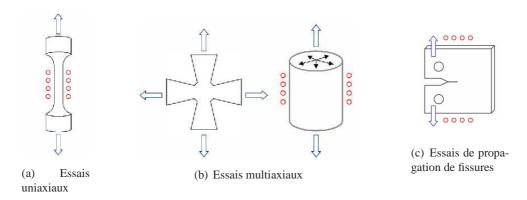


Figure 1.12: Réalisation de nombreux essais mécaniques isothermes sur éprouvettes

Côté numérique, ces essais ont permis d'identifier des modèles de comportement cyclique multiaxiaux et des modèles de propagation de fissures. Ils ont aussi permis de caler différents critères de fatigue. A une échelle plus fine, des modélisations à l'échelle du polycristal et des modèles de comportement à l'échelle des dislocations commencent à voir le jour.

- Un domaine regroupant les "études mécaniques". Les "études mécaniques" ont pour principal objectif de trouver une méthodologie et un critère mieux adapté afin de déterminer la durée de vie des composants. Il est alors important de pouvoir faire un lien entre fatigue thermique et fatigue mécanique (équivalence ou non) et de proposer des essais plus ou moins complexes se rapprochant de la structure. Il existe une base de données importante sur la fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques 304L et 316L (aciers utilisés dans les zones de mélange) mais peu de données dans le domaine des grands nombres de cycles (faibles sollicitations) et/ou pour des chargements multiaxiaux. L'analyse de l'ensemble des résultats montre que pour une zone de mélange de type RRA, le champ de contrainte fluctuant en surface est pratiquement équi-biaxié. Les études matériaux réalisées sont principalement basées sur des essais mécaniques de fatigue oligocyclique isotherme

uniaxiaux sur éléments de volume. Pour se rapprocher de la structure et du chargement réel, des essais de fatigue thermique ont été développés. Ces essais pourront par ailleurs montrer (ou non) que les mécanismes en fatigue thermique sont les mêmes qu'en fatigue mécanique. Dans les structures RRA, on observe un faïençage thermique ce qui n'est pas le cas sous sollicitations mécaniques. Une explication est donnée dans le cadre du projet FATMAV (Angles et Constantinescu, 2003) : le faïençage est lié à l'arrêt (ou le ralentissement) des fissures dans la profondeur à cause des gradients thermiques élévés liés aux hautes fréquences de chargement.

Nous pouvons distinguer les essais de fatigue thermique sur éprouvettes pour lesquels le chargement est homogène dans l'éprouvette et les essais de fatigue thermique de type "structure" pour lesquels le chargement fait intervenir des gradients de température.

Dans le cas des essais où le chargement en température est homogène dans l'éprouvette, nous pouvons citer les essais mécano-thermiques réalisés au cours de la thèse de Haddar (Haddar, 2003). Ces essais mécano-thermiques sur éprouvettes normalisées (Haddar, 2003) ont été réalisés afin de comparer un cyclage en $(\Delta \sigma = 0, \Delta T)$ avec un cyclage équivalent en $(\Delta \sigma, \Delta T = 0)$ (Figure 1.13).

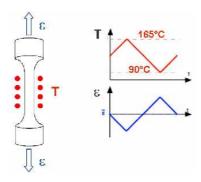
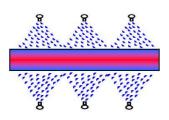


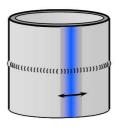
Figure 1.13: Essais de fatigue thermomécanique

Des essais de fatigue thermique sur éprouvettes ((Maillot, 2003), (Ancelet, 2005)) permettent d'observer la création de réseaux de fissures et d'étudier leur propagation (effet d'écran). En parallèle, des essais fatigue thermique plus complexes ont été réalisés pour se rapprocher des conditions de la structure réelle. Ces essais de fatigue thermique seront développés par la suite. Nous pouvons cependant les classer selon un niveau de complexité croissante et de ce fait par niveau de représentativité vis à vis du composant. Les essais "SPLASH" sont des essais sur éprouvettes comportant un état de surface poli. Ils sont assez éloignés du chargement subi par la structure mais permettent de reproduire des réseaux de faïençage thermique comme observés en zone courante des zones de mélange. Les essais "INTHER-POL" sont des essais sur structure avec différents états de surface et soudures. Ils sont donc plus représentatifs du composant. Le chargement appliqué est plus simple que le chargement réel de la structure mais permet une définition précise et une exploitation simplifiée des essais. Enfin le dernier essai, l'essai "FATHER", est un essai de fatigue thermique industriel reproduisant une zone de mélange. Le chargement est donc très proche de celui du composant. Différents états de surface et soudures sont aussi testés. Cependant, malgré la forte instrumentation mise en place pour caractériser précisément le chargement, l'exploitation des résultats reste pour le moment encore très complexe. L'interprétation des essais de fatigue thermique nécessite une simulation numérique car les mesures en cours d'essais ne portent que sur des températures. Des simulations thermomécaniques pour déterminer les champs de contraintes et de déformations sont réalisés.

Côté numérique, des modèles sont développés à l'échelle des réseaux de fissures pour rendre compte des effets d'écran ainsi que des effets 3D. A l'échelle des structures, sur les essais de fatigue thermique, des simulations sont nécessaires afin de proposer et tester par la suite des critères de fatigue.



(a) Essais de fatigue thermique sur éprouvette "SPLASH"



(b) Essais de fatigue thermique sur structure "INTHERPOL"



(c) Essais de fatigue thermique industriel "FATHER"

Figure 1.14: Essais de fatigue thermique de type structure, présentant un gradient de température

1.3.2 Moyens d'essais en fatigue thermique

Nous présentons ici quelques uns des essais de fatigue thermique "structures" classés dans un ordre de complexité croissante.

Les essais sur éprouvettes SPLASH. L'essai "SPLASH" (Maillot, 2003) est un essai de fatigue thermique quasi-structure mis en place au CEA, mais cependant assez éloigné de la structure réelle. Il se décompose en deux parties : un essai de fatigue thermique permettant d'amorcer un réseau de faïençage et un essai mécanique de flexion 4 points permettant d'étudier la propagation de ce réseau de fissures. Une éprouvette parallépipédique est chauffée par effet joule et refroidie cycliquement sur deux faces opposées par aspersion d'un mélange d'eau distillée et d'air comprimé (Figure 1.15). Les éprouvettes ont un état de surface poli et sont réalisées en acier 304L. Deux types d'amorçage sont observés : un amorçage sur les lignes de glissement comme celui observé en fatigue mécanique oligocyclique et un amorçage sur des défauts. La stabilité des réseaux de fissures obtenus est ensuite étudiée sous sollicitations mécaniques en flexion 4 points en prélevant des barreaux sur l'éprouvette de fatigue thermique. Les interactions entre fissures (effets d'écran, conditions d'arrêt ou de croissance) sont ainsi observées.

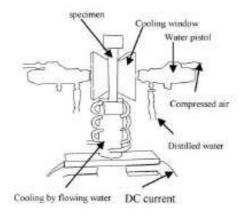


Figure 1.15: Principe des essais de fatigue thermique SPLASH

Les essais sur éprouvettes "FAT3D". Un autre essai développé au CEA, "FAT3D", a pour objectif d'étudier les effets de sollicitations thermiques dissymétriques sur l'amorçage et la propagation de fissures (Ancelet, 2005). Un tube est placé verticalement dans un four chauffé à une température constante. On asperge périodiquement de l'eau froide sur un point donné de la peau interne. L'eau froide injectée décrit ainsi une parabole sur la peau interne du tube ce qui permet d'obtenir une sollicitation 3D. Des gradients thermiques sont ainsi définis dans les 3 directions et

variables au cours du temps (Figure 1.16). Selon les paramètres de l'essai, l'amorçage est plus ou moins rapide et apparaît après quelques centaines de cycles. On est alors en présence de fortes sollicitations et on se situe dans le domaine de fatigue oligocyclique, on est donc assez loin du niveau de chargement observé sur les composants. Ces essais ont cependant montré qu'il était possible d'amorcer rapidement un réseau de fissures et de propager une fissure dans toute l'épaisseur du tube. Le nombre de cycle à l'amorçage observé est actuellement toujours inférieur à celui prédit par un calcul de fatigue simple. De nombreux critères ont été évalués. Par ailleurs, des soudures ont aussi été ajoutées pour mettre en évidence l'effet de l'orientation de celles-ci.

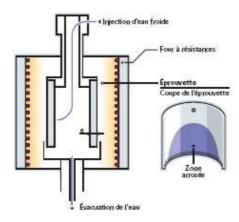


Figure 1.16: Principe des essais de fatigue thermique FAT3D

Les essais sur éprouvettes "Hayashi" Hayashi et al. (Hayashi et al., 1998) ont développé un essai de fatigue thermique sur éprouvettes représentatives d'un environnement BWR (Boiling Water Reactor). L'éprouvette (cylindre creux) est mise en rotation devant des jets d'eau chaude et d'eau froide alternés dans un autoclave (Figure 1.17). Les durées de vie en fatigue thermique sont comprises entre 10^2 et 10^5 cycles (domaine oligocyclique) et sont comparables à celles obtenues en fatigue mécanique à température ambiante dans l'air et à 288°C dans l'air et dans l'eau.

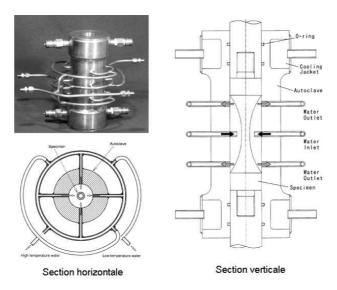


Figure 1.17: Essai de fatigue thermique en milieu BWR

Les essais sur structures "INTHERPOL". EDF a développé un essai de fatigue thermique sur structure, INTHERPOL, plus proche des conditions de chargement des composants que les essais

sur éprouvettes. Ces essais sont par ailleurs plus simples que les essais "FATHER" présentés par la suite avec un chargement thermique périodique relativement bien connu et de nombreux points de mesures. Les essais INTHERPOL ((Curtit, 2005), (Stephan, 2002)) sont contrôlés en fréquence et en amplitude, sur des maquettes tubulaires de type structure permettant la prise en compte des dimensions, de différents états de surface et de soudures (figure 1.18). Grâce à un chargement thermique bien défini, ces essais permettent une analyse claire des résultats que l'on peut ensuite comparer avec les prévisions obtenues par la courbe de fatigue codifiée du RCC-M. Le domaine de sollicitation est faible : amplitude de température métal imposée, et non fluide comme les composants, compris entre 120°C et 140°C selon les essais). Le chargement est plus proche du chargement réel que les essais précédent mais cependant majoré pour rester dans des durées de vie raisonnables. Le nombre de cycle à l'amorçage est compris entre 10⁵ et 10⁶ cycles en utilisant une méthode de contrôle par ressuage en première approche. Ces essais sont essentiels afin de valider, au moins en régime périodique et sur structure, des méthodes numériques de prévision d'amorçage de fissures en fatigue thermique à grand nombre de cycles.

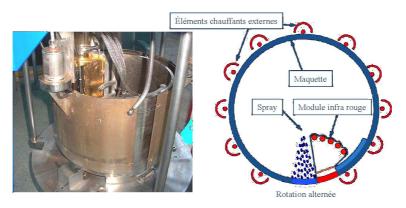


Figure 1.18: Essais de fatigue thermique INTHERPOL (EDF)

Les essais sur structures industrielles "FATHER". Un essai en collaboration entre le CEA, EDF et Areva NP, la maquette "FATHER" (Fissolo et al., 2004), reproduit une zone de mélange. Cet essai reste pour le moment difficile à interpréter compte tenu de la difficulté de détermination du chargement réel (Figure 1.19). Ce sont cependant des essais très intéressants compte tenu de leur excellente représentativité et serviront de validation ultime avant le passage à la structure réelle. L'amplitude de température imposée est de 160°C avec une vitesse d'écoulement de 3,9m/s. Au bout de 300 heures de fonctionnement de la maquette, des indices de fissurations sont notables (mesures externes par ultrasons) sur des soudures non arasées et arasées meulées ainsi que dans la partie de la maquette où la surface a été meulée (zones de meulage grossier et fin).

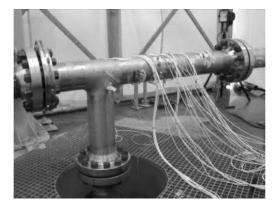


Figure 1.19: Essais de fatigue thermique FATHER (CEA-FRAMATOME-EDF)

1.4 Objectifs de l'étude et démarche adoptée

1.4.1 Objectifs

L'essai de fatigue thermique INTHERPOL a été développé à EDF afin de représenter au mieux les problèmes de fissurations de tuyauteries dans les circuits de refroidissement des réacteurs à eau sous pression tout en ayant un chargement périodique et connu. Ces essais sont réalisés sur des maquettes tubulaires sous différents chargements, états de surface et soudures afin de rendre compte de ces différents paramètres sur l'amorçage des fissures. L'objectif final est d'apporter des éléments de compréhension sur les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue thermique et de mettre au point une méthode de prévision de cet amorçage. Dans cette étude, on s'intéresse principalement aux effets de l'état de surface, de la température et de la nature du chargement. Ces effets devront être pris en compte dans la prévision de l'amorçage. La méthodologie adoptée et les différentes étapes du travail sont expliquées dans le paragraphe suivant. Afin de mieux comprendre notre démarche, nous allons développer quelques particularités du matériau ainsi que les différents types de critères de fatigue. Les aspects évoqués seront développés plus en détail au cours du mémoire.

Particularités de l'acier inoxydable austénitique 304L. Les aciers inoxydables austénitiques de type 304 et 316 montrent un comportement macroscopique plastique cyclique non négigeable même dans le domaine de la fatigue à grands nombre de cycles et proche de la limite d'endurance. La figure 1.20 présente le comportement au cycle stabilisé à températue ambiante d'un 304L pour différentes amplitudes de déformation imposées. A la plus faible amplitude de déformation égale à $\pm 0,15\%$, une déformation plastique est toujours visible et l'éprouvette n'a toujours pas rompu après 1,5 million de cycles. Il est nécessaire lors des simulations du comportement du matériau d'avoir alors recours à des lois de comportement capable de rendre compte de cette plasticité macroscopique cyclique.

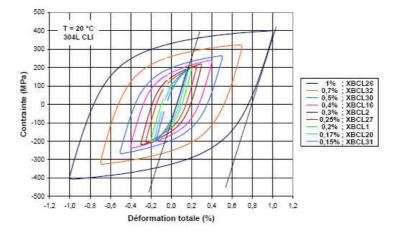


Figure 1.20: Comportement macroscopique plastique au cycle stabilisé d'un acier 304L (LeRoux, 2004)

Une deuxième particularité de ces aciers est de présenter un fort effet mémoire à un préécrouissage : le comportement cyclique est modifié si le matériau a subi une prédéformation antérieure importante. Cet effet mémoire a été étudié sur des essais de fatigue précédés d'un préécrouissage (Doquet et Taheri, 2000). Plusieurs types de préécrouissage ont été effectués, cyclique ou monotone, permettant d'introduire des contraintes résiduelles de compression ou de traction. Ces contraintes résiduelles sont issues d'un état de contrainte moyenne au début du cyclage de fatigue résultant du choix fait lors de la transition entre cycle d'écrouissage et chargement de fatigue (Chapitre 2.4.3). Le préécrouissage influence le comportement en fatigue ainsi que la durée de vie et particulièrement pour les faibles niveaux de sollicitation. Sur l'ensemble des essais, une réduction de la durée de vie est constatée comme le présente la figure 2.9.

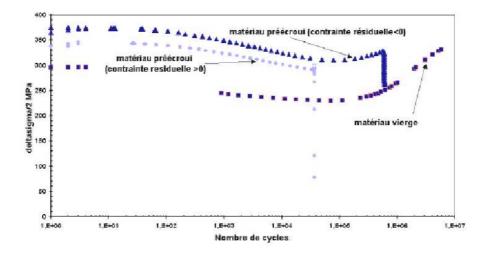


Figure 1.21: Effet d'un préécrouissage sur la durée de vie en fatigue

Enfin, l'influence d'une contrainte moyenne sur la résistance à la fatigue est particulièrement importante pour les grandes durées de vie. Une étude récente réalisée au CEA (Vincent et Perez, 2005) montre que la limite d'endurance en déformation du matériau sans contrainte moyenne est d'environ $\pm 0,2\%$. En présence d'une contrainte moyenne de 100MPa, cette limite n'atteint que $\pm 0,12\%$.

Ces dernières constatations sont à prendre en compte pour la prévision de la durée de vie des structures aussi bien au niveau du comportement cyclique du matériau que dans le choix du critère. L'état de surface du matériau va ainsi jouer un rôle très important en introduisant entre autre une couche écrouie en surface et des contraintes résiduelles (de traction ou de compression). De plus, les conditions de fonctionnement des composants engendrent des chargements statiques à l'origine d'un état de contrainte moyen.

Les critères de fatigue. Les règles de dimensionnement en fatigue dans les codes de dimensionnement des centrales REP ne sont pas parfaitement adaptées aux problèmes des zones de mélange. Ils sont notamment basés sur un critère formulé en contrainte équivalente et permettent de prévoir un endommagement de fatigue oligocyclique. Au contraire, le chargement des zones de mélange a un caractère multiaxial et à grand nombre nombre de cycles. De plus, ils n'intègrent pas les effets de contrainte moyenne et de préécrouissage dont l'acier 304L est particulièrement sujet. L'objectif est de pouvoir proposer un critère plus adapté.

1.4.2 L'approche multi-échelles et la méthodologie adoptée

Nous proposons dans ce travail une démarche permettant d'aboutir à un choix de critère de fatigue plus adapté prenant en compte l'état de surface du matériau. L'historique de fabrication engendre à la surface d'un composant un ensemble de contraintes résiduelles, d'écrouissage local et de rugosité qui jouent tous un rôle sur la résistance à la fatigue du matériau. La méthodologie appliquée est la suivante et représentée sur la figure 1.22 :

Nous nous appuyons sur les essais INTHERPOL réalisés à EDF. Ces essais de fatigue thermique sur structure ont un chargement connu et contrôlé en paroi interne de la maquette. De plus, ils présentent différents états de surface. Ils sont de cette manière assez représentatif des composants industriels. Une première partie du travail consiste donc à caractériser le matériau des essais INTHERPOL en acier inoxydable 304L, et particulièrement sa surface. En effet, lors de sa mise en forme, le matériau subit un usinage qui introduit un gradient

d'écrouissage dans l'épaisseur (couche écrouie), une rugosité et des contraintes résiduelles. L'amorçage des fissures de fatigue thermique en surface ne se fait donc pas sur un matériau "vierge" mais sur un matériau ayant déjà une histoire mécanique. Cette caractérisation, permettant d'identifier ce "nouveau matériau" de surface et le gradient de propriétés avec le coeur, sera réalisée à l'aide d'essais mécaniques et d'observations microstructurales. C'est l'objet du chapitre 3.

- Après la caractérisation du matériau "vierge" (à cœur) et "préécroui" (en surface) des maquettes INTHERPOL, le travail consiste à modéliser ces essais à une échelle macroscopique dans l'objectif d'appliquer un critère de fatigue et de pouvoir évaluer leur durée de vie. Pour pouvoir appliquer un critère de fatigue dans de bonnes conditions, il est nécessaire de simuler le comportement mécanique au cours du cyclage thermique. Il faut alors disposer d'une loi de comportement viscoplastique cyclique en température prenant en compte le matériau à coeur et en surface. Les spécificités du comportement mécanique du 304L ont été identifiées, ce matériau présente une plasticité significative à faible amplitude de déformation et un effet mémoire d'un préchargement important. La loi de comportement choisie doit être capable de rendre compte de ces effets mais aussi des effets de la température, du chargement multiaxial et de l'état de surface. Pour cela, des essais de fatigue oligocyclique uniaxiaux en température avec et sans préécrouissage ont été réalisés et sont présentés dans le chapitre 3. Des essais multiaxiaux ont permis par la suite de valider la loi de comportement. Une fois la loi de comportement choisie et identifiée à l'aide d'essais de fatigue sur éléments de volume, le calcul de structure permet de reproduire au mieux les cycles mécaniques subis par la maquette en prenant en compte la couche écrouie et les contraintes résiduelles issues de l'usinage. Ce sont les résultats du chapitre 4. Par la suite, le travail consistera à identifier un critère de fatigue permettant de prendre en compte l'ensemble des phénomènes introduits dans cette simulation numérique, c'est à dire la multiaxialité, l'effet de surface et de contrainte moyenne. Plusieurs critères sont envisageables, de type plan critique (critère de Socie-Fatemi) ou de type énergétique.
- Enfin dans toute cette première approche "macroscopique", un paramètre important n'a pas été pris en compte : la rugosité. Le relief de surface joue un rôle important sur l'amorçage et la localisation de la déformation. Les dimensions caractéristiques de ce relief sont, dans la plupart des cas, de l'ordre de grandeur de la taille de grain du matériau et ne peut de ce fait être introduit dans le calcul de structure précédent (maillage pas assez raffiné). Il est alors naturel d'aborder ce problème par une simulation à l'échelle du multicristal. La rugosité aurait pu être abordée par une approche en mécanique des milieux continus classique en se restreignant à un petit élément de volume. Cependant sa justification restait difficile compte tenu de la taille du relief comparée à la taille des grains. Par ailleurs, le changement d'échelle était intéressant afin de se rapprocher davantage de la physique de l'endommagement. La modélisation cyclique d'un agrégat polycritallin permet d'introduire la rugosité de surface mais aussi l'état de surface plus général (gradient d'écrouissage, contraintes résiduelles). Le chargement et les conditions aux limites appliqués seront issus de la modélisation des essais INTHERPOL. Cette approche servira de justification physique du critère de fatigue macroscopique retenu pour évaluer le dommage. D'autres avantages sont aussi apportés par ce type d'approche. Les observations à l'échelle mésoscopique montrent que la fatigue est un phénomène débutant au niveau des grains. Les grains les plus défavorablement orientés vont subir certaines modifications microstructurales et des bandes de glissement vont se localiser. Ces modèles à l'échelle du grains sont fondés sur la connaissance du comportement et de l'interaction des systèmes de glissement de chacun des grains. Ils permettent ainsi une simulation réaliste et une prédiction du comportement global et local. Pour une meilleure compréhension, l'étude des mécanismes à l'échelle mésoscopique s'impose comme indispensable pour définir un critère pertinent de l'endommagement. Cette étude à l'échelle me-

soscopique est réalisée dans le cadre des chapitres 5 et 6.

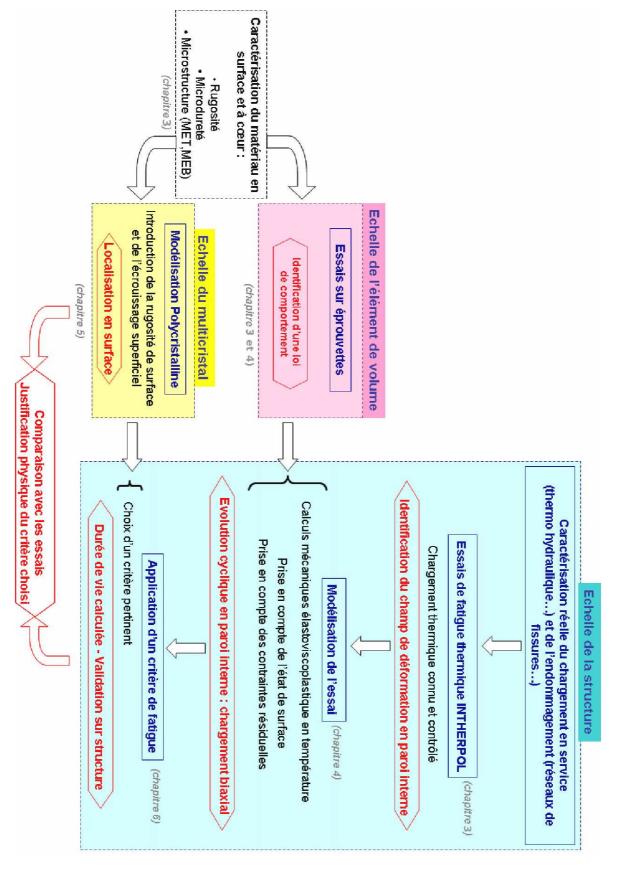


Figure 1.22: Méthodologie

CONTEXTE INDUSTRIEL ET OBJECTIFS						

Bibliographie

- AFCEN (2000). Code RCC-M, Règles de Conception et de Construction des Matériels Mécaniques des îlots nucléaires REP. Code RCC-M.
- AKAMATSU (1997). Influence de l'état de surface sur les propriétés de fatigue des matériaux métalliques : étude bibliographique. Note EDF HT-A4/96/022/A.
- AMZALLAG (2003). Programme de recherche et de développement sur le comportement en fatigue des aciers inoxydables auténitiques. Note EDF/SEPTEN E-N-ES-RE/03-0003.
- ANCELET (2005). Etude de l'amorçage et de la propagation des fissures sous chargement thermique cyclique 3D. Thèse de doctorat de l'Université de Poitiers.
- ANGLES ET CONSTANTINESCU (2003). Critères multiaxiaux d'amorçage en fatigue à grand nombre de cycles sous chargement non périodique. Note EDF HT-64/03/15/A.
- BATHIAS ET BAILON (1997). La fatigue des matériaux et des structures. Hermes.
- BOMPARD (2003). Analyse des études à la fatigue thermique des circuits REP. Rapport EDF/Ecole Centrale.
- CURTIT (2005). Synthèse des essais INTHERPOL 01 à 04. Note EDF HT-26/05/008/A.
- DOQUET ET TAHERI (2000). Effet d'un préécrouissage ou d'un sur-écrouissage sur la durée de vie en fatigue de divers aciers à contrainte ou déformation imposée. Bulletin S.F.M., Revue Française de Mécanique n°2000, vol.1, pp.27-33.
- DÉPRÉS, ROBERTSON, ET FIVEL (2004). Crack initiation in fatigue: experiments and three-dimensional dislocation simulations. Materials Science and Engineering A, vol.387-389, pp.288-291.
- FAIDY (August 2000). *Thermal fatigue in French RHR systems*. International Conference on fatigue of reactors components- Napa (California).
- FISSOLO, FORESTIER, ET CHAPULIOT (October 2004). Advances in thermal fatigue investigations performed in CEA for french PWR piping. Proceedings of the third international conference on Fatigue of reactors components, Seville-Spain.
- FRANÇOIS (2004). Endommagement et rupture des matériaux. EDP Science.
- HADDAR (2003). Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2 CrNi18-09 (AISI 304L). Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- HAYASHI, ENOMOTO, SAITO, ET MIYAGAMA (1998). Development of thermal fatigue apparentus with BWR water environment and thermal fatigue strength of austenitic stainless steel. Nuclear Engineering and Design, vol.184, pp. 113-122.
- LEHÉRICY (2007). Endommagement et cumul de dommage en fatigue dans le domaine de l'endurance limitée d'un acier inoxydable austénitique 304L. Thèse de Doctorat de l'Université de Poitiers.
- LEROUX (2004). Influence des paramètres métallurgiques et d'essais sur l'amorçage des fissures de fatigue en déformation imposée des aciers inoxydables austénitiques. Note EDF HT-26/03/056/B.

- MAILLOT (2003). Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme. Thèse de Doctorat de l'Ecole Centrale de Lille.
- MINEUR, VILLECHAISE, ET MENDEZ (2000). *Influence of the crystalline texture on the fatigue behavior of a 316L austenitic stainless steel*, vol.286, pp.257-258. Materials Science and Engineering A.
- MONIN (2007). Tenue en service d'assemblages soudés en acier 304L : influence des contraintes résiduelles et du parachèvement mécanique. Thèse de Doctorat de l'Université de Lille I.
- PASUTTO (2005). Chained computations using an unsteady 3D approach for the determination of thermal fatigue in a T-junction of a PWR nuclear plant. ASME PVP Conference-Denver, USA.
- PETITJEAN (2003). Influence de l'état de surface sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier inoxydable austénitique 304L. Thèse de Doctorat de l'Université de Poitiers.
- PEYRAC ET FLAVENOT (2002). Comportement en fatigue des aciers inoxydables austénitiques. Influence de l'état de surface. Rapport EDF/CETIM CQN00204.
- ROBERT (2006). Expertise des zones de mélange soumises à la fatigue thermique. Colloque Fontevrault.
- SERMAGE (2006). Contrat et plan qualité du projet FATIGUE THERMIQUE 2006-2008. Note EDF HB-20/06/2006/A.
- SPERA (1976). What is Thermal Fatigue?, pp.3-9. Thermal fatigue of metals and components, ASTM STP 612.
- STEPHAN (2002). Installation d'essai en fatigue thermique INTHERPOL : description de l'installation. Note EDF HT-26/02/037/B.
- STEPHAN (2005). Bilan du projet DOMZOME : évaluation du risque de dommage par fatigue des zones de mélange. Note EDF HT-26/05/011/C.
- TAHÉRI (2005). Bilan du projet FATMAV. Note EDF HT-64-2005-02122-FR.
- VINCENT ET PEREZ (2005). Etude de la fatigue d'un acier ioxydable austénitique aux faibles niveaux de chargement. Rapport d'avancement n°3. Rapport CEA DMN/SRMA/LC2M/NT/2005-2742/A.

Chapitre 2

L'ACIER INOXYDABLE **AUSTENITIQUE 304L : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE**

Sommaire

Somma	пс		
2.	1 Géné	ralités	28
	2.1.1	Composition chimique	28
	2.1.2	Mécanismes de déformation	29
	2.1.3	Instabilité de l'austénite et transformation martensitique	29
	2.1.4	Caractéristiques en traction	35
2.	2 Char	gement cyclique uniaxial	36
	2.2.1	Comportement mécanique et microstructure	36
	2.2.2	Durcissement secondaire aux fortes amplitudes de sollicitation	39
	2.2.3	Durcissement secondaire aux faibles amplitudes de sollicitation	40
	2.2.4	Influence de divers paramètres	42
2.	3 Char	gement cyclique multiaxial	44
	2.3.1	Chargements proportionnels	44
	2.3.2	Chargements non proportionnels	44
2.	4 Influ	ence de l'état de surface	48
	2.4.1	Influence de la rugosité	48
	2.4.2	Influence des contraintes résiduelles	49
	2.4.3	Influence de l'écrouissage de surface ou d'un préécrouissage	49
	2.4.4	Influence d'une contrainte moyenne	52
2.	5 Conc	lusions	53

Cette partie présente les propriétés des aciers inoxydables austénitiques de types 304L et 316L et plus particulièrement leur comportement et les évolutions microstructurales en fatigue mécanique uniaxiale et multiaxiale en déformation imposée. De très nombreuses études et résultats expérimentaux sont disponibles dans la littérature. Dans la plupart des cas, les études réalisées sont des études en fatigue oligocyclique ($\leq 10^5$ cycles) mais avec l'amélioration des moyens d'essais, de plus en plus d'essais en endurance sont mis en oeuvre. Il faut rappeler la principale caractéristique de ces aciers en fatigue : ils présentent de la plasticité cyclique même dans le domaine de l'endurance. Pour des demi amplitudes de déformation totale imposées inférieures à 0,15%, les éprouvettes non rompues à 10^7 cycles présentent une plasticité cyclique significative.

2.1 Généralités

2.1.1 Composition chimique

Les aciers austénitiques du type Fer-Chrome-Nickel sont très utilisés et se caractérisent par une gamme de nuance assez large avec des teneurs comprises entre 17 et 20% en chrome, entre 9 et 14% en nickel et éventuellement contiennent entre 2 et 4,5% de molybdène (Cunat, 2003). Au vu de cette large gamme de nuances et donc de propriétés (Tableau 2.1), il est important de prendre en compte les différences de nuance entre le matériau de l'étude (maquettes INTHERPOL et essais mécaniques) et celui des études auxquelles nous ferons référence.

% pds	Cr	Ni	C_{max}	N_{max}	Mo
304	17-20	9-12	0,080	-	-
304L	17-20	9-12	0,030	-	-
304L(N)	18,5-20	9-12	0,035	0,080	-
316	16-19	10-14	0,080	-	2,25-2,75
316L	16-19	10-14	0,030	-	2,25-2,75
316L(N)	17-18,2	10-14	0,035	0,080	2,25-2,75

Tableau 2.1: Gamme de nuances des aciers inoxydables austénitiques 304 et 316 (Cunat, 2003)

La structure cristallographique, cubique à faces centrées, leur confère une extrême ductilité et donc une ténacité exceptionnelle. Ils possèdent une bonne résistance à la corrosion et une bonne formabilité. Ils ne présentent pas de transition ductile/fragile et peuvent donc être utilisés à basse température. L'élément de base, le chrome, apporte une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation à chaud. Le nickel permet de stabiliser l'austénite à température ambiante mais aussi à plus basse température, et favorise ainsi la mise en oeuvre par déformation plastique. Les éléments d'addition contenus dans ces aciers permettent d'améliorer leurs propriétés. Par exemple, le molybdène améliore la résistance à la corrosion dans presque tous les milieux. Le carbone permet de stabiliser un peu plus l'austénite lors de déformations à froid. Cependant, il peut provoquer la formation de carbures de chrome diminuant alors la résistance à la corrosion intergranulaire. La faible teneur en carbone garantit une bonne soudabilité. La teneur en azote est ciblée afin de compenser la perte de résistance mécanique due à la réduction de la teneur en carbone tout en évitant la formation éventuelle de nitrures. Ces aciers présentent en général une faible teneur en ferrite résiduelle (inférieure à 5%) néammoins susceptible de jouer un rôle sur la tenue en fatigue.

Ces matériaux sont très sensibles à la fatigue thermique en raison de leur faible conductivité thermique alliée à de forts coefficients de dilatation, ce qui a pour effet de créer des gradients de contraintes importants lors d'un cyclage thermique. Le coefficient de dilatation thermique des aciers austénitiques se situe à une valeur supérieure d'un tiers à celui des aciers ferritiques. La conductivité thermique des austénitiques est en général plus faible que celle des ferritiques. Une comparaison des valeurs est donnée dans le tableau 2.2.

	Coefficient de dilatation thermique 10^{-6} °C	Conductivité thermique W/m^2 °C
Austénitiques	10 °/ C 16-18	10-20
Ferritiques	9-11	19-25

Tableau 2.2: Comparaison des coefficients de dilatation thermique et de la conductivité thermique des aciers inoxydables austénitiques et ferritiques

2.1.2 Mécanismes de déformation

Les mécanismes de déformation des alliages cubiques à faces centrées vont dépendre principalement de l'énergie de faute d'empilement notée EFE (Lacombe et al., 1990). La faible valeur de l'EFE intrinsèque de l'austénite conditionne ses modes de déformation. Son influence sur les arrangements des dislocations, la sensibilité à la transformation martensitique et sur l'aptitude au maclage a été démontrée. L'exceptionnelle capacité d'écrouissage à basse température des aciers inoxydables austénitiques est ainsi directement liée à l'existence, pendant la déformation plastique, de la transformation de phase martensitique $CFC \rightarrow CC$ et $CFC \rightarrow HC$ et de la formation de maclage mécanique dans la phase austénitique. L'EFE est un facteur essentiel de l'existence d'une transformation martensitique induite par déformation plastique (Lecroisey et Pineau, 1972).

Pour les aciers inoxydables austénitiques, l'EFE est faible à température ambiante, de l'ordre de 20 mJ/m². Elle peut être calculée avec la relation suivante (Formule de Pickering, (Pickering, 1984)):

$$EFE(mJ/m^2) = 25.7 + 2(\%Ni) + 410(\%C) - 0.9(\%Cr) - 77(\%N) - 13(\%Si) - 1.2(\%Mn)$$

Elle augmente quasi-linéairement avec l'augmentation de la température et varie en fonction de la teneur en éléments d'alliage. Des auteurs proposent la relation suivante de l'EFE avec la température entre -200° et 100°C (Lecroisey et Pineau, 1972):

$$(EFE)_T = (EFE)_{T_0} + A(T - T_0)$$

A étant un paramètre fonction de la composition chimique de l'acier.

Pour une faible énergie de faute d'empilement, le glissement dévié est difficile, les dislocations se dissocient facilement en dislocations partielles de type Shockley (c'est à dire des dislocations ayant un vecteur de Burgers qui n'est pas un vecteur du réseau). Entre les deux demi-dislocations de Shockley se forme un défaut plan dont la structure est voisine d'un arrangement cubique centré. Ces défauts d'empilement apparaissent dès l'entrée en plasticité et forment ainsi des bandes de déformation constituées d'un mélange de phase martensitique ϵ sous forme de plaquettes et d'austénite γ micromaclée.

Le taux de martensite formé est donc directement lié à la présence des fautes d'empilements dont l'étendue est contrôlée par l'EFE. Par la suite, en augmentant la déformation, des îlots de phase α ' croissent au détriment de la phase ϵ et apparaissent le plus souvent à l'intersection des plaquettes de phase ϵ ou de macles γ ((Lecroisey et Pineau, 1972), (Bayerlein et al., 1989)). Une diminution de la température et de la déformation favorise la formation de martensite ϵ par rapport au micromaclage (Lecroisey et Pineau, 1972). Nous allons maintenant détailler plus en détail la transformation martensitique.

2.1.3 Instabilité de l'austénite et transformation martensitique

Le traitement thermique d'hypertrempe est en général le traitement appliqué aux aciers austénitiques. Il permet d'obtenir une phase austénitique homogène où tous les éléments (particulièrement le carbone et l'azote) sont en solution solide. Il est réalisé en deux étapes. La première étape

consiste en un recuit d'austénitisation. Cette étape est effectuée à des températures croissantes avec la teneur en molybdène : pour des nuances sans molybdène, la température est choisie entre 1000 et $1100^{\circ}C$ et avec molybdène entre 1050 et $1150^{\circ}C$. La deuxième étape est un refroidissement rapide à température ambiante pour obtenir une solution solide sursaturée en carbone (éventuellement en azote) métastable. A température ambiante et après hypertrempe, la phase austénitique n'est alors pas dans son état d'équilibre, elle peut se transformer partiellement en une structure martensitique cubique centrée appelée martensite α' . La principale conséquence de la transformation martensitique est la plasticité de transformation (effet TRIP, "TRansformation Induced Plasticity) qui améliore les propriétés thermomécaniques en augmentant la résistance mécanique et l'allongement de l'acier.

La transformation de phase martensitique s'effectue par un mécanisme de déplacement ordonné des atomes de fer sur quelques distances interatomiques, et donc sans diffusion, ce qui change la structure cristalline. Le passage de la structure austénitique à la structure martensitique implique un changement de forme irréversible de la zone transformée et l'accumulation de fortes contraintes. Ces contraintes ne pouvant se relaxer que par déformation plastique, une zone de déformation est associée à la zone transformée. Cette zone de déformation est caractérisée par une très forte quantité de défauts, de dislocations et de macles au voisinage de la zone transformée. La croissance des îlots de martensite se fait très rapidement et a un caractère fortement hétérogène. Les joints de grains, les joints de macles et les zones déjà transformées sont des sites de germination favorables.

Un rappel des différents paramètres cristallographiques des phases martensitiques et austénitiques du 304 est donné dans le tableau 2.3. Ce tableau donne les paramètres de mailles (Å), les indices de Miller (hkl) ainsi que les distances interréticulaires (Å) des trois phases.

Austénite CFC		Martensi	te CC	α΄	Martensite HC ε			
Paramètres	hkl	d_{hkl}	Paramètres	hkl	d_{hkl}	Paramètres	hkl	d_{hkl}
	111	2,07		101	2,05		100	2,20
	200	1,80	a=2,859	110	2,02	a=2,54	101	2,2
a=3,591	220	1,27	c=2,937	200	1,43	c=4,08	102	1,496
	311	1,08		112	1,19		110	1,270
	222	1,03		211	1,17		002	2,04

Tableau 2.3: Paramètres cristallographiques des phases auténitiques et martensitiques

Il existe des relations d'épitaxie entre les orientations cristallographiques de ces différentes phases mises en évidence en microscopie électronique en transmission. Par exemple, entre les phases γ et α' , ces relations sont presque toujours de type Kurdjumov Sachs :

austénite
$$\gamma$$
 / martensite α' : $(111)_{\gamma}//(101)_{\alpha'}$ et $(1\overline{1}0)_{\gamma}//(11\overline{1})_{\alpha'}$

La phase martensitique peut apparaître après refroidissement à basse température (à $T < M_s$) ou après application d'une déformation plastique (à $M_s < T < Md_{30}$). Pour caractériser la stabilité des différentes nuances austénitiques, deux critères de température sont définis :

Transformation martensitique par refroidissement (ou transformation spontanée). La température M_s ("Martensite start") est la température à laquelle la martensite apparaît lors d'un refroidissement. En dessous de M_s , l'austénite peut se transformer en deux types de martensite pouvant se former simultanément ((Reed, 1962), (Breedis et Robertson, 1962)) : la martensite ε hexagonale compacte et paramagnétique et la martensite α' cubique centrée et ferromagnétique. La transformation de l'austénite progresse seulement avec la diminution de la température pour atteindre une phase plus stable à basse température. La transformation en martensite α' s'accompagne d'une augmentation de volume créant localement des contraintes de compression stabilisant l'austénite non transformée. La figure 2.1 donne l'évolution de la température M_s en fonction de la teneur

en Nickel pour un acier inoxydable austénitique contenant 18% de chrome. Pour un acier à 10% de nickel, M_s est de l'odre de $-200^{\circ}C$. Cette température est donc très inférieure à la température de service des composants des circuits RRA. Il est donc improbable qu'une transformation martensitique par refroidissement soit observée dans ces zones de mélange au cours du chargement cyclique.

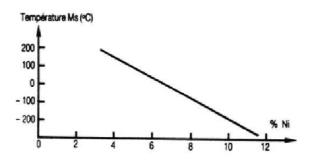


Figure 2.1: Influence de la teneur en nickel sur la température de transformation M_s (Bavay, 1990)

Angel propose une formulation permettant de déterminer en fonction de la nuance de l'acier la valeur de M_s :

$$M_s = 502 - 810(\%C) - 1230(\%N) - 13(\%Mn) - 30(\%Ni) - 12(\%Cr) - 54(\%Cu) - 46(\%Mo)(2.1)$$

La composition du 304L utilisé sur les maquettes INTHERPOL permet de déterminer M_s égale à $-59,5^{\circ}$, ce qui est encore bien loin des températures qui nous interressent.

Transformation martensitique par écrouissage. Au dessus de M_s , la transformation martensitique peut être provoquée par l'application d'une déformation plastique. La température Md_{30} est définie comme la température à laquelle 50% de martensite s'est formée après une déformation plastique de 30% exercée en traction. Entre les températures M_s et Md_{30} , on observe une compétition entre le processus de transformation martensitique et la déformation de la phase mère austénitique. Au dessus de la température Md_{30} , on ne peut plus induire de transformation.

Les paragraphes suivants ont pour objectif de détailler les mécanismes et les conditions d'apparition de la martensite obtenue par écrouissage ainsi que les conséquences sur les propriétés mécaniques et la résistance du matériau.

Deux types de transformation martensitique peuvent être observés (Maxwell et al., 1974) : une transformation assistée par la contrainte et une transformation induite par la déformation.

Pour une température inférieure à M_s^{σ} , la transformation martensitique est assitée par la contrainte. Elle débute alors avant que la phase austénitique n'ait plastifié.

A une température supérieure à M_s^{σ} , la transformation est induite par la déformation, la plastification de la phase austénitique précède la transformation martensitique. La martensite se développe sur des sites de germination produits par la déformation. Comme la transformation martensitique par refroidissement, l'austénite peut se transformer partiellement en martensite ε puis/ou en martensite α' . La phase α' est thermodynamiquement plus stable que la phase ε et semble se développer au détriment de cette dernière ((Rousseau, 1973),(Lebedev et Kosarchuk, 2000)). Il se forme des plaquettes de phase ε dans la matrice austénitique et aux intersections de ces plaquettes, une phase quadratique centrée α' (proche de cubique centrée) peut germer. La morphologie de la phase martensitique α' est différente si elle se forme directement à partir de la phase austénitique γ ou si elle se forme à partir de la phase martensitique ε . Dans le premier cas (transformation $\gamma \to \alpha'$), elle apparaît sous forme de blocs lenticulaires (Lecroisey, 1971). Ces blocs (plaquettes) sont de larges domaines aux interfaces irrégulières souvent accolées à des macles de déformation dans

l'austénite et parallèles aux plans de glissement de la matrice. Dans le deuxième cas (transformation $\epsilon \to \alpha'$), elle apparaît sous forme de lattes ou d'aiguilles situées à l'intersection de plaquettes de martensite ϵ .

Il existe de nombreuses formules obtenues expérimentalement pour évaluer Md_{30} dont celle de Pickering et Angel (Angel, 1954):

$$Md_{30} = 413 - 462(\%C + \%N) - 9, 2(\%Si) - 8, 1(\%Mn) - 13, 7(\%Cr) - 9, 5(\%Ni) - 18, 5(\%Mo)(2.2)$$

Par exemple, pour le 304L utilisé sur les maquettes INTHERPOL, la températures Md_{30} est égale $40,4^{\circ}$. A température ambiante, les aciers inoxydables 304L utilisés dans les circuits RRA sont donc tous sensibles à la plasticité de transformation martensitique ((Akamatsu et Chevalier, 2001), figure 2.2).

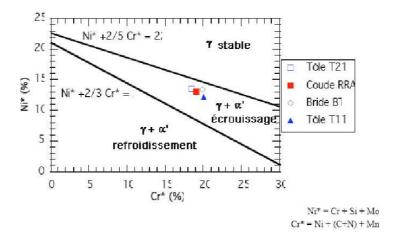


Figure 2.2: Transformation martensitique des aciers 304L utilisés dans les RRA (Akamatsu et Chevalier, 2001)

Conditions nécessaires à la transformation martensitique par écrouissage. La proportion de martensite formée par déformation plastique dépend à la fois de la nuance de l'acier, de la température et du chargement appliqué. Afin de savoir si au cours de notre étude la fraction de phase martensitique formée peut être importante, nous allons étudier les conditions nécessaires à son apparition.

Effet de la nuance. De la nuance de l'acier va dépendre la température de transformation et la quantité de martensite formée. Pour une même température et une même déformation plastique, sous chargement monotone, une nuance avec un pourcentage massique de nickel plus faible a un taux de martensite formée supérieur. En effet, le nickel favorise la stabilisation de l'austénite. L'acier 304 est donc plus sensible à la transformation martensitique que l'acier 316 dès les faibles niveaux de déformation. Au contraire l'addition d'éléments alphagènes comme le chrome ou le silicium conduit à déstabiliser l'austénite et à favoriser la transformation martensitique. On peut aussi noter l'effet de la teneur en carbone sous chargement cyclique. Un acier 304L décarburé avec une teneur de 0,01% de carbone formera au cours de la déformation plastique sous chargement cyclique d'amplitude égale à ±0,4% un volume de martensite α' bien plus élevé que l'acier 304L initial (Figure 2.3, (Krupp et al., 2001)). L'acier des maquettes INTHERPOL a une teneur en carbone proche de 0,014%.

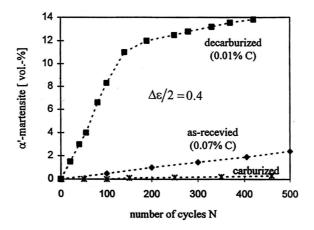


Figure 2.3: Influence de la teneur en carbone sur le volume de martensite formé (Krupp et al., 2001)

Effet du mode, du taux et de la vitesse de déformation. Nous allons différencier deux parties : les études pour lesquelles le chargement est monotone avec un niveau de déformation élevé et les études pour lesquelles le chargement est cyclique. Dans le premier cas, l'objectif est de relier la possibilité de former de la martensite suite à l'élaboration et à la préparation de surface du matériau de l'étude. Dans le deuxième cas, il s'agit de savoir si les conditions de chargement cyclique des essais de fatigue thermique INTHERPOL sont capables d'induire une transformation de phase martensitique.

Lebedev et Kosarchuk étudient la formation de la phase martensitique sous un chargement monotone à température ambiante. Un chargement de traction augmente fortement la formation de martensite α' et ϵ comparée à un chargement de torsion et particulièrement de compression (Figure 2.4, (Lebedev et Kosarchuk, 2000)). Pour une déformation plastique de 30%, la fraction volumique de martensite α' formée est de l'ordre de 90% et de 40% en compression. Ce phénomène est la conséquence du changement de volume induit par la transformation martensitique. La transformation $\gamma \to \alpha'$ est accompagnée d'une augmentation de volume alors que la transformation $\gamma \to \epsilon$ est accompagnée d'une diminution du volume. De ce fait, un chargement de traction induira préférentiellement la transformation $\gamma \to \alpha'$ et la phase ϵ diminuera. Un chargement de compression aura l'effet inverse.

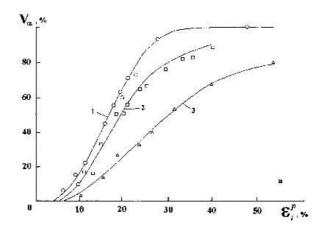


Figure 2.4: Fraction volumique de phase α' en fonction de la déformation plastique imposée en traction (1), torsion (2) et compression (3) (Lebedev et Kosarchuk, 2000)

Shrinivas (Shrinivas et al., 1995) étudie l'influence de la réduction de l'épaisseur par laminage sur le taux de formation de martensite α' . Pour un acier 304L, le taux de martensite

formé augmente avec l'augmentation de la réduction de l'épaisseur et la diminution de la taille de grain.

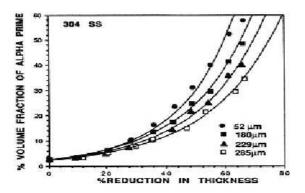


Figure 2.5: Fraction volumique de phase martensitique en fonction de la réduction de l'épaisseur par laminage (Shrinivas et al., 1995)

Sous chargement cyclique, Hennessy et al. (Hennessy et al., 1976) mettent en évidence sur un 304 une augmentation de la quantité de martensite formée pour avec le nombre de cycles mais pour une forte amplitude de déformation imposée de 1,5%. Pour de plus faibles amplitudes de déformation, à 0,4%, le taux de martensite formé à température ambiante est de l'odre de 20% à rupture. Cette valeur est cependant beaucoup plus faible à $100^{\circ}C$ (Figure 2.6).

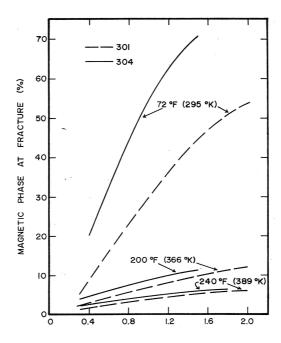


Figure 2.6: Volume de martensite α' observé à rupture pour différentes amplitudes de déformation et températures (Hennessy et al., 1976)

Plus récemment, Bayelein arrive aux mêmes conclusions et souligne l'existence d'une amplitude de déformation plastique cyclique minimale (égale à 0,3%) pour l'apparition de la phase martensitique caractérisée alors par un durcissement du matériau.

Enfin, Krupp et al. (Krupp et al., 2001) étudient sous chargement cyclique l'effet de la fréquence pour une amplitude de déformation plastique imposée de 1,2%. Une augmentation de la fréquence de 0,2Hz à 1hz conduit à une augmentation de la température de 10K et par conséquent à une diminution du taux de transformation martensitique. Les essais INTHER-POL ont une fréquence égale à 0,2Hz.

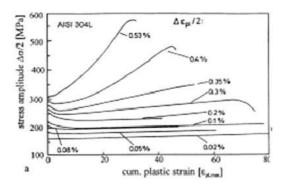


Figure 2.7: Evolution du comportement cyclique en fonction du taux de martensite formé (Bayerlein et al., 1989)

D'ordre général, les niveaux de température et de déformation cyclique des essais de fatigue thermique INTHERPOL (présentés plus en détail par la suite) ne semblent pas être capables d'induire de la transformation martensitique par écrouissage. Cependant, la phase martensitique peut être présente en surface suite à la phase d'élaboration du matériau.

Influence sur les propriétés en fatigue. La présence de martensite modifie les mécanismes de fatigue en limitant l'activité du glissement. De plus, le changement de volume accompagnant la tansformation martensitique entraîne des contraintes résiduelles de compression plutôt bénéfiques en endurance. Baffie et al. (Baffie et al., 2000) observent pour une amplitude de déformation plastique cyclique de 0,4% l'amorçage de fissures en surface et sur des îlots de martensite. Hennessy (Hennessy et al., 1976) montre un effet négatif de la phase martensitique sur la tenue en fatigue pour des essais à amplitude de déformation plastique imposée supérieure à 0,4%

2.1.4 Caractéristiques en traction

Les aciers inoxydables austénitiques ont à l'origine une limite d'élasticité $Rp_{0,2\%}$ faible et inférieure à 300 MPa, une résistance à la rupture inférieure à 650 MPa ainsi qu'un allongement à rupture d'environ 60 % à l'ambiante. Pour améliorer ces propriétés mécaniques, plusieurs types de durcissement sont possibles : un durcissement de solution solide, un durcissement par écrouissage ou encore par précipitation. Par exemple, un durcissement par écrouissage (laminage à froid, tréfilage) peut augmenter la résistance à la rupture jusqu'à 1500 MPa. Cette amélioration se fait cependant au dépend de sa ductilité.

Des essais de traction monotone effectués au cours des thèses de N. Haddar (Haddar, 2003), V. Maillot (Maillot, 2003) et par EDF (LeRoux, 2004) montrent que la température et la nuance de l'acier jouent un rôle important sur le comportement du matériau et notamment sur sa limite d'élasticité. La limite d'élasticité et la résistance à la traction diminuent avec l'augmentation de la température. Les caractéristiques mécaniques du 316L sont supérieures à celles du 304L. Il est à noter qu'aucune influence de l'orientation de la sollicitation par rapport à la direction de laminage n'a été observée.

Pour des matériaux à faible énergie de faute d'empilement, au début de la déformation plastique, une structure de dislocations planaire se forme, caractérisée par de nombreux défauts d'empilement (figure 2.8(a)). Lorsque la déformation plastique augmente, cette structure planaire tend à disparaître pour laisser place à des structures hétérogènes caractérisées par la formation de murs, d'amas et de cellules de dislocations (figure 2.8(b), (c) et (d)). A 1,5% de déformation plastique, plusieurs systèmes de glissement sont activés et à 3% de déformation plastique ap-

paraîssent les premières micromacles (figure 2.8(e)). Ces microstructures ont été observées par Feaugas (Feaugas, 1999) et Gaudin (Gaudin, 2002) sur un acier inoxydable austénitique 316L.

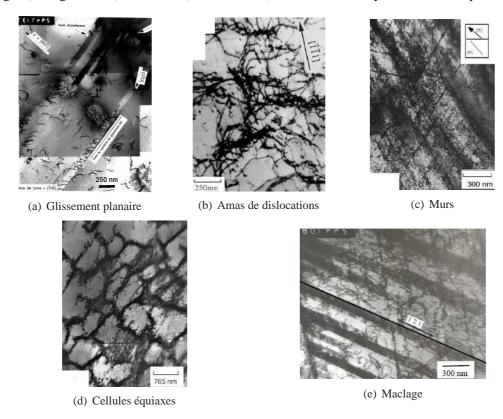


Figure 2.8: Evolution de la microstructure observée en traction à déformation imposée sur un 316L (Gaudin, 2002)

2.2 Chargement cyclique uniaxial

Dans les paragraphes suivants le comportement mécanique et l'influence de différents paramètres ainsi que les microstructures de déformation observées sont présentés. Une grande importance est donnée aux effets issus de la préparation de surface et à ses conséquences en fatigue. De plus, nous présentons en priorité les résultats sur l'acier inoxydable austénitique 304L CLI (Creusot Loire Industrie) étudié par EDF et le CEA. Cet acier est celui utilisé pour les essais de fatigue oligocyclique du chapitre 3 mais n'est cependant pas le même que celui des essais INTHERPOL. Ces essais serviront à l'identification des modèles macroscopique et polycristallin.

2.2.1 Comportement mécanique et microstructure

En général, le comportement en fatigue des aciers austénitiques 304L en déformation imposée est composé de trois phases en fonction du nombre de cycles appliqués. Nous prenons ici l'exemple du 304L CLI à 20°C (Figure 2.9). On constate tout d'abord une phase de consolidation avec un durcissement primaire au cours des premiers cycles. Cette phase est suivie d'une phase d'adoucissement cyclique puis d'une phase de stabilisation qui représente la deuxième moitié de l'essai. La stabilisation n'est cependant pas observée pour tous les essais, elle dépend de l'amplitude de déformation imposée et de la température. Les phases de durcissement et d'adoucissement sont d'autant plus fortes que le niveau de déformation est élevé.

Le comportement général est le même en température avec un niveau de contrainte initial plus faible. Plus la température est élevée et plus le niveau de contrainte cyclique est bas (essais à déformation imposée). Pour les plus faibles niveaux de déformation, cet abaissement de contrainte est

plus important entre 20°C et 150°C qu'entre 150°C et 300°C (LeRoux, 2004). En ce qui concerne l'effet de la température sur l'endurance du matériau, pour ces mêmes essais, la température n'a que peu d'effet sur le domaine oligocyclique (nombre de cycles inférieur à 10⁵ cycles). Une très légère amélioration de la résistance à la fatigue est observée à 150°C et 300°C par rapport à la température ambiante. Au dessus de 10⁵ cycles, l'effet de la température est plus marqué : les durées de vie sont réduites lorsque l'on élève la température.

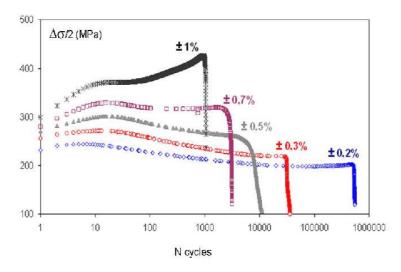
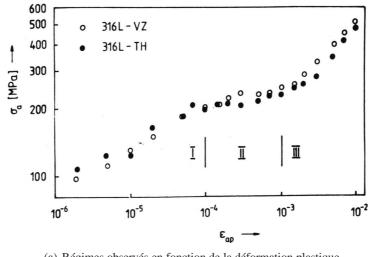


Figure 2.9: Evolution du comportement mécanique d'un 304L à température ambiante (LeRoux, 2004)

D'un point de vue microstructural, les mécanismes mis en jeu en déformation cyclique sont les mêmes qu'en déformation monotone. Les observations au microscope électronique en transmission sur éprouvettes sous déformations cycliques sont très voisines de celles observées sur éprouvettes de traction. Le durcissement initial est relié à la multiplication des dislocations et à leur arrangement. L'adoucissement et la stabilisation qui suivent sont la conséquence de l'arrangement des dislocations en structures plus complexes comme des cellules ou à la localisation de la déformation au niveau de bandes de glissement persistantes.

La microstructure observée au cycle stabilisé en fatigue oligocyclique (ou à rupture) va dépendre de l'amplitude de déformation imposée et de la température. On peut distinguer trois régimes sur la figure 2.10(a) sur deux aciers 316L (Obrtlik et al., 1994). Pour le premier régime aux faibles amplitudes de déformation, le durcissement est attribué comme précédemment à la multiplication des dislocations dans le plan de glissement primaire. Elles se dissocient et créent de nombreuses fautes d'empilement (Figure 2.10(b)). Des cyclages répétés à ces niveaux de déformation forment un arrangement planaire stable (Figure 2.10(c)). Lorsque le niveau de déformation est plus élevé, et que l'on atteint le deuxième régime, les dislocations de différents plans de glissement commencent à interagir avec l'activation de systèmes secondaires. L'arrangement planaire du régime I est remplacé par une structure tridimensionnelle avec des canaux et des veines. Cette microstructure durcit le matériau et ne peut accommoder totalement la déformation plastique. La déformation plastique, pour compenser le durcissement, se localise alors dans des bandes de glissement persistantes (BGP ou PSB, Figure 2.10(d)). C'est ce qui explique le plateau observé. On observe aussi la formation de micromacles et de labyrinthes. Dans le troisième régime, aux plus fortes amplitudes de déformation, des cellules se forment à partir des BGP ou des labyrinthes. Plus la déformation est élevée et plus ces cellules sont de petites tailles. On note aussi que la fraction volumique de macles augmente.



(a) Régimes observés en fonction de la déformation plastique

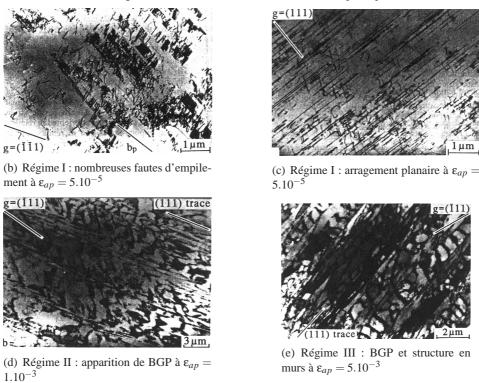


Figure 2.10: Les trois régimes de la courbe d'écrouissage cyclique de deux aciers 316L à température ambiante (Obrtlik et al., 1994) et les microstructures observées à rupture

Ces différentes microstructures ont été observées à $\Delta \varepsilon_t/2 = \pm 0,15\%$ et $\Delta \varepsilon_t/2 = \pm 1\%$ par Anais Garcia (Garcia, 2006) sur le 304L CLI à température ambiante et à 300°C (figure 2.11). La température n'a pas d'effet sur le type de microstructures observées.

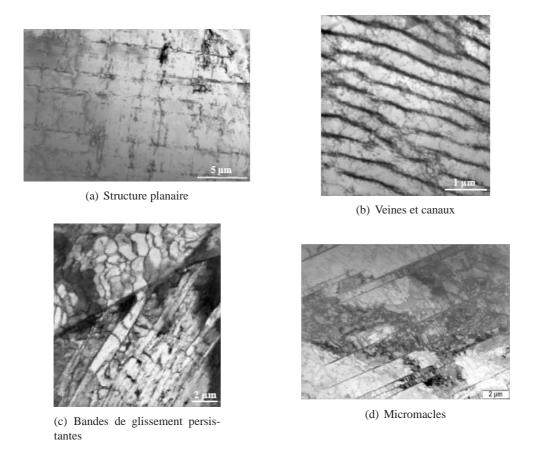


Figure 2.11: Microstructures observées en fatigue à rupture pour différents niveaux de déformations sur l'acier 304L CLI (Garcia, 2006)

Revenons au comportement mécanique en fonction du nombre de cycles. Un durcissement secondaire peut apparaître après la phase d'adoucissement ou de stabilisation, c'est le cas pour l'essai à plus fort niveau de déformation observé sur la figure 2.9. La formation ou non de ce durcissement secondaire varie en fonction de la température, du taux de déformation et de la nuance de l'acier. Il peut survenir aussi à des niveaux de déformation faibles après la phase d'adoucissement. De nombreuses études entre 20° et 600°C et à plusieurs niveaux d'amplitude de déformation ont été réalisées pour caractériser l'apparition de ce durcissement secondaire.

2.2.2 Durcissement secondaire aux fortes amplitudes de sollicitation

Sur l'acier 304L CLI, étudié par EDF et le CEA (LeRoux, 2004), le durcissement secondaire apparaît aux forts niveaux de déformation ($\Delta \epsilon_p/2 > \pm 5.10^{-3}$) à température ambiante mais n'est pas significatif à 300°C. Pour expliquer l'apparition du durcissement secondaire aux fortes amplitudes de déformation, on peut faire référence aux travaux de Bayerlein (Bayerlein et al., 1989). Ils ont étudié la transformation martensitique induite par déformation plastique sous chargement cyclique uniaxial d'un 304L à température ambiante. A de faibles amplitudes de déformation plastique ($\Delta \epsilon_p/2 < \pm 0,3\%$), Bayerlein et al. observent une saturation du comportement cyclique après une phase de durcissement initial suivi d'un adoucissement. Au contraire, à de plus fortes amplitudes de déformation plastique, cette saturation est remplacée par un durcissement secondaire. Ce durcissement secondaire est particulièrement élevé pour une amplitude de déformation plastique de 0,5% avec une augmentation de 80% de la contrainte avant rupture. Des observations au MET essaient d'expliquer ce fort durcissement secondaire. Aux faibles déformations ($\Delta \epsilon_p/2 = \pm 0,02\%$) les dislocations sont sous forme d'arrangements planaires avec quelques fautes d'empilement et la phase martensitique n'est pas présente. A $\Delta \epsilon_p/2 = \pm 0,5\%$, les dislocations of contrainte avant rupture de sous fautes d'empilement et la phase martensitique n'est pas présente. A $\Delta \epsilon_p/2 = \pm 0,5\%$, les dislocations sont sous forme d'arrangements planaires avec quelques fautes d'empilement et la phase martensitique n'est pas présente.

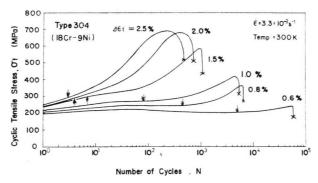
cations sont arrangées en cellules et le nombre de fautes d'empilement est beaucoup plus élevé. Les phases martensitiques ϵ (hexagonale compacte) et α' (cubique centrée) sont donc présentes (figure 2.12). La première est observée à proximité des fautes d'empilement et peut correspondre à un arrangement régulier de ces dernières. Comme vu précédemment, la martensite α' se forme soit à partir de la martensite intermédiaire ϵ ou directement à partir de l'austenite et préférentiellement sur les fautes d'empilements. Un certain niveau d'amplitude de déformation plastique doit donc être dépassé pour former de la martensite, il est identifié à une valeur de $\Delta\epsilon_p/2=\pm0,3\%$ pour l'acier étudié par Bayerlein. Le début de l'apparition de la martensite ne se fait qu'après une certaine déformation plastique cumulée qui diminue avec l'augmentation de l'amplitude de déformation plastique. La figure 2.13 permet de montrer le lien entre le durcissement secondaire observé sur les courbes de comportement et l'observation de martensite.



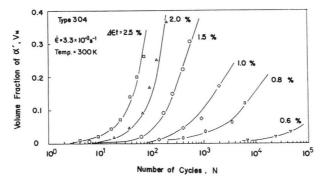
Figure 2.12: Transformation martensitique par déformation sur un 304L à $\Delta \epsilon_p/2 = \pm 0.5\%$ (Bayerlein et al., 1989)

2.2.3 Durcissement secondaire aux faibles amplitudes de sollicitation

Pour des amplitudes de déformation plastique faibles, $\Delta \varepsilon_p/2 < \pm 5.10^{-3}$, le comportement entre 20 et 600°C dans le vide sur un 316L présente la particularité d'un fort durcissement secondaire entre 200 et 400°C. Ce durcissement secondaire est plus élevé pour de faibles amplitudes de déformation et apparaît plus tôt dans la durée de vie de l'acier pour les hautes températures (Alain et al., 1997a). Du fait du niveau de déformation et de la température, la transformation martensitique ne peut pas expliquer ce durcissement secondaire. Entre 200 et 500°C à des amplitudes de déformation plastique comprises entre $\pm 6.10^{-4}$ et $\pm 5.10^{-3}$ une microstructure de type "corduroy" est identifiée et directement reliée au durcissement secondaire (Alain et al., 1997b). Cette structure "corduroy" ou "côtes de velours" est composée d'alignements de très petits défauts comme des boucles de dislocations, des débris, des cavités. Cette microstructure de dislocations est longue à se mettre en place et favorisée par la température. Elle apparaît au microscope électronique à transmission sous forme de bandes noires et blanches comme présentée sur la figure 2.14(a). La température optimale pour obtenir cette microstructure est de $400^{\circ}C$. Aux faibles amplitudes de déformation, le durcissement secondaire est lié à cette microstructure "corduroy" alors qu'aux fortes amplitudes, comme vu précédemment, il est relié à la formation de martensite. Le pourcentage de corduroy formé est qualitativement une fonction croissante du durcissement secondaire (Figure 2.14(b)). Pour Alain et al. (Alain et al., 1997a), il n'y a pas d'association possible entre la présence de la structure "corduroy" responsable du durcissement secondaire et la durée de vie. On observe une compétition entre le bénéfice de la microstructure "corduroy" et l'effet néfaste de l'augmentation de l'amplitude de contrainte. Remarquons tout de même que des essais sur deux aciers 304L (LeRoux, 2004) présentant ou non un durcissement secondaire donnent des durées de vie différentes pour une amplitude de déformation de 0,25%. A température ambiante, l'acier présentant un durcissement secondaire a une durée de vie de 226000 cycles, alors que l'acier ne présentant pas de durcissement secondaire (304 CLI) a rompu à 80000 cycles. A 300°C, la conclu-



(a) Comportement mécanique en fonction de l'amplitude de déformation : apparition d'un durcissement secondaire



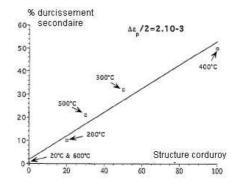
(b) Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation

Figure 2.13: Lien entre l'apparition d'un durcissement secondaire et la transformation martensitique aux fortes amplitudes de déformation pour un 304L (Bayerlein et al., 1989)

sion est identique avec une durée de vie de 92000 cycles pour le premier et de 60000 cycles pour le second. Dans le cadre de notre étude, les essais sur l'acier inoxydable 304L présentant un durcissement secondaire aux faibles amplitudes de déformation se traduit aussi par une augmentation de la durée de vie.



(a) Microstructure "corduroy" généralisée



(b) Evolution de la structure corduroy avec le durcissement secondaire

Figure 2.14: Apparition de la microstructure "corduroy" et durcissement secondaire (Alain et al., 1997b)

Pour le 304L CLI, le durcissement secondaire apparaît aussi pour les faibles déformations dans l'air ($\Delta\epsilon_p/2 < \pm 3.10^{-3}$) et en température, il est plus marqué à $320^{\circ}C$ qu'à $165^{\circ}C$ (Maillot, 2003). La microstructure à rupture observée alors à $300^{\circ}C$ pour $\Delta\epsilon_p/2 < \pm 0,15.10^{-2}$ en présence du durcissement secondaire présente bien du "corduroy" (Garcia, 2006).

2.2.4 Influence de divers paramètres

2.2.4.1 Effet de la nuance

De la nuance va dépendre l'évolution du comportement mécanique cyclique et l'endurance du matériau. Il est alors difficile de comparer différentes études. Le Roux (LeRoux, 2004) et Vincent (Vincent et al., 2004) ont mis en évidence cet effet de nuance en comparant un acier 304L CLI, un acier 316L CLI (Creusot Loire Industrie) et un acier 304L THY (Thyssen). La nuance 304L CLI ne présente un durcissement secondaire que pour les plus fortes amplitudes de déformation à température ambiante, ce qui n'est pas le cas de la nuance THY. Vincent relie ce durcissement secondaire à la même microstructure observée par Alain, de type "corduroy". La nuance de l'acier joue donc un rôle sur la formation de la stucture "corduroy". Elle va aussi jouer sur les niveaux de contrainte initiale. Cet effet de nuance est constaté à température ambiante mais aussi à des températures plus élevées.

2.2.4.2 Effets de l'environnement et de la température

Environnement air/vide. Mendez (Mendez, 1999) a étudié l'effet de la température et de l'environnement air et vide pour un 316L à l'aide d'essais cycliques de traction-compression à déformation plastique imposée ($\Delta \varepsilon^p$ comprise entre 6.10^{-4} et 2.10^{-3}). A température ambiante, le nombre de cycles à rupture est environ deux fois plus élevé dans le vide que dans l'air. Dans l'air, en fatigue oligocyclique, l'amorçage des fissures se situe principalement dans les grains le long des bandes de glissement ou aux joints de grains. En fatigue à grand nombre de cycles, un amorçage se situant aux joints de macles est largement observé. En revanche, dans le vide, les microfissures s'amorcent principalement aux joints de grains.

Dans le vide, l'augmentation de la température favorise la résistance à la fatigue, la durée de vie est environ quatre fois plus élevée à $300^{\circ}C$ qu'à température ambiante. Après $300^{\circ}C$, la durée de vie diminue pour retrouver à $550^{\circ}C$ celle de la température ambiante. Cette amélioration de la durée de vie à $300^{\circ}C$ dans le vide peut être expliquée par la compétition entre deux phénomènes. L'effet du vieillissement dynamique (les solutés interagissent avec les dislocations) favorisant le glissement planaire, et l'effet Suzuki (certains solutés comme le chrome et le carbone seraient susceptibles de ségréger sur les fautes d'empilement) favorisant le glissement dévié. Dans l'air, ce phénomène n'est pas constaté.

Environnement air/eau. L'étude en fatigue isotherme du 304 et du 316 dans l'eau par Chopra (Chopra et Gavenda, 1999) a révélé une diminution significative de la durée de vie dans l'eau par rapport à l'air (Figure 2.15). Cette diminution varie en fonction de la vitesse de déformation et du taux d'oxygène présent dans l'eau ainsi que de la température. Comme pour Mendez, dans l'air, la durée de vie en fatigue est indépendante de la température pour des essais entre 20 et 427°C.

Une étude bibliographique a permis d'établir l'effet de l'environnement REP sur l'amorçage (Boursier, 2005). On constate un effet marqué de l'environnement REP à haute température (300°C) et pour des domaines de fatigue inférieurs à 10^{5} cycles. Pour des températures inférieures à 150°C , on ne note pas de différence entre l'air et l'eau primaire. De même pour une limite d'endurance de 10^{7} cycles à 300°C .

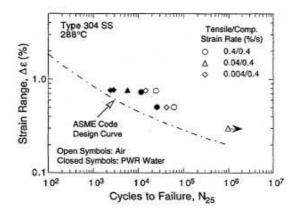


Figure 2.15: Comparaison de la durée de vie pour un acier 304 pour deux environnements : eau et air (Chopra et Gavenda, 1999)

2.2.4.3 Effet de paramètres microstructuraux

Influence de la ferrite. Rho et al. ((Rho et al., 2000) (Hong et al., 2000)) étudient l'effet de la ferrite résiduelle (taux de 0,23% et 0,99%) sur les propriétés de l'amorçage des fissures en fatigue uniaxiale sous air à une amplitude de déformation de 2%. Plus le taux de ferrite est élevé et plus la résistance à la fatigue est faible : l'interface matrice/ferrite est une zone d'incompatibilité des déformations. Le comportement à 300 et $600^{\circ}C$ est identique. La durée de vie en fatigue dépend de l'angle entre la latte de ferrite et l'axe de chargement : quand la direction de sollicitation est perpendiculaire à la ferrite, l'amorçage est plus facile et la durée de vie en fatigue diminue. Pour des niveaux de déformation beaucoup plus faibles et malgré un taux de ferrite plus élevé de l'ordre de 2%, Mendez (Mendez, 1999) n'observe aucun amorçage aux interfaces matrice/ferrite.

Influence de la taille de grains. La taille de grains n'influence pas le comportement du matériau, mais la durée de vie augmente lorsque la taille de grains diminue pour de faibles amplitudes de déformation plastique (Maiya et Majumdar, 1977). Les essais effectués par Di-Shino (Di-Shino et Kenny, 2003) ont été réalisés jusqu'à environ 5.10^6 cycles pour trois tailles de grains (17 à $47\mu m$). Une analyse optique montre qu'à faible nombre de cycles, de petites zones de fissures se sont amorcées mais s'arrêtent à mi-durée de vie. Une fissure principale se propage alors continuellement jusqu'à rupture. L'amorçage est relié à la formation de bandes de glissement en surface. Les fissures se propagent de façon transgranulaire pour les 3 tailles de grains. Les joints de grains de la phase austénitique jouent le rôle de barrières pour la propagation : une augmentation de la durée de vie est obtenue pour une microstructure fine.

Influence de la transformation martensitique. Baffie (Baffie et al., 2000) étudient le rôle de la taille de grains sur la transformation martensitique. La quantité de martensite formée pendant la déformation cyclique augmente avec l'amplitude de déformation imposée et la déformation plastique cumulée. L'amorçage et la croissance des fissures a lieu préférentiellement dans les régions transformées (figure 2.16). Une durée de vie maximale est observée pour une teneur en martensite de 35% (Mughrabi et Christ, 1997). Au dessus d'une teneur critique, la vitesse de propagation augmente et le nombre de cycles à rupture diminue. La taille de grains semble aussi contrôler l'endommagement. Les joints de grains sont des barrières à la propagation en déviant la transformation martensitique et retardant ainsi la propagation. Une microstructure fine $(10\mu m)$ avec 20% de martensite formée a une meilleure résistance à la fatigue qu'une structure à gros grains $(40\mu m)$ avec 2% de martensite formée. Ces auteurs ont montré l'effet bénéfique de la martensite en surface. La transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ par augmentation de volume engendre des contraintes résiduelles de compression, ce qui tend à retarder l'amorçage.



Figure 2.16: Propagation d'une fissure courte à travers un ilôt de martensite à $\Delta \varepsilon_p/2 = \pm 0,40\%$ (Baffie et al., 2000)

2.3 Chargement cyclique multiaxial

Peu d'études, à notre connaissance, ont été réalisées sur du 304L en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles. Cependant le chargement de fatigue thermique appliqué dans les zones de mélange qui nous intéressent est un chargement multiaxial. Il est donc nécessaire de caractériser le comportement du matériau en multiaxial. On distingue deux types de chargements multiaxiaux : les chargements proportionnels et les chargements non-proportionnels. Un trajet de chargement proportionnel est un trajet pour lequel toutes les composantes de la variable de contrôle (contrainte ou déformation) restent proportionnelles, ce qui n'est pas le cas pour les trajets non-proportionnels. Le chargement des essais INTHERPOL est un chargement quasi-proportionnel (chargement déphasé de 20° en déformation). Afin de pouvoir comparer différents trajets de chargements multiaxiaux, on utilise des équivalents en contrainte et en déformation plastique (Von Mises ou Tresca), à la différence des trajets uniaxiaux qui sont directement caractérisés par la contrainte ou la déformation au cours des cycles.

2.3.1 Chargements proportionnels

L'équivalence entre différents types de chargements proportionnels a été démontrée expérimentalement par Tanaka (Tanaka et Murakami, 1985) : les courbes de durcissement/adoucissement cycliques sont presque les mêmes en terme de contraintes équivalentes. Un chargement proportionnel n'affecterait donc pas le comportement du matériau.

D'après Brown et Miller (Brown et Miller, 1979), il n'y a aucune influence sur la loi de comportement. Bocher (Bocher et Delobelle, 1997) montre aussi qu'aucun durcissement supplémentaire n'apparaît sous chargement multiaxial proportionnel contrairement aux chargements non-proportionnels. Les contraintes et les déformations équivalentes (au sens de Von Mises) permettent de décrire par une même expression les courbes d'écrouissage cyclique de traction et de torsion (Doquet, 1989). Là encore, les sollicitations multiaxiales proportionnelles ne semblent pas affecter le comportement cyclique du matériau (Figure 2.17). Cependant il est probable que la multiaxialité a une influence sur l'amorçage.

2.3.2 Chargements non proportionnels

Au contraire les chargements non-proportionnels (traction-torsion par exemple) engendrent un durcissement supplémentaire dans le cas de matériaux à basse EFE (Figure 2.18). Pour une amplitude de déformation plastique équivalente, ce durcissement varie en fonction du rapport des amplitudes de déformation respectives en traction et torsion et atteint jusqu'à 73% lorsque ce rapport est de 1,8 sur un acier 316L (Doquet, 1989). Ce durcissement se produit dans les premiers instants et se stabilise en quelques dizaines de cycles. Il est possible de classer les différents trajets de chargement en fonction de leur effet durcissant. Pour le 316L, le trajet papillon semble être le trajet conduisant à l'écrouissage maximum ((Calloch, 1998), Figure 2.19).

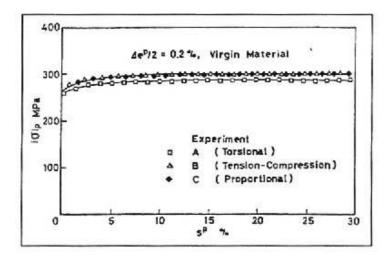


Figure 2.17: Equivalence des chargements proportionels (Tanaka et Murakami, 1985)

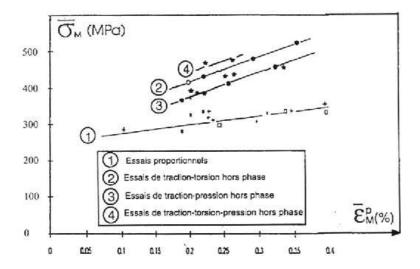


Figure 2.18: Surécrouissage sous chargements non proportionnels (Bocher et Delobelle, 1997)

Sous chargements non-proportionnels, Bocher (Bocher et al., 2001) remarque aussi un durcissement supplémentaire toujours sur un acier 316L. A une amplitude de déformation plastique de 1,5%, la contrainte équivalente au sens de Von Mises est 1,7 fois plus élevée pour un trajet cercle que pour un trajet en traction-compression. Des chargements biaxiaux non-proportionnels (traction et torsion combinées en quadrature) réduisent fortement la durée de vie en fatigue par rapport à celle en traction-compression sous une amplitude équivalente au sens de Von Mises à déformation imposée, mais l'accroissent légèrement en contrainte imposée.

Le sur-écrouissage observé au niveau macroscopique des chargements multiaxiaux non proportionnels peut être expliqué au niveau microscopique. D'une part, un chargement non proportionnel entraîne une rotation du repère principal des contraintes ce qui multiplie le nombre de systèmes de glissement actifs et conduit à un sur-écrouissage. D'autre part, l'énergie de faute d'empilement faible du 304L, favorise la dissociation des dislocations. Les dislocations partielles vont devoir se recombiner pour changer de plan de glissement ce qui va entraîner des interactions fortes entre les différents systèmes de glissement avec la formation de barrières de Lomer-Cotrell. Ces interactions fortes entre systèmes de glissement sont responsables du surécrouissage observé. Au contraire, pour des matériaux à forte énergie de faute d'empilement comme l'aluminium, le sur-écrouissage sous chargement non proportionnel n'est pas observé : les dislocations parfaites changent de plan de glissement sans interaction par glissement dévié.

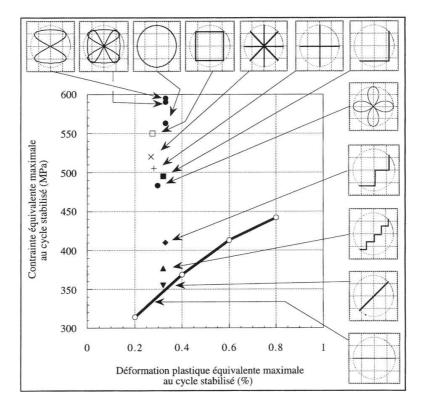


Figure 2.19: Classement des trajets non proportionnels selon leur durcissement (Calloch, 1998)

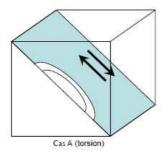
Bocher (Bocher et al., 2001) étudie la microstructure d'un acier 316L à température ambiante sous chargements cycliques multiaxials proportionnels et non proportionnels à contrainte imposée. Un chargement multiaxial et proportionnel induit un durcissement cyclique associé au développement d'une structure de dislocations hétérogène comme des enchevêtrements, des murs et quelques cellules de dislocations. Le glissement planaire est encore présent pour plus de 40% des grains. La transition entre le glissement planaire et une soustructure en cellules de dislocations est associée au chargement non proportionnel de traction-torsion avec un déphasage $\phi = 90^\circ$. Plus de 90% des grains ont une structure en cellules de dislocations pour un chargement non proportionnel présentant la plus forte contrainte équivalente. Des micromacles apparaissent pour un chargement non proportionnel à une valeur critique de contrainte qui correspond à celle nécessaire pour la nucléation du maclage en chargement monotone de traction. Une seule famille de macles est observée. Le sur-écrouissage associée à un chargement non proportionnel n'est pas seulement due à la multiplication des plans de glissement par rotation du repère principal des contraintes mais aussi à la formation d'une structure de dislocations hétérogène.

Le tableau 2.20 suivant résume les caractéristiques microstructurales observées sous chargements multiaxiaux proportionnels et non proportionnels.

Metals and solid solution alloys	SFE (mJm²)	γ/(μb) (10 ⁻³)	2×10 ⁻⁵ 10 ⁻⁴	$ \begin{array}{ccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	
		Prop	oortional		
316L	25	1.1	Dipoles, Multipoles Ta Planar slip S	ingles, Veins PSB Cells ome cells Cells twin Labyrinth	
304	20	0.88	Planar slip Some walls	++ Elongated Cells Cells	
		Non p	roportional		
316L	25	1.1	++ Cells-twins TTQ 20% < AH < 72%		
304	20	0.88	++ Cells-Labyrinths TTQ 31% < AH < 589	++ Cells % Cross AH = 22%	

Figure 2.20: Evolution de la microstructure en fonction de la déformation pour des chargements proportionnels et non proportionnels (Clavel et Feaugas, 1994)

L'état de triaxialité peut avoir une influence sur l'amorçage, même dans le cas d'un chargement proportionnel, ce phénomène est détaillé par Socie (Socie, 1993). Sous un chargement de torsion pure, la direction de chargement de cisaillement est parallèle à la surface libre. La localisation de la déformation ne conduit donc pas à l'apparition d'extrusions formant des marches et favorisant l'amorçage. De plus, sous ce chargement les micro-fissures tendent à se propager essentiellement en surface et s'avèrent donc moins nocives. Cette configuration correspond au cas A de la figure 2.21. A l'opposé pour un chargement de traction bi-axial, le cisaillement maximum est localisé dans les plans formant un angle de 45° par rapport à la surface libre et la direction de cisaillement est orientée vers la surface. Cette configuration, présentée sur le cas B de la figure 2.21, conduit à la formation de marches de surface correspondant aux PSB et conduit à des microfissures se propageant beaucoup plus vite en profondeur. Le chargement de traction alternée uniaxiale correspond quant à lui à un état intermédiaire entre les cas A et B.



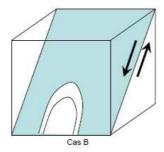


Figure 2.21: Influence de la nature du chargement sur les premiers stades de l'amorçage : cas A, chargement en torsion et cas B, chargement en traction bi-axiale.

2.4 Influence de l'état de surface

La fatigue thermique est un phénomène de surface, il est nécessaire de prendre en compte l'influence de l'état de surface dans la prévision de l'amorçage des fissures. Dans le terme état de surface sont regroupés plusieurs aspects corrélés les uns aux autres. Ces aspects sont issus de la mise en forme (tuyauteries, soudures) et de la prépartion de surface (usinage, grenaillage, martelage):

- la rugosité
- les contraintes résiduelles
- l'écrouissage de surface

Nous allons détailler dans les paragraphes suivants l'influence sur le comportement en fatigue et la durée de vie de ces différents paramètres, tout en sachant qu'il est difficile de les décorréler.

2.4.1 Influence de la rugosité

La durée de vie d'éprouvettes sollicitées en fatigue diminue lorsque la rugosité augmente. A température ambiante, sous vide, à $\Delta \epsilon_p/2=\pm 2\%$, la durée de vie d'un 304L est deux fois plus faible lorsque la rugosité maximale Rm est multipliée par 10 (avec une variation de 0,1 à 13 μ m, Figure 2.22, (Lee et Nam, 1990)). Cette influence de la rugosité est moins marquée à 600°C. Maiya (Maiya, 1975) relie le nombre de cycles à l'amorçage à un paramètre de rugosité sur un acier 304 sollicité à 593°C avec une demi amplitude de déformation totale de $\pm 1\%$. L'effet de rugosité est d'autant plus important que l'amplitude de déformation est faible. La taille de grains ainsi que la température influent aussi sur l'effet de la rugosité : plus la taille de grains augmente et plus l'effet de la rugosité est faible. Il en est de même pour la température.

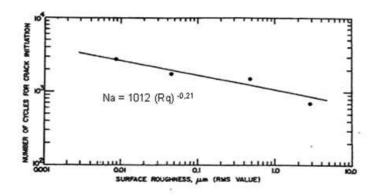


Figure 2.22: Influence de la rugosité sur la durée de vie (Lee et Nam, 1990)

L'influence de l'état de surface a surtout été étudiée sur des essais de fatigue en contrainte imposée dans la thèse de Petitjean sur un 304L (Petitjean, 2003). Différents usinages et préparations de surface introduisent des rugosités plus ou moins importantes, des contraintes résiduelles de traction ou de compression et des modifications microstructurales en surface. Les surfaces et leurs caractéristiques étudiées sont les suivantes : des états meulés avec des entailles marquées, des états tournées, des états sablés et des états polis.

L'état de surface a un effet important sur la durée de vie en fatigue à température ambiante et est plus marqué pour une contrainte moyenne positive. Cet effet de l'état de surface diminue avec l'augmentation de la température. Les états polis et sablés ont la plus grande durée de vie alors que l'état meulé a une durée de vie beaucoup plus faible. Le niveau d'écrouissage des couches de surfaces et leurs profils de rugosité sont les deux facteurs les plus influents. Les contraintes

résiduelles ne jouent qu'un second rôle.

Une étude similaire en déformation imposée par Lehéricy (Lehéricy, 2007) conduit à des conclusions similaires mais est cependant plus axée sur la propagation. L'état de surface meulé avec des rayures prononcées diminue la durée de vie et le nombre de cycles à l'amorçage. Il note aussi le rôle fondamental de la longueur des défauts de surface : la longueur sur laquelle s'amorce la fissure principale est contrôlée par la taille de la rayure de meulage.

2.4.2 Influence des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont définies comme des contraintes statiques multiaxiales en équilibre mécanique et existant à l'état "initial" du matériau. Plusieurs types de contraintes résiduelles sont définies suivant les volumes dans lesquelles elles sont quantifiées. Les contraintes résiduelles d'ordre I, au niveau macroscopique, sont homogènes sur plusieurs grains.

Les origines des contraintes résiduelles sont diverses, elles peuvent être introduites suite à un traitement de surface ou à un traitement métallurgique. En règle générale, des contraintes résiduelles négatives ont tendance à améliorer la durée de vie en fatigue des matériaux et des contraintes résiduelles positives ont l'effet inverse. Par exemple, un rapport du CEA de 1999 par Le Maoult (LeMaoult et LeBert, 1998) présente des résultats d'essais de fatigue en flexion sur des barreaux entaillés en 304L. En fond d'entaille, par des essais de flexion monotone, des contraintes résiduelles de compression ou de traction sont introduites. Le nombre de cycles à l'amorçage estimé sans contraintes résiduelles est de 189000. Pour un essai avec contraintes résiduelles de compression, le nombre de cycles à l'amorçage des fissures est de 339000; avec des contraintes résiduelles de traction, le nombre de cycles à l'amorçage n'est plus que de 114000.

Plus récemment, la thèse de Monin (Monin, 2007) met l'accent sur l'influence des contraintes résiduelles associées au soudage sur la tenue en fatigue à déformation imposée. Selon la finition des soudures, les contraintes résiduelles obtenues sont de traction ou de compression. Au départ, les maquettes meulées étudiées possèdent sur 700µm de profondeur des contraintes résiduelles de compression. Par la suite, l'opération de soudage modifie la distribution de ces contraintes résiduelles. Dans le métal de base et la ZAT (Zone Affectée Thermiquement), elles deviennent des contraintes de traction. Elles sont particulièrement élevées lorsque la soudure est arasée (de l'ordre de 800MPa sur 100µm de profondeur). Cependant, leur évolution en profondeur est très rapide avec des contraintes très faibles dès 800 µm. La réponse en fatigue de différentes configurations (sans soudure, soudure brute et soudure arasée) montre que les contraintes résiduelles varient très rapidement au cours du temps mais restent de traction dans le cas des tubes soudés. Ces essais sont des essais à faible amplitude de déformation totale en flexion comprise entre ± 0.052 et ± 0.095 . Les contraintes résiduelles sont stabilisées pendant les premiers cycles. En termes de durées de vie, les maquettes sans soudures (contraintes résiduelles de compression) n'ont pas fissuré à 10⁶ cycles. Les maquettes avec soudures brutes se sont fissurées au niveau de la jonction entre le métal de base et le cordon de soudure. Cette jonction est une zone de discontinuité géométrique qui peut être comparée (à une autre échelle) aux stries d'usinage des états de surface avec une rugosité élevée. Malgré un état de traction élevé en surface, les maquettes avec soudures arasées se sont fissurées à un niveau de déformation imposée plus élevé et en dehors de la zone de soudage. Ceci est expliqué par le fait que l'arasage améliore l'état de surface et enlève les discontinuités géométriques, ce qui réduit les zones de concentration de contraintes. L'effet de fortes contraintes résiduelles de traction issues de l'arasage est alors passé au second plan.

2.4.3 Influence de l'écrouissage de surface ou d'un préécrouissage

L'écrouissage de surface du 304L produit par l'usinage a été caractérisé au niveau mécanique et microstructural dans la thèse de Petitjean (Petitjean, 2003). Il en résulte un gradient d'écrouissage sur une profondeur plus ou moins grande selon le type de préparation. Le niveau de microdu-

reté du matériau peut doubler en surface comparé à celui à coeur. La microstructure observée en surface est très écrouie par la forte déformation imposée par l'usinage. Il observe des zones recristallisées (Figure 2.23), de nombreuses macles mécaniques et parfois la présence de martensite α' et ϵ . L'écrouissage superficiel peut empêcher l'émergence de bandes de glissement en surface et retarde ainsi l'amorçage. Cependant une fois amorcées, la déformation se localisant sur les défauts, les fissures se propagent plus rapidement (Lehéricy, 2007).

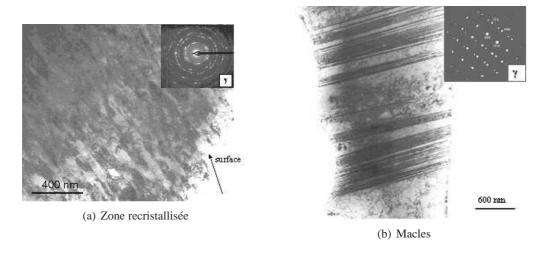
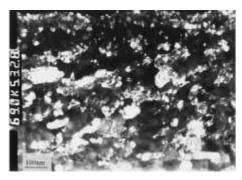
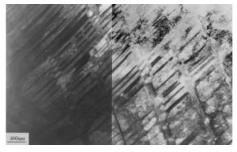


Figure 2.23: Observations microstructurales en surface du gradient d'écrouissage (Petitjean, 2003)

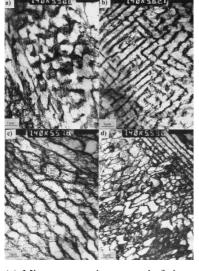
Altenberger (Altenberger et Sholtes, 1999) observe aussi ce type de microstructure en surface d'un 304L après laminage et grenaillage. Pour l'état grenaillé, une couche d'environ 2μ m présente des nanograins d'une vingtaine de nanomètres identifiés comme de l'austénite et de la martensite α' (Figure 2.24(a)). A 20μ m, des régions transformées constituées de martensite sous forme de lamelles sont observées (Figure 2.24(b)). Plus en profondeur, l'arrangement des dislocations est hétérogène et de fortes densités sont observées. Des essais de fatigue à contrainte imposée sont réalisés et peu d'évolution de la microstructure de surface est remarquée, les zones nanocristallines sont toujours présentes en surface. La quantité de phase martensitique est plus élevée et quelques zones locales de cellules de dislocations sont observées en couches inférieures (Figure 2.24(d)). A cœur du matériau, des structures de fatigue sont mises en évidence : cellules, labyrinthes...(Figure 2.24(c)). Au niveau mécanique, l'écrouissage de surface entraîne une diminution de l'amplitude de déformation plastique et ralentit la propagation des fissures. Les contraintes résiduelles ont tendance à s'effacer après les essais de fatigue.



(a) Zone nanocristalline α' en surface avant fatigue



(b) Région de martensite ε avant fatigue



(c) Microstructure à coeur après fatigue



(d) Microstructure en surface après fatigue

Figure 2.24: Observations microstructurales de l'écrouissage de surface avant et après essais de fatigue

Doquet ((Doquet et Taheri, 2000) (Doquet et Taheri, 2001)) a étudié l'effet d'un préécrouissage cyclique sur le comportement cyclique et la durée de vie en fatigue d'un acier 304L. Des essais uniaxiaux de traction-compression ont été réalisés en déformation imposée. Trois cas d'arrêt du préécrouissage cyclique sont ensuite étudiés de façon à obtenir un état de contraintes résiduelles nulles, négatives ou positives (Figure 2.25) avant l'essai de fatigue. Le préécrouissage cyclique avec ou sans contraintes résiduelles diminue la durée de vie des essais de fatigue à déformation imposée (même avec des contraintes résiduelles de compression, Figure 2.26). Cet effet est d'autant plus marqué que l'amplitude de déformation cyclique est faible. Par ailleurs ces contraintes résiduelles se traduisent au cours de l'essai de fatigue par la présence d'une contrainte moyenne non nulle initiale qui ne se relaxe que partiellement tout au long de l'essai de fatigue. Cette relaxation est d'autant plus faible que l'amplitude de déformation imposée diminue. Un préécrouissage monotone a aussi un effet nocif sur la tenue en fatigue. Au contraire, pour des essais en contrainte imposée, le préécrouissage augmente la durée de vie du matériau en diminuant l'amplitude de déformation. Cette mémoire est d'autant plus marquée que le préécrouissage est important. Chaboche (Chaboche et al., 1979) avait déjà remarqué cet effet mémoire de l'écrouissage sur des essais en contrainte alternée sur éprouvettes préécrouies de 1 à 50% de déformation (en monotone). Le mode de pilotage de l'essai modifie donc le comportement.

Haddar (Haddar, 2003) étudie aussi l'influence d'un préécrouissage en fatigue isotherme et en fatigue thermomécanique sur un 304L à déformation imposée. Il compare l'effet de deux types de préécrouissage : un préécrouissage cyclique et un préécrouissage monotone. Le préécrouissage influe sur le niveau de contrainte en fatigue, la contrainte moyenne, ainsi que l'amplitude de défor-

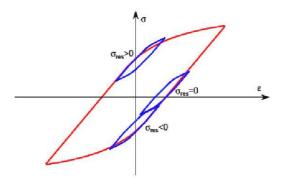


Figure 2.25: Etat de contraintes résiduelles obtenu après préécrouissage

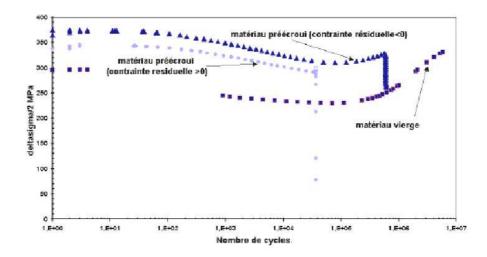


Figure 2.26: Effet d'un préécrouissage sur la durée de vie en fatigue (Doquet et Taheri, 2001)

mation plastique. La contrainte moyenne est plus ou moins relaxée selon le niveau de sollicitation imposée pendant l'essai de fatigue. Aucune différence significative n'est constatée en termes de durées de vie pour ces deux types de préécrouissage contrairement aux essais de Doquet. Notons que Haddar et Doquet n'utilisent pas la même nuance, ce qui pourrait peut être expliquer ce désaccord.

2.4.4 Influence d'une contrainte moyenne

Une contrainte résiduelle moyenne peut être présente en fatigue suite à l'écrouissage de surface. Des essais uniaxiaux à contrainte imposée et à température ambiante réalisés par Mughrabi et al. (Mughrabi et Christ, 1997) sur du 304L permettent d'étudier l'effet d'une contrainte moyenne. Une contrainte moyenne positive ou négative permet de réduire l'amplitude de déformation plastique comparé à une contrainte nulle, par effet de rochet. Cette réduction est plus marquée pour de faibles amplitudes de contrainte. Sous certaines conditions, faible amplitude de contrainte de 250 MPa, une contrainte moyenne négative et une contrainte moyenne positive ont un effet bénéfique sur la durée de vie en fatigue. L'effet néfaste de la contrainte moyenne à déformation imposée a été mis en évidence par (Lehéricy, 2007) et (LeRoux, 2004). Une contrainte moyenne de 60MPa diminue la durée de vie. Sur une éprouvette grenaillée, sans contrainte moyenne, l'amorçage se fait à cœur du matériau et la durée de vie en fatigue est augmentée par rapport à une éprouvette sans grenaillage. Si, sur cette même éprouvette, une contrainte moyenne de 60MPa est appliquée tout au long de l'essai, l'amorçage se produit en surface. L'effet positif du grenaillage disparait au profit de l'effet néfaste de la contrainte moyenne. L'effet négatif d'un état de surface est accentué pour une contrainte moyenne de 125MPa.

2.5 Conclusions

Les aciers inoxydables austénitiques 304L et 316L ont un comportement en fatigue dépendant de nombreux paramètres métallurgiques, environnementaux et mécaniques. Cependant les études sous chargement multiaxial à déformation imposée à grand nombre de cycles restent peu nombreuses. On retiendra principalement de cette étude bibliographique les points suivants pour notre étude :

Le 304L présente de la plasticité cyclique même à très faible amplitude de déformation, dans le domaine de l'endurance. En fatigue mécanique uniaxiale isotherme, la nuance du matériau va influencer le comportement en fatigue oligocyclique en particulier pour les faibles niveaux de déformation. Cependant l'évolution cyclique générale reste la même, elle est caractérisée par : un durcissement au cours des premiers cycles suivi d'une phase d'adoucissement jusqu'à rupture pour les fortes déformations ou jusqu'à une phase de stabilisation pour les faibles niveaux de déformation. Un durcissement secondaire peut être observé à faible niveau de déformation, favorisé par une température élevée, il est attribué à la mise en place d'une microstructure dite "corduroy". A plus fort niveau de déformation, ce durcissement secondaire est relié à la transformation de phase martensitique. Les caractéristiques mécaniques et les courbes d'endurance sont en général affectées par l'augmentation de la température, on observe une diminution du niveau de contrainte et un abaissement des courbes d'endurance dans le domaine des faibles déformations.

En fatigue mécanique multiaxiale, seuls les chargements hors phase présentent une différence significative par rapport aux chargements uniaxiaux avec une augmentation des niveaux de contrainte pour des amplitudes de déformation équivalente identiques. Cette augmentation du niveau de contrainte est appelée surécrouissage. Les microstructures observées sont hétérogènes sur une plus grande plage de déformation. Les chargements multiaxiaux proportionnels sont équivalents aux chargements uniaxiaux au niveau du comportement, mais cette équivalence est moins évidente en termes de durées de vie.

L'état de surface est un des paramètres les plus importants influant sur l'amorçage. Il modifie à la fois le comportement local du matériau et sa limite d'endurance. L'état de surface inclut plusieurs paramètres qu'il est possible de classer suivant leur importance. La rugosité a un effet néfaste qui peut faire disparaître l'effet bénéfique d'un écrouissage de surface comme le grenaillage ou le sablage. L'effet des contraintes résiduelles semble être du second ordre. Des contraintes résiduelles négatives ont un effet bénéfique contrairement aux contraintes résiduelles positives. L'effet de l'écrouissage de surface a été étudié à l'aide d'essais de fatigue précédés d'un préécrouissage qui peut également apporter une contrainte moyenne pendant l'essai de fatigue (contrainte résiduelle du préécrouissage). L'augmentation de la contrainte moyenne diminue l'endurance du matériau et augmente l'effet négatif de l'état de surface. L'effet positif du grenaillage est aussi effacé avec une contrainte moyenne positive. Ces études sur l'état de surface et l'effet d'un préécrouissage mettent en évidence une particularité importante des aciers austénitiques 304 et 316 : leur effet mémoire.

Les essais de fatigue thermique INTHERPOL devraient permettre de comprendre et de vérifier que les mécanismes de déformation en fatigue thermique sont les mêmes qu'en fatigue mécanique. Le chargement appliqué est un chargement purement thermique et de ce fait multiaxial. Le nombre de cycles appliqué est important et à la limite de la fatigue oligocylique (supérieur à 1.10^5 cycles). Les éprouvettes testées ont aussi différents états de surface, soudure et niveau de chargements. Nous allons présenter dans le chapitre suivant ces essais et la caratérisation des différents états de surface.

OXYDABLE AU	уриници	E 304L . ET	ODE BIBLIO	UKAFIIIQUL	د

Bibliographie

- AKAMATSU ET CHEVALIER (2001). Caractérisation chimique et métallurgique des matériaux approvisionnés pour l'étude du comportement en fatigue des aciers inoxydables austénitiques.
- ALAIN, GERLAND, AIT-SAADI, ET MENDEZ (1997a). Low cycle fatigue behaviour in vacuum of a 316L-type austenitic stainless steel between 20 and 600°C Part I: Fatigue resistance and cyclic behaviour, journal = Materials Science and Engineering A, vol.229, pp.68-86.
- ALAIN, GERLAND, AIT-SAADI, ET MENDEZ (1997b). Low cycle fatigue behaviour in vacuum of a 316L-type austenitic stainless steel between 20 and 600°C Part II: dislocation structure evolution and correlation with cyclic behaviour. Materials Science and Engineering A, vol.229, pp.87-94.
- ALTENBERGER ET SHOLTES (1999). Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304. Materials Science and Engineering A, vol.264, pp.1-16.
- ANGEL (1954). Formation of martensite in austenitic stainless steels. Effects of deformation, temperature and composition. Journal of The Iron and Steel Institute, pp.165-174.
- BAFFIE, MAGNIN, ET STOLARZ (2000). Influence of strain-induced martensitic transformation on fatigue short crack behaviour in an austenitic stainless steel. Matériaux et Techniques, vol.5-6, pp.57-64.
- BAVAY (1990). Les aciers inoxydables austénitiques. Les aciers inoxydables, Les Editions de Physique, pp.564-610.
- BAYERLEIN, CHRIST, ET MUGHRABI (1989). *Plastic induced martensitic transformation of AISI* 304L stainless steel, . Materials Science and Engineering A, vol.114, pp.L11-L16.
- BOCHER ET DELOBELLE (1997). Etude expérimentale du comportement cyclique d'un acier du type 316L sous chargement multiaxial complexe en traction torsion pression interne et externe. Journal de Physique III, vol.7, pp.1755-1777.
- BOCHER, DELOBELLE, ROBINET, ET FEAUGAS (2001). Mechanical and microstructural investigations of an austenitic stainless steel under non-proportional loadings in tension-torsion-internal and external pressure. International Journal of Plasticity, vol.17, pp.1491-1530.
- BOURSIER (2005). Influence du milieu primaire REP sur le comportement en fatigue des aciers inoxydables austénitiques. Thèse de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.
- BREEDIS ET ROBERTSON (1962). The martensitic tranformation in single crystals of iron-chromium-nickel alloys. Acta Metallurgica, vol.10, pp.1077-1088.
- BROWN ET MILLER (1979). *Biaxial cyclic deformation of steels*. Fatigue of Engineering Materials and Structures, vol.1, pp.93-106.
- CALLOCH (1998). Essais triaxiaux non proportionnels et ingénierie des modèles de plasticité. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Cachan.
- CHABOCHE, DANGVAN, ET CORDIER (1979). Modelization of the strain memory effect on the cyclic hardening of 316 stainless steel. Volume Division L, SMIRT 5, Berlin.
- CHOPRA ET GAVENDA (1999). Effect of LWR coolant environments on fatigue lives of austenitic stainless steels. Journal of Pressure Vessel and Technology, vol.120, pp.116.

- CLAVEL ET FEAUGAS (1994). *Micromechanisms of plasticity under multiaxial cyclic loading*. Proceedings of the Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, SF2M, ESIS, Paris, Vol.1, pp.1730.
- CUNAT (2003). Aciers Inoxydables : critères de choix et structure. Les techniques de l'ingénieur.
- DI-SHINO ET KENNY (2003). Grain size dependence of the fatigue behaviour of a ultrafine-grained AISI 304 stainless steel. Materials Letters, vol.57, pp.3182-3185.
- DOQUET (1989). Comportement et endommagement de deux aciers à structure cubique centrée et cubique faces centrées en fatigue oligocyclique sous chargement multiaxial non-proportionnel. Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- DOQUET ET TAHERI (2000). Effet d'un préécrouissage ou d'un sur-écrouissage sur la durée de vie en fatigue de divers aciers à contrainte ou déformation imposée. Revue Française de mécanique, vol.1, pp.27-33.
- DOQUET ET TAHERI (2001). Evaluation of non-conservatism of combined rainflow counting and Miner's rule for damage cumulation in strain controlled fatigue. SMIRT 16, Washington.
- FEAUGAS (1999). On the origin of the tensile flow stress in the stainless steel AISI 316L at 300°C: back stress and effective stress. Acta Materiala, vol.47, pp.3617-3632.
- GARCIA (2006). Caractérisation microstructurale d'aciers inoxydables austénitiques (304L) sollicités en fatigue. Note EDF H-T27-2006-03851-FR.
- GAUDIN (2002). Etude des mécanismes associés au rochet cyclique d'un acier austénitique AISI 316L. Thèse de Doctorat de l'Université de Technologie de Compiègne.
- HADDAR (2003). Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2 CrNi18-09 (AISI 304L). Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- HENNESSY, STECKEL, ET ALTSTELTER (1976). *Phase transformation of stainless steel during fatigue*. Metallurgical Transactions A, vol.7A, pp.415-424.
- HONG, RHO, ET NAM (2000). A study on the crack initiation and growth from δ ferrite/ γ phase interface under continuous fatigue and creep-fatigue conditions in type 304L stainless steels. International Journal of Fatigue, vol.24, pp.1063-1070.
- KRUPP, CHRIST, LEZUO, MAIER, ET TETERUK (2001). *Influence of carbon concentration on martensitic transformation in metastable austenitic steels under cyclic loading conditions*. Materials Science and Engineering A, vol.319-321, pp.527-530.
- LACOMBE, BAROUX, ET BERANGER (1990). Les aciers inoxydables. Editions de Physique.
- LEBEDEV ET KOSARCHUK (2000). *Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steel*. International Journal of Plasticity, vol.16, pp.749-767.
- LECROISEY (1971). Transformations martensitiques induites par déformation plastique dans le système FE-Ni-Cr-C. Thèse de doctorat de l'Université de Nancy.
- LECROISEY ET PINEAU (1972). Metallurgical transactions A, vol.3, pp.387-396.
- LEE ET NAM (1990). Effect of crack initiation mode on low cycle fatigue life of type 304 stainless steel with surface roughness. Materials letters, vol.1-10, pp.223-230.
- LEHÉRICY (2007). Endommagement et cumul de dommage en fatigue dans le domaine de l'endurance limitée d'un acier inoxydable austénitique 304L. Thèse de Doctorat de l'Université de Poitiers.
- LEMAOULT ET LEBERT (1998). Etude expérimentale de l'effet des contraintes résiduelles sur une fissure sollicitée en fatigue. Rapport CEA.
- LEROUX (2004). Influence des paramètres métallurgiques et d'essais sur l'amorçage des fissures de fatigue en déformation imposée des aciers inoxydables austénitiques. Note EDF HT-26/03/056/B.

- MAILLOT (2003). Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme . Thèse de Doctorat de l'Ecole Centrale de Lille.
- MAIYA (1975). Effects of surface roughness and strain range on the low cycle fatigue behavior of type 304 stainless steel. Sripta Metallurgica, vol.9, pp.1277-1282.
- MAIYA ET MAJUMDAR (1977). Elevated temperature low cycle fatigue behavior of different heats of type 304 stainless steel. Metallurgical Transactions A, vol.8, pp.1651-1660.
- MAXWELL, GOLBERG, ET SHYNE (1974). Stress assisted or strain induced martensite in Fe-Ni-Cr alloys. Metallurgical Transactions A, vol.1, pp.1395-1318.
- MENDEZ (1999). Effect of temperature and environment on fatigue damage process in Ti alloys and in stainless steel. Materials Science and Engineering A, vol.263, pp.187-192.
- MONIN (2007). Tenue en service d'assemblages soudés en acier 304L :influence des contraintes résiduelles et du parachèvement mécanique. Thèse de Doctorat de l'Université de Lille I.
- MUGHRABI ET CHRIST (1997). Cyclic deformation and fatigue of selected ferritic and austenitic steels: specific aspects. ISIJ International, vol.37, pp.1124-1169.
- OBRTLIK, KRUML, ET POLAK (1994). Dislocation structures in 316L stainless steel cycled with plastic strain amplitudes over a wide intervall. Materials Science and Engineering A, vol.187, pp.1-9.
- PETITJEAN (2003). Influence de l'état de surface sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier inoxydable austénitique 304L. Thèse de Doctorat de l'Université de Poitiers.
- PICKERING (1984). *Physical metallurgical development of stainless steel*. Proceeding of the conference stainless steel prime, Göteborg.
- REED (1962). *The spontaneous martensitic transformation in 18steels*. Acta Metallurgica, vol.10, pp.865-877.
- RHO, HONG, ET NAM (2000). The effect of δ ferrite on fatigue cracks in 304L steels. International Journal of Fatigue, vol.22, pp.683-690.
- ROUSSEAU (1973). Aciers inoxydables à haute caractéristiques. Aciers spéciaux, vol.24, pp.6-10.
- SHRINIVAS, VARMA, ET MURR (1995). Deformation-induced martensitic characteristics in 304 and 316 stainless steel during room température rolling. Metallurgical and Materials Transactions A, vol.26, pp.661-671.
- SOCIE (1993). Critical plane approaches for multiaxial fatigue damage assessment. Advances in Multiaxial Fatigue, ASTM STP 1191, pp.7-36.
- TANAKA ET MURAKAMI (1985). Effects of plastic strain path shapes on non-proportionnal cyclic plasticity. Journal of Mechanics and Physics of Solids, vol.33, pp.559-575.
- VINCENT, MONNET, PECEGO, ET WIDENT (2004). Etude de la fatigue d'un acier inoxydable aux faibles niveaux de chargement. Rapport d'avancement n°1. Note technique CEA, NT SRMA 2004-2608.

Chapitre 3

ESSAIS DE FATIGUE THERMIQUE INTHERPOL ET ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

Sommaire

Domina	10		
3.1	Les es	ssais INTHERPOL	60
	3.1.1	Présentation des essais	60
	3.1.2	Résultats expérimentaux	61
	3.1.3	Résultats numériques	64
3.2	Carac	ctérisation des maquettes INTHERPOL	68
	3.2.1	Compositions et propriétés	68
	3.2.2	Rugosité de surface	70
	3.2.3	Caractérisation mécanique	71
	3.2.4	Caractérisation microstructurale initiale en surface	74
	3.2.5	Effet du cycle thermique sur la microstructure	78
3.3	Résur	mé	81
3.4	Essais	s de fatigue oligocyclique	82
	3.4.1	Le préécrouissage	82
	3.4.2	Essais sans préécrouissage	87
	3.4.3	Essais avec préécrouissage	91
	3.4.4	Influence du préécrouissage	95
3.5	Résur	mé	01

Ce chapitre présente l'étude expérimentale réalisée au cours de ce travail. Il est composé de deux grandes parties. La première partie rassemble les principaux résultats des essais de fatigue thermique INTHERPOL ainsi que la caractérisation du matériau et plus précisement sa surface. La seconde partie présente les essais de fatigue mécanique oligocyclique nécessaires à l'identification des lois de comportement utilisées à l'échelle macroscopique dans la modélisation des essais INTHERPOL (chapitre 4) et à l'échelle mésoscopique dans la modélisation d'agrégats polycristallins (chapitre 5).

3.1 Les essais INTHERPOL

3.1.1 Présentation des essais

Les essais INTHERPOL (Stephan, 2002) sont des essais de fatigue thermique de type structure, contrôlés en fréquence et en amplitude, sur des maquettes tubulaires représentatives des structures réelles de par leur taille et la possibilité d'avoir différents états de surface industriels et des soudures présentant différents niveaux de finition. Ils ont été réalisés à EDF par F.Curtit. L'atout majeur de ces essais est de proposer un essai intermédiaire entre les essais FATHER, parfaitement représentatifs du composant industriel, et les essais plus simples sur éprouvettes comme les essais "SPLASH" ou les essais sur éprouvettes normalisées. Les deux objectifs principaux de ces essais sont de permettre de quantifier l'influence de l'état de surface et des soudures sur l'amorçage en fatigue thermique et de valider de nouvelles méthodes d'évaluation de la durée de vie pour la fatigue à grand nombre de cycles.

Grâce à un chargement d'amplitude et de fréquence constantes, ces essais permettent une analyse claire des résultats que l'on peut ensuite comparer avec les prévisions obtenues par différents critères de fatigue. Ils sont essentiels afin de valider, au moins en régime périodique et sur structure, des méthodes de prévision d'amorçage de fissures en fatigue thermique à grand nombre de cycles. La maquette est un tube en acier inoxydable austénitique 304L d'un diamètre d'environ 400 mm et d'épaisseur 10 mm (Figure 3.1) et comportant une soudure circonférentielle (direction $\theta\theta$).

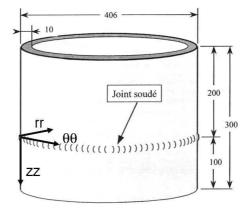


Figure 3.1: Représentation de la maquette INTHERPOL

La maquette est soumise à un mouvement de rotation alternée qui permet de soumettre un secteur de la surface interne à une alternance de chocs froids (spray d'eau) et de chocs chauds (rayonnement IR) (Figure 3.2). La fréquence du chargement est contrôlée par la fréquence de rotation, tandis que l'amplitude est déterminée par le temps de pulvérisation du spray et la puissance du rayonnement. Le tube est ainsi soumis à une sollicitation thermique cyclique en peau interne sur un secteur d'essai d'environ 70 mm. De façon à connaître et suivre le champ thermique, des

thermocouples sont placés en surfaces interne et externe.

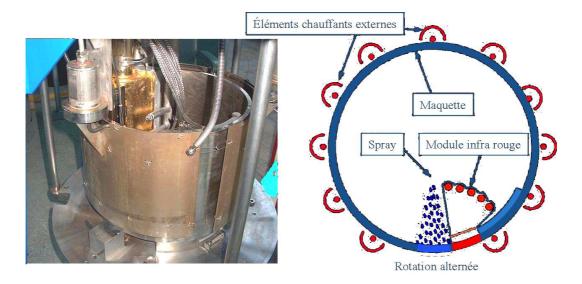


Figure 3.2: Schéma de principe des essais INTHERPOL

Avant de commencer le cyclage thermique, la maquette est portée et maintenue à une température homogène de 230°C. Le choc froid est engendré par la pulvérisation d'un spray d'eau foide et le choc chaud est obtenu sur la surface refroidie par un rayonnement infrarouge intense. Selon les essais, la période de cyclage est de 5 à 8 secondes pour une amplitude de température de 120 ou 140°C (température minimale de 100°C et température maximale de 220°C ou 240°C). Les essais sont interrompus périodiquement afin de détecter l'apparition de fissures. Notons que cette identification s'effectue par ressuage, les fissures observées sont donc déjà de taille millimétrique.

Chaque essai est composé de deux parties : un essai d'endurance et un essai de caractérisation thermique. Pendant l'essai d'endurance, la surface interne comporte 5 thermocouples répartis sur la génératrice au milieu du secteur d'essai. Cette instrumentation est volontairement limitée afin de perturber le moins possible le chargement au niveau de la surface interne tout en permettant de vérifier la stabilité des conditions de l'essai. L'essai de caractérisation thermique est ensuite réalisé sur un autre secteur de la maquette pour ne pas endommager le secteur sollicité lors de l'essai d'endurance. Cette seconde phase est beaucoup plus instrumentée (35 thermocouples en surface interne) afin d'obtenir une bonne connaissance des champs thermiques dans la zone d'essai. Ces champs thermiques seront ensuite utilisés comme données d'entrée de la simulation numérique. La durée de vie d'un essai est supérieure à 10^5 cycles.

3.1.2 Résultats expérimentaux

Cinq maquettes ont été testées avec des préparations de surface, des cordons de soudure et des amplitudes de température différents (Curtit, 2005). Les états de surface peuvent être "brut" (meulage), brossé ou grenaillé et les soudures sont arasées ou non arasées et délardées ou non délardées (Figures 3.3 et 3.5). L'état habituel des tuyauteries des circuits RRA est assez bien représenté par l'état de surface "brut" des maquettes INTHERPOL (en terme de rugosité moyenne). Cependant la surface du RRA est plus régulière et sans arrachements de matière contrairement à la surface "brut" des maquettes. Les anciens RRA présentent des soudures délardées et non arasées. Les nouveaux RRA n'ont plus de soudures au voisinage immédiat de la zone de mélange.

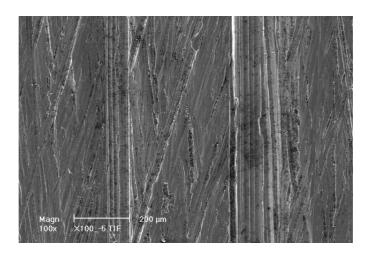
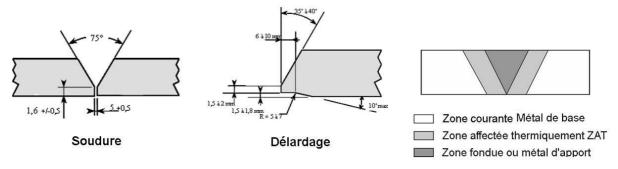
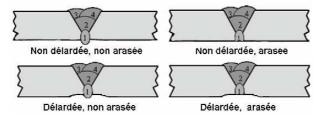


Figure 3.3: Exemple de l'état de surface "brut"



(a) Caractéristiques des soudures et définition des zones autour d'une soudure



(b) Schémas des différentes configurations de soudures

Figure 3.4: Soudures

Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau 3.1. Le premier essai INTHERPOL 01 conduit à un amorçage assez rapide à 124000 cycles au niveau du pied de la pente de délardage, zone de légère concentration de contrainte et avec un état de surface du délardage tourné. La fissure présente une profondeur de 4 mm en fin d'essai. Les premières fissures en zone courante sont détectées au ressuage à 155000 cycles. A la fin de l'essai, 18 indications significatives sont dénombrées. Une expertise (Fradet et Cornuel, 2004) sur des coupes polies compte 45 fissures dont les profondeurs varient entre 50 et $4000\mu m$ en zone courante (en dehors de la ZAT de la soudure). Deux autres fissures sont également observées au pied du cordon de soudure. Contrairement à ce qui est observé sur les tronçons de tuyauterie RRA expertisés où l'on observe des réseaux de faiençage, les dommages obtenus sur les maquettes INTHERPOL sont tous orientés dans la direction circonférentielle $\theta\theta$ (Figure 3.5), ce qui est probablement lié à une amplitude de contrainte plus élevée dans la direction axiale ZZ, ce qui sera par ailleurs présenté au cours du paragraphe suivant.

Essais	Etat de sur-	Soudure	ΔΤ	Période	Nombre	Résultats
	face		(°C)	(s)	de cycles	
01	Brut	Délardée,	120	5	264 000	18 fissures (1^{re} indication
		non arasée				à 124 000 cycles)
02	Brossé	Non délar-	120	6	489 000	pas de fissure
		dée, arasée				
03	Brossé	Non délar-	140	8	552 000	pas de fissure
		dée, arasée				
04	Partie bros-	Délardée,	140	8	1 200 000	2 indications en zone
	sée et Partie	arasée				meulée à 370 000 cycles
	meulée					et une indication en zone
						brossée à 552 000 cycles
05	Grenaillé		140	8	466 500	non fissurée

Tableau 3.1: Résultats des différents essais INTHERPOL (Curtit et Stephan, 2007)



Figure 3.5: Ressuage en fin d'essai pour la maquette 01

Des observations fractographiques sur les faciès de rupture (Fradet et Cornuel, 2004) caractérisent une propagation transgranulaire en fatigue (Figure 3.6) avec de nombreuses plages striées (Figure 3.7(a)). La propagation est relativement rapide au voisinage de la surface avec une amplitude de facteur d'intensité des contraintes $\triangle K$ estimée à 30MPa.m^{1/2} pour décroître progressivement jusqu'à des valeurs proches du seuil en pointe de fissure, inférieures à 6MPa.m^{1/2} (Figure 3.7(b)).

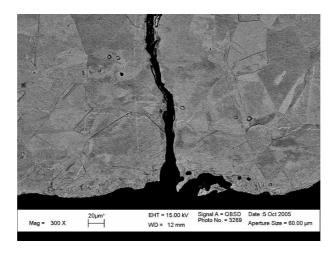
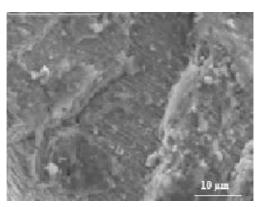
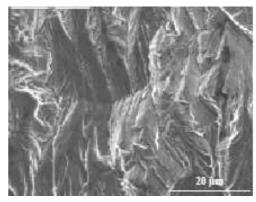


Figure 3.6: Exemple de fissure transgranulaire, observée en zone courante sur la maquette de l'essai 01



(a) Stries de fatigue en début de fissure



(b) Fractographie du fond d'une fissure en zone courante proche du seuil de propagation

Figure 3.7: Fractographies des facies de rupture de la maquette de l'essai 01

Les essais 02 et 03 sont deux maquettes identiques mais avec une amplitude de température plus élevée pour la deuxième, la maquette 02 n'étant pas fissuré. La maquette 03 ne présente cependant toujours aucune indication en fin d'essai au ressuage. Avec un examen micrographique, deux fissures peu profondes ont été détectées mais sur les points de soudage de thermocouples. Elles ne sont donc pas considérées comme significatives. L'essai 04 présentant deux états de surface et une soudure délardée arasée brossée est le plus riche. Un premier amorçage est constaté sur la partie meulé fin. A 550 000 cycles une légère indication de fissuration d'amorçage est relevée au ressuage sur la partie brossée et confirmée à 700 000 cycles. La poursuite de l'essai 3 conduirait donc sans doute aussi à un amorçage. Il est important de noter que l'amorçage de l'essai 4 n'a été observé qu'en zone courante et pas au niveau de la soudure. Lorsque la soudure ne présente pas d'irrégularités, elle ne semble donc pas être une zone d'amorçage.

3.1.3 Résultats numériques

Une simulation numérique par éléments finis thermo-élastique des maquettes et essais a été réalisée dans une première approche (Curtit, 2005). Cette simulation s'appuie sur les mesures acquises au cours de l'essai de caractérisation des champs thermiques. Le résulat de cette simulation est exploitée selon la méthode RCC-M.

Cette simulation se fait en deux étapes (figure 3.8). La première étape purement thermique définit le chargement thermique à partir des mesures de températures acquises en peau interne

sur les 35 thermocouples. Les champs thermiques obtenus expérimentalement sont directement appliqués sur la surface interne du maillage en température solide. Pour obtenir une description continue du champ thermique, on effectue une interpolation linéaire instant par instant au niveau du secteur d'essai. Un certain nombre de cycles sont ensuite nécessaires pour obtenir une stabilisation dans toute l'épaisseur du tube. Le dernier cycle considéré comme stabilisé est sauvegardé pour la deuxième étape du calcul : le calcul thermomécanique élastique. Cette simulation thermo-élastique est ensuite réalisée, avec pour seul chargement, des conditions aux limites (permettant d'éviter les mouvements de corps rigide du modèle) et les champs thermiques du cycle stabilisé.

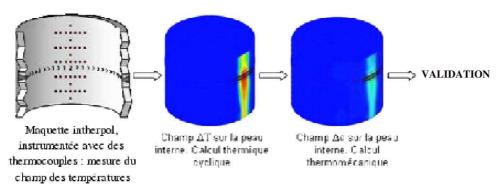


Figure 3.8: Principe de l'interprétation numérique des essais INTHERPOL

La validation du calcul thermique est effectuée en comparant les évolutions des températures calculées en paroi externe avec celles mesurées au même endroit lors de l'essai. La validation de l'ensemble de la simulation numérique est effectuée par comparaison des déformations mesurées par les jauges avec les déformations calculées au même endroit (Figure 3.9).

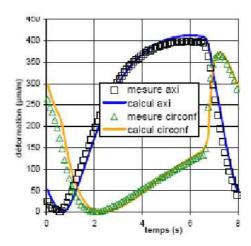


Figure 3.9: Comparaison entre déformations mesurées et calculées

L'évolution des composantes du tenseur des contraintes est la même pour tous les essais. Seules les composantes axiales et circonférentielles ne sont pas nulles. Le choc froid se traduit par une montée très rapide de la contrainte puis un palier décroissant lentement. Au début du choc chaud, les contraintes diminuent rapidement et présentent aussi un palier légèrement décroissant à la fin. Un exemple de résultat est montré sur la figure 3.10. La figure 3.11 représente l'évolution du profil de la contrainte axiale dans l'épaisseur. L'augmentation de l'amplitude de température se traduit bien par une augmentation de l'amplitude des contraintes. On note aussi une contrainte moyenne circonférentielle de l'ordre de 50 MPa et de l'odre de -75 MPa dans la direction axiale au centre du secteur d'essai.

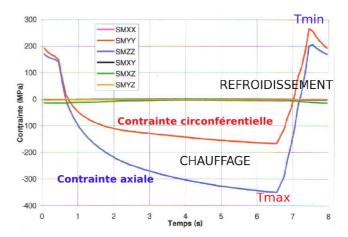


Figure 3.10: Résultats de la modélisation des essais : évolution du tenseur des contraintes au cours de l'essai

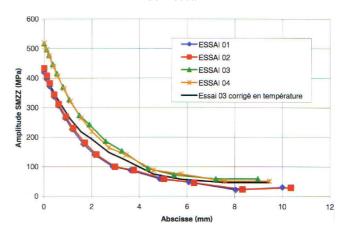


Figure 3.11: Résultats de la modélisation des essais : profils d'amplitude de contrainte axiale dans l'épaisseur du tube au centre du secteur d'essai (maquette INTHERPOL 01)

Le code RCC-M regroupe les règles de dimensionnement des Ilôts REP (Chapitre 1). Il définit entre autres des critères de fatigue. L'amplitude de contrainte équivalente est calculée avec la norme de TRESCA :

$$S_p = \max_{t_1, t_2} \{ TRESCA([\sigma_{t_1}] - [\sigma_{t_2}]) \}$$
 (3.1)

où $[t_1, t_2]$ sont des couples d'instants et

$$TRESCA([\sigma]_t) = MAX\{|\sigma_1 - \sigma_2|, |\sigma_2 - \sigma_3|, |\sigma_3 - \sigma_1|\}_t$$
(3.2)

où σ_1 , σ_2 , σ_3 sont les contraintes principales.

Dans le code RCC-M, un facteur de correction plastique K_e est introduit. Cette correction plastique est calculée à partir d'un profil de contraintes linéarisé à travers l'épaisseur. Cette hypothèse, acceptable dans le cas de chargement mécanique ou de transitoires thermiques lents, n'est plus adapté au chargement des zones de mélange. En effet, la fréquence de chargement se traduit par un gradient très important en surface qui ne se prête pas à une approximation linéaire. Une alternative a été proposée dans le projet DOMZOME, s'inspirant des méthodes décrites dans le code RCC-MR. L'influence de la plasticité est donc prise en compte en corrigeant par le facteur K_V la variation de la contrainte Sp. Cette correction K_V est alors spécifique aux zones de mélange.

$$K_{\rm V} = MAX \left[1; \left(1,35 - \frac{0,026}{\varepsilon_e} \right) \right]$$
 (3.3)

avec

$$\begin{array}{l} \epsilon_{\it e} = \frac{\Delta\epsilon_{\it eq}}{2} = \frac{1}{2} * \frac{1}{1+\nu} * \frac{1}{\sqrt{2}} * \sqrt{(\Delta\epsilon_1 - \Delta\epsilon_2)^2 + (\Delta\epsilon_2 - \Delta\epsilon_3)^2 + (\Delta\epsilon_3 - \Delta\epsilon_1)^2} \\ \Delta\epsilon_1, \, \Delta\epsilon_2 \text{ et } \Delta\epsilon_3 \text{ étant les variations des déformations principales.} \end{array}$$

La contrainte alternée à reporter sur la courbe codifiée est :

$$S_{alt} = \frac{1}{2} \frac{E_c}{E} * K_{V} * S_p \tag{3.4}$$

avec E_c le module d'Young conventionnel utilisé dans la construction de la courbe codifiée et E le module utilisé lors de la simulation.

Des exemples de résultats sont rassemblés dans le tableau suivant, les contraintes étant en MPa :

Essais	Points	N	$S_p/2$	$\epsilon_e(\%)$	K_{ν}	Salt _{min}	Salt _{max}	$Salt_{RCC-M}$
01	zone courante	155000	214,35	0,101	1,094	231	219,1	220,3
03	soudure	552000	263,8	0,131	1,152	302,2	285,3	197
04	zone meulé	292000	276,1	0,1412	1,166	302,2	320,1	217,1

Tableau 3.2: Exemple de résultats issus de la simulation numérique thermoélastique des essais INTHERPOL

Les deux valeurs minimale et maximale de Salt correspondent aux deux valeurs extrêmes de température du cycle, caractérisées par deux valeurs de module E différentes. On compare la valeur Salt_{min} avec la courbe de fatigue codifiée du RCC-M. La figure 3.12 met en évidence l'influence de l'état de surface. L'état brut, relativement grossier, s'avère le plus pénalisant, puis viennent les états de surface tourné, meulé fin et brossé qui présente la meilleure résistance à l'amorçage des fissures. Les différents essais réalisés ne mettent pas en évidence une sensibilité particulière du joint soudé vis à vis de l'amorçage de fissures de fatigue. Sur l'essai 01, deux fissures ont été observées au pied du cordon de soudure non arasé lors des examens non destructifs. Sur toutes les autres maquettes, sur lesquelles la soudure est arasée, aucune fissure n'a été observée au voisinage immédiat du joint.

Les essais INTHERPOL seront par la suite réinterprétés avec un calcul élastoplastique et la prise en compte de nouveaux paramètres comme l'état de contraintes résiduelles et l'état de surface. Des critères mutliaxiaux de fatigue plus pertinents seront alors appliqués.

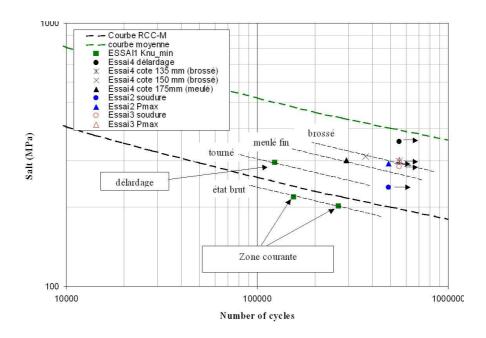


Figure 3.12: Résultats INTHERPOL exploités selon la méthode RCC-M (Curtit, 2005)

3.2 Caractérisation des maquettes INTHERPOL

Les surfaces des maquettes 01 et 03 ont été caractérisées. Cette caractérisation est nécessaire afin de permettre une meilleure interprétation et modélisation des essais. On présente dans cette partie les résultats de la caractérisation en surface de ces deux maquettes : les niveaux de rugosité, les caractéristiques mécaniques (contraintes résiduelles et dureté du matériau), les propriétés et évolutions microstructurales.

3.2.1 Compositions et propriétés

L'acier utilisé pour les essais INTHERPOL est un acier de type AISI 304L dont la composition est donnée dans le tableau 3.3. La tôle a subi un traitement thermique d'hypertrempe à 1040°C. La composition des maquettes INTHERPOL est comparée aux compositions de l'acier du coude du RRA de Civaux et de celle de l'acier 304CLI. Les compositions sont assez proches avec cependant une plus grande stabilité de l'austénite pour l'acier 304CLI et celui des maquettes INTHERPOL due à une teneur en Nickel plus élevée.

éléments	С	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	N_2
INTHERPOL	0,014	1,62	0,34	0,005	0,015	10,4	18,3	-	0,03	0,07
304CLI	0,029	1,86	0,37	0,004	0,029	10,00	18,00	0,04	0,02	0,056
RRA Civaux	0,015	1,15	0,40	0,003	0,019	9,0	18,5	0,10	-	0,1

Tableau 3.3: Composition de l'acier 304L des maquettes INTHERPOL et comparaison avec l'acier 304CLI et l'acier du RRA de Civaux (% poids)

Les caractéristiques mécaniques en traction à 20°C sont les suivantes :

Limite d'élasticité (MPa)	Re _(0,2%) =250 Re _(1%) =294
Résistance à la rupture (MPa)	594
Allongement (%)	59

Tableau 3.4: Caractéristiques mécaniques 304L des maquettes INTHERPOL

L'acier 304L est un acier austénitique et possède donc une structure cubique à faces centrées. La teneur en ferrite résiduelle est assez faible (3,0%) et se présente sous la forme de chapelets orientés dans le sens du laminage. On ne note pas la présence de ferrite résiduelle sur les microscopies optiques observées. De nombreux grains présentent des macles thermiques suite au traitement de recuit (Figure (3.13)).

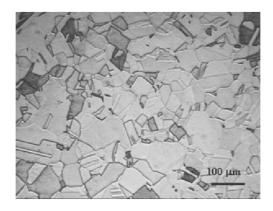


Figure 3.13: Microscopie optique de l'acier 304L des maquettes INTHERPOL

Les valeurs des températures de transformation martensitique et de l'énergie de faute d'empilement sont rappelées (calculées avec les relations du chapitre 2.1) :

$$M_S = -59,5^{\circ}\text{C}$$

$$M_{d30} = 40,4^{\circ}\text{C}$$

$$EFE = 29mJ/m^2$$

La répartition des tailles de grains est obtenue à partir de mesures EBSD (Figure 3.14) et aucune différence significative n'est à noter entre les directions longitudinale (direction parallèle à l'axe ZZ de la maquette) et transverse (direction perpendiculaire à l'axe ZZ de la maquette). Ces mesures mettent en évidence une dispersion. La taille de grains varie entre 15 et 90μ m environ avec une grande majorité comprise entre 40 et 60μ m. Cependant, ces informations planes ont tendance à surestimer le pourcentage des grains de petites tailles. De plus, les macles sont prises en compte dans la répartition de la taille de grains. A l'aide de plusieurs cartographies, la taille de grain moyenne est de 52μ m avec un écart type de 24μ m.

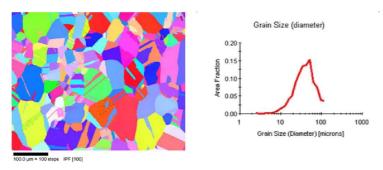


Figure 3.14: Exemple de cartographie EBSD et de répartition des tailles de grains

3.2.2 Rugosité de surface

Des profils unidirectionnels ont été réalisés à l'aide d'un microtopographe. Les deux critères de rugosités R_a et R_t ont ainsi pu être déterminés pour les deux états de surface brut et brossé en établissant une moyenne sur 10 plages de 2mm de longueur. La rugosité R_a est la moyenne arithmétique des valeurs absolues des écarts à la ligne "centrale" ou "ligne moyenne". La rugosité R_t est la dénivellation la plus importante entre le plus haut sommet d'un pic et le fond le plus bas d'un creux.

Les figures 3.15 et 3.16 présentent des cartographies 3D des états brut et brossé. Ces cartographies mettent clairement en évidence une différence de topographie entre l'état brut et l'état brossé. Les stries sont de profondeur et de largeur différentes avec des stries pour l'état brossé beaucoup plus resserrées et moins profondes que les stries de l'état brut.

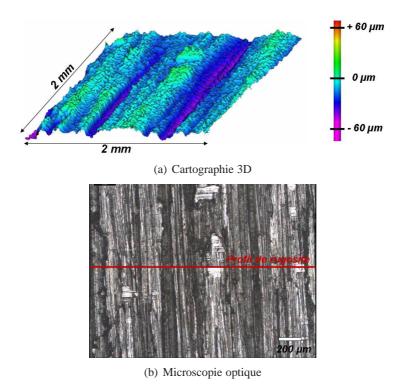


Figure 3.15: Etat de surface brut

La rugosité de l'état de surface brut est importante $(3,35\mu m \le Ra \le 5,6\mu m)$ et $28,60\mu m \le Rt \le 61,00\mu m$). La rugosité moyenne est similaire à celle des RRA. Cependant le relief est plus marqué que sur les composants avec de nombreux arrachements de matière, replis de métal et stries d'usinage pouvant atteindre $50\mu m$ de profondeur. L'état de surface brut est identifié, en terme de valeurs de rugosité, comme proche de l'état de surface meulé de la thèse de Petitjean (Petitjean, 2003). Contrairement à l'état brut, l'état brossé a une rugosité de surface régulière, sans arrachement de matière et beaucoup moins élevée $(0,10\mu m < Ra < 0,11\mu m)$ et $0,95\mu m < Rt < 16,1\mu m)$. Les profils de rugosité sont donnés sur la figure 3.17.

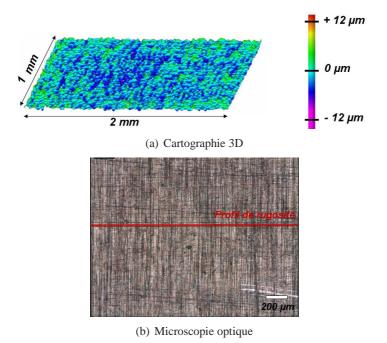


Figure 3.16: Etat de surface brossé

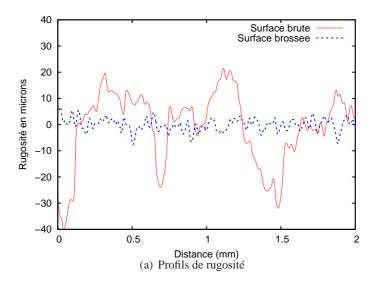


Figure 3.17: Profils de rugosité des deux états de surface

3.2.3 Caractérisation mécanique

3.2.3.1 Microdureté

Des filiations de microdureté Vickers dans l'épaisseur mettent en évidence un gradient d'écrouissage important de la surface et ce jusqu'à environ 300µm de profondeur, semblable à ceux relatés dans les travaux de Petitjean. Aucune différence significative entre l'état vierge et l'état fatigué n'a été observée comme le montre les figures 3.18 et 3.19. La microdureté en extrême surface (10µm) atteint 450Hv pour l'état brut et un peu plus de 300Hv pour l'état brossé.

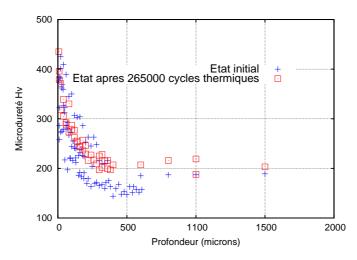


Figure 3.18: Evolution de la microdureté en surface pour l'état brut

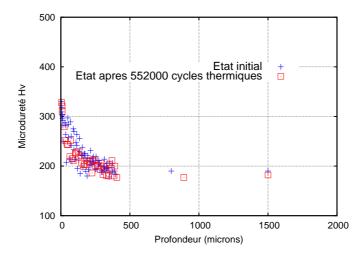


Figure 3.19: Evolution de la microdureté en surface pour l'état brossé

3.2.3.2 Contraintes résiduelles d'ordre I

L'empilement régulier des atomes peut être décrit par un ensemble de plans cristallins définis par une distance interréticulaire d_{hkl} dépendant des indices de Miller (hkl) de chaque plan. Cette distance est mesurable par Diffraction des Rayons X (DRX) grâce à la loi de Bragg. Dans un matériau polycristallin, il exite toujours une famille de plans (hkl) qui va donner lieu à une diffraction. Pour décrire un pic de diffraction, plusieurs paramètres sont utilisés : la position angulaire, la largeur et la hauteur du pic. Pour un cristal parfait, sans défauts, le pic est extrêmement fin et symétrique. L'état microstructural d'un matériau polycristallin repose d'une part sur les relations entre la forme d'un pic et la microstructure et d'autre part sur les relations entre la position et les contraintes macroscopiques.

Des mesures de contraintes résiduelles par Diffraction des Rayons X ont été réalisées sur les maquettes 01 et 03, état brut et état brossé (Lebrun, 2003). Ces mesures ont été réalisées après l'essai de fatigue thermique dans les directions axiale et circonférentielle des maquettes (figure 3.20). Des mesures hors secteur d'essai servent de référence et décrivent les contraintes résiduelles initiales de la maquette.

Les résultats montrent une évolution des contraintes résiduelles au cours de l'essai vers des contraintes résiduelles de compression. La position de la soudure, correspondant à la position axiale de 100mm, reste visible sur les profils pour les deux maquettes et dans les deux directions sur une distance de 10mm environ. D'après Monin (Monin, 2007) ces contraintes résiduelles se

stabiliseraient pendant les premiers cycles. Par exemple, dans son étude, sur des maquettes avec un état de surface brut et sans soudures, les contraintes résiduelles initiales en surface sont de l'ordre de -191MPa. Après 5 cycles, ces contraintes changent de signe et deviennent des contraintes de traction de l'ordre de 51MPa. Après un million de cycles, elles sont égales à 54MPa. Si par contre on se réfère aux travaux de Doquet (Doquet et Taheri, 2000), des essais cycliques à faible amplitude de déformation sur éprouvettes ayant subi un préécrouissage entraînant des contraintes résiduelles de compression ne montrent une relaxation que partielle de ces contraintes résiduelles.

Sur l'état de surface brut, les contraintes résiduelles axiales initiales sont des contraintes de traction de l'ordre de 200 MPa dans les deux directions. L'état de surface brossé présente des contraintes résiduelles de compression d'environ 250 MPa (-300 dans la direction axiale et -230 dans la direction circonférentielle). Le cyclage thermique se traduit pour les deux états par un décalage des contraintes vers un état de compression atteignant des valeurs de l'ordre de -300 à -400 MPa. Ces contraintes après cyclage sont cependant mesurées après refroidissement de la maquette. Ce décalage peut alors s'expliquer par le fait que la génératrice, plus froide, se déforme en traction par effet de rochet. Cette génératrice se retrouve ensuite après refroidissement final (refroidissement total de la maquette) dans un état de compression.

Les mesures de contraintes résiduelles permettent de mesurer les largeurs de pics de diffraction, caractéristiques de la densité de défauts associée à l'état de déformation plastique du volume irradié par les rayons X. Les pics de diffraction permettent ainsi de caractériser qualitativement l'écrouissage du matériau lorsque celui-ci a été déformé mécaniquement. Les largeurs de pics sont quasiment identiques à l'état initial et à l'état cyclé. Ce résultat confirme l'absence d'évolution de l'écrouissage (de la déformation plastique) comme déjà observé par les mesures de microdureté.

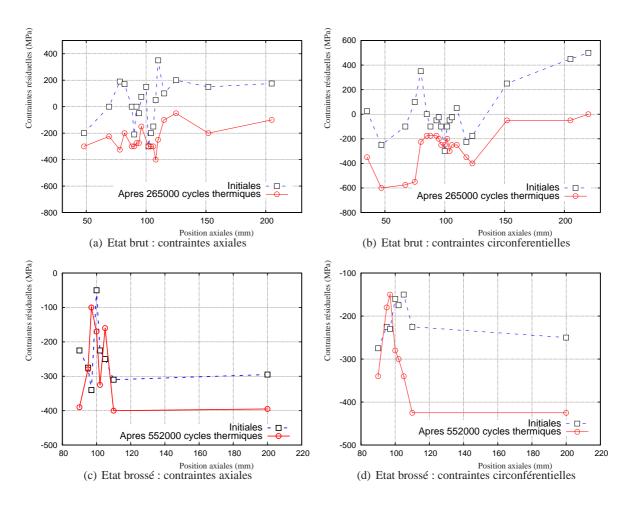


Figure 3.20: Mesures de contraintes résiduelles en surface initiales et après essais de fatigue thermique sur les états brut et brossé

Le tableau 3.5 récapitule l'état de contraintes résiduelles dans la zone courante des maquettes 01 et 03.

	Etat	Brut	Etat Brossé			
Contraintes	avant essai	après essai	avant essai	après essai		
axiales	200	-150	-300	-400		
Contraintes	avant essai	après essai	avant essai	après essai		
circonférentielles	350	0	-250	-450		

Tableau 3.5: Contraintes résiduelles en zone courante, mesurées à froid (MPa)

3.2.4 Caractérisation microstructurale initiale en surface

Afin de caractériser la microstructure en surface du matériau à une échelle plus fine, des observations au microscope électronique en transmission ont été réalisées. Ces observations permettent de caractériser les mécanismes de déformation plastique induits par les différentes préparations de surface des maquettes INTHERPOL : usinage "brut", brossage, ou grenaillage. La méthode de préparation des échantillons est donnée en Annexe A.

Les parties suivantes se focalisent sur l'état de surface le plus mauvais, c'est à dire sans finition de surface, l'état "brut" de la maquette 01. Cet état de surface peut être comparé à un état meulé et ses caractéristiques ont été présentées précédemment. Ce premier paragraphe présente les résultats d'observations pour le matériau initial, c'est à dire avant le cyclage thermique. Le paragraphe suivant aura pour objectif de déterminer les évolutions microstructurales suite aux cycles thermiques. On distingue principalement quatre grandes zones de niveaux de déformation différentes et croissantes du coeur vers la surface.

3.2.4.1 Microstructure observée à coeur du matériau

Le matériau initial à cœur, à une profondeur d'environ 5mm, a été observé. La structure de dislocations révèle une densité faible sans arrangements particuliers. La densité à cœur est mesurée à 9.10^{12} m⁻² et présentée sur la figure 3.21. Ce niveau de densité de dislocations est en général celui observé sur ce type de matériau. Des densités de dislocations identiques ont été aussi mesurées plus proches de la surface, à 600 et 400μ m. Le matériau à coeur ne semble pas avoir été affecté par l'usinage jusqu'à 400μ m de profondeur.

3.2.4.2 Microstructure observée 300 et 250µm de profondeur

En se rapprochant de la surface, à 300μ m la densité de dislocations a déjà fortement augmenté (figure 3.22(a)). A 250μ m, on remarque de nombreuses fautes d'empilement étendues comme observéesur la figure 3.22(b). A cette distance, la multiplication des défauts met en évidence un début de déformation plastique liée à l'usinage.

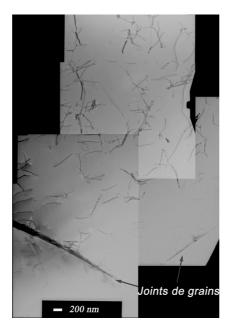
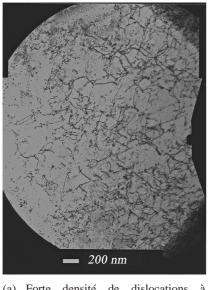
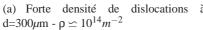
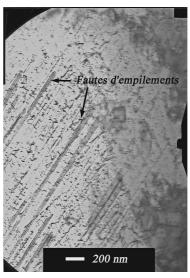


Figure 3.21: Dislocations à coeur du matériau à l'état initial à d=5mm de profondeur - $\rho \simeq 9.10^{12} m^{-2}$







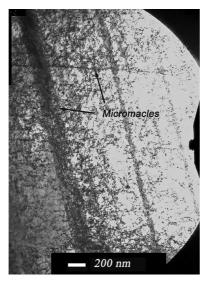
(b) Fautes d'empilement à d=250μm

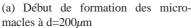
Figure 3.22: Evolution de la microstructure à d=300 et $250\mu m$ de profondeur

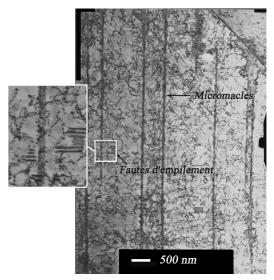
3.2.4.3 Microstructure observée à 200 et 130µm de profondeur

A partir de 200µm de profondeur, l'effet de l'usinage de surface commence à être beaucoup plus marqué sur la microstructure du matériau. La déformation plastique induite est plus forte et une structure hétérogène apparaît avec la formation de structures de dislocations plus complexes et de micromacles (figure 3.23(a)). On rappelle que le maclage intervient assez rapidement sous chargement monotone dans les aciers de type 304L. La faible énergie de défaut d'empilement du 304L rend le glissement dévié difficile, créant des contraintes internes dans les grains. Le maclage est un moyen de relaxer ces contraintes internes. Des observations à 130µm de la surface permettent de mieux mettre en évidence ces micromacles de déformation (Figure 3.23(b)). Certains grains cependant ne présentent pas cette structure de déformation mais des densités de dislocations élevées sans arrangement particulier, signe d'une déformation plastique moins importante du grain

observé (figure 3.24).







(b) Micromacles et fautes d'empilement à d=130µm

Figure 3.23: Evolution de la microstructure planaire vers une microstructure tridimensionnelle

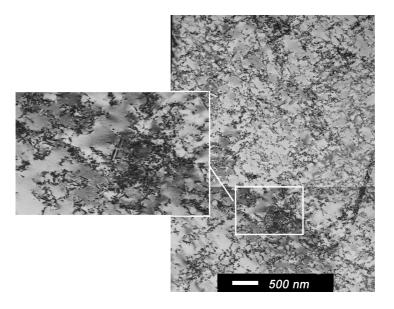
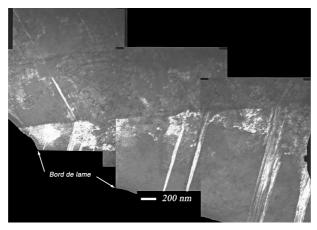
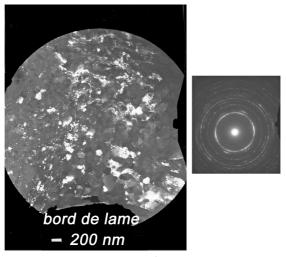


Figure 3.24: Forte densité de dislocation

Microstructure observée sur les premiers microns de la surface Des observations sur les premiers microns de la surface montrent bien le niveau très élevé de déformation plastique du matériau. Avec l'augmentation de la déformation plastique, les micromacles sont beaucoup plus nombreuses (figure 3.2.4.3(a)). Des zones avec des grains de taille nanométrique sont observées localement sur les deux premiers microns (figure 3.2.4.3(b)). L'indexation des clichés de diffraction de ces zones montre que ces nanograins correspondent à une structure cubique centrée associée à de la martensite α' . Cette transformation de phase de l'austénite en martensite sous forme de nanograins ainsi que le maclage intense montrent bien les forts niveaux de déformation engendrés par l'usinage du matériau.



(a) Maclage important obervée sur les premiers microns de la



(b) Nanograins de martensite α' sur une profondeur de 2μ m en surface

Figure 3.25: Microstructure en extrême surface

Le tableau 3.6 résume les observations microstructurales réalisées en surface de la maquette INTHERPOL 01 (état de surface brut) dans son état initial ainsi que les valeurs de microdureté. Par comparaison, des observations ont aussi été réalisées sur la maquette INTHERPOL 03 présentant un état de surface brossé. L'évolution générale de la microstructure de l'état de surface brossé en fonction de la profondeur est identique à l'état de surface brut jusqu'à environ 150µm de profondeur (comme déjà remarqué sur les filiations de microdurété). La couche de surface très écrouie de l'état de surface brut, caractérisée par une très forte densité de macles et des zones de petits grains, a simplement été "enlevée" par l'opération de brossage. La microstructure observée sur les premiers microns de l'état de surface brossé correspond à celle observée à une centaine de microns de profondeur de l'état de surface brut caractérisé par des micromacles et une forte densité de dislocations.

Profondeur	Micros	Microdureté		
(µm)	Brut	Brut	Brossé	
Coeur	Faible densité	180		
~300	Forte densité d	200		
~250	Forte densité de dislocation	225		
~200	Début du	250		
~150	Forte densité de macles	275		
~2	Fortes densité de macles	Forte densité de disloca-	> 400	300
	et zones de nanograins	tions et macles		

Tableau 3.6: Résumé des caractéristiques de l'état de surface brut et de l'état de surface brossé

3.2.5 Effet du cycle thermique sur la microstructure

Des observations sur la maquette 01 après l'essai ont éte réalisées dans le but de qualifier les modifications microstructurales engendrées par les cycles thermiques. A cœur, la microstructure de la maquette n'a pas évolué ce qui semble logique étant donné qu'à cette profondeur le matériau n'a subi aucune déformation thermique cyclique, d'après les résultats de la simulation numérique des essais. En se rapprochant de la surface, des observations à 190µm montrent des micromacles de déformation. Il est difficile de savoir si elles sont issues de l'usinage de surface ou du cyclage thermique. Les déformations cycliques plastiques calculées en surface sont d'un niveau faible, de l'ordre de 1.10⁻³. Les essais oligocycliques sur éprouvettes en 304L effectués à EDF et observées au MET (Garcia, 2006) ne montrent pas la présence de macles à une demi amplitude de déformation totale de 1,5.10⁻³ mais une structure planaire avec de nombreux défauts d'empilement. Les dislocations sont majoritairement organisées en réseaux planaires, correspondant au régime I. Certaines microstructures correspondant au régime II sont obervées dans certains grains comme des bandes de glissement persistantes avec des structures en échelles. Quelques cellules sur des zones de phase martensite sont aussi détectées. Il serait donc plus propable que les micromacles observées sur INTHERPOL en fin d'essai soit les mêmes que celles observées à l'état initial. Par conséquent, ces micromacles seraient issues de l'usinage et non du cyclage thermique. En dehors des zones de maclage, la densité de dislocations à 190µm est élevée et leur arrangement semble tout de même mieux organisé. Un début de formation de cellules de dislocations est mis en évidence. A 90µm de la surface, les macles sont plus nombreuses et comme pour l'état initial plus fines. Elles proviennent comme précedemment sans doute de l'usinage et non du cyclage thermique. Là encore des zones présentant des densités de dislocations élevées laissent apparaître des structures mieux organisées (cellules), signe d'une déformation plastique cyclique.

Après cyclage thermique, il est cependant difficile de voir une évolution significative de la microstructure même si celle-ci semble plus organisée. L'état de surface brut de la maquette 01 est trop grossier et les couches superficielles sont trop écrouies pour observer des structures de dislocations issues du cyclage thermique. Des observations après essai ont donc été réalisées sur la maquette 03. Il apparaît alors dans la microstructure deux principales caractéristiques de microstructure de fatigue : la formation de "corduroy" (figure 3.28) et un arrangement planaire bien marqué des dislocations. Ces structures de déformation sont observées sur éprouvettes de fatigue après des essais à très faible amplitude de déformation et à température (300°C) comme présenté dans l'étude bibliographique du chapitre 1.

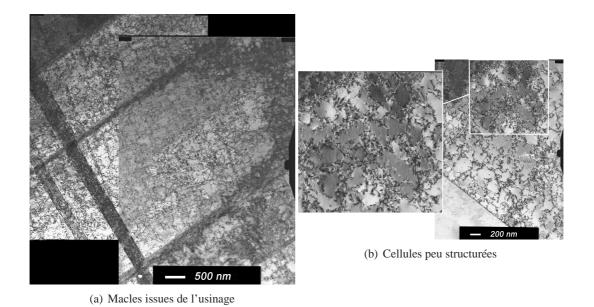
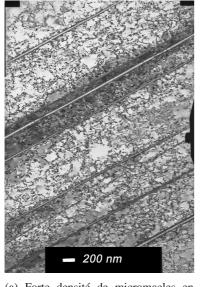
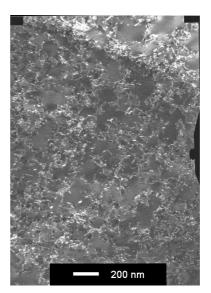


Figure 3.26: Maquette 01 : Microstructure observée après essai sur l'état brut à $d=190\mu m$ de profondeur



(a) Forte densité de micromacles en proche surface



(b) Structures organisées de dislocations

Figure 3.27: Maquette 01 : Microstructure observée après essai sur l'état brut à $d=90\mu m$ de profondeur

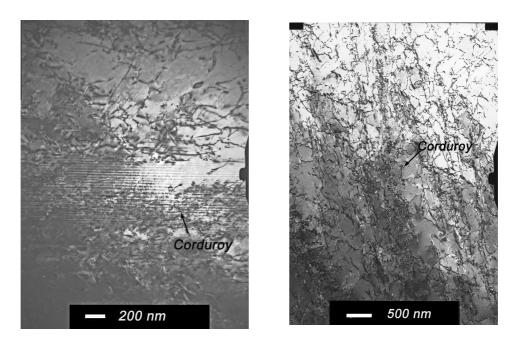


Figure 3.28: Maquette 03 : Observation de struture de fatigue après essai sur l'état brossé à $140\mu m$: structure dite "corduroy"

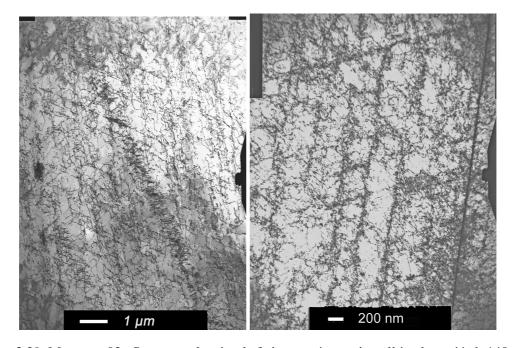


Figure 3.29: Maquette 03 : Structure planaire de fatigue après essai sur l'état brossé à d=140 μ m et 80 μ m de profondeur

3.3 Résumé

Les deux maquettes INTHERPOL 01 et 03 ont été caractérisées et une première simulation thermoélastique des essais a été réalisée. La maquette 01 conduit à un amorçage rapide au niveau du délardage meulé puis en zone courante. La maquette 03 n'a pas fissuré malgré une augmentation de l'amplitude de température appliquée. Cependant, la maquette 04 avec le même état de surface sur la moitié du secteur d'essai et le même chargement que la maquette 03 a fissuré avec une première indication à 550000 cycles confirmée à 700000 cycles. La poursuite de l'essai sur la maquette 03 aurait donc sans doute conduit aussi à l'observation d'un amorçage. La comparaison de la contrainte Salt avec la courbe de fatigue codifiée du RCC-M a mis en évidence l'influence de l'état de surface. L'état brut s'avère le plus pénalisant puis viennent les états de surface tourné, meulé fin et brossé qui présente la meilleure résistance à l'amorçage des fissures. Les différents essais réalisés ne mettent pas en évidence une sensibilité particulière du joint soudé vis à vis de l'amorçage de fissures de fatigue. Sur l'essai 01, deux fissures ont été observées au pied du cordon de soudure non arasé lors des examens non destructifs. Sur toutes les autres maquettes, sur lesquelles la soudure est arasée, aucune fissure n'a été observée au voisinage immédiat du joint. Les maquettes mettent en évidence un gradient d'écrouissage initial présent sur environ 300µm de pronfondeur, caractérisé par des mesures de microdureté et des observations microstructurales. La maquette 01 avec un état de surface brut a un niveau de rugosité élevé avec de nombreux arrachements de matière et des stries d'usinage prononcées. La microdureté atteint plus de 400Hv comparée à une valeur de 200Hv à coeur du matériau. L'état brossé de la maquette 03 a une rugosité beaucoup moins marquée, faible et régulière. La microdureté en surface n'atteint "que" 300Hv. Cet état de microdureté n'évolue pas avec le cyclage thermique sur les deux maquettes. Des mesures de contraintes résiduelles montrent que le cyclage thermique se traduit en fin d'essai après refroidissement par un décalage négatif des contraintes vers le bas d'environ 400MPa pour l'essai 01 et 150MPa pour l'essai 03.

La caractérisation microstructurale effectuée au MET à l'état initial confirme le gradient d'écrouissage observé en microdureté sur 300µm. L'évolution des densités de dislocations et la présence d'une forte fraction volumique de macles pour la maquette 01 montre le niveau élevé de déformation plastique induit par l'usinage. Des zones locales de nanograins de martensite sont même observées sur les premiers microns. Après cyclage thermique, il est difficile de voir une évolution significative de la microstructure même si celle-ci semble plus organisée. L'état de surface brut de la maquette 01 est trop grossier et les couches superficielles sont trop écrouies pour observer des structures de dislocations issues du cyclage thermique. Des observations après essais ont donc été réalisées sur la maquette 03. Il apparaît alors dans la microstructure deux principales caractéristiques de microstructure de fatigue : la formation d'une microstructure dite "corduroy" et des arrangements planaires bien marqués des dislocations.

La couche écrouie en surface des maquettes a été caractérisée par des mesures de microdureté et des observations microstructurales. Cette couche de surface a des caractéristiques bien différentes de celles du matériau à coeur et doit être prise en compte dans la modélisation des essais INTHERPOL. Une nouvelle simulation plastique des essais nécessite alors une loi de comportement capable de rendre compte à la fois du comportement du matériau à coeur de la maquette et du comportement de la couche écrouie en surface. Pour l'identification d'une telle loi de comportement, nous avons besoin de réaliser des essais de fatigue sur un matériau vierge, représentant le matériau à coeur, et des essais sur un matériau préécroui, représentant le matériau de surface. La difficulté réside alors dans le choix et l'identification du préécrouissage du matériau. Les parties suivantes présentent les essais de fatigue oligocyclique réalisés et une justification du choix des conditions de pré-écrouissage.

3.4 Essais de fatigue oligocyclique

Dans cette partie, nous présentons les différents essais de fatigue oligocyclique. Deux types d'essais ont été réalisés afin d'identifier au mieux la loi de comportement de l'acier inoxydable 304L utilisée dans le calcul de structure des essais INTHERPOL. Les premiers essais sont des essais uniaxiaux de traction-compression, appelés essais sur matériau "vierge", les seconds sont des essais de traction-compression avec une prédéformation, notés essais sur matériau "préécroui". Tous ces essais sont réalisés à 20 et 300°C. Cette prédéformation ou préécrouissage a pour objectif de reproduire l'écrouissage de surface du matériau issu de l'usinage et caractérisé dans la partie précédente sur les maquettes INTHERPOL et plus particulièrement l'état de surface brut. Le choix du type de préécrouissage est expliqué dans la première partie avec une rapide présentation des mécanismes et propriétés de l'usinage. Des essais multiaxiaux de traction-torsion proportionnels et non proportionnels ont aussi été effectués. Ces essais doivent permettre de valider la loi de comportement sous chargement multiaxial.

Les méthodes expérimentales et le résumé de tous les essais sont décrits en Annexe B, seuls les essais à 20°C sont présentés dans ce chapitre.

3.4.1 Le préécrouissage

3.4.1.1 Mode d'écrouissage en surface au cours de l'usinage

Création de zones de cisaillement. L'usinage par tournage d'un acier austénitique 316L a été étudié en particulier dans le cadre de deux thèses à l'ENSAM d'Angers ((Changeux, 2001), (M'Saoubi, 1998)).

La figure 3.30 présente une vue schématique d'une coupe en tournage orthogonal et de la création d'un copeau. C'est un procédé par enlèvement de matière où l'arête de la coupe est à la fois rectiligne et perpendiculaire à la direction donnée par la vitesse de coupe, Vc, et par la vitesse d'avance, Va.

Les sollicitations subies par la surface du matériau peuvent être assimilées à du cisaillement pur. Lors de l'usinage, trois zones de cisaillement sont définies et représentées sur la figure 3.30. L'avance de l'outil génère une zone de cisaillement intense entre la pointe de l'outil et la surface de la pièce, c'est la zone de cisaillement primaire notée Z1. La zone de frottement entre l'outil et le copeau génère une zone de cisaillement secondaire Z2. Enfin sur la nouvelle surface du matériau formée, une zone de cisaillement tertiaire Z3 est observée. Les déformations plastiques induites dans ces zones sont très élevées avec des niveaux de cisaillement compris entre 1 et 6.

Les vitesses de déformation sont de l'ordre de 10^3 à 10^6 s $^{-1}$. Avec la forte déformation plastique et les frottements outils, ces zones sont soumises à de fortes températures. On note de plus une zone de forte pression hydrostatique en pointe de l'outil. Ces trois zones de cisaillement sont caractérisées notamment par des observations morphologiques et métallurgiques ainsi que des mesures de textures cristallines et de microdureté. Ces études ont notamment montré une différence de chargement et de température dans les différentes zones comme le résume le tableau 3.7.

	Zone Z1	Zone Z2	Zone Z3
Zone sollicitée	quelques 10µm	quelques μ m	quelques μ m
Déformation	>5	supérieure à Z1	supérieure à Z1
Vitesse de déformation	quelques $10^4 s - 1$	supérieure à Z1	supérieure à Z1?
température (°C)	400	800	<350 davantage localement

Tableau 3.7: Chargement dans les trois zones de cisaillement (Changeux, 2001)

Les observations des zones de cisaillement sont principalement réalisées sur les copeaux d'usinage, considérés comme le "miroir" de la surface de la pièce. Les copeaux, généralement en dent

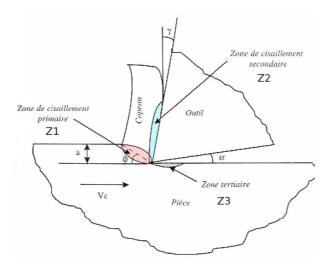


Figure 3.30: Vue shématique de la zone de coupe : formation de trois zones de cisaillement (M'Saoubi, 1998)

de scie présentent une forte hétérogénéité de déformation. Des bandes de cisaillement sont bien marquées et localisées au coeur du copeau caractérisant la zone primaire. Une couche de cisaillement intense sur la face inférieure du copeau ayant été en contact avec l'outil de coupe est aussi mise en évidence et représente la zone secondaire. Au contraire au coeur des dents de scie le niveau de déformation reste faible (Figure 3.31).

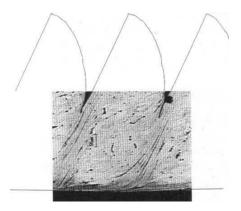


Figure 3.31: Exemple de copeaux obtenus sur un acier inoxydable austénitique 316L après usinage (Changeux, 2001)

Caractérisation des copeaux et relations avec la surface des maquettes INTHERPOL. Les maquettes INTHERPOL ont été usinées et pour certaines ont reçu des finitions de surface comme le brossage pour la maquette 03 ou le grenaillage. La maquette 01 n'a subi aucune finition de surface et est à l'état dit "brut" de réception. Il est alors intéressant de comparer les résultats obtenus sur les copeaux d'usinage des études précédentes et la caractérisation de surface de la maquette 01.

Les mesures de textures sur les copeaux présentent une orientation cristallographique préférentielle et identique dans les trois zones. Dans le cas des maquettes INTHERPOL aucune mesure de texture n'a été réalisée en Diffraction des Rayons X. L'indexation des grains par EBSD (Electron Beam Scatter Diffraction) en surface n'a pas été possible du fait de leur trop forte déformation (chapitre 5).

Dans la zone primaire de cisaillement, où la température est la moins élevée, la phase martensitique α ' a été détectée. Sur des essais de coupe avec lubrification, de la martensite α ' est

sans doute présente dans les trois zones. Sur la maquette INTHERPOL, en extrême surface, la martensite α ' a aussi été mise en évidence.

La microdureté dans la zone de cisaillement primaire sur les copeaux atteint 400Hv au centre de la zone. A l'intérieur des dents des copeaux, elle est de l'ordre de 300Hv. Cette valeur de 400Hv est similaire à celle mesurée en surface d'INTHERPOL.

Enfin, les contraintes résiduelles en surface des essais de coupe sont toujours des contraintes de tension comme sur INTHERPOL. Leurs valeurs varient avec la vitesse et l'avancée de l'outil mais sont du même ordre de grandeur (200/400MPa).

En conclusion, il semblerait que la surface des maquettes INTHERPOL a subi un usinage sensiblement similaire aux essais de coupe par tournage des études de l'ENSAM ou qui, en tout cas, a produit les mêmes effets. L'état de surface brut des maquettes INTHERPOL se rapproche d'un état de surface meulé grossièrement. Les conditions "d'enlèvement de matière" sont donc plus complexes que dans le cas d'un tournage. Cependant, la meule peut être considérée comme une multitude de "petits outils". De plus les observations que nous présentons dans ce paragraphe semblent montrer suffisament de similitudes pour que nous puissions faire le parallèle avec notre étude. L'écrouissage de surface du matériau des maquettes INTHERPOL s'apparenterait donc à une très forte déformation de cisaillement pur.

3.4.1.2 Essais de cisaillement sur éprouvettes 'chapeaux'

Des essais de cisaillement ont été réalisées sur le 304L CLI à l'ENSAM d'Angers. Ces essais ont pour objectif de reproduire par un essai mécanique le chargement de l'usinage, plus particulièrement la zone primaire de cisaillement. Ce sont des essais à vitesse de déformation élevée utilisant un dispositif de compression par choc à barres de Hopkinson. Ce système utilise la propagation d'ondes élastiques dans des barres circulaires de faible section et de grande longueur. L'échantillon est placé entre une barre d'entrée sur laquelle on lance un projectile et une barre de sortie (figure 3.32). Des jauges de déformations sont collées sur chacune des barres.

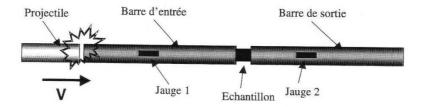


Figure 3.32: Montage d'essais par choc à barres de Hopkinson (Changeux, 2001)

Grâce à une géométrie d'éprouvette particulière, appelée "chapeau" (figure 3.33), une partie de l'éprouvette est mise en compression à une forte vitesse. Une bande de cisaillement se développe au niveau du rayon de raccordement et se propage vers le centre. Des études micrographiques ont révélé des similitudes entre ce type d'essais et l'usinage (texture, morphologie, microdureté) même si la déformation par usinage est plus élevée, plus localisée et plus homogène.

Trois vitesses de déformation supérieures à $10^3 s^{-1}$ ont été testées. Des mesures de microdureté et des observations MET ont été réalisées. La microdureté atteinte au centre de la zone cisaillée est supérieure à 400Hv (figure 3.34), ce qui correspond aux valeurs en extrême surface de la maquette INTHERPOL 01. Les observations MET au centre de la zone cisaillée montrent la présence de macles de déformation (figure 3.35) comme observées en surface de la maquette mais aucune zone nanocristalline.

Ces essais sur éprouvettes "chapeaux" à l'aide d'observations MET et de mesures de microdureté ont permis de valider le mode de déformation en cisaillement de la surface de la maquette INTHERPOL 01. Pour un meilleur état de surface, comme l'état de surface brossé de la maquette 03 avec une microdureté de 300Hv et une densité de macles moins élevée, on peut penser que

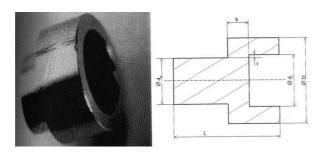


Figure 3.33: Eprouvette "chapeau" (Changeux, 2001)

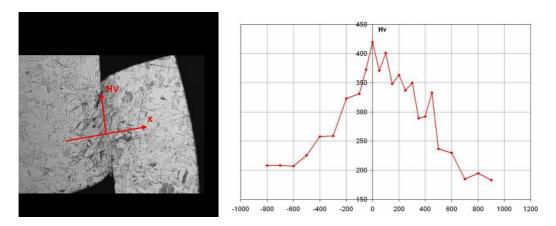


Figure 3.34: Zone de cisaillement obtenue sur une éprouvette chapeau en 304L et évolution de la microdureté dans la zone cisaillée

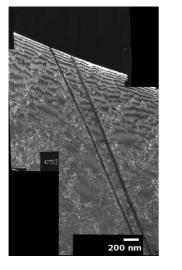




Figure 3.35: Microstructure de déformation au centre de la zone cisaillée : micromacles de déformation

la couche la plus écrouie a été enlevée par le brossage (50 à $100\mu m$). Le niveau de déformation serait alors identique à celui de l'état brut mais à quelques dizaines de microns. La déformation de cisaillement serait alors plus faible.

3.4.1.3 Choix du préécrouissage

La modélisation plus avancée des essais INTHERPOL nécessite d'introduire le gradient d'écrouissage de surface sans pour autant simuler l'usinage, qui reste un problème très complexe. Dans ce travail, seule la maquette 01 sera modélisée. Une loi de comportement élastoviscoplastique avec effet mémoire est choisie et va faire l'objet d'une identification. Cette loi va permettre d'introduire un gradient de variables internes à l'état initial qui devra reproduire au mieux l'écrouissage de surface. Pour identifier cette loi, des essais de fatigue oligocyclique classiques sont nécessaires. Et pour identifier les gradients de variables internes, des essais avec un préécrouissage représentant l'usinage sont aussi indispensables.

La déformation en surface des maquettes INTHERPOL après usinage serait du cisaillement pur mais ce type de déformation est difficile à reproduire. On cherche alors à représenter l'usinage par un essai mécanique plus simple que les essais de cisaillement de type Hopkinson et permettant de réaliser des essais de fatigue par la suite. Pour cela, des essais de traction à différents niveaux ont été réalisés. En effet, ces essais sont simples et peuvent être effectués sur des éprouvettes de fatigue uniaxiale. Ces essais ont ensuite fait l'objet d'une caractérisation microstructurale et mécanique par des mesures de microdureté afin de choisir le niveau de déformation se rapprochant au plus de celui observé en surface par cisaillement et n'introduisant aucun endommagement.

Les mesures de microdureté obtenues sur les essais monotones sont inférieures à celles de surface de l'état brut de la maquette INTHERPOL. En traction monotone à 20% de déformation totale, la microdureté Vickers est en moyenne de 280Hv et peut atteindre dans certains grains un peu plus de 300Hv. Comme vu dans la partie précédente, la couche fortement écrouie est limitée à quelques microns puis suivie d'une couche de 150 à 200µm plus faiblement écrouie, avant d'atteindre le matériau vierge. Par analogie, cette dureté de 300Hv obtenue sur les essais de traction monotone à 20% pourrait correspondre à une zone située à quelques dizaines de microns sous la surface de la maquette 01.

Les microstructures observées révèlent pour le chargement monotone à 20% la présence de macles avec une sous-structure cellulaire (figure 3.36). Cette sous-structure cellulaire n'a pas été observée sur les essais de cisaillement. Sur un essai monotone à 14% de déformation, cette sous structure n'a pas été mise en évidence.

Nous pouvons donc considérer que pour le calcul de structure, dans lequel la discrétisation spatiale ne permet pas de reproduire la première couche de surface de quelques microns, l'utilisation d'une loi de comportement identifiée sur des essais cycliques avec un pré-écrouissage en traction monotone de l'ordre de 14% semble cohérente en terme de valeurs de microdureté et de microstructure, avec les gradients observés sur les maquettes.

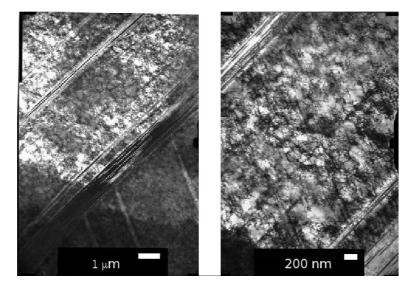


Figure 3.36: Observations MET: préécrouissage monotone à + 20% en déformation totale

3.4.2 Essais sans préécrouissage

3.4.2.1 Résultats des essais

Les résultats des essais de fatigue à 20°C à déformation totale imposée sans préécrouissage sont donnés dans le tabeau B.3. Ils sont réalisés sur l'acier 304L CLI qui n'a pas exactement la même composition que l'acier de maquettes INTHERPOL mais est relativement proche (tableau 3.3). Les amplitudes de déformation sont données en pourcent et les contraintes en MPa. La rupture est notée EC pour une rupture qui a lieu entre les couteaux de l'extensomètre, SC, sous les couteaux, C dans un des congés de l'éprouvette, HC pour une rupture en dehors de la base de mesure et enfin NR pour une éprouvette non rompue. On se limite à quatre niveaux de d'amplitudes de déformation totale : 0,2%, 0,3%, 0,5% et 0,7%.

Eprouvette	Mi-durée de vie $(N_{25}/2)$							1/4 de cycle		Position
	$\Delta \varepsilon_t/2$	$\Delta \varepsilon_e/2$	$\Delta \varepsilon_p/2$	σ_{max}	σ_{min}	$\Delta \sigma/2$	$\sigma_{a0}/2$	$\Delta \varepsilon_{pa0}$		rupture
XBCL24	0,200	0,103	0,097	197	-204	200	221	0,086	531922	EC
XBCL1	0,201	0,103	0,098	196	-204	200	-	-	397241	EC
XBCL2	0,300	0,113	0,186	219	-221	220	248	0,174	31398	EC
XBCL15	0,303	0,113	0,191	217	-219	218	245	0,180	35892	EC+SC
XBCL30	0,505	0,137	0,368	264	-268	266	260	0,372	6699	EC
XBCL5	0,512	0,134	0,368	258	-262	260	264	0,370	8000	EC
XBCL19	0,701	0,167	0,534	324	-325	325	277	0,559	2573	С
XBCL32	0,708	0,165	0,543	317	-321	319	272	0,570	2961	С

Tableau 3.8: Résultats des essais de fatigue oligocyclique sans préécrouissage (ϵ en % et σ en MPa)

3.4.2.2 Analyse en contrainte

Boucles contraintes-deformation. Les boucles à mi-durée de vie pour les niveaux de déformation compris entre $\pm 0,2\%$ et $\pm 0,7\%$ sont représentées sur la figure 3.37. On remarque que même pour les faibles déformations et dans le domaine d'endurance du matériau, la partie viscoplastique reste importante et ne peut pas être négligée. C'est une des caractéristiques importantes du comportement cyclique du 304L.

Il est aussi important de noter que les boucles montrent un fort effet Bauschinger : la limite d'élasticité dans la phase de compression est bien plus faible que celle obtenue en traction. Le centre du domaine d'élasticité est ainsi fortement décalé vers les contraintes positives. L'origine de l'effet Baushinger observé à l'échelle macroscopique vient de l'hétérogénéité de la déformation plastique au sein du matériau à l'échelle microscopique. Cette hétérogénéité peut être la conséquence des différentes orientations des grains faisant ainsi varier la contrainte d'écoulement. Elle peut aussi se manifester à l'échelle des dislocations. Comme vu précedemment, le 304L sous chargement cyclique uniaxial va avoir tendance à former des murs, des bandes de glissement persistantes et des cellules qui vont être des obstacles aux mouvements de dislocations. Au contraire, à l'intérieur des cellules ou des canaux, leur mobilité sera facilitée.

Les boucles aux cycles stabilisés à 300°C montrent un comportement identique à celui observé à la température ambiante (Annexe B). Cependant les niveaux de contrainte atteints sont plus faibles.

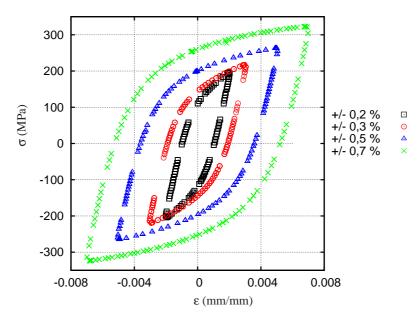


Figure 3.37: Boucles contrainte-déformation à mi-durée de vie pour plusieurs niveaux de déformation pour le matériau vierge à 20°C

Evolution des amplitudes de contrainte en fonction du nombre de cycles. Les courbes de durcissement-adoucissement cycliques sont données sur la figure 3.38. Le comportement est identique à celui identifié en général pour ce type d'acier et ne presente pas de particularités. Sur chaque essai, on assiste tout d'abord à une consolidation sur les premiers cycles jusqu'à une contrainte maximale puis à un adoucissement menant à une stabilisation. La phase d'adoucissement se présente d'autant plus tôt que la déformation est faible. Les niveaux de durcissement initial et d'adoucissement sont d'autant plus élevés que le niveau de déformation est élevé. Aucun durcissement secondaire n'est à noter sauf sur l'essai avec la déformation totale imposée la plus élevée (figure 3.38). Sur la figure 3.39, la représentation linéaire permet de mettre en évidence la phase de stabilisation qui représente la majeure partie de la durée de vie des éprouvettes. On note aussi que le durcissement secondaire observé sur l'essai à ±0,7% est très faible.

La modélisation des essais, à l'échelle macroscopique ou polycristalline, aura comme objectif de reproduire le comportement du matériau au cycle stabilisé sans modéliser l'ensemble des cycles précédents. En effet dans ce type de modélisation, sans méthodes numériques appropriées, il est impossible de simuler des milliers de cycles. Le comportement au cycle stabilisé, correspondant à la mi-durée de vie, est donc choisi comme le cycle le plus représentatif de l'essai.

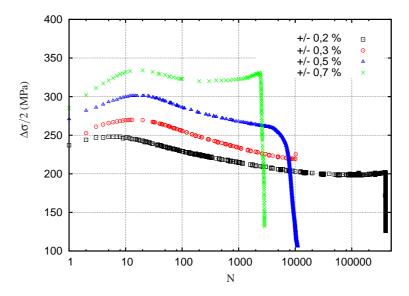


Figure 3.38: Evolution des amplitudes de contrainte en fonction du nombre de cycles pour le matériau vierge à 20°C - Echelles semi-logarithmiques

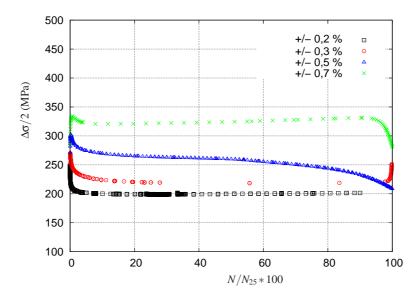


Figure 3.39: Evolution des amplitudes de contrainte en fonction du nombre de cycles pour le matériau vierge à 20°C - Echelles linéaires

Evolution des contraintes moyennes en fonction du nombre de cycles. Dans tous les essais, la contrainte moyenne est négative et ne dépasse pas une amplitude de 8 MPa. Ce niveau de contrainte moyenne est présent seulement au cours des premiers cycles de chargement. Après quelques cycles de chargement, elle s'annule.

Courbes de consolidations cyclique et monotone. Deux courbes de consolidation sont présentées figure 3.40. La première est la courbe d'écrouissage monotone, correspondant aux données prises au premier quart de cycle de chaque essai et la seconde la courbe d'écrouissage cyclique pour les données aux cycles stabilisés. Des essais à d'autres niveaux de déformation que ceux présentés ci-dessus ont été ajoutés afin d'identifier plus proprement ces courbes d'écrouissage. Des lois d'écrouissage peuvent ainsi être définies pour chaque courbe sous la forme :

$$\sigma_a = K \varepsilon_{pa}^{\quad n} \tag{3.5}$$

K est le coefficient d'écrouissage et n l'exposant d'écrouissage.

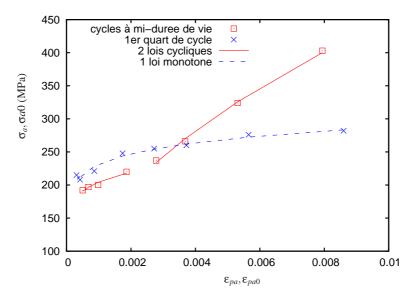


Figure 3.40: Courbes de consolidation cyclique et monotone pour le matériau vierge à 20°C - Echelles linéaires

La courbe d'écrouissage monotone peut être identifiée par une loi d'écrouissage sur tout le domaine des déformations plastiques étudiées :

$$\sigma_{a0} = 443.\varepsilon_{pa0}^{0.094} \tag{3.6}$$

avec $R^2 = 0.962$

Pour la courbe cyclique, une loi d'écrouissage ne permet pas d'identifier tout le domaine des déformations plastiques. On définit donc deux lois d'écrouissage : une pour les faibles niveaux de déformation plastique $(0,050.10-2<\epsilon_{pa}<0,258.10-2)$ et une autre pour les forts niveaux $(0,258.10-2<\epsilon_{pa}<0,797.10-2)$:

$$\sigma_a = 415.\varepsilon p a^{0,102} \tag{3.7}$$

 $R^2 = 0.947 \text{ pour } 0.050.10 - 2 < \varepsilon_{pa} < 0.258.10 - 2$

$$\sigma_a = 4742.\epsilon p a^{0.511} \tag{3.8}$$

$$R^2 = 0.997$$
 pour $0.258.10 - 2 < \varepsilon_{pa} < 0.797.10 - 2$

On montre que la courbe monotone est au dessus de la courbe cyclique pour les faibles niveaux de déformation plastique. On en conclut que pour ces niveaux de déformation, l'adoucissement est plus important que le durcissement initial. Au contraire, à des déformations plus élevées, la courbe cyclique est au dessus de la courbe monotone, ce qui peut être expliqué par le durcissement secondaire observé aux niveaux les plus élevés.

Certains paramètres d'une loi de comportement d'un matériau peuvent être déterminés à partir de ces courbes d'écrouissage monotone et cyclique. On voit alors qu'il est difficile d'identifier des paramètres pouvant reproduire le comportement à la fois d'essais en traction monotone et en déformation cyclique sur une grande plage d'amplitudes de déformation. L'identification de la loi de comportement du matériau vierge et du matériau préécroui sera donc difficile.

3.4.2.3 Analyse en endurance

Les courbes de résistance à la fatigue sont données sur la figure 3.41. Les déformations totales, élastique et plastique sont prises au cycle stabilisé. On définit la loi de Manson Coffin calculée sur les déformations plastiques et la loi de Basquin calculée sur les déformations élastiques en fonction du nombre de cycles à rupture :

$$\Delta \varepsilon_p / 2 = 0,0992. N_{25}^{-0.372} \tag{3.9}$$

$$\Delta \varepsilon_e / 2 = 0,0028. N_{25}^{-0,110} \tag{3.10}$$

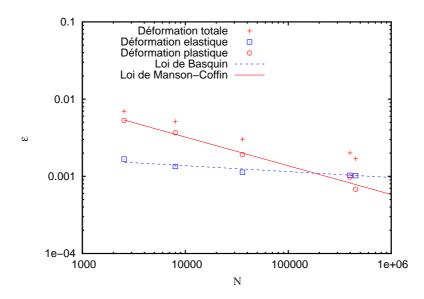


Figure 3.41: Courbes de résistance à la fatigue pour le matériau vierge à 20°C

3.4.3 Essais avec préécrouissage

3.4.3.1 Résultats des essais

Tous les essais de fatigue avec préécrouissage ont été réalisés dans les mêmes conditions que les essais sans préécrouissage et les résultats sont donnés dans le tableau B.4. Le préécrouissage avant chaque essai de fatigue est une traction monotone à 13,6% de déformation totale. Après chaque préécrouissage, la surface des éprouvettes présente un aspect de "peau d'orange", elles ont donc été légèrement repolies (une vingtaine de microns) afin d'éviter tout glissement de l'extensomètre lors des essais de fatigue. Cependant ce polissage manuel ne permet pas de revenir à l'état de surface poli initial des éprouvettes.

3.4.3.2 Analyse en contrainte

Evolution des amplitudes de contrainte en fonction du nombre de cycles L'évolution du comportement du matériau préécroui est identique à celle du matériau vierge au début de l'essai : durcissement pendant les premiers cycles puis adoucissement. Cependant contrairement aux essais sur matériau vierge, la phase d'adoucissement est beaucoup plus marquée en terme de niveau de contrainte et elle se poursuit jusqu'à rupture comme le montre la figure 3.42. Aucune stabilisation du matériau préécroui n'est observée. La détermination d'un cycle stabilisé est donc difficile, il sera choisi comme celui correspondant la mi-durée de vie.

Eprouvette	Mi-durée de vie $(N_{25}/2)$						1/4 de cycle		N_{25}	rupture
	$\Delta \varepsilon_t/2$	$\Delta \varepsilon_e/2$	$\Delta \varepsilon_p/2$	σ_{max}	σ_{min}	$\Delta \sigma/2$	$\sigma_{a0}/2$	$\Delta \varepsilon_{pa0}$		
XBFL17	0,198	0,140	0,052	340	-208	274	323	0,027	101671	EC
XBFL15	0,193	0,096	0,097	469	-91	280	328	0,047	98857	EC
XBCL17	0,298	0,170	0,128	344	-297	321	437	0,074	27462	EC
XBFL4	0,297	0,166	0,131	327	-285	306	432	0,076	23791	EC
XBCL23	0,500	0,163	0,337	375	-374	375	505	0,281	3017	EC
XBCL9	0,501	0,137	0,364	363	-352	358	-	-	3650	EC
XBFL12	0,683	0,198	0,491	363	-364	364	477	0,473	2035	EC
XBFL33	0,700	0,213	0,487	376	-374	375	473	0,458	2013	EC

Tableau 3.9: Résultats des essais de fatigue oligocyclique avec préécrouissage à 20° C (σ en MPa et ϵ en %, EC = entre les couteaux de l'extensomètre)

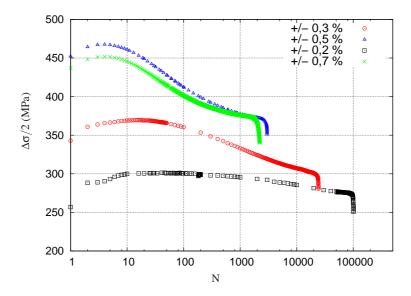


Figure 3.42: Evolution des amplitudes de contrainte en fonction du nombre de cycles pour le matériau préécroui à 20°C

Boucles contrainte-deformation Sur la figure 3.43 les boucles contrainte-déformation pour différentes amplitudes de déformation aux cycles stabilisés montrent une dissymétrie importante pour les faibles niveaux. Les boucles du matériau préécroui ont une composante viscoplastique plus faible que celles du matériau vierge.

Evolution des contraintes moyennes en fonction du nombre de cycles. Le préécrouissage induit l'apparition d'une contrainte moyenne de traction au début des essais de fatigue (figure 3.44). Cette contrainte moyenne liée à l'effet Bauschinger issu du préécrouissage est d'autant plus élevée que le niveau de déformation imposée est faible. Elle se relaxe tout au long de l'essai pour atteindre une valeur nulle à mi-durée de vie pour les plus forts niveaux de déformation. C'est ce qui explique l'adoucissement observé tout au long des essais sur la figure 3.42. Pour le plus faible niveau de déformation ($\pm 0,2\%$) la contrainte moyenne a encore une valeur supérieure à 60MPA au cycle à rupture. La présence de cette contrainte moyenne qui évolue tout au long de l'essai posera une difficulté lors de l'identification de la loi de comportement ainsi que dans le choix du cycle stabilisé.

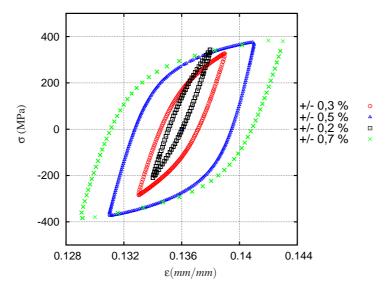


Figure 3.43: Boucles contrainte-déformation pour le matériau préécroui à mi durée de vie à 20°C

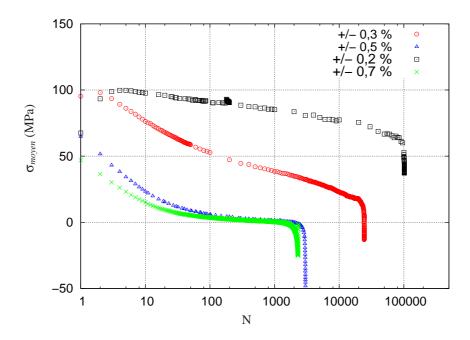


Figure 3.44: Evolution de la contrainte moyenne au cours des essais sur matériau préécroui à 20°C

Courbes de consolidation cyclique et monotone. Comme pour les essais sans préécrouissage, on peut définir des lois d'écrouissage cyclique et monotone. Cependant, nous ne possédons des résultats que sur une plage d'amplitude de déformation plus faible comparée au cas du matériau vierge. Une loi d'écrouissage cyclique réussit à définir tout le domaine de déformation contrairement au cas du matériau vierge. La courbe monotone est au dessus de la courbe cyclique dans tout le domaine de déformation ce qui est expliqué par le très fort adoucissement observé (figue 3.45). Notons que les points expérimentaux pris au premier quart de cycle pour construire la courbe d'écrouissage monotone sont assez dispersés. En effet, malgré un repolissage de la surface des éprouvettes, au début de certains essais l'extensomètre a tout de même glissé. Par conséquent l'enregistrement du premier quart de cycle n'a pu être réalisé correctement.

$$\sigma_{a0} = 1013.\epsilon_{pa0}^{0,1323} \tag{3.11}$$

 $R^2 = 0,7687$, courbe d'écrouissage monotone

$$\sigma_a = 677. \varepsilon_{pa}^{0,1209} \tag{3.12}$$

 $R^2 = 0,7556$, courbe d'écrouissage cyclique

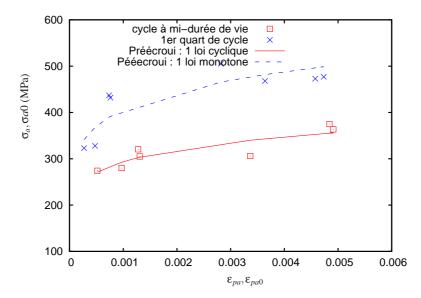


Figure 3.45: Courbes de consolidation cyclique et monotone pour le matériau préécroui à 20°C

3.4.3.3 Analyse en endurance.

Les courbes de résistance à la fatigue sont données sur la figure 3.46. Les lois de Manson Coffin et de Basquin sont les suivantes :

$$\Delta \varepsilon_p / 2 = 0,186. N_{25}^{-0.4862} \tag{3.13}$$

$$\Delta \varepsilon_e / 2 = 0,0048. N_{25}^{-0,1143} \tag{3.14}$$

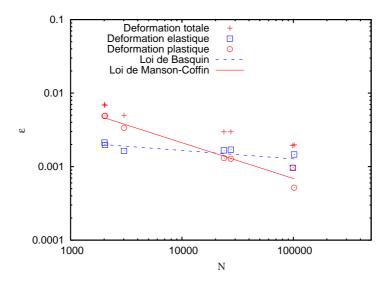


Figure 3.46: Courbes de résistance à la fatigue pour le matériau préécroui à 20°C

3.4.4 Influence du préécrouissage

3.4.4.1 Comparaison des résultats

Amplitudes de contrainte et durées de vie. On compare dans le tableau suivant les essais vierges et préécrouis. Les amplitudes de contrainte sont supérieures pour le matériau préécroui et leur durée de vie est plus faible.

Eprouvette	Préécrouissage		Mi-durée de vie $(N_{25}/2)$						
		$\Delta \varepsilon_t/2$	$\Delta \varepsilon_e/2$	$\Delta \varepsilon_p/2$	σ_{max}	σ_{min}			
XBCL1	non	0,201	0,103	0,098	196	-204	397241		
XBFL17	oui	0,198	0,140	0,052	340	-208	101671		
XBCL15	non	0,303	0,113	0,191	217	-219	35892		
XBFL4	oui	0,297	0,166	0,131	327	-285	23791		
XBCL5	non	0,512	0,134	0,368	258	-262	8000		
XBCL23	oui	0,500	0,163	0,337	375	-374	3017		
XBCL32	non	0,708	0,165	0,543	317	-321	2961		
XBFL33	oui	0,700	0,213	0,487	376	-374	2013		

Tableau 3.10: Comparaison des essais vierges et préécrouis

La comparaison des courbes de consolidation cyclique est présentée sur la figure 3.47. La courbe de consolidation cyclique du matériau vierge se situe en dessous de celle du matériau préécroui. Cependant, à partir de 0,7% de déformation, les deux courbes se rejoignent. A plus forte déformation, la courbe d'écrouissage du matériau vierge se situe alors au dessus de celle du matériau préécroui.

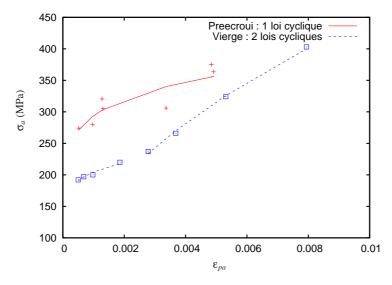


Figure 3.47: Comparaison des courbes de consolidation cyclique du matériau vierge et du matériau préécroui à 20°C

Les courbes de Manson-Coffin pour le matériau vierge et le matériau préécroui sont tracées sur la figure 3.48. Les durées de vie du matériau vierge sont supérieures à celles du matériau préécroui. L'effet néfaste du préécrouissage sur la durée de vie du matériau est plus marqué sur les faibles niveaux de déformation. A partir de 0,7%, les durées de vie entre les matériaux vierge et préécroui tendent à se rapprocher.

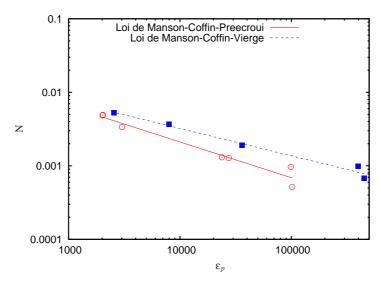


Figure 3.48: Comparaison des courbes de Manson-Coffin du matériau vierge et du matériau préécroui

3.4.4.1.1 Boucles contrainte-déformation. Les niveaux d'amplitude les plus faibles sont les plus affectés par le préécrouissage. La boucle à mi-durée de vie à $\pm 0,2\%$ garde un fort effet mémoire de ce préécrouissage. L'effet du préécrouissage se traduit par une augmentation de la contrainte maximale et une contrainte moyenne élevée. Le comportement du matériau préécroui se caractérise par une déformation plastique plus faible avec une hystérésis plus "aplatie". Avec l'augmentation de l'amplitude de déformation imposée, l'effet du préécrouissage diminue et devient beaucoup moins marqué. A $\pm 0,7\%$, aucune contrainte moyenne n'est observée et on note seulement une légère augmentation de la contrainte maximale.

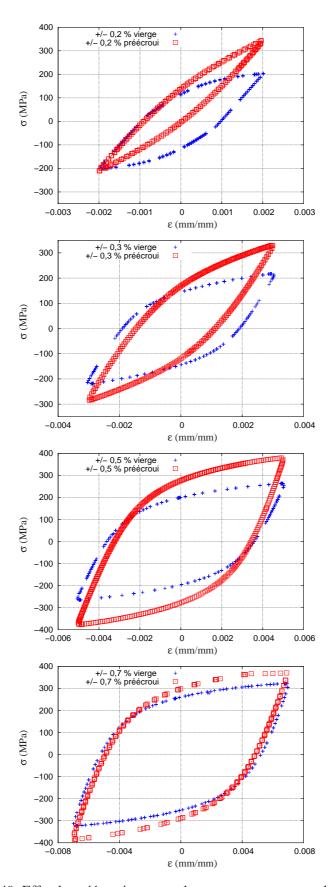


Figure 3.49: Effet du préécrouissage sur le comportement au cycle stabilisé

3.4.4.2 Contraintes effectives et contraintes internes

Pour étudier la nature physique de l'effet du préécrouissage sur l'évolution du comportement cyclique, la contrainte peut être divisée en deux composantes selon la partition de Cottrell ((Cottrell, 1953), (Lemaitre et Chaboche, 1985)) : une contrainte effective $\Sigma_{eff}(R+k)$ et une contrainte cinématique (ou contrainte interne) X. La contrainte effective est la contrainte effectivement nécessaire aux dislocations pour se déplacer et la contrainte interne résulte d'un stockage de contrainte dans le matériau.

$$\sigma = \sigma_{\it effective} + \sigma_{\it interne}$$

La containte effective. La contrainte effective correspond au rayon du domaine élastique. C'est la contrainte macroscopique nécessaire localement pour qu'une dislocation puisse franchir une barrière d'énergie associée à un obstacle et se déplacer. On l'associe donc à des interactions à courte distance entre les dislocations comme la friction de réseau ou les arbres de la forêt. Lorsque les dislocations se déplacent sur leurs plans de glissement, elles rencontrent des obstacles, la contrainte appliquée σ doit en premier lieu aider les dislocations à franchir ces obstacles.

La contrainte interne. Au contraire, la composante cinématique est la contrainte macroscopique correspondant aux interactions à longue distance et représente la translation du domaine élastique. Elle n'est mise en évidence que par des cycles de charge-décharge. Les contraintes internes à longue distance sont la conséquence de l'hétérogénéité de la déformation plastique dans le matériau. Cette hétérogénéité se manifeste à deux échelles : à l'échelle du grain (monocristal) et à l'échelle du polycristal. C'est une contrainte interne du matériau qui peut donc être inter-granulaire ou/et intra-granulaire. A l'échelle du polycristal, on qualifie cette contrainte de contrainte intergranulaire. Elle est reliée à la struture du cristal et plus particulièrement aux joints de grains. Les joints de grains sont des zones de fortes densités de dislocations et d'incompatibilités des déformations entre les grains voisins, ce qui induit des contraintes à longue distance. A l'échelle du grain, la contrainte interne est qualifiée de contrainte intra-granulaire. Elle est le résultat d'incompatibilités de déformation à l'échelle des structures hétérogènes de dislocations comme par exemple la formation de cellules de dislocations.

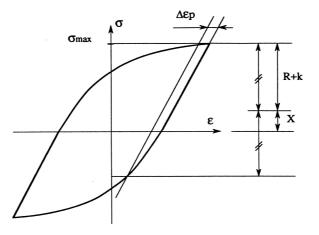


Figure 3.50: Détermination des contraintes effective et cinématique sur une boucle d'hystérésis

Les figures 3.51(a) et (b) mettent en évidence la partition des contraintes σ_{eff} ((R+k)) et X au cours des essais de fatigue sur les matériaux vierge et préécroui pour deux niveaux de déformation. Pour le matériau vierge comme pour le matériau préécroui, la composante effective est plus faible que la composante cinématique, et on observe une évolution identique : une augmentation au cours des premiers cycles (correspondant à la première phase de durcissement du matériau)

puis une diminution jusqu'au cycle stabilisé. La valeur de la contrainte effective du matériau préécroui est plus élevée, ce qui peut être expliqué par l'augmentation de la limite d'élasticité après le préécrouissage.

La composante cinématique a une évolution différente pour le matériau vierge et préécroui. Pour le matériau vierge, X augmente en début d'essai puis diminue avant d'atteindre une valeur stabilisée, correspondant à la stabilisation de la microstructure en cellules de dislocations (Figure 4.1(a)). Pour le matériau préecroui, dès les premiers cycles de chargement cyclique, une forte augmentation de X est observée (effet de la contrainte moyenne) puis une diminution sans stabilisation. La valeur de X reste cependant toujours supérieure à la valeur de la contrainte effective. On peut donc conclure que le préécrouissage a un effet principalement sur la composante cinématique du comportement cyclique et pour les plus faibles amplitudes de déformation. En effet, pour la plus forte amplitude de déformation de $\pm 0,7\%$, la composante cinématique du matériau préécroui au cycle stabilisé atteint la même valeur que celle du matériau vierge. Ces résultats seront utilisés lors de l'identification des paramètres de l'écrouissage cinématique du modèle polycristallin (Chapitre 5).

Ce résultat est confirmé par l'observation de cellules de dislocations de taille deux fois plus petite pour le matériau préécroui que pour le matériau vierge (Figure 4.1(b)).

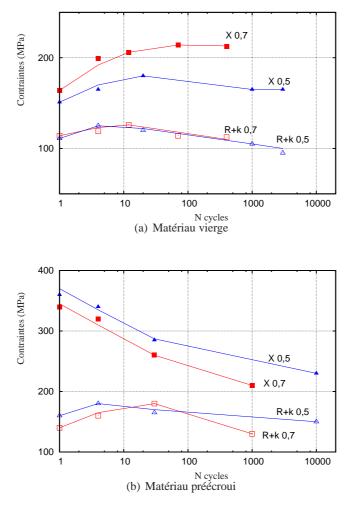


Figure 3.51: Evolution des composantes effective et cinématique

3. ESSAIS DE FATIGUE THERMIQUE INTHERPOL ET ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

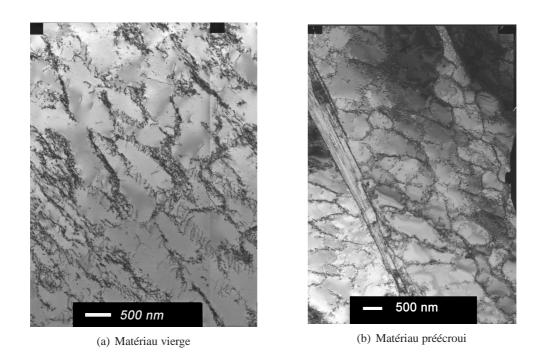


Figure 3.52: Microstructures observées à rupture pour une amplitude de déformation imposée de $\pm 0,5\%$

3.5 Résumé

Des essais de fatigue oligocyclique ont été réalisés afin d'identifier les paramètres des lois de comportement utilisées dans la modélisation macroscopique des essais INTHERPOL (chapitre 4) et dans l'approche polycristalline (chapitre 5). Le domaine de sollicitation couvert par la base expérimentale a été défini en fonction du retour d'expérience acquis dans les zones de mélange et en fonction du domaine de chargement des essais INTHERPOL. L'accent a donc été mis sur les faibles amplitudes de déformation avec des essais dont les amplitudes de déformation sont comprises entre 0,2% et 0,7% à des températures de 20 et 300°C afin d'encadrer la plage de fonctionnement des composants.

L'acier 304L est sensible à l'effet de préécrouissage. Les lois de comportement choisies par la suite seront capables de rendre compte de cet effet mais il est nécessaire de disposer pour leur identification d'essais sur un matériau préécroui. Le préécrouissage retenu est effectué en traction monotone jusqu'à une déformation de 14% à température ambiante, puis décharge jusqu'à contrainte nulle. Les essais de fatigue ont ensuite été réalisés pour les mêmes amplitudes de déformation que pour le matériau vierge et aux mêmes températures. Ce préécrouissage a été choisi de manière à se rapprocher au mieux de l'état de surface des maquettes INTHERPOL. Des observations MET et des mesures de microdureté sur des essais en traction monotone à différents niveaux de déformation ont été réalisées. Le niveau de déformation se rapprochant au mieux de celui observé en surface des maquettes INTHERPOL sans introduire d'endommagement a été identifié à 14%. Des essais cycliques avec un pré-écrouissage en traction monotone de l'ordre de 14% ont alors été effectués.

Le comportement cyclique du matériau vierge évolue tout au long de l'essai et est identique à celui identifié en général pour ce type d'acier et ne presente pas de particularités. Sur chaque essai, on assiste tout d'abord à une consolidation sur les premiers cycles jusqu'à une contrainte maximale puis à un adoucissement menant à une stabilisation. La phase d'adoucissement se présente d'autant plus tôt que la déformation est faible. Le niveau de durcissement initial et d'adoucissement sont d'autant plus élevés que le niveau de déformation est élevé. Aucun durcissement secondaire n'est à noter sauf sur l'essai avec la déformation totale imposée la plus élevée. Il est aussi important de noter que les boucles contrainte-déformation montrent un fort effet Baushinger.

Le comportement cyclique du matériau préécroui est identique à celui du matériau vierge au début de l'essai : durcissement pendant les premiers cycles puis adoucissement. Cependant contrairement aux essais sur matériau vierge, la phase d'adoucissement est beaucoup plus marquée et se poursuit jusqu'à rupture. Aucune stabilisation du matériau préécroui n'est observée. Le préécrouissage induit l'apparition d'une contrainte moyenne de traction au début des essais de fatigue. Elle se relaxe tout au long de l'essai pour atteindre une valeur nulle à mi-durée de vie pour les plus forts niveaux de déformation. Pour le plus faible niveau de déformation $(\pm 0,2\%)$ la contrainte moyenne a encore une valeur supérieure à 60MPA au cycle à rupture. L'influence du préécrouissage est particulièrement marqué sur les boucles contrainte-déformation aux faibles amplitudes de déformation.



3. ESSAIS DE FATIGUE THERMIQUE INTHERPOL ET ESSAIS DE FATIGUE

Bibliographie

- CHANGEUX (2001). Loi de comportement pour l'usinage Localisation de la déformation et Aspects microtructuraux. Thèse de l'ENSAM d'Angers.
- COTTRELL (1953). *Dislocations and plastic flow in crystals*. Oxford University Press London, pp.111-116.
- CURTIT (2005). Synthèse des essais INTHERPOL 01 à 04. Note EDF HT-26/05/008/A.
- CURTIT ET STEPHAN (2007). Essais de Fatigue Thermique sur structures. MECAMAT, Aussois.
- DOQUET ET TAHERI (2000). Effet d'un préécrouissage ou d'un sur-écrouissage sur la durée de vie en fatigue de divers aciers à contrainte ou déformation imposée. Revue Française de mécanique, vol.1.
- FRADET ET CORNUEL (2004). Rapport d'expertise-Dossier zone de mélange-Expertise de la maquette d'essai INTHERPOL 01. Note GDL D5710/ECH/2004/004883/00, Chinon.
- GARCIA (2006). Caractérisation microstructurale d'aciers inoxydables austénitiques (304L) sollicités en fatigue. Note EDF H-T27-2006-03851-FR.
- LEBRUN (2003). Rapport de mesures de contraintes résiduelles. ENSAM, Angers.
- LEMAITRE ET CHABOCHE (1985). Mécanique des matériaux solides. Edition Dunod.
- MONIN (2007). Tenue en service d'assemblages soudés en acier 304L :influence des contraintes résiduelles et du parachèvement mécanique. Thèse de Doctorat de l'Université de Lille I.
- M'SAOUBI (1998). Aspects thermiques et microstructuraux de la coupe. Application à la coupe orthogonale des aciers austénitiques. Thèse de l'ENSAM d'Angers.
- PETITJEAN (2003). Influence de l'état de surface sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier inoxydable austénitique 304L. Thèse de Doctorat de l'Université de Poitiers.
- STEPHAN (2002). Installation d'essai en fatigue thermique INTHERPOL : description de l'installation. Note EDF HT-26/02/036/B.

bnograpme		 		

Chapitre 4

APPROCHE MACROSCOPIQUE: CALCUL DE STRUCTURE

Sommaire

Somme	шс	
4	.1 Loi de	e comportement élastoviscoplastique avec effet mémoire 106
	4.1.1	Modèle de comportement
	4.1.2	Surface d'écoulement et potentiel plastique
	4.1.3	Formulation de l'écrouissage isotrope
	4.1.4	Formulation de l'écrouissage cinématique
4	.2 Identi	ification du modèle de comportement
	4.2.1	Simplification
	4.2.2	Base expérimentale
	4.2.3	Résultats
	4.2.4	Simulation de chargements multiaxiaux
	4.2.5	Bilan
4	.3 Mode	lisation des essais INTHERPOL
	4.3.1	Description du calcul
	4.3.2	Introduction du gradient d'écrouissage
	4.3.3	Introduction des contraintes résiduelles
	4.3.4	Calcul des cycles mécaniques
	4.3.5	Analyse des Résultats

Dans ce chapitre, nous présentons le modèle de comportement mécanique retenu pour la modélisation des essais INTHERPOL. Les aciers austénitiques ont un comportement en fatigue assez complexe et présentent de nombreuses particularités : plasticité cyclique macroscopique importante même pour des grandes durées de vie (10⁶ ou 10⁷ cycles), sensibilité à la température et à la fréquence de sollicitation, effet de mémoire d'une prédéformation, sensibilité à l'existence d'une contrainte moyenne et au mode de sollicitation... Le calcul de structure en fatigue d'INTHERPOL nécessite, avant tout choix de critères de fatigue, de pouvoir reproduire au mieux le trajet de chargement contraintes et déformations réelles du matériau au cours de l'essai. Cependant il est difficile de rendre compte de tous les phénomènes mis en jeu, un choix est nécessaire. Dans cette étude, nous nous intéressons principalement au comportement cyclique multiaxial en température et à déformation imposée ainsi qu'à l'effet de l'état de surface. Nous avons donc choisi une loi de comportement élastoviscoplastique cyclique avec un effet de mémoire d'une prédéformation. De plus cette loi devait être disponible dans le code éléments finis Code Aster permettant une mise en oeuvre simplifiée.

Cette loi est une loi de type Chaboche avec un écrouissage isotrope et deux écrouissages cinématiques non linéaires. Elle est relativement riche et comprend au total 27 paramètres. Elle permet de décrire le comportement plastique sous chargement cyclique en petite déformation ainsi que l'effet Baushinger. La formulation des variables a par ailleurs été enrichie afin notamment de reproduire des phénomènes de restauration ou de décrire correctement une déformation progressive. Ce qui nous intéresse ici plus particulièrement est la capacité de ce modèle à prendre en compte la mémoire d'écrouissage du matériau, permettant ainsi d'introduire dans la simulation l'écrouissage de surface du matériau et son état de contraintes résiduelles. Le modèle est cependant trop riche pour notre problème et nous avons fait certaines simplifications afin de réduire le nombre de paramètres à identifier et les temps de calcul. Les phénomènes de restauration et de déformation progressive n'étant pas significatifs dans le domaine de sollicitations qui nous intéresse, ces effets n'ont donc pas été pris en compte en annulant les coefficients correspondants. La formulation retenue ne compte alors plus que 18 paramètres.

Après avoir présenté les équations générales du modèle, les paramètres mis en jeu et les simplifications effectuées, nous donnons les résultats de l'identification. L'identification des paramètres s'appuie sur une identification déjà réalisée dans le cadre d'une étude sur un acier 316L. Le recalage est ensuite réalisé à l'aide du logiciel SiDoLo à l'aide des essais de fatigue oligocyclique du chapitre précédent. Lors du recalage, on s'attache plus particulièrement à reproduire au mieux les boucles stabilisées des contraintes et déformations pour les chargements de faible amplitude tant sur le matériau vierge que sur le matériau préécroui. Les résultats de la modélisation des essais INTHERPOL sont ensuite présentés.

4.1 Loi de comportement élastoviscoplastique avec effet mémoire

4.1.1 Modèle de comportement

Le modèle de comportement utilisé est un modèle phénoménologique à variables internes de type Lemaitre et Chaboche. Ce type de modèles de comportement permet de bien décrire le comportement plastique de chargements cycliques en petites déformations ainsi que l'effet Bauschinger. Des phénomènes supplémentaires peuvent être ajoutés au modèle classique dans les variables d'écrouissage afin de rendre compte des effets de fluage, de restauration, de rochet cyclique, de surécrouissage sous chargement non-proportionnels ou encore de mémoire d'écrouissage ((Calloch, 1997), (Nouailhas, 1988), (Geyer, 1995)). Le modèle de Chaboche est une loi viscoplastique unifiée, la déformation totale se décompose, en petites déformations, en une partie élastique et une partie inélastique (regroupant une partie plastique et une partie viscoplastique) :

$$\mathbf{\varepsilon}_{tot} = \mathbf{\varepsilon}^e + \mathbf{\varepsilon}^p \tag{4.1}$$

4.1.2 Surface d'écoulement et potentiel plastique

Depuis plusieurs années, de nombreux travaux ont permis d'enrichir les modèles de comportement mécanique des matériaux afin de mieux décrire les phénomènes physiques à prendre en compte lors de la modélisation. La plupart des modèles sont développés dans le cadre de la thermodynamique des milieux continus avec variables internes (Lemaitre et Chaboche, 1988). Les lois de comportement qui en résultent sont alors basées sur la superposition de plusieurs modèles d'écrouissage. Nous nous plaçons ici dans le cadre général de la viscoplasticité.

Le comportement viscoplastique d'un matériau se déduit généralement de l'existence de deux surfaces exprimées dans l'espace des contraintes :

- Une surface seuil d'élasticité (surface d'écoulement) qui sépare le domaine élastique du domaine plastique, correspondant à une vitesse de chargement nulle.
- Une surface limite, au délà de laquelle le chargement est impossible, correspondant à une vitesse de chargement infinie.

A la différence de la plasticité classique, le point représentatif de l'état de contrainte peut donc être à l'extérieur de la surface seuil d'élasticité. Entre ces deux surfaces sont alors définies les surfaces équipotentielles de l'écoulement viscoplastique ("potentiel de dissipation plastique", Ω) sur lesquelles s'applique la loi de normalité. Ces surfaces équipotentielles vont définir les conditions d'écoulement en fonction de la vitesse de chargement et évoluer au cours de l'écrouissage du matériau. En général, on restreint ces évolutions à une dilatation isotrope, modélisée par une variable scalaire R, et un mouvement de translation de la surface, modélisé par une variable tensorielle X.

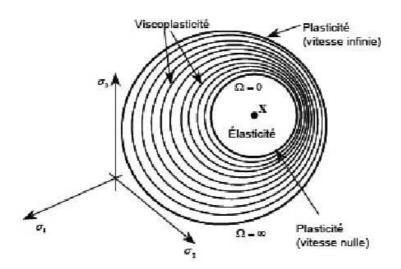


Figure 4.1: Surfaces limites de l'écoulement viscoplastique dans l'espace des contraintes principales

Dans le cas du modèle de Chaboche, la surface d'écoulement qui délimite le domaine élastique est de type Von Mises :

$$f(\mathbf{S}, \mathbf{X}, k, \alpha_R, R) = J_2(\mathbf{S} - \mathbf{X}) - k - \alpha_R R = 0 \tag{4.2}$$

Elle est caractérisée dans l'espace des contraintes principales par :

- Son centre X : le tenseur d'écrouissage cinématique
- Sa taille : $k + \alpha_R R$ où k représente sa taille initiale et R la variable d'écrouissage isotrope donnant son évolution modulée par le coefficient α_R .

- Sa forme, donnée par le critère de Von Mises :

$$J_2(\mathbf{S} - \mathbf{X}) = \sqrt{\left(\frac{3}{2}(\mathbf{S} - \mathbf{X}) : (\mathbf{S} - \mathbf{X})\right)}$$

$$\tag{4.3}$$

S est la partie déviatorique du tenseur des contraintes de Cauchy σ :

$$\mathbf{S} = \mathbf{\sigma} - \frac{1}{3}Tr(\mathbf{\sigma}) \tag{4.4}$$

Dans le cas de la viscoplasticité, le potentiel plastique est formé de plusieurs surfaces équipotentielles à chaque instant, et la fonction f peut prendre des valeurs supérieures à 0 ce qui revient à un état de contrainte qui sort de la surface d'écoulement. Le potentiel de dissipation plastique s'écrit généralement :

$$\Omega = \frac{K}{n+1} \left\langle \frac{J_2(\mathbf{S} - \mathbf{X}) - \alpha_R R - k}{K} \right\rangle^{n+1} \tag{4.5}$$

avec la notation:

$$\langle x \rangle = 0 \text{ pour } x \leq = 0$$

Dans le modèle utilisé ici, l'introduction d'une fonction exponentielle permet de décrire l'effet de saturation de l'influence de la vitesse de déformation :

$$\Omega = \frac{K_0 + \alpha_k R}{\alpha(n+1)} exp\left(\alpha \left\langle \frac{\sigma_v}{K_0 + \alpha_k R} \right\rangle^{n+1}\right)$$
(4.6)

avec la contrainte visqueuse

$$\sigma_{v} = J_{2}(\mathbf{S} - \mathbf{X}) - \alpha_{R}R - k \tag{4.7}$$

La règle de normalité de l'écoulement viscoplastique est appliquée sur la surface équipotentielle associé à l'état de contrainte courant et permet d'exprimer la loi d'évolution de la déformation plastique :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{p}} = \frac{\delta\Omega}{\delta\boldsymbol{\sigma}} = \frac{2}{3}\dot{p}\frac{\boldsymbol{S} - \boldsymbol{X}}{J_2(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{X})} \tag{4.8}$$

avec \dot{p} le taux de déformation viscoplastique cumulée :

$$\dot{p} = \left\langle \frac{\sigma_{\nu}}{K_0 + \alpha_k R} \right\rangle^n exp\left(\alpha \left\langle \frac{\sigma_{\nu}}{K_0 + \alpha_k R} \right\rangle^{n+1}\right) \tag{4.9}$$

et K_0 , α_k , et n les paramètres du modèle relatifs à la viscosité du matériau.

4.1.3 Formulation de l'écrouissage isotrope

L'écrouissage isotrope correspond à la dilatation sans changement de forme de la surface de charge ou des surfaces équipotentielles autour de leur centre. La loi d'écrouissage isotrope dans un modèle classique s'écrit :

$$\dot{R} = b(O - R)\dot{p} \tag{4.10}$$

b règle la vitesse de durcissement et Q permet de définir le niveau d'écrouissage atteint à stabilisation.

Cette expression permet de décrire l'évolution des boucles (durcissement ou adoucissement) au fil des cycles sous la forme d'une fonction linéaire de la vitesse de déformation plastique cumulée \dot{p} . Sous conditions stabilisées, cette loi isotrope conduit à une valeur unique de durcissement cyclique quelle que soit l'histoire de la déformation, Q est alors une constante. Ainsi, pour décrire les effets de mémoire, on doit pouvoir modifier l'amplitude du cycle stabilisé. Les effets de mémoire de la déformation sont introduits dans le modèle par l'intermédiaire d'une nouvelle variable d'écrouissage $\dot{R}_{memoire}$ (Nouailhas, 1988).

Des analyses de microstructure montrent que cette variable peut être associée à la présence de cellules de dislocations dont la taille et l'épaisseur des parois dépendent de l'amplitude de déformation. La création de macles à niveau élevé, qui persistent quel que soit le cyclage ultérieur correspond à la partie non évanescente de l'effet mémoire.

La nouvelle variable d'écrouissage isotrope peut alors s'écrire :

$$\dot{R} = \dot{R}_{memoire} + \dot{R}_{restauration}$$

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{p} + \gamma_r(Q_r - R)^{m_r} Sgn(Q_r - R)$$
(4.11)

Des termes de restauration sont introduits à l'aide des variables Q_r , γ_r et m_r , nécessaires pour les hautes températures.

Le terme $R_{memoire}$ permet d'introduire les effets de mémoire d'écrouissage par l'intermédiaire de la variable Q qui n'est plus une constante mais dépend de l'amplitude de déformation. Elle peut varier en fonction du niveau de déformation maximum atteint au cours de l'histoire du chargement.

La nouvelle variable Q s'écrit :

$$Q = Q_0 + (Q_M - Q_0)(1 - e^{-2\mu q})$$
(4.12)

q est la variable permettant de prendre en compte la déformation maximum au cours du temps et Q_0 , Q_M et μ sont trois paramètres de la loi relatifs à l'effet mémoire.

Pour décrire l'évolution de q, on définit dans l'espace des déformations plastiques une surface seuil d'équation F=0 appelée "surface enveloppe des déformations préalables", à l'intérieur de laquelle Q est une constante et détermine le domaine de non-écrouissage. Le mouvement de cette surface enveloppe des déformations préalables n'a lieu que lorsque l'état de déformation actuel se trouve sur la surface F=0 et que l'écoulement a lieu dans la direction extérieure à la surface. L'équation de cette surface F=0 est alors définie par :

$$F(\mathbf{\epsilon}^{\mathbf{p}}, \mathbf{\xi}, q) = \frac{2}{3} J_2(\mathbf{\epsilon}_{\mathbf{p}} - \mathbf{\xi}) - q = 0$$

$$(4.13)$$

avec q le rayon de la surface et ξ le tenseur définissant la position du centre de la surface seuil dans l'espace des déformations inélastiques.

La déformation de cette nouvelle surface F est analogue à celle définie dans l'espace des contraintes f et son évolution est décrite de la même façon. La variable q reste constante tant que le trajet de déformation est à l'intérieur de la surface seuil. Lorsque l'état de déformation atteint la surface seuil, les lois d'évolution des variables q et ξ sont données par les relations suivantes :

$$\dot{q} = \eta . H(F) . (\mathbf{n} : \mathbf{n}^*) . \dot{p} \tag{4.14}$$

$$\dot{\xi} = \sqrt{\frac{3}{2}}(1 - \eta).H(F).(\mathbf{n} : \mathbf{n}^*).\dot{p}\mathbf{n}^*$$
(4.15)

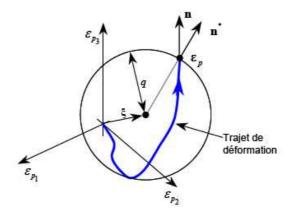


Figure 4.2: Surface seuil dans l'espace des déformations principales

avec H(F) la fonction d'Heaviside (H(F) = 1 si F = 0 et H(F) = 0 si F < 0)

n et n^* sont les tenseurs unitaires normaux extérieurs à la surface équipotentielle f=0 et la surface seuil F=0.

Le paramètre η est appelé pourcentage de mémorisation. Il permet d'introduire une mémoire progressive de l'écrouisage. Lorsque $\eta=0,5$ on obtient une saturation immédiate de la mémoire et donc de la variable q. Si $\eta<0,5$, la prise en compte de la mémoire est progressive et d'autant plus lente que η est petit (évolution d'autant plus lente de ξ).

Cet effet mémoire a notamment été mis en évidence par Chaboche (Lemaitre et Chaboche, 1985) en comparant les courbes monotones et cycliques d'un acier 316L : le durcissement cyclique est d'autant plus marqué que l'amplitude de déformation imposée est grande. L'effet mémoire ainsi introduit permet de décrire de nombreux comportements (Figure 4.3).

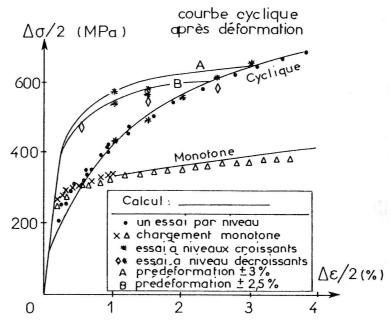


Figure 4.3: Simulation des courbes monotones et cycliques pour un acier 316L (Lemaitre et Chaboche, 1985)

Le deuxième terme de la loi isotrope $\dot{R}_{restauration}$ est un terme de restauration permettant de traduire une atténuation ou une dissipation des effets d'écrouissage sous l'action du temps. A la suite d'un écrouissage suivi d'une décharge, le phénomène de restauration est mis en évidence si l'on observe une disparition complète ou partielle de l'écrouissage initial lors d'une seconde mise en charge après un temps de maintien plus ou moins long, alors que la déformation plastique globale est toujours présente (Figure 4.4).

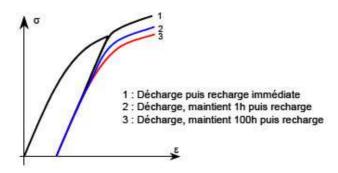


Figure 4.4: Phénomène de restauration

Ces phénomènes sont généralement associés à une température élevée. Ce second terme $\dot{R}_{restauration}$ a pour expression :

$$\dot{R}_{restauration} = \gamma_r (Q_r - R)^{m_r} . sgn(Q_r - R)$$
(4.16)

 Q_r est défini par l'équation :

$$Q_r = Q - Q_r^* \left(1 - \frac{Q_M - Q^2}{Q_M} \right) \tag{4.17}$$

Q est la valeur asymptotique de R et γ_r , m_r , Q_r^* et Q_M sont des paramètres de la loi de comportement.

4.1.4 Formulation de l'écrouissage cinématique

L'écrouissage cinématique correspond à une translation du domaine élastique dans l'espace des contraintes et est indispensable pour décrire le comportement cyclique et en particulier l'effet Bauschinger. Cette translation peut être mesurée expérimentalement pour des essais uniaxiaux. Les premières lois prenant en compte l'écrouissage cinématique ont été proposées par Prager et Ziegler ((Prager, 1958), (Ziegler, 1959)). Ces lois ont une évolution linéaire ce qui est insuffisant pour décrire l'écrouissage cyclique. Cet écrouissage cyclique est alors mieux représenté par des lois d'évolution non linéaires, comme celles proposées par Armstrong et Frederick (Armstrong et Frederick, 1966). Dans la pratique, pour étendre le domaine de validité de la loi plusieurs variables cinématiques sont introduites.

A l'échelle microscopique, la variable d'écrouissage cinématique est liée aux hétérogénéités de déformation du matériau au niveau du grain ou des cellules de dislocations, créant des contraintes "de rappel" sur les dislocations.

La variable d'écrouissage cinématique utilisée dans ce modèle de comportement comporte deux écrouissages cinématiques. La variable tensorielle \boldsymbol{X} (centre de la surface de charge f) est définie par deux variables \boldsymbol{X}_1 et \boldsymbol{X}_2 :

$$X = X_1 + X_2 \tag{4.18}$$

La variable X_1 sature rapidement au contraire de la variable X_2 qui sature plus lentement.

Les lois d'évolution des deux écrouissages cinématiques possèdent la même formulation correspondant à la somme d'un terme linéaire fonction de $\dot{\epsilon}^p$, d'un terme de rappel proportionnel à \dot{p} et d'un terme de restauration :

$$\dot{X}_{i} = \dot{X}^{i}_{linaire} + \dot{X}^{i}_{rappel} + \dot{X}^{i}_{restauration}$$
(4.19)

$$\dot{\mathbf{X}}_{i} = \frac{2}{3}C_{i}\dot{\mathbf{E}}^{p} - \gamma_{i}\left[\delta_{i}\mathbf{X}_{i} + (1 - \delta_{i})\left(\mathbf{X}_{i}:\mathbf{n}\right)\mathbf{n}\right]\dot{p} - \gamma_{X_{i}}\left[J_{2}\left(\mathbf{X}_{i}\right)\right]^{m_{i}-1}\mathbf{X}_{i}$$
(4.20)

avec $i \in \{1; 2\}$

$$\gamma_i = \gamma_i^0 [a_\infty + (1 - a_\infty e^{-bp})] \tag{4.21}$$

 C_i , δ_i , γ_i^0 et a_{∞} correspondent à sept paramètres de la loi de comportement et m_i , γ_{Xi} correspondent à quatre paramètres et plus particulièrement à la description de la restauration.

Le terme linéaire est une formulation classique contrairement au terme de rappel qui a une formulation plus complexe. Les paramètres δ_i ont été ajoutés (Geyer, 1995) pour améliorer la représentation du phénomène de déformation progressive. Ce terme de rappel est le résultat de la somme de deux formulation différentes :

Formulation classique

$$\dot{\boldsymbol{X}^{i}}_{rappel} = \gamma_{i} \boldsymbol{X}^{i} \dot{p} \tag{4.22}$$

Formulation à évanescence radiale (Burlet et Cailletaud, 1987)

$$\dot{\boldsymbol{X}^{i}}_{rappel} = \gamma_{i}(\boldsymbol{X}^{i}:\boldsymbol{n})\boldsymbol{n}\dot{p} \tag{4.23}$$

Sur des chargements particuliers comme un chargement combinant une traction constante et une torsion alternée, la formulation classique du terme de rappel surestime largement la déformation progressive. La formulation à évanescence radiale améliore la prédiction mais tend plutôt à la sous-estimer. La formulation proposée ci -dessus entre autre par Delobelle permet alors d'équilibrer les poids relatifs de chacune des formulations par l'intermédiaire de δ_i qui variera entre 0 et 1.

4.2 Identification du modèle de comportement

La loi de comportement telle quelle est donc relativement riche mais nécessite l'identification de 25 paramètres auquels s'ajoutent les paramètres élastiques, module d'Young et coefficient de Poisson. Un résumé des principales équations du modèle ainsi que les paramètres associés sont donnés dans le tableau 4.1.

FORMULATION	PARAMETRES
Surface de charge :	
$f = J_2(\mathbf{S} - \mathbf{X}) - \alpha_R R - k \le 0$	α_R , R
Taux de déformation viscoplastique :	
$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p = \frac{\delta \boldsymbol{\Omega}}{\delta \boldsymbol{\sigma}} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\boldsymbol{S} - \boldsymbol{X}}{J_2(\boldsymbol{S} - \boldsymbol{X})}$	
$\dot{p} = \langle \frac{\sigma_{\nu}}{K_0 + \alpha_k R} \rangle^n . exp \left[\alpha \langle \frac{\sigma_{\nu}}{K_0 + \alpha_k R} \rangle^{n+1} \right]$	Viscosité : K_0 , α_k , α , n
Ecrouissage isotrope :	
$\dot{R} = \dot{R}_{memoire} + \dot{R}_{restauration}$	
$\dot{R}_{memoire} = b(Q - R)\dot{p}$	b
$Q = Q_0 + (Q_m - Q_0) \cdot (1 - e^{-2\mu q})$	
$F(\mathbf{\epsilon}^{\mathbf{p}}, \mathbf{\xi}, q) = \frac{2}{3}J_2(\mathbf{\epsilon}_{\mathbf{p}} - \mathbf{\xi}) - q \le 0$	Mémoire :
$\dot{q} = \eta.H(F).(\boldsymbol{n}:\boldsymbol{n*}).\dot{p}$	Q_0,Q_m,μ
$\dot{\xi} = \sqrt{\frac{3}{2}}(1 - \eta).H(F).(n : n^*).\dot{p}n^*$	η
$\dot{R}_{restauration} = \gamma_r (Q_r - R)^{m_r} Sgn(Q_r - R)$	Restauration :
$Q_r = Q - Q_r^* \left[1 - \left(\frac{Q_m - Q}{Q} \right)^2 \right]$	γ_r, m_r, Q_r^*
Ecrouissage Cinématique :	
$\boldsymbol{X} = \boldsymbol{X}_1 + \boldsymbol{X}_2$	$C_1, C_2, \delta_1, \delta_2, \gamma_1^0,$
$\begin{vmatrix} \dot{\mathbf{X}}_{i} &= \frac{2}{3}C_{i}\mathbf{\varepsilon}^{\dot{p}} & - & \gamma_{i}\left[\delta_{i}\mathbf{X}_{i} + (1-\delta_{i})\left(\mathbf{X}_{i}:\mathbf{n}\right)\mathbf{n}\right]\dot{p} & - \\ \gamma_{X_{i}}\left[J_{2}\left(\mathbf{X}_{i}\right)\right]^{m_{i}-1}\mathbf{X}_{i} \end{vmatrix}$	γ_1^0,a_∞
$\gamma_i = \gamma_i^0 [a_\infty + (1 - a_\infty e^{-bp})]$	Restauration :
	$m_1, m_2, \gamma_{X1}, \gamma_{X2}$

Tableau 4.1: Récapitulatif des équations du modèle et des paramètres (Lemaitre et Chaboche, 1985)

4.2.1 Simplification

Lorsqu'un materiau est soumis à un chargement cyclique, trois évolutions de comportement sont possibles (figure 4.5). Si l'on observe un accroissement de déformation dans une direction à

chaque cycle sans qu'il n'y ait de stabilisation, on parle de déformation progressive ou de rochet. Au contraire, si le comportement se stabilise, on parle d'accommodation dans le cas où une déformation plastique subsiste ou d'adaptation dans le cas où le cycle stabilisé est totalement élastique à l'échelle macroscopique.

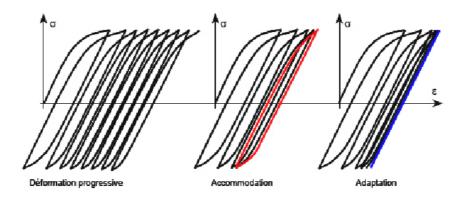


Figure 4.5: Phénomène de déformation progressive

Les chargements observés en fatigue thermique dans les zones de mélange peuvent être assimilés à de la déformation imposée dont l'amplitude est limitée. La déformation progressive est donc peu probable, puisque le rochet est observé le plus souvent sous chargement de contrainte imposée ((Gaudin, 2002),(Feaugas, 1999)). L'acier 304L présente par ailleurs de la plasticité cyclique même aux faibles amplitudes de déformation pour des durées de vie élevées, la configuration qui nous intéresse est donc l'accommodation. Il n'est donc pas propice à la déformation progressive, ceci permet une première simplification du modèle en ne considérant que la partie "classique" du terme de rappel dans la loi d'évolution de la variable d'écrouissage cinématique. Pour cela, on impose $\delta_i = 1$. Cette simplification est possible dans le cas de la modélisation des essais INTHER-POL. Dans le cas du composant industriel, avec le chargement moyen, il faudrait cependant en tenir compte.

Les chargements identifiés en fatigue thermique dans le cas des zones de mélange ne présentent pas de temps de maintien où l'effet de restauration est le plus marqué (en dehors des temps d'arrêt du RRA). Nous avons fait le choix comme deuxième simplification d'annuler les termes de restauration (7 paramètres) ne disposant pas par ailleurs d'essais sous chargement cyclique avec temps de maintien qui permettraient une identification. Nous ne nions pas la présence d'effet de restauration mais nous considérons que les mécanismes de restauration qui pourraient être présents dans le cas des maquettes INTHERPOL sont implicitement pris en compte dans la loi identifiée dans la mesure où les vitesses de déformation sur la structure (INTHERPOL) sont du même ordre de grandeur que celles des essais sur lesquels s'appuie l'identification.

Les paramètres suivants de restauration de la loi de comportement sont alors imposées :

$$\gamma_r = 0, m_r = 1, Q_r = 0$$

 $\gamma_{X1} = \gamma_{X2} = 0 \text{ et } m_1 = m_2 = 1$

Pour une meilleure identification des paramètres de viscosité, des essais à différentes vitesses de déformation, des essais de fluage et de relaxation seraient aussi nécessaires. Cependant, ce manque expérimental est sans incidence dans notre cas puisque les vitesses des maquettes IN-THERPOL et de notre base expérimentale sont du même ordre de grandeur.

Finalement, il reste 18 paramètres à identifier, avec le module d'Young et le coefficient de Poisson.

4.2.2 Base expérimentale

Compte tenu du retour d'expérience acquis sur le chargement des zones de mélange, l'accent est mis sur les faibles amplitudes de déformation comprises entre 0,17% et 0,7% à 20 et 300°C (présentés dans le chapitre 3). Les essais avec préécrouissage permettront l'identification des paramètres de l'effet mémoire. Nous disposons donc des essais suivants, sur matériau vierge et préécroui, à 20 et 300°C :

	Matériau vierge $\pm \Delta \varepsilon_t/2$	Matériau préécroui $\pm \Delta \varepsilon_t/2$
20°C	0,17 - 0,3 - 0,5 - 0,7 %	0,2 - 0,3 - 0,5 - 0,7 %
300°C	0,2 - 0,3 - 0,5 %	0,2 - 0,3 - 0,5 - 0,7 %

Tableau 4.2: Base expérimentale pour l'identification de la loi

4.2.3 Résultats

Les paramètres de ce modèle ont été identifiés par NOVATOME pour un acier 316L aux températures de 20, 200, 400 et 600°C. Nous nous sommes donc appuyés sur cette identification comme point de départ. Pour l'identification à 300°C, une interpolation linéaire des paramètres de NOVATOME entre 200 et 400°C a été réalisée. L'optimisation des paramètres a ensuite été effectué par le logiciel SiDoLo.

Le comportement cyclique de l'acier 304L évolue tout au long de la durée de l'essai en particulier pour les essais préécrouis et il est impossible dans un calcul de structure de décrire précisément l'évolution de l'ensemble de la durée de vie. Il nous faut cependant une loi de comportement représentative. Pour cela, le cycle stabilisé sur lequel se fait l'identification est le cycle à midurée de vie de chaque essai. Le recalage passe ensuite par une simulation de chaque essai et une comparaison des cycles simulés et expérimentaux. Afin de focaliser l'identification sur le comportement stabilisé, on simule 20 fois le cycle stabilisé pour chaque essai mais la comparaison simulation/expérience permettant le recalage ne se fait que sur les dix derniers cycles. Une identification basée sur une simulation de 40 cycles a également été effectuée mais sans meilleurs résultats sur le jeu de coefficients avec par contre un temps de calcul plus long.

L'identification de l'effet mémoire nécessite de simuler l'écrouissage avant le cyclage. Pour chacun des essais sur matériau préécroui, le chargement monotone de traction jusqu'à 13,6% de déformation et retour à contrainte nulle est appliqué avant les 20 cycles de fatigue stabilisés. Lors du préécrouissage en traction, on note une sur-estimation de la contrainte simulée (Figure 4.6). Cependant, l'objectif est de reproduire le comportement au cycle stabilisé, l'identification s'est donc attachée principalement à décrire au mieux le comportement cyclique des matériaux vierge et préécroui. L'écart observé n'est pas pénalisant pour la qualité des études à venir.

Dans les tableaux suivants sont donnés les paramètres identifiés aux deux températures pour simuler au mieux le cycle stabilisé. Les figures 4.7 et 4.8 présentent les résultats de l'identification aux cycles stabilisés aux deux températures (20 et 300°C).

Elas	stici	ité Viscosité					Ecrouissage isotrope										
Е		ν	K_0	α_k	α	n	α_r	k	ŀ)	Q_0	Q_m	μ	η	γ_r	m_r	Q_r*
19400	0	0,3	11	0	0	23,5	1	132	11	,2	-86	396	8	0,135	0	0	0
						Ecro	iissag	ge ciné	mati	que							
	C	1		γ_1^0	C_{2}	2 γ	0 2	a_{∞}	δ_1	δ_2	γ_{X1}	γ_{X2}	m	m_1 m_2			
	1′	72 840	$\frac{1}{2}$	729	126	13 9	3 0	,397	1	1	0	0	(0			

Tableau 4.3: Paramètres de la loi de comportement identifiés à 20°C

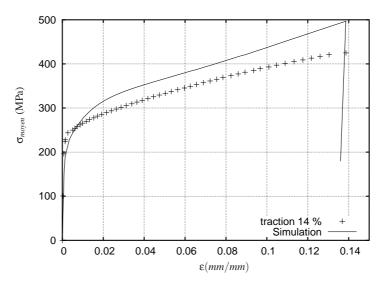


Figure 4.6: Préécrouissage en traction monotone - Comparaison expérience simulation

Elas	stic	cité Viscosité Ecrouissage isotrope					Ecrouissage isotrope										
Е		ν	K_0	α_k	α	n	α_r	k	b	Q_0	Q_n	μ	r	J	γ_r	m_r	Q_r*
17000	00	0,3	11	0	0	74	1	71	2,4	-156	111	l0 8	0,1	35	0	0	0
						Ecr	ouiss	age ci	némat	ique							
	C	1		γ_1^0	C_{i}	2	γ_2^0	a_{∞}	δ_1	δ_2	γ_{X1}	γ_{X2}	m_1	m_2	2		
	1	72 840	$0 \mid 2'$	729	126	13	93	0,397	1	1	0	0	0	0			

Tableau 4.4: Paramètres de la loi de comportement identifiés à 300°C

4.2.4 Simulation de chargements multiaxiaux

Le chargement des zones de mélange et des essais INTHERPOL est un chargement multiaxial. Des essais multiaxiaux de traction-torsion ont été effectués afin de vérifier la robustesse de l'identification des paramètres du modèle. Les essais INTHERPOL décrivant un chargement légèrement déphasé en déformation (de l'ordre de 20°), des essais de traction-torsion en phase et déphasés de 30° aux mêmes niveaux de déformation et aux deux températures de 20 et 300°C ont été réalisés par l'Universite de Technologie de Compiègne (Risbet, 2007).

Les chargements de traction-torsion proportionnels sont assez bien représentés avec le même jeu de paramètres et permettent ainsi de valider la loi de comportement identifiée (Figures 4.9 et 4.10).

Malgré la complexité du modèle, elle n'est pas adaptée dans le cas de chargements multiaxiaux non proportionnels. L'acier 304L présente un sur-écrouissage avec ce type de chargement qui n'est pas pris en compte par la loi. Le comportement est cependant encore assez bien représenté sous un chargement déphasé de 30°, même si sur-écrouissage est absent (Figure 4.11).

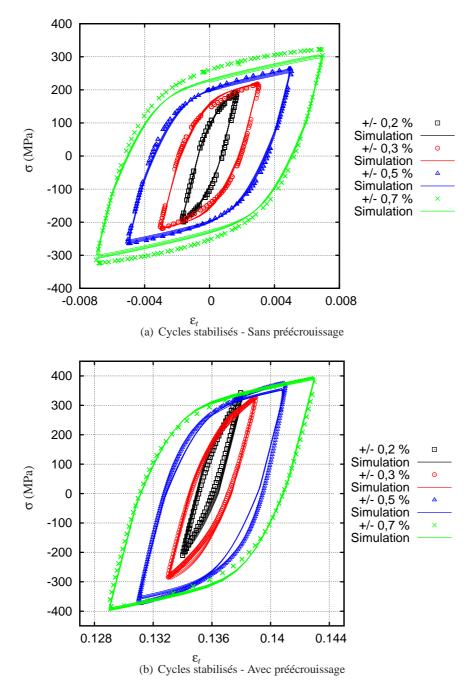


Figure 4.7: Résultats de l'identification à 20°C - Comparaison expérience/simulation

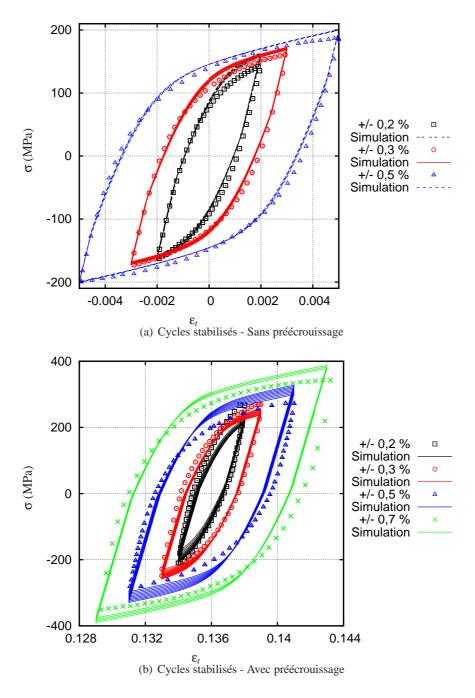


Figure 4.8: Résultats de l'identification à 300°C - Comparaison expérience/simulation

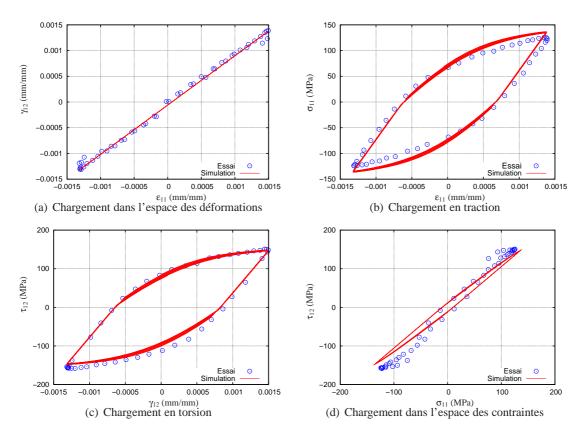


Figure 4.9: Essai de traction-torsion proportionnel à $\Delta \varepsilon_t/2_{eqVM}=\pm 0,2\%$ à 20°C et comparaison expérience/simulation

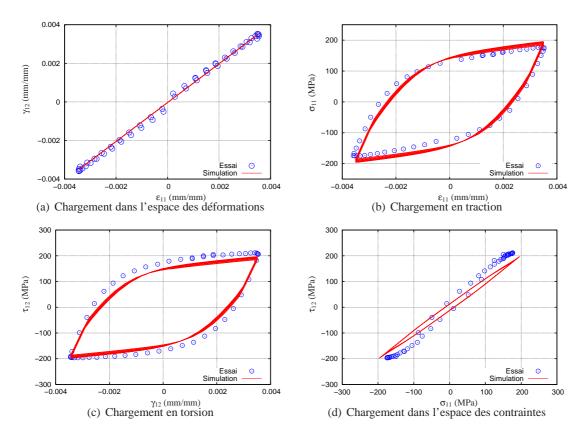


Figure 4.10: Essai de traction-torsion proportionnel à $\Delta \varepsilon_t/2_{eqVM} = \pm 0,5\%$ à 20°C et comparaison expérience/simulation

Fatigue Thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une 119 approche multi-échelles

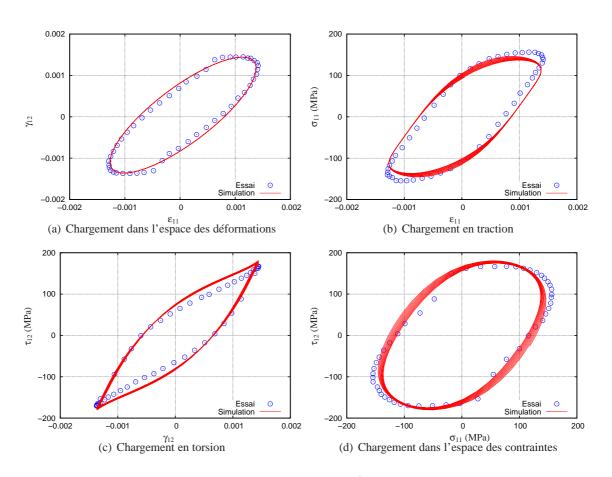


Figure 4.11: Essai de traction-torsion déphasé de 30° à $\Delta \epsilon_t/2_{eqVM} = \pm 0,2\%$ à 20°C et comparaison expérience/simulation

4.2.5 Bilan

La figure 4.7(a) compare les cycles stabilisés sur le matériau vierge pour chaque niveau de déformation à 20°C. D'une façon générale, on constate un bon accord entre les comportements simulés et mesurés ainsi qu'une bonne stabilisation du comportement simulé.

La figure 4.7(b) présente la même comparaison pour le matériau préécroui. L'accord essai/simulation est bon pour les amplitudes de déformation de $\pm 0,3\%$, $\pm 0,5\%$ et $\pm 0,7\%$. Le comportement simulé à $\pm 0,2\%$ est légèrement sous estimé. Cet écart est dû à la contrainte moyenne élevée de cet essai qui n'est pas parfaitement reproduite par la loi de comportement.

A 300°C, les cycles expérimentaux et simulés pour le matériau vierge montrent un bon accord et une stabilisation assez rapide. Pour le matériau préécroui, la stabilisation est un peu moins rapide comme à 20°C et on observe aussi une sous estimation de l'amplitude de contrainte pour la plus faible déformation, dû à la présence de la contrainte moyenne positive.

Ce modèle identifié pour l'acier 304L décrit correctement le comportement cyclique du matériau vierge et du matériau préécroui pour des amplitudes de déformation inférieures ou égales à 0,7%. Cette loi est donc bien adaptée pour rendre compte de l'écrouissage de surface engendré par l'usinage. Cependant, les chargements observés sur les composants industriels et sur les essais INTHERPOL ne sont pas uniaxiaux. Ainsi, des essais multiaxiaux de traction-torsion ont été entrepris afin de vérifier la robustesse du modèle. Les chargements de traction-torsion proportionnels sont assez bien représentés avec le même jeu de paramètres et permettent ainsi de valider la loi de comportement identifiée (Figures 4.9 et 4.10).

Même si la loi de comportement choisie est complexe, elle n'est cependant pas adaptée dans le cas de chargements multiaxiaux non proportionnels. L'acier 304L présente un surécrouissage avec ce type de chargement qui n'est pas pris en compte par la loi. Le chargement des maquettes INTHERPOL présente un déphasage faible (de l'ordre de 30° en déformation) mais qui introduit un sur-écrouissage d'une vingtaine de MPa pour un essai à $\Delta \epsilon_t/2_{eqVM} = \pm 0,2\%$. Des essais de traction-torsion avec 30° de déphasage ont été réalisés et simulés. Le comportement est encore assez bien représenté, même si sur-écrouissage est absent. Cette loi sera donc utilisée pour simuler la globalité de la maquette INTHERPOL. L'outil pertinent pour des chargements non-radiaux serait une loi cristalline. Cette loi sera utilisée par la suite aux chapitres 5 et 6 pour étudier l'influence de l'état de surface.

4.3 Modelisation des essais INTHERPOL

Les premières analyses des essais INTHERPOL présentés au chapitre 3 sont basées sur une simulation thermoélastique. Les résultats sont ensuite exploités en estimant la durée de vie selon le critère RCC-M en tout point de la surface du secteur soumis au cyclage thermique. Cependant, l'ensemble des résultats obtenus et présentés dans le chapitre 3 montre que l'acier 304L présente un comportement plastique cyclique significatif, même pour de faibles amplitudes de chargement. Ces mêmes études ont permis de quantifier l'influence d'un écrouissage initial ou d'une contrainte moyenne sur la résistance à l'amorçage de fissures de fatigue. D'autre part, des caractérisations précises des différents états de surface des maquettes ont mis en évidence un gradient d'écrouissage important au voisinage de la surface, ainsi que des états de contraintes résiduelles de l'ordre de 200 à 400 MPa. Compte tenu des connaissances accumulées sur le matériau, il est pertinent d'examiner de façon plus rigoureuse l'impact des caractéristiques de surface sur le temps à l'amorçage des maquettes. Pour ce faire, une loi de comportement élastoviscoplastique avec effet mémoire a été identifiée précedemment, et va être mise en oeuvre dans une nouvelle simulation des essais INTHERPOL pour laquelle nous nous sommes attachés à reproduire au mieux les caractéristiques de la surface.

4.3.1 Description du calcul

Nous nous intéressons ici à la simulation de l'essai 01 qui correspond à un état de surface brut de réception, et à une soudure circonférentielle non arasée. Cette simulation a été réalisée par F.Curtit à EDF. Le déroulement du calcul est décrit sur la figure 4.12.

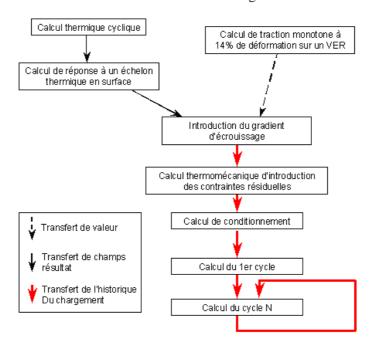


Figure 4.12: Schéma de principe pour l'enchaînement des calculs de la modélisation de l'essai INTHERPOL 01

Le maillage (Figure 4.13) est défini de façon à reproduire au mieux les profils des surfaces intérieures et extérieures de la maquette au centre du secteur d'essai. Il est composé d'éléments quadratiques hexaédriques de type CU20 (20 noeuds). Le maillage est de type réglé, l'épaisseur des mailles est progressive dans l'épaisseur, les plus fines sont situées en surface interne. Le maillage complet compte 11512 éléments pour 52792 noeuds.

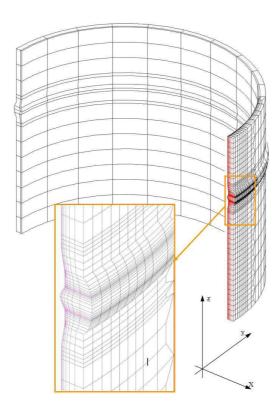


Figure 4.13: Maillage de la maquette

Le calcul thermique initial est en tout point identique à celui de la simulation thermoélastique du chapitre 3. Le chargement thermique est défini sous forme de 50 nappes résultant de l'interpolation des mesures expérimentales ponctuelles. Chaque nappe correspondant à un instant du cycle (soit une durée de 5s au pas de 0,1s). La définition du chargement thermique appliqué est présentée sur la figure 4.14).

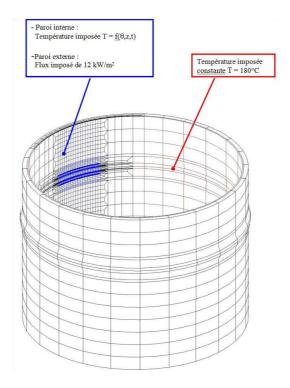


Figure 4.14: Définition du chargement pour le calcul thermique cyclique

Fatigue Thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une 123 approche multi-échelles

La température étant imposée en surface interne, il est nécessaire de simuler une succession de cycles jusqu'à obtenir une stabilisation des champs thermiques dans l'épaisseur. Une description plus détaillée du calcul thermique est disponible dans (Curtit, 2004). Un aperçu du champ d'amplitude de température sur la paroi interne est donné sur la figure 4.15.

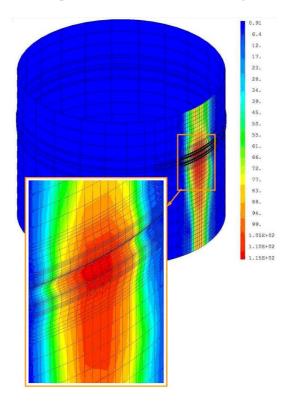


Figure 4.15: Champ d'amplitude de température stablisée en paroi interne

Le calcul thermomécanique met en oeuvre la loi de comportement de type Chaboche avec un écrouissage isotrope et deux écrouissages cinématiques non linéaires et effet de mémoire, identifiée précédemment. Avant de réaliser le calcul des cycles mécaniques, il est nécessaire d'introduire le gradient d'écrouissage de surface, ainsi que le champ de contraintes résiduelles initial.

4.3.2 Introduction du gradient d'écrouissage

L'ensemble des résultats des observations microstructurales et des mesures de microdureté du chapitre 2 permettent de caractériser sur l'état de surface brut un écrouissage de surface correspondant à des niveaux de déformation très importants. Le niveau d'écrouissage décroît très rapidement en s'éloignant de la surface pour s'annuler à une profondeur d'environ 350µm. Des mesures comparatives avec des éprouvettes de traction indiquent que l'état d'écrouissage à quelques dizaines de microns de profondeur correspond à une déformation d'environ 14% (Chapitre 3). Par ailleurs des études ont montré que l'usinage par tournage se traduit en extrême surface par des déformations de l'ordre de 100 à 150% en cisaillement. Quelques essais de compression dynamique sur des éprouvettes chapeaux ont été réalisés permettant de reproduire des niveaux de déformation comparables. Bien que l'état de surface brut soit apparenté à un meulage sévère, les observations réalisées (MET et micro-dureté) montrent de grandes similitudes avec un état tourné (Chapitre 3).

La surface interne n'étant pas rigoureusement cylindrique (notamment au niveau de la soudure), il est difficile d'introduire les champs de description du gradient sous forme analytique. La solution adoptée s'appuie sur un calcul thermique de réponse à un échelon de température. Une variation instantanée de température de 20 à 80°C est imposée de façon homogène sur la surface

interne. Le calcul thermique est réalisé jusqu'à observation d'une pénétration du front thermique de 350μ m. La forme de ce champ est utilisée pour générer le gradient de variables internes correspondant aux observations expérimentales.

Le champ thermique est normalisé en appliquant une transformation affine à l'ensemble du champ, de façon à obtenir une valeur maximale de 1 en surface, puis un gradient décroissant :

$$X = \frac{(T-20)}{60}$$
 en tout point du champ

Parallèlement, un calcul de traction monotone sur un VER jusqu'à une déformation de 14% suivie d'une décharge jusqu'à contrainte nulle est réalisé avec la loi de comportement. L'ensemble des variables internes est alors extrait. Sur le modèle de la maquette un champ est ensuite défini pour chaque variable interne. Pour les variables scalaires, l'opération consiste simplement à multiplier le champ normalisé issu du calcul de choc thermique précédent. Pour les variables tensorielles, il est nécessaire de réaliser un changement de variables de telle sorte que la direction de traction du calcul sur le VER coïncide avec la direction circonférentielle en tout point du modèle. La dernière étape consiste à assembler l'ensemble de ces champs afin de constituer un champ de variables internes complet. Ce champ sera introduit comme état initial au début du calcul mécanique. Le champ ainsi obtenu permet de décrire un gradient d'écrouissage maximum en surface et nul au-delà de 350μ m.

La méthode retenue pour introduire le gradient d'écrouissage comporte certaines simplifications par rapport à la réalité. Tout d'abord, l'évaluation du niveau de chaque variable interne correspond en surface à une déformation de 14% alors que le niveau atteint plus de 100% en extrême surface sur la maquette. D'autre part, l'usinage se traduit en surface par du cisaillement, alors que la loi de comportement et l'estimation des variables internes correspondent à des chargements de traction (chapitre 3). Ces deux choix ont été dictés afin de ne pas extrapoler la loi de comportement au-delà de son domaine d'identification. En effet, réaliser un pré-écrouissage en cisaillement sur un volume de matière suffisant pour permettre ensuite une caractérisation du comportement cyclique s'avère difficilement envisageable expérimentalement. Le choix du niveau d'écrouissage de 14% est délibéré. En effet, le maillage de la structure complète limite la taille minimale des éléments. De plus les niveaux de déformation très élevés sont localisés au voisinage immédiat de la surface. Dans le cadre d'une modélisation par éléments finis, les limites de capacité de calcul conduisent à une épaisseur de l'ordre de quelques dizaines de microns pour la première maille. Le modèle n'étant pas capable de rendre compte du gradient sur les premiers microns, on peut finalement considérer que la première couche de maille en surface est représentative.

Malgré l'hypothèse forte d'équivalence entre l'écrouissage en cisaillement et en traction, la méthodologie retenue permet d'introduire un écrouissage relativement réaliste tout en restant compatible avec les données expérimentales disponibles en termes de comportement.

4.3.3 Introduction des contraintes résiduelles

Des mesures de contraintes résiduelles sont également disponibles avant et après essai. On rappelle que ces contraintes initiales sont de l'ordre de 150 à 200 MPa dans la direction axiale et 300 à 400 MPa dans la direction circonférentielle. Le cyclage thermique entraîne un décalage de ces contraintes d'environ 400 MPa vers la compression dans la direction circonférentielle, et 300 à 350 MPa dans la direction axiale.

L'introduction des contraintes résiduelles est beaucoup plus simple. On réalise un calcul thermomécanique avec pour état initial :

- Le champ de température final du calcul de choc thermique
- Un état de contraintes nulles

- Un champ de variables internes tel que décrit plus haut

On ramène ensuite la température à $20^{\circ}C$ de façon homogène dans toute la structure. Le gradient de température initial au niveau de la surface interne engendre alors un champ de contraintes résiduelles de traction.

4.3.4 Calcul des cycles mécaniques

A ce stade, le modèle numérique de la maquette est donc à température ambiante, et présente au niveau de la surface interne un gradient d'écrouissage et un état de contraintes résiduelles cohérent avec les observations expérimentales. Avant de commencer le calcul des cycles, une dernière étape de calcul de « conditionnement » permet de passer progressivement de la température ambiante au champ thermique correspondant au début du cycle.

Lors de la simulation en thermoélasticité du chapitre 3, un calcul cyclique thermique était nécessaire mais le calcul mécanique d'un seul cycle était suffisant compte tenu du comportement élastique du matériau. Dans le cas présent, il est nécessaire de poursuivre la simulation sur un certain nombre de cycles afin de permettre à la fois la stabilisation du comportement du matériau, mais aussi la redistribution des contraintes dans la structure. En effet, la plastification plus prononcée des zones les plus sollicitées (ici la surface sur secteur d'essai) a pour effet de relaxer localement le niveau des contraintes maximum qui se répartissent alors sur le reste de la structure. Dans la pratique, nous réalisons un calcul par cycle afin d'obtenir une taille de calcul élémentaire raisonnable. Les conditions aux limites de la structure sont définies afin de bloquer tout déplacement de corps rigide :

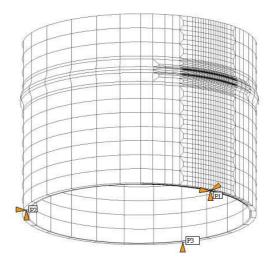


Figure 4.16: Conditions aux limites de la structure

Le cycle thermique stabilisé est appliqué sur l'ensemble de la structure, le chargement est donc engendré uniquement par les gradients locaux de température. Afin d'assurer la continuité de l'historique du chargement, le calcul du premier cycle est initialisé en rechargeant l'état de contraintes, de déplacements et les champs de variables internes atteints à la fin du calcul de conditionnement. Par la suite chaque cycle est initialisé à partir des champs extraits à la fin du cycle précédent. Dans la simulation présentée ici, la réponse du modèle est relativement stabilisée après 40 cycles. A la fin du dernier cycle, on simule un retour de la structure à une température homogène de $20^{\circ}C$, afin de réaliser des relevés de contraintes en surface qui seront confrontés aux mesures expérimentales de contraintes résiduelles après essai.

4.3.5 Analyse des Résultats

L'ensemble des résultats présentés dans la suite correspond au point de la surface interne situé au milieu du secteur d'essai (en zone courante), ce qui correspond à la zone la plus sollicitée de la

maquette.

L'état de contrainte et de déformation mécanique est uniquement induit par les dilatations localement contrariées du matériau. L'extraction des déformations se base sur l'évolution des champs de déplacement. Par conséquent, les valeurs de déformation obtenues correspondent à la composante « non contrariée » de la déformation thermique. Afin de permettre une comparaison réaliste avec le comportement du matériau sous chargement mécanique, il est donc nécessaire de recalculer une déformation totale correspondant à la somme de la déformation extraite du calcul et de l'opposée de la dilatation thermique. Cette correction n'affecte que les termes diagonaux du tenseur des déformations :

$$\mathbf{\epsilon_{totale}} = \mathbf{\epsilon_{calcule}} + \mathbf{\epsilon_{dilation}} = \begin{pmatrix} \epsilon_{11} & \epsilon_{12} & \epsilon_{13} \\ \epsilon_{12} & \epsilon_{22} & \epsilon_{23} \\ \epsilon_{13} & \epsilon_{23} & \epsilon_{33} \end{pmatrix} - \begin{pmatrix} \alpha \Delta T & 0 & 0 \\ 0 & \alpha \Delta T & 0 \\ 0 & 0 & \alpha \Delta T \end{pmatrix}$$

avec α le coefficient de dilatation thermique et ΔT l'écart à l'instant considéré entre la température locale et 20°C.

Le graphique présenté sur la figure 4.17 décrit l'évolution des contraintes et des déformations dans les directions axiale et circonférentielle au cours du calcul d'introduction des contraintes résiduelles et de conditionnement afin d'atteindre le champ thermique correspondant au début du cycle. La transition entre ces deux phases de calcul correspond à l'instant 0. Rappelons que le gradient d'écrouissage a été introduit au préalable par l'intermédiaire d'un champ de variables internes.

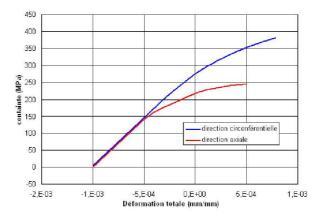


Figure 4.17: Evolution des contraintes lors des phases d'introduction des contraintes résiduelles et de montée en température avant cyclage au centre du secteur d'essai

Le niveau de contrainte résiduelle avant le chauffage est de 274 MPa dans la direction circonférentielle et de 217 MPa dans la direction axiale. La valeur obtenue par simulation dans la direction axiale est très proche de celle mesurée par DRX. Dans la direction circonférentielle, le calcul sous-estime un peu les mesures expérimentales, mais on obtient malgré tout un niveau plus élevé que dans la direction axiale, qui résulte de l'orientation imposée pour le pré-écrouissage. On notera également que cette sous-estimation est relativement cohérente avec les hypothèses retenues pour la simulation, qui conduisent à sous-estimer le niveau d'écrouissage en extrême surface. On constate également que l'orientation de l'écrouissage se traduit par une augmentation significative de la limite d'élasticité et du module d'écrouissage dans la direction circonférentielle.

La différence de module d'écrouissage entre les deux directions axiale et circonférentielle se renforce dans la phase de conditionnement nécessaire pour atteindre le champ de température de début de cycle. Les niveaux de contraintes atteints à la fin du calcul de conditionnement sont respectivement égaux à 381 MPa dans la direction circonférentielle et 245 MPa dans la direction

axiale.

Les Figure 4.18(a) et 4.18(b) décrivent l'évolution du trajet de chargement contraintes/déformations dans les deux directions principales. La première figure considère la déformation totale, tandis que la deuxième figure se focalise sur la composante plastique. D'une façon générale, l'amplitude de contrainte sur l'ensemble des cycles est plus importante dans la direction axiale. Cette différence s'explique par un effet de structure lié à la forme de la maquette et à la localisation du chargement. En effet, la structure résiste davantage aux dilatations dans la direction axiale que dans la direction circonférentielle. Le niveau de contrainte très élevé dans la direction circonférentielle au tout début du calcul cyclique se traduit par un phénomène de déformation progressive, qui correspond ici à une redistribution des contraintes vers l'intérieur de la paroi et par conséquent à une diminution progressive du niveau de contrainte moyenne. Dans la direction axiale, ce phénomène n'est observé que sur les deux premiers cycles, la déformation est ensuite pratiquement stabilisée. La figure 4.18(b) montre une diminution relativement faible de l'amplitude de déformation plastique dans la direction circonférentielle qui correspond à la direction d'écrouissage. Le durcissement est nettement plus marqué dans la direction axiale, ce qui s'accompagne par une petite augmentation de l'amplitude de contrainte.

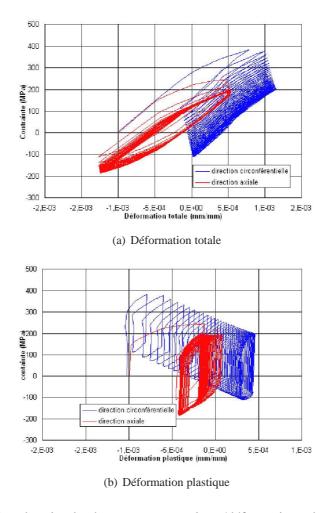


Figure 4.18: Evolution du tajet de chargement contraintes/déformations dans les deux directions principales

La Figure 4.19 met davantage l'accent sur la stabilisation du comportement. Pour ce faire pour chaque cycle les valeurs de contraintes maximum et minimum ainsi que la contrainte moyenne du cycle pour les deux directions principales sont extraites. On observe après 40 cycles une relative stabilisation de ces différentes évolutions (la stabilisation étant plus satisfaisante dans la direction

axiale). Dans la direction axiale, la contrainte moyenne est rapidement relaxée jusqu'à un niveau faible (de l'ordre de 7 MPa à la fin du calcul). La relaxation est nettement plus lente pour la direction circonférentielle et l'on observe une relative stabilisation du niveau moyen autour de 40 MPa. On notera toutefois que la loi de comportement mise en oeuvre dans cette simulation a été identifiée afin de reproduire au mieux le trajet de chargement au cours d'un cycle pour permettre une exploitation des résultats basés sur l'énergie dissipée au cours du cycle. Les comparaisons avec les résultats expérimentaux montrent que la formulation retenue tend à surestimer de façon relativement importante la relaxation d'une contrainte moyenne. Les valeurs obtenues ici sont donc vraisemblablement sous-évaluées.

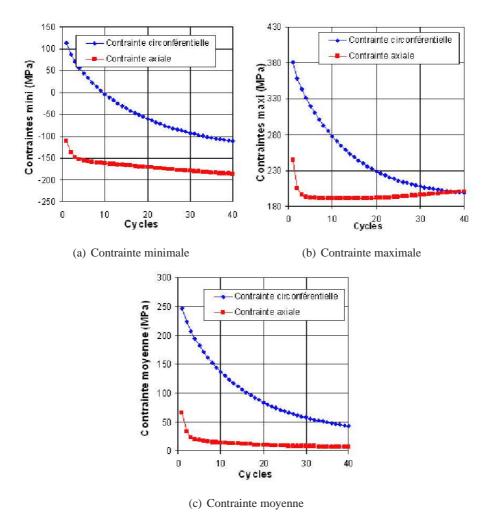


Figure 4.19: Stabilisation du comportement en peau interne au centre du secteur d'essai

Après refroidissement complet de la maquette à une température homogène de 20°C, le niveau des contraintes résiduelles au centre du secteur d'essai est relevé. Dans la direction circonférentielle, on observe une contrainte de compression de -48 MPa ce qui correspond à une diminution de 322 MPa, relativement proche des mesures par DRX (-400 MPa). On notera également un bon accord entre les valeurs finales calculées et mesurées. Dans la direction axiale par contre, le décalage des contraintes mesurées en DRX était de plus de 300 MPa alors qu'elle n'atteint ici que 192 MPa. On peut toutefois considérer ces résultats comme satisfaisants compte tenu à la fois de la relative imprécision des résultats de mesure DRX et des simplifications un peu grossières faites dans la phase d'introduction du gradient d'écrouissage.

APPROCHE	MACROSCO	PIQUE : CAI	LCUL DE S'	TRUCTURE	3	

Bibliographie

- ARMSTRONG ET FREDERICK (1966). A mathematical representation of the multiaxial baushinger effect. CEGB Report RD/B/N731, Berkeley, Nuclear Laboratories.
- BURLET ET CAILLETAUD (1987). *Modelling of cyclic plasticity in Finite Element Codes*. 2nd International Conference on constitutive laws for engineering materials, theory and application, Arizona, pp.1157-1164.
- CALLOCH (1997). Essais triaxiaux non proportionnels et ingénierie des modèles de plasticité cyclique. Thèse de doctorat de l'Ecole Normale Supérieure de Cachan.
- CURTIT (2004). Projet DOMZOME T2 00 04 : Interprétation numérique de l'essai INTHERPOL 01 . Note EDF HT-26/04/011/A.
- FEAUGAS (1999). On the origin on the tensile flow stress in the stainless steel AISI 316L at 300K: back stress and effective stress. Acta Materialia, vol.47, pp.3617-3632.
- GAUDIN (2002). Etude des mécanismes associés au rochet cyclique d'un acier austénitique AISI 316L. Thèse de l'Université de Technologie de Compiègne.
- GEYER (1995). Etude et modification du modèle élastoviscoplastique de Chaboche pour améliorer la description du rochet 2D. Note EDF HT-25/95/032/A.
- LEMAITRE ET CHABOCHE (1985). Mécanique des matériaux solides. Edition Dunod.
- LEMAITRE ET CHABOCHE (1988). Mécanique des matériaux solides. Dunod, Bordas, 2ème édition.
- NOUAILHAS (1988). Modélisation de l'écrouissage et de la restauration en viscoplasticité cyclique. Revue de Physique Appliquée, vol.23, pp.339-349.
- PRAGER (1958). *Non isothermal plastic deformation*. Koninlijke Nederlandse Akademie von Wetenschapen, Vol.61, pp.176-182.
- RISBET (2007). Rapport d'essais mécaniques, Université de Technologie de Compiègne.
- ZIEGLER (1959). A modification of Prager's hardening rule. Quaterly Applied Mathematics, Vol.17,pp.55-65.

Chapitre 5

ETUDE DE L'INFLUENCE DE L'ETAT DE SURFACE PAR UNE APPROCHE POLYCRISTALLINE

Sommaire

Som	man	C		
	5.1	Plastic	cité cristalline dans les polycristaux CFC	
		5.1.1	Mécanismes de plasticité	
		5.1.2	Modélisation de la plasticité	
	5.2	Prései	ntation et identification du modèle de comportement	
		5.2.1	Lois du modèle et génération d'un agrégat	
		5.2.2	Identification pour le matériau vierge	
		5.2.3	Identification pour le matériau préécroui	
	5.3	Simul	ation en fatigue de l'influence de l'état de surface : caractéristiques glo-	
		bales	de la déformation de l'agrégat	
		5.3.1	Agrégat vierge	
		5.3.2	Agrégat avec gradient d'écrouissage	
		5.3.3	Agrégat avec gradient d'écrouissage et rugosité	
		5.3.4	Résumé	

La modélisation à l'échelle macroscopique des essais de fatigue thermique INTHERPOL du chapitre précédent a permis d'identifier les champs de contrainte et de déformation en surface interne des maquettes. La structure de la maquette a été entièrement modélisée et le matériau a été considéré comme homogène. Trois caractéristiques importantes à prendre en compte pour la détermination de la durée de vie ont été intoduites : la plasticité cyclique, les contraintes résiduelles et le gradient d'écrouissage. Cependant le modèle de comportement choisi est un modèle phénoménologique ne permettant pas la description des premiers stades d'endommagement observés en fatigue, comme l'apparition de glissements localisés et d'extrusions de surface. De plus, à cette échelle, un dernier paramètre de surface très important n'a pu être introduit : la rugosité. Des calculs sur de petits volumes pourraient être réalisés en mécanique des milieux continus en introduisant la rugosité. Cependant cette modélisation ne serait pas très propre, la profondeur des stries les plus profondes de l'état brut étant du même ordre de grandeur que la taille de grain.

Une modélisation à l'échelle "mésoscopique" devrait se révéler alors pertinente pour décrire les premiers stades de l'endommagement (sans pour autant être capable de reproduire les bandes de glissement persistantes) avec prise en compte de la rugosité. En effet, des modèles de comportement à base physique peuvent aider à la compréhension des mécanismes responsables de l'endommagement observé en fatigue en surface des matériaux. L'atout majeur de ce type d'approche est de pouvoir reproduire le comportement macroscopique du matériau à partir d'une description à une échelle inférieure des mécanismes de plasticité. Dans ces modèles, le matériau n'est plus considéré comme homogène, chaque grain (monocristal) est caractérisé par sa morphologie, son orientation cristalline et ses systèmes de glissement, son voisinage. Le comportement de chacun des grains est ensuite obtenu en combinant différents phénomènes impliquant le déplacement et l'interaction des dislocations sur les systèmes de glissement.

De nombreux modèles polycristallins ont déjà été utilisés sur des aciers inoxydables austénitiques et ont montré leur capacité à reproduire des comportements cycliques uniaxiaux et multiaxiaux proportionnels et non proportionnels ((Calloch, 1997), (Feyel *et al.*, 1997), (Cailletaud *et al.*, 1991), (Pilvin, 1994)). Ces études sont majoritairement réalisées à l'aide de modèles de changements d'échelles. Cepedant l'amélioration des techniques expérimentales et l'augmentation de la puissance de calcul permettent aujourd'hui de simuler des agrégats polycristallins finement maillés, représentatifs du matériau à l'échelle du polycristal.

L'objectif et la démarche de cette approche micromécanique sont représentés sur la figure 5.1. Dans un premier temps, le travail consiste à adapter et identifier un modèle polycristallin capable de décrire la plasticité cyclique macroscopique au moyen d'une loi de comportement locale. Une fois le modèle de plasticité cristalline identifié, la modélisation cyclique d'un Volume Elémentaire Représentatif (VER) introduisant les différents paramètres caractérisant l'état de surface du matériau sera réalisée. La modélisation cyclique d'agrégats polycristallins est encore peu répandue et l'introduction de l'état de surface fait à notre connaissance partie d'une nouvelle démarche. Ce travail est une première approche qui doit permettre de proposer des informations qualitatives pour la justification physique de critères de fatigue phénoménologiques utilisés à l'échelle macroscopique.

Dans la première partie de ce chapitre, une rapide description des mécanismes de plasticité dans les métaux de structure cubique à faces centrées est rappelée. La deuxième partie présente le modèle de comportement utilisé ainsi que les modifications apportées permettant de décrire des sollicitations cycliques. La méthode d'identification et les résultats sont ensuite présentés. Enfin, la simulation d'un agrégat polycristallin sous le chargement cyclique des maquettes INTHERPOL calculé dans le chapitre précédent est réalisée dans la dernière partie. Sur cet agrégat sont successivements introduit un gradient d'écrouissage et une rugosité représentatifs du matériau en surface des maquettes INTHERPOL. Une comparaison de quatre "agrégats types" est discutée.

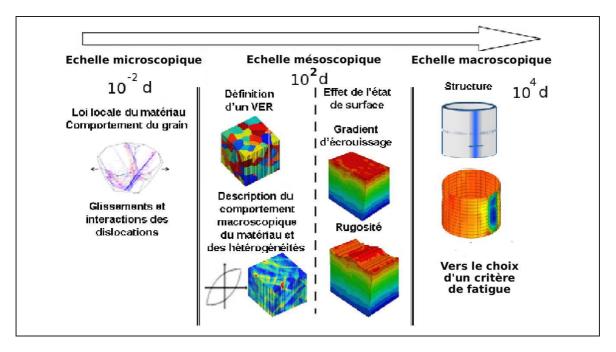


Figure 5.1: Objectifs et démarche de l'approche polycristalline avec d la taille de grains

5.1 Plasticité cristalline dans les polycristaux CFC

5.1.1 Mécanismes de plasticité

Systèmes de glissement et conditions d'écoulement A température ambiante, la plasticité des métaux est essentiellement régie par le glissement des dislocations. Une dislocation glisse dans un plan selon une direction donnée. Ce plan et cette direction correspondent aux plans et directions cristallographiques les plus denses et sont appelés systèmes de glissement. Il existent 12 systèmes de glissements équivalents (s) pour les structures CFC : un monocristal CFC contient 4 plans de glissement de type (111) avec chacun trois directions de glissement [110] (Figure 5.2). La notation de Schmid et Boas précise les différentes paires admissibles qui sont données dans le tableau 5.1 : une lettre est attribuée au plan de glissement et un chiffre à la direction de glissement.

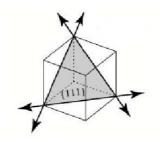


Figure 5.2: Plans et directions denses dans un monocristal de structure CFC

Normale au plan de glissement	Direction de glissement	Systèmes de glissement potentiels
	1 [011]	
$A(\overline{1}11)$	$2[0\overline{1}1]$	A2 A3 et A6
B (111)	3 [101]	B2 B4 et B5
C (111)	4 [101]	C1 C3 et C5
$D(1\overline{1}1)$	5 110	D1 D4 et D6
	6 [110]	

Tableau 5.1: Systèmes de glissement possibles dans le structures CFC (notations de Schmid et Boas)

La loi de Schmid donne la condition générale d'écoulement sur un système de glissement et est bien vérifiée dans le cas des structures CFC à température ambiante. Une dislocation commence à se mouvoir si la projection du vecteur contrainte appliqué dans son plan de glissement sur la direction de glissement est égale à une valeur critique $\tau_c^{(s)}$.

$$|\tau^{(s)}| - \tau_c^{(s)} = 0 \tag{5.1}$$

On appelle cission résolue $\tau^{(s)}$ pour le système (s) la valeur :

$$\tau^{(s)} = \left(\mathbf{\sigma}.n^{(s)}\right).m^{(s)} \tag{5.2}$$

avec σ le tenseur contrainte, $n^{(s)}$ et $m^{(s)}$ respectivement la normale au plan de glissement et la direction du glissement.

La valeur de la cission critique $\tau_c^{(s)}$ est fixée par la contrainte nécessaire pour vaincre les obstacles empêchant le mouvement des dislocations. Les principaux obstacles aux mouvements des dislocations sont décrits ci-dessous :

- La friction de réseau. L'énergie de coeur d'une dislocation est minimale si sa ligne est orientée suivant une direction dense. Pour que les dislocations puissent progresser, elles doivent donc franchir une barrière énergétique correspondant aux rangées denses d'atomes dans un plan de glissement, appelées les vallées de Peierls (Figure 5.3). On appelle τ_p la contrainte de Peierls (ou friction de réseau) nécessaire au franchissement de ces obstacles. Le passage d'une vallée à l'autre se fait par un mécanisme de double décrochement et est activé thermiquement. Dans les structures CFC, la profondeur des vallées de Peierls est faible. A température ambiante, les dislocations glissent presque sans aucun frottement de réseau. S'il n'y a pas d'autres obstacles aux mouvements des dislocations, le matériau se déforme plastiquement pour des contraintes très faibles. Au contraire, pour les basses températures, la friction de réseau est le mécanisme prépondérant contrôlant l'écoulement plastique des métaux à structure cubique centrée.
- Le durcissement latent. Lorsqu'une dislocation glisse, elle peut rencontrer des lignes de dislocation d'autres systèmes qui percent son plan de glissement et deviennent des barrières à sa progression. Le franchissement de ces obstacles est sensible à l'activation thermique et les dislocations perçant le plan de glissement sont appelées dislocations "forêt" (Figure 5.4). Dans les structures CFC, la forêt de dislocations est un obstacle prépondérant au mouvement des dislocations.
- Les éléments d'addition, les précipités, les défauts sont aussi d'autres obstacles au glissement des dislocations.

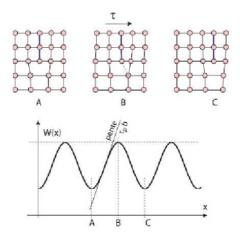


Figure 5.3: Franchissement des Vallées de Peierls

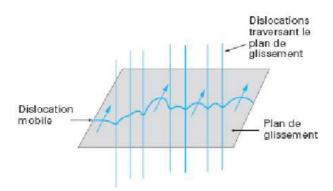


Figure 5.4: La forêt de dislocations

Ecrouissage. Les interactions des dislocations avec les éléments d'addition, les arbres de la forêt, les précipités..., limitent leur déplacement et sont responsables de l'augmentation de la cission critique, c'est à dire de l'écrouissage du matériau. Au cours de cet écrouissage, différents phénomènes comme la multiplication ou l'annihilation des dislocations sont aussi mis en évidence. Ces mécanismes sont plus ou moins importants selon la nature de la structure cristallographique, la température ou encore le niveau de déformation. On en rapelle ici quelques uns qui serviront pour la compréhension du modèle de comportement polycristallin.

La multiplication des dislocations. Un des mécanismes prépondérants dans les structures de type CFC, déterminé par Frank et Read, est celui de production et de multiplication des dislocations dans un cristal soumis à une contrainte. Un segment de dislocation ancré en deux points va se courber sous l'effet de la contrainte résolue τ. Une boucle de dislocation va ainsi se former et grandir avec l'augmentation de la cission. A partir d'une valeur, une boucle indépendante est créée. Le segment de dislocation retrouve sa forme initiale et peut générer une autre boucle. Ce mécanisme est représenté sur la figure 5.5 et est activé si la contrainte de cisaillement appliquée sur le segment de dislocation atteint un seuil inversement proportionnel au rayon de courbure R de la dislocation :

$$\tau = \frac{\alpha \mu b}{R} \tag{5.3}$$

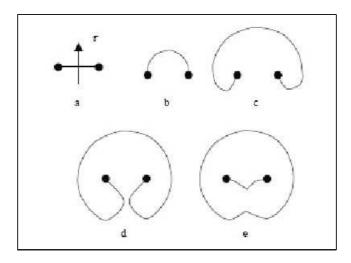


Figure 5.5: Mécanisme de multiplication des dislocations de Franck-Read

- L'annihilation des dislocations. Deux dislocations coins qui glissent sur un même plan avec des signes opposés s'attirent par l'intermédiaire de leurs champs de déformation élastique. Lorsque les deux dislocations sont en vis à vis, les deux demi-plans supplémentaires vont coincider pour donner un plan complet : la ligne de dislocation disparait. Deux dislocations vis parallèles peuvent également s'annihiler si elles sont de signes contraires, en changeant de plan de glissement (glissement dévié).
- La formation d'une jonction et la dissociation des dislocations. Lorsque deux dislocations se rencontrent, elles peuvent se combiner pour former une jonction si l'énergie de la jonction est inférieure à l'énergie initiale des deux dislocations séparées (règle de Franck). Réciproquement, une dislocation peut se dissocier en deux dislocations partielles séparées par une faute d'empilement (EFE) pour minimiser son énergie de coeur. La faible énergie de faute d'empilement des aciers inoxydables austénitiques favorise la dissociation des dislocations.
- Le glissement dévié. La partie vis d'une dislocation peut changer de plan pour éviter des obstacles, ce mécanisme est appelé glissement dévié. Deux dislocations vis avec des signes opposés peuvent ainsi s'annihiler par glissement dévié. Lorsque les dislocations se dissocient facilement en dislocations partielles, ce mécanisme est difficile : il faut tout d'abord recombiner les partielles pour pouvoir dévier puis elles se redissocient dans le nouveau plan de glissement. Ce mécanisme de recombinaison-dissociation est sensible à la température.

Courbe de traction d'un monocristal CFC. Le comportement en traction des monocristaux se déformant par glissement des dislocations a été largement étudié. La courbe de traction d'un monocristal pur de structure CFC orienté pour le glissement simple montre 3 stades de déformation représentés sur la figure 5.6.

Le premier stade de déformation, le stade I, est un stade de glissement facile où un seul système de glissement est activé pour une contrainte faible. Les dislocations du système de glissement le plus sollicité, le système primaire, glissent dans leur plan sans rencontrer d'obstacles. La production de dislocations mobiles se fait selon le mécanisme de Franck-Read. Le durcissement constaté expérimentalement est faible, la pente de la courbe est de l'ordre de $\mu/1400$ avec μ le module de cisaillement.

Au début du stade II, un deuxième système de glissement s'active à cause du changement d'orientation cristalline lié à la rotation provoquée par l'activité du premier système. Le durcissement est rapide et linéaire, caractéristique des structures CFC, dû à la forêt de dislocations. Deux familles de dislocations glissent dans deux plans différents, multipliant les intersections et les points

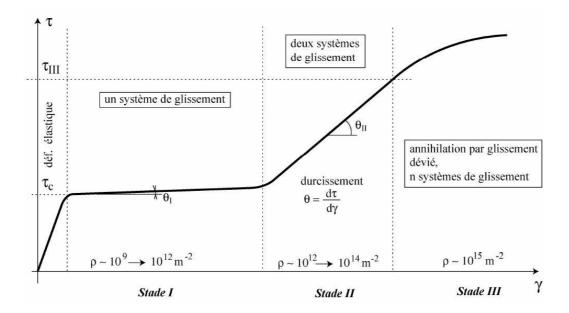


Figure 5.6: Courbe de traction d'un monocrital CFC

d'ancrage. La multiplication des dislocations est plus importante et provoque de plus en plus d'interactions. Le glissement devient de plus en plus difficile et les obstacles provoquent le blocage des dislocations mobiles. Il en résulte un écrouissage plus important avec une densité de dislocations qui augmente rapidement. Pour une structure CFC, la pente de la courbe est de l'odre de $\mu/300$. Au stade III, le durcissement diminue progressivement ("durcissement parabolique") à cause des mécanismes d'annihilation des dislocations par glissement dévié. La densité de dislocations se stabilise. La configuration des dislocations devient complexe, elles se regroupent dans des murs et forment des structures en cellules. Pour les aciers austénitiques, le glissement dévié apparaît à partir de 15% de déformation.

Pour un matériau très ductile et pour de grandes déformations, on peut observer d'autres stades de déformation (stade IV et V) dont les mécanismes sont encore mal connus.

Des essais de durcissement latent mettent en évidence différents comportements en fonction des interactions entre le système primaire et le système secondaire ("latent"). Ces essais consistent à activer lors d'un essai de traction sur une éprouvette monocristalline une distribution de dislocations primaires. L'éprouvette est ensuite découpée en nouvelles petites éprouvettes qui sont sollicitées aussi en traction mais dans une autre direction. L'influence des dislocations primaires sur les dislocations activées lors de ce deuxième essai peut ainsi être observée. Ces essais permettent de mettre en évidence l'anisotropie de comportement, fonction de la nature des interactions entre systèmes primaire et secondaire. Contrairement aux CFC avec une forte EFE, les CFC avec une faible EFE (ce qui est le cas de l'acier 304L) ont un écrouissage anisotrope comme les CC. A basse EFE, la forte dissociation des dislocations augmente les interactions et le durcissement sur le système latent est plus fort que sur le système actif.

5.1.2 Modélisation de la plasticité

Les modélisations de la plasticité à l'échelle du multicristal peuvent être regroupées dans deux catégories : les modélisations utilisant des méthodes d'homogénéisation et les modélisations décrivant le comportement hétérogène intragranulaire. Les modèles homogénéisés sont très souvent utilisés dans le domaine industriel et sont suffisants si l'on ne veut avoir accès qu'à des contraintes et déformations moyennes par phase ou classe d'orientation. Le Volume élémentaire représentatif, VER, est composé de fractions volumiques de grains indépendants d'orientation donnée, sans

position géométrique définie les uns par rapport aux autres, leur taille et leur forme ne sont pas définies dans l'espace. Ces modèles donnent de bons résultats dans la prédiction d'évolution de texture et sont capables de reproduire des chargements macroscopiques complexes sans demander de calculs trop coûteux. Dans la deuxième catégorie, un modèle géométrique de répartition des grains dans l'espace est construit pour une représentation réaliste en trois dimensions du matériau. Ce type de modélisation est idéal dans le cas des problèmes d'endommagement puisqu'elle permet la description des hétérogénéités dans les grains du polycristal. De nombreuses études ont ainsi montré la capacité de ces modèles à reproduire le développement de la déformation plastique sous forme de bandes à forte déformation. D'autres informations comme l'influence des joints de grains et des grains voisins sont aussi disponibles. C'est pourquoi nous avons fait ce choix de modélisation. Cependant, l'inconvénient majeur de ce type de modélisation réside dans le temps et la puissance de calcul pour leur mise en oeuvre.

Un certain nombre de modèles polycristallins existent dans la littérature et certains ont déjà été appliqués sur des aciers inoxydables austénitiques. Nous présentons ici quelques modèles de plasticité cristalline introduisant des lois d'écrouissage plus ou moins physiques. Ces modèles sont séparés en deux catégories : les modèles présentant une seule variable d'écrouissage isotrope et les modèles intégrant une variable d'écrouissage cinématique en plus de l'écrouissage isotrope.

Dans la première catégorie, le premier modèle présenté est le modèle de Estrin, Meckin et Kocks, modèle physique basé sur les mécanismes élémentaires de la plasticité décrits dans les paragraphes précédents. C'est un des premiers modèle de plasticité cristalline à avoir intégré l'évolution de la microstructure avec les densités de dislocations comme variable interne. Le second modèle est le modèle de Tabourot et al. qui reprend le modèle d'Estrin en introduisant les densités de dislocations sur chaque système de glissement. Ces deux modèles physiques permettent de bien reproduire le comportement dans le cas d'un chargement monotone. Ils sont en général écrits pour simuler la mise en forme des matériaux dans l'objectif de suivre l'évolution des textures cristallographiques. Ils ne font intervenir qu'une variable d'écrouissage isotrope et sont donc mal adaptés aux chargements cycliques.

Dans la deuxième catégorie, le premier modèle présenté est le modèle de Cailletaud. Ce modèle phénoménologique transcrit à l'échelle microscopique les modèles d'écrouissage classiques de l'échelle macroscopique, comme par exemple ceux présentés au chapitre précédent. Ce modèle comporte pour chaque système de glissement une variable d'écrouissage isotrope et une variable d'écrouissage cinématique, il est donc capable de décrire le comportement cyclique même pour des trajets de chargement complexes. Un autre modèle est ensuite présenté, le modèle de Cailletaud-Pilvin. Il a été identifié et utilisé sur un acier inoxydable austénitique 316L. Ce modèle reprend le modèle physique de Tabourot en ajoutant une variable d'écrouissage cinématique. Cet écrouissage cinématique reste cependant avec une écriture phénoménologique identique au modèle de Cailletaud. Enfin un dernier modèle, le modèle de Déprés, est décrit. Ce modèle reprend aussi le modèle de Tabourot en introduisant une variable d'écrouissage cinématique mais cette fois-ci basée sur des mécanismes physiques.

5.1.2.1 Modèles sans variable d'écrouissage cinématique

Modèle de Estrin, Mecking et Kocks ((Estrin et Mecking, 1984), (Mecking et Kocks, 1981)) Ce modèle est basé sur le mouvement thermiquement activé des dislocations dans les matériaux de structure CFC et est régi par trois lois principales. La première loi est une loi d'écoulement viscoplastique écrite sous forme d'une loi d'Arrhénius :

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}^0 exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right) \tag{5.4}$$

 $\dot{\gamma}$ représente la vitesse de déformation macroscopique et $\dot{\gamma}^0$ est une vitesse de référence liée à la densité de dislocations mobiles dans le matériau. Elle est considérée comme constante. ΔG

est l'enthalpie libre d'activation, k la constante de Boltzmann et T la température. Cette relation est par la suite écrite sous une forme approchée et lie la cission résolue appliquée à la vitesse de déformation :

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}^0 \left(\frac{|\tau|}{\tau_\mu}\right)^m \tag{5.5}$$

 τ est la contrainte appliquée et τ_{μ} est une contrainte de référence dont la valeur dépend de la microstructure.

 τ_{μ} est donné par la loi d'écrouissage suivante :

$$\tau_u = \alpha \mu b \sqrt{\rho} \tag{5.6}$$

 μ est le module de cisaillement isotrope, b la norme du vecteur de Burgers et ρ la densité de dislocations totale.

α est un paramètre matériau compris en général entre 0,1 et 0,5.

Cette deuxième loi est une loi d'écrouissage reprenant la formule classique donnée par Mughrabi liant la contrainte d'écoulement σ à la densité de dislocations totale ρ .

Enfin la troisième loi donne l'évolution de la densité de dislocations \dot{p} en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\gamma}$:

$$\dot{\rho} = \dot{\gamma} (K_1 \sqrt{\rho} - K_2 \rho) \tag{5.7}$$

Le premier terme $K_1\sqrt{\rho}$ correspond à la production de dislocations et le second terme $K_2\rho$ correspond à l'annihilation de dislocations. K_1 et K_2 sont des paramètres matériau indépendants de la température et de la vitesse de déformation. Cette équation prend ainsi en compte l'effet du durcissement dû aux interactions entre dislocations mobiles et immobiles ainsi que la diminution progressive du taux d'écrouissage avec la déformation.

Modèle de Tabourot et al. ((Tabourot, 1992), (Teodosiu et al., 1993), (Delaire et al., 2000)) Tabourot et al. reprennent les hypothèses du modèle d'Estrin et al. et réécrivent la loi d'écrouissage en introduisant des densités de dislocations sur chaque système de glissement et en s'appuyant sur les travaux de Franciosi sur l'écrouissage latent du monocristal CFC. La cission critique τ_c sur chaque système de glissement fait alors intervenir une matrice d'interaction a^{st} caractérisant les interactions entre une dislocation glissant sur un système et les autres dislocations :

$$\tau_c^s = \tau_0 + \mu b \sqrt{\sum_{t=1}^{12} a^{st} \rho^t}$$
 (5.8)

L'évolution de densités de dislocations est liée à la compétition entre l'annihilation des dislocations et leur création par le mécanisme de Frank Read.

La densité de dislocations totale est répartie en dislocations mobiles ρ_m^s et immobiles ρ_i^s :

$$\rho^s = \rho_m^s + \rho_i^s \tag{5.9}$$

Fatigue Thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une 141 approche multi-échelles

La densité des dislocations immobiles étant très élevée par rapport à la densité des dislocations mobiles, on écrit :

$$\rho_m^s \ll \rho_i^s \tag{5.10}$$

L'évolution de la densité des dislocations mobiles comprend trois termes : un terme de production r_p^s , un terme d'annihilation r_{ma}^s et un dernier terme d'immobilisation r_i^s .

$$\dot{\rho}_{m}^{s} = r_{p}^{s} - r_{ma}^{s} - r_{i}^{s} \tag{5.11}$$

L'évolution de la densité de dislocations immobiles est due à un accroissement provenant de l'immobilisation des dislocations mobiles (r_i^s) et à une diminution due à l'annihilation de dislocations immobiles r_{ia}^s :

$$\dot{\rho}_i^s = r_i^s - r_{ia}^s \tag{5.12}$$

La production des dislocations immobiles est calculée en utilisant la notion de libre parcours moyen. Une dislocation mobile parcourt la distance λ avant de s'arrêter :

$$r_i^s = \frac{\rho_m^s |\overline{\nabla}^s|}{\lambda^s} \tag{5.13}$$

 \overline{V}^s est la vitesse moyenne des dislocations mobiles sur le système (s) et λ^s le libre parcours moyen :

$$\lambda^s = \frac{K}{\sqrt{\sum_{t \neq s} \rho^t}} \tag{5.14}$$

 λ^s est proportionnel à la distance moyenne entre dislocations perçant ce même plan de glissement.

En écrivant la relation d'Orowan,

$$|\dot{\gamma}^s| = \rho_m^s b |\overline{\mathbf{v}}^s| \tag{5.15}$$

l'équation 5.13 se réécrit :

$$r_i^s = \frac{|\dot{\gamma}^s|}{b\lambda^s} \tag{5.16}$$

Sur un court intervalle de temps $\frac{\overline{\mathbf{v}}^s}{\lambda^s}$ la densité de dislocations mobiles évolue peu $(\dot{\mathbf{p}}_m^s \approx 0)$. En utilisant les équations 5.12, 5.11 et en différenciant l'équation 5.9 par rapport au temps, l'évolution de la densité totale sur le système (s) s'écrit :

$$\dot{\rho}^s = \frac{|\dot{\gamma}^s|}{b\lambda^s} - r_{ia}^s \tag{5.17}$$

Le taux d'annihilation de dislocations immobiles suit une loi proposée par Essman et Mughrabi et s'écrit :

$$r_{ia}^{s} = 2\frac{y_c}{h}\rho_i^{s}|\dot{\gamma}^{s}| \tag{5.18}$$

En combinant les équations 5.17, 5.18 et à l'aide de l'équation 5.10, on aboutit à une réécriture de l'évolution des densités de dislocations sur un système (s), équation généralisée du modèle de Estrin et al., faisant intervenir un terme de multiplication et un terme d'annihilation des dislocations :

$$\dot{\rho}^{s} = \frac{|\dot{\gamma}^{s}|}{b} \left(\frac{\sqrt{\sum_{t \neq s} \rho^{t}}}{K} - 2y_{c} \rho^{s} \right)$$
 (5.19)

Ce modèle a été repris par de nombreux auteurs ((Hoc, 1999), (Erieau, 2003)), sous chargement monotone. Pour des chargements cycliques, l'introduction d'une variable d'écrouissage cinématique est nécessaire.

5.1.2.2 Modèles avec une variable d'écrouissage cinématique

Modèle de Cailletaud ((Cailletaud, 1987), (Cailletaud, 1992)). Ce modèle développé initialement par Cailletaud, a ensuite été modifié par Pilvin (Pilvin, 1994). Il décrit l'écrouissage comme une fonction du glissement cumulé. Malgré l'absence de relations mettant en jeu des phénomènes physiques, ce type de modèle est très utilisé et est adapté pour décrire le comportement cyclique sous chargements complexes. Il donne en général de meilleurs résultats que les modèles macroscopiques. Sa construction est identique aux modèles classiques de plasticité à l'échelle macroscopique. La loi d'écoulement est la suivante :

$$\dot{\gamma}^{(s)} = \left(\frac{|\tau^s - x^s| - r^s}{K}\right)^n sign(\tau^s - x^s) \text{ si } |\tau^s - x^s| \ge \tau_c^s$$
(5.20)

$$\dot{\gamma}^{(s)} = 0$$
 sinon

 r^s est une variable d'écrouissage isotrope et x^s une variable d'écrouissage cinématique.

L'écrouissage latent qui résulte des interactions entre les systèmes est introduit dans la variable d'écrouissage isotrope :

$$r^{s} = R_{0} + Q_{1} \sum_{r} \left(h^{rs} \left\{ (1 - e^{-b_{1} \gamma_{r}}) \right\} + Q_{2} \left\{ 1 - e^{-b_{2} \gamma_{s}} \right\} \right)$$
 (5.21)

 R_0 est la cission critique initiale. Q_1 , Q_2 , b_1 et b_2 sont des paramètres matériau.

 h^{rs} est une matrice d'écrouissage qui décrit l'interaction entre les systèmes de glissement.

La loi d'évolution de la variable d'écrouissage cinématique s'écrit :

$$x^s = C\alpha^s \tag{5.22}$$

$$\dot{\alpha}_s = \dot{\gamma}_{(s)} - D\alpha_s \dot{v}^s \tag{5.23}$$

C et D sont deux constantes matériau et $\dot{v^s} = \langle \frac{|\tau^s - x^s| - r^s}{K} \rangle^n$.

Ce modèle a été introduit dans un modèle d'homogénéisation et a été identifié par Calloch sur un acier 316L (Calloch, 1997). Il a donné de bons résultats pour de nombreux trajets de chargements complexes (Figure 5.7).

Fatigue Thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une 143 approche multi-échelles

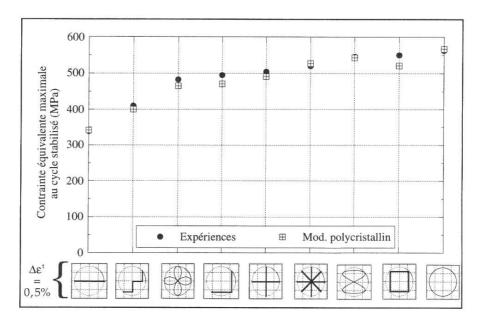


Figure 5.7: Résultats obtenus sur un acier inoxydable austénitique 316L du modèle de Cailletaud pour différents trajets de chargement

Modèle de Cailletaud-Pilvin ((Cailletaud et Pilvin, 1994),(Gallee, 2005)) Les équations du modèle à l'échelle du grain sont similaires au modèle de Tabourot et al. mais enrichies d'un écrouissage cinématique. Tout comme précédemment, le glissement se produit lorsque la cission effective τ^s atteint la cission critique τ_c^s :

$$\tau_c^s = \tau_0 + \alpha \mu b \sqrt{\sum_t A^{sr} \rho^r}$$
 (5.24)

L'évolution de la densité de dislocations est donnée comme dans les modèles précédents par :

$$\dot{\rho}^{s} = \frac{|\dot{\gamma}^{s}|}{b} \left[\frac{1}{\lambda^{s}} - Gb\rho^{s} \right] \tag{5.25}$$

L'écrouissage cinématique est introduit dans le calcul de la cission effective. Pour un système de glissement, la cission effective τ^s est donnée par :

$$\tau^{s} = (\mathbf{\sigma}_{g} - \mathbf{x}_{g}) : \left\{ \underline{n}^{S} \otimes_{S} \underline{m}^{S} \right\}$$
 (5.26)

 x_g est la variable d'écrouissage cinématique non linéaire qui s'écrit :

$$\mathbf{x}_g = \frac{2}{3} \left(c_g \mathbf{\alpha}_g + h_g \mathbf{\epsilon}_g^p \right) \tag{5.27}$$

avec

$$\dot{\mathbf{\alpha}}_g = \dot{\mathbf{\epsilon}}_g^p - d_g \mathbf{\alpha}_g \dot{p}_g \tag{5.28}$$

 ε_g^p et p_g respectivement la déformation plastique et la déformation plastique cumulée.

Gallée (Gallee, 2005) utilise alors un modèle d'homogénéisation et identifie les paramètres pour un acier 316L sur des essais de cisaillement cyclique et de traction monotone. Il donne de bons résultats lors de simulations d'emboutissage.

Modèle de Déprés (Déprés, 2004). Déprés reprend le modèle développé par Tabourot et al. et l'enrichit en introduisant une variable d'écrouissage cinématique. Cette variable, contrairement aux modèles précédents, est basée sur les mécanismes physiques observés ainsi que sur des résultats obtenus en simulation de dynamique discrète des dislocations. La loi d'écoulement est réécrite en partitionnant la contrainte d'écoulement en une contrainte effective et une contrainte interne τ_d^s !

$$\dot{\gamma}_p^s = \dot{\gamma}_0 \left(\frac{|\tau^s - \tau_d^s|}{\tau_i^s} \right)^n sign\left(\tau^s - \tau_d^s\right) si|\tau^s - \tau_d^s| \ge 0$$
(5.29)

Les causes physiques de l'écrouissage cinématique viennent de deux niveaux d'hétérogénéités : les hétérogénéités à l'échelle du polycristal (intergranulaires) et les hétérogénéités à l'échelle du monocristal (intragranulaires). Ces hétérogénéités induisent une polarisation de la microstructure de dislocations, créant des contraintes cinématiques à longue distance. La contrainte interne est alors décomposée en une contrainte intergranulaire et une contrainte intragranulaire :

$$\tau_d^{(s)} = \tau_d^{(s)inter} + \tau_d^{(s)intra} \tag{5.30}$$

Deux "familles" principales de dislocations sont définies :

– Les dislocations géométriquement nécessaires, $\rho_G^{(s)}$. Ces dislocations sont reliées à la contrainte intergranulaire et ont pour rôle de restaurer la compatibilité géométrique dans le polycristal déformé (Figure 5.8). Ces dislocations sont polarisées.

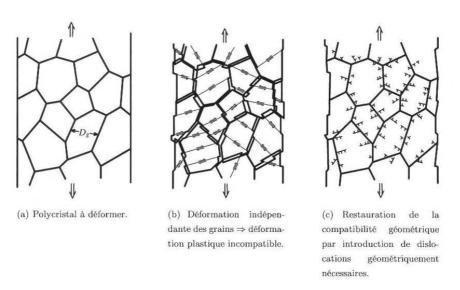


Figure 5.8: Dislocations géométriquement nécessaires

– Les dislocations statistiquement stockées, $\rho_S^{(s)}$ reliées à la contrainte intragranulaire. Ces dislocations sont les dislocations qui par interaction avec des obstacles ne parviennent pas à sortir du polycristal ou à atteindre un joint de grain. Elles sont alors stockées dans le cristal. Ce stockage n'est pas homogène, des zones du cristal présentent de fortes densités de dislocations, les zones dures, et d'autres zones de faibles densités de dislocations, les zones molles. Ce sont par exemple des cellules ou des murs de dislocations. Dans les zones dures, les dislocations sont peu mobiles. Au contraire, dans les zones molles, les dislocations peuvent se déplacer facilement. Déprés définit alors deux sous familles de dislocations : les dislocations véritablement stockées $\rho_S^{(s)}$ et les dislocations "récupérables" à la décharge du

polycristal $\rho_g^{(s)}$. Les dislocations $\rho_S^{(s)}$ sont piégées et non polarisée. Les dislocations $\rho_g^{(s)}$ ont le même rôle que les dislocations géométriquement nécessaires mais à l'échelle du monocristal. Elles sont polarisées et assurent la compatibilité de la déformation plastique entre les zones plus ou moins déformées du cristal.

Deux lois d'écrouissage relient alors les contraintes intergranulaire et intragranulaire aux différentes familles de densités de dislocations :

$$\tau_d^{(s)inter} = \frac{1}{k_1} n_{dmax}^{PU} \frac{\mu}{1 - \nu} \frac{b^2}{\Delta \gamma_p^{(s)}} \rho_G^{(s)}$$
 (5.31)

$$\tau_d^{(s)intra} = \mu b \Lambda^{(s)} \rho_g^{(s)} \tag{5.32}$$

avec k_1 une constante prenant en compte l'orientation du grain dans le polycristal du grain et sa forme. n_{dmax}^{PU} est le nombre maximal de dislocations que peut contenir un empilement et $\Lambda^{(s)}$ est une longueur interne du cristal. Enfin, l'évolution des densités de dislocations est définie par les lois suivantes :

La densité totale de dislocations et son évolution :

$$\rho^{(s)} = |\rho_G^{(s)}| + |\rho_g^{(s)}| + \rho_S^{(s)}$$
(5.33)

$$\dot{\rho}^{(s)} = \dot{\rho}_G^{(s)} + \dot{\rho}_g^{(s)} + \dot{\rho}_S^{(s)} - r_a^{(s)} \tag{5.34}$$

- Les trois lois de production : $\dot{\rho}_G^{(s)}$, $\dot{\rho}_g^{[s)}$, $\dot{\rho}_S^{[s)}$.
- Une loi d'annihilation : $r_a^{(s)}$.

Ce modèle a été confronté aux résultats de simulation obtenus en dynamique discrète des dislocations dans un monocristal de $10\mu m$ en cisaillement pur et avec une déformation plastique équivalente imposée de 10^{-3} . Les deux simulations donnent des résultats similaires sur le comportement et l'évolution de la densité de dislocations sur le système primaire.

5.2 Présentation et identification du modèle de comportement

Le modèle de comportement choisi est celui développé par Tabourot et al. et implanté dans le code éléments finis ABAQUS. Il est écrit en grandes transformations, la méthode d'intégration numérique est présentée en annexe C. Le modèle initial existant au laboratoire MSS-Mat ne comporte qu'une variable d'écrouissage isotrope. Pour décrire un comportement sous sollicitation cyclique, il est nécessaire d'introduire dans ce modèle une variable d'écrouissage cinématique. Par souci de simplicité, cet écrouissage cinématique sera phénoménologique comme dans la majorité des modèles. Dans une première approche, les lois de comportement utilisées dans cette modélisation sont données uniquement pour les mécanismes liés aux glissements cristallographiques. Le maclage, inexistant pour des déformations cycliques faibles, n'est pas pris en compte. Selon Gaudin (Gaudin, 2002), malgré la présence de macles, en dessous de 40% de déformation à température ambiante pour un 316L, le mécanisme majoritaire de déformation plastique reste le glissement. Le mode de déformation plastique par maclage a pourtant été largement observé en surface des maquettes INTHERPOL et semble être pépondérant pendant l'usinage. Ce modèle repose sur les trois relations principales déduites des phénomènes physiques locaux et déjà présentées :

- une loi d'écoulement
- une loi d'écrouissage reliant la cission critique sur chaque système de glissement $\tau_c^{(s)}$ aux densités de dislocations ρ
- une loi d'évolution des densités de dislocations sur chaque système de glissement

5.2.1 Lois du modèle et génération d'un agrégat

Loi d'écoulement La loi d'écoulement est une loi viscoplastique, discrétisée sur chaque système de glissement. Elle a déjà été présentée et s'écrit :

$$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}^0 \left(\frac{|\tau^{(s)}|}{\tau_c^{(s)}} \right)^n \text{ si } |\tau^{(s)}| \ge \tau_c^{(s)}$$
(5.35)

$$\dot{\gamma}^{(s)} = 0$$
 sinon

Cette loi d'écoulement relie, pour chaque système de glissement, la cission résolue appliquée $\tau^{(s)}$ à la vitesse de déformation $\dot{\gamma}^{(s)}$. $\tau_c^{(s)}$ est la cission critique sur le système (s), n fixe la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation.

L'écrouissage isotrope sur un système est induit par son glissement mais aussi par le glissement sur les autres systèmes (écrouissage latent). L'écrouissage cinématique est introduit dans la loi d'écoulement en suivant la description initialement proposée par Cottrell qui sépare la contrainte d'écoulement en une contrainte effective et une contrainte cinématique ou interne (chapitre 3). La nouvelle loi d'écoulement s'écrit alors :

$$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}^{0} \left(\frac{|\tau^{(s)} - x^{s}|}{\tau_{c}^{(s)}} \right)^{n} \times sign\left(\tau^{(s)} - x^{s}\right) \text{ si } |\tau^{(s)} - x^{s}| \ge \tau_{c}^{(s)}$$
(5.36)

$$\dot{\gamma}^{(s)} = 0$$
 sinon

Lois d'écrouissage La cission critique sur un système de glissement est donnée par :

$$\tau_c^s = \tau_0 + \mu b \sqrt{\sum_{t=1}^{12} a^{st} \rho^t}$$
 (5.37)

L'évolution de la densité de dislocations est identique sur tous les systèmes et suit la relation :

$$\dot{\rho}^s = \frac{|\dot{\gamma}^s|}{b} \left(\frac{1}{\lambda^s} - 2g_c \rho^s \right) \tag{5.38}$$

avec le libre parcours moyen λ^s :

$$\lambda^{s} = \frac{K}{\sqrt{\sum_{t \neq s} \rho^{t}}} \tag{5.39}$$

La densité de dislocations d'un système ne peut pas croitre à l'infini, elle tend vers une valeur à saturation qui dépend des densités stockées au cours de la déformation sur tous les autres systèmes.

Fatigue Thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une 147 approche multi-échelles

On définit le libre parcours moyen λ^s et la distance d'annihilation g_c . On note l'effet des arbres de la forêt sur le libre parcours moyen des dislocations du système de glissement (s). Le libre parcours moyen dépend de la nature de l'interaction entre les systèmes, plus l'interaction est forte et plus le libre parcours moyen est limité. Il est important de noter pour l'identification du modèle la sensibilité du libre parcours sur la réponse du matériau. Une faible variation du libre parcours moyen entraine une forte variation de l'évolution de la densité de dislocations et par conséquent de l'écrouissage du matériau.

$$\lambda^s = \frac{K}{\sqrt{\sum_{t \neq s} \rho^t}}$$
 (5.40)

Cette loi d'écrouissage prend en compte l'ensemble des interactions et ne fait pas de différence entre interactions à courte distance et interactions à longue distance. C'est pourquoi elle n'est pas suffisante pour décrire la plasticité cyclique et l'effet Baushinger. L'introduction d'une variable d'écrouissage cinématique x^s est nécessaire. Cette deuxième loi d'écrouissage est phénoménologique et se base sur les lois à l'échelle macroscopique, dans notre cas la loi d'écrouissage cinématique non linéaire proposée par Armtrong et Frederick (Armstrong et Frederick, 1966) :

$$\dot{x}^s = C\dot{\gamma}^s - D|\dot{\gamma}^s|x^s \tag{5.41}$$

C et D sont deux constantes matériau.

L'identification des paramètres des modèles polycristallins s'avère être un exercice difficile du fait de la volonté à vouloir conserver un sens physique à chacun. En plus des trois constantes d'élasticité C_{11} , C_{12} et C_{44} , notre modèle fait intervenir 13 paramètres. Le tableau 5.2 récapitule les équations du modèle et ses paramètres. Ce tableau distingue les paramètres fixés (ou mesurés) et les paramètres ajustables initiaux. Les premiers sont soit identifiés à l'aide d'observations MET ou d'essais mécaniques, soit pris dans la littérature. Les seconds sont des paramètres dont l'ordre de grandeur est connu et qui seront ajustés de façon à minimiser l'écart entre la modélisation et le comportement macroscopique réel du matériau.

FORMULATION	PARAMETRES
Loi d'écoulement viscoplastique	n, coefficient de viscosité : ajustable
$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}^0 \left(\frac{ \tau^{(s)} - x^s }{\tau_c^{(s)}} \right)^{(n)} \times sign\left(\tau^{(s)} - x^s\right)$ $si \tau^{(s)} - x^s \ge \tau_c^{(s)}$	$\dot{\gamma}^0$, vitesse de référence : ajustable
Ecrouissage isotrope :	
	μ , module de cisaillement : fixé
$ au_c^s = au_0 + \mu b \sqrt{\sum_{t=1}^{12} a^{st}} ho^t$	τ ₀ , limite d'élasticité : ajustable
	a_i , coefficients de la matrice d'interaction (4) : fixés
	b, vecteur de Burgers : fixé ρ ₀ , densité initiale de dislocations : fixée (mesurée)
$\dot{ ho}^s = rac{ \dot{\gamma}^s }{b} \left(rac{1}{\lambda^s} - 2g_c ho^s ight)$	p ₀ , defisite findate de disfocutions : fixee (mesuree)
	λ^s , libre parcours moyen : fixé (mesuré)
$\frac{1}{\lambda^s} = \frac{\sqrt{\sum_{t \neq s} \rho^t}}{K}$	g_c , distance d'annihilation : ajustable
Ecrouissage cinématique :	
$\dot{x}^s = C \dot{\gamma}^s - D \dot{\gamma}^s x^s$	C, D, paramètres matériaux : ajustables

Tableau 5.2: Récapitulatif des équations du modèle polycristallin et des paramètres fixes ou ajustables initiaux

Génération de l'agrégat Un VER, Volume Elémentaire Représentatif, est défini et composé d'un nombre de grains suffisament élevé avec leurs orientations cristallographiques. Ce VER définit le plus petit volume pour lequel le comportement moyen est identifiable et transposable à un volume supérieur dans des conditions homogènes. Il est construit à l'aide de polissages successifs et de cartographies EBSD (orientations cristallines) ce qui permet de générer un maillage 3D à partir d'une microstructure expérimentale. Les cartographie EBSD sont acquises avec une résolution de 1μ m sur une surface 400 par $400\mu m^2$ sur des couches successives distinctes de 25μ m d'épaisseur (Figure 5.9).

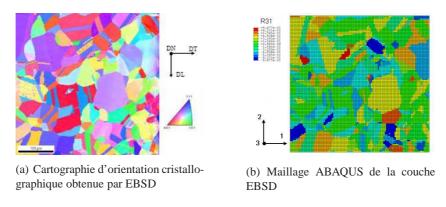


Figure 5.9: Génération du maillage pour une cartographie EBSD

Chaque couche EBSD est ensuite maillée dans le code élément finis ABAQUS. A chaque élément du maillage correspond une position spatiale, une orientation critallographique initiale et la loi de comportement élastoviscoplastique. Aucune modélisation particulière n'est prise en compte aux joints de grains. Les éléments utilisés sont des éléments de type C3D8R (éléments cubiques linéaires à intégration réduite). Le maillage volumique est obtenu par extrusion de chaque couche sur deux éléments de l'assemblage, ce qui permet de conserver des éléments aux dimensions bien équilibrées (Figure 5.10).

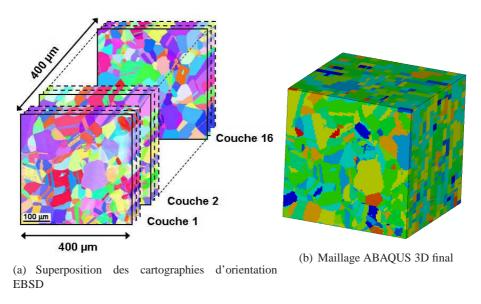


Figure 5.10: Construction de l'agrégat 3D à partir de polissages successifs et de mesures par EBSD

Pour l'identification des paramètres du modèle, afin de permettre des temps de calculs raisonnables, un "petit agrégat" est construit avec un maillage plus grossier en vérifiant que le comportement macroscropique est identique à celui de l'agrégat avec le maillage plus raffiné. L'identification est effectuée sur des simulations de traction-compression avec ou sans préécrouissage pour trois niveaux de déformation. Les conditions aux limites sont définies sur la figure 5.11. Tous les chargements appliqués sont des déplacements. Le comportement de l'agrégat est ensuite comparé au comportement du cycle stabilisé des essais de fatigue oligocyclique du chapitre 3. Pour obtenir le comportement global de l'agrégat, les champs locaux sont moyennés sur le nombre d'éléments.

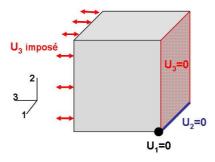


Figure 5.11: Conditions aux limites appliquées sur l'agrégat pour l'identification

Les modélisations d'agrégats polycristallins demandent des temps de calculs très importants ainsi qu'une grande capacité de stockage de données, il n'est donc pas encore possible de simuler un grand nombre de cycles. Dans ce travail, seulement une dizaine de cycles seront simulés. Nous avons donc fait le choix, comme pour le calcul de structure des maquettes INTHERPOL, de ne reproduire que le comportement du cycle stabilisé (avec et sans préécrouissage).

Nous présentons ici la méthode que nous avons utilisée pour identifier au mieux les paramètres de ce modèle. Nous avons essayé de conserver un sens physique pour chaque paramètre. C'est pour cela que nous nous sommes appuyés principalement sur les observations MET et les essais de fatigue oligocyclique. Certains paramètres ont été identifiés à l'aide d'études à une échelle inférieure, en dynamique des dislocations, d'autres sont issus de la littérature et obtenus principalement sur des monocristaux de cuivre. Les paramètres de référence pris sur le cuivre sont justifiés puisqu'il s'agit d'un matériau de structure de type CFC et présentant une faible énergie de faute d'empilement comme le 304L. L'inconvénient de vouloir conserver un sens physique aux paramètres est que nous n'avons de ce fait pas pu identifier un modèle reproduisant le comportement du matériau à la fois dans son état vierge stabilisé et dans son état stabilisé préécroui puisque les propriétés matériau (microstructurales et mécaniques) sont très différentes entre ces deux états. Rappelons qu'en revanche, la loi de comportement macroscopique à effet mémoire du chapitre 4 nous avait permis de reproduire le comportement pour ces deux états avec un même jeu de paramètres. Nous avons donc identifié deux jeux de paramètres pour le modèle polycristallin : un modèle pour le matériau vierge et un modèle pour le matériau avec un préécrouissage.

5.2.2 Identification pour le matériau vierge

Constantes d'élasticité Dans le cas de la symétrie cristalline cubique les coefficients d'élasticité du tenseur de rigidité sont au nombre de trois (notation de Voigt) :

$$\begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{pmatrix}$$

L'élasticité est supposée isotrope (coefficient d'anisotropie égal à 1) et les trois coefficients sont alors calculés à l'aide des relations suivantes :

$$C_{11} = \lambda + 2\mu$$

$$C_{12} = \lambda = \frac{vE}{(1+v)(1-2v)}$$

$$C_{44} = \mu = \frac{E}{2(1+v)}$$

Dans le cas d'un monocristal de cuivre, le coefficient d'anisotropie est de l'ordre de 2,8 et les constantes d'élasticité C_{11} , C_{12} , C_{44} prennent respectivement les valeurs 166, 112 et 76 GPa.

Loi d'écoulement : détermination de n et $\dot{\gamma}_0$. Pour le Cuivre, la littérature donne des valeurs de n=200 et de $\dot{\gamma}_0$ compris dans l'intervalle $\left[7.610^{-16};3.410^{-6}\right]$. La connaissance du volume d'activation et de l'énergie d'activation permettent de déterminer ces coefficients n et $\dot{\gamma}_0$. Le coefficient de viscosité peut être obtenu à l'aide de la relation suivante (Fivel et Forest, 2003) :

$$n = \frac{\tau_c^s \times \Delta V^*}{kT} \tag{5.42}$$

avec k la constante de Boltzmann, T la température et ΔV^* le volume d'activation.

Fatigue Thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une 151 approche multi-échelles

Déprés (Déprés, 2004) identifie par simulation par la Dynamique Discrète des Dislocations une valeur du volume d'activation ΔV^* pour un acier 316L. De plus, la cission critique peut s'écrire :

$$\tau_c^s = \alpha \mu b \sqrt{\rho}$$

En prenant $\alpha_{Cuivre} = 0,3$, les valeurs de μ et b ainsi que la valeur de la constante de Boltzmann k, à température ambiante, la valeur de n peut être déterminée.

La vitesse de référence $\dot{\gamma}_0$ peut être de la même façon obtenue par l'équation suivante (Fivel et Forest, 2003) :

$$\dot{\gamma}_0^s = \rho_m^s b^2 v_d exp\left(\frac{-\Delta G_0}{kT}\right)$$

 v_d est la fréquence de Debye. Pour le cuivre, l'énergie d'activation ΔG_0 est compris entre $0,15\mu b^3$ et $0,25\mu b^3$.

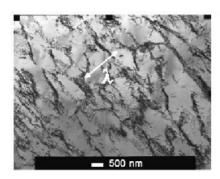
Ecrouissage isotrope : détermination de τ_0 , λ^s , ρ_0 , g_c et a_i . Pour identifier les paramètres de l'écrouissage isotrope, nous nous plaçons au cycle stabilisé et utilisons à la fois la microstructure observée et le comportement macroscopique obtenu sur les essais du chapitre 3 (Figure 5.12). Un des premiers paramètres à déterminer est la limite d'élasticité τ_0 . Au cycle stabilisé, elle est alors très faible (Figure 5.12). En prenant un facteur de Taylor égal à 3 permettant de relier la limite d'élasticité macroscopique à la limite d'élasticité à l'échelle microscopique, τ_0 est réajusté sur le comportement expérimental au cycle stabilisé et pris égal à 10 MPa.

La microstructure observée au cycle stabilisé présente des arrangements en cellules de dislocations. Le libre parcours moyen des dislocations est donc choisi comme étant la taille de ces cellules. Il est égal à $1\mu m$ (Figure 5.12). La densité de dislocations à l'intérieur des cellules est faible, et on prend $\rho_0 = 9.10^{12} m^{-2}$.

La distance d'annihilation g_c est un paramètre difficile à déterminer. Deux dislocations de signes opposés s'annihilent si elles se croisent à une distance inférieure à g_c . Théoriquement, sa valeur est de l'ordre de quelques vecteurs de Burgers (3,26b pour le cuivre et 1,5b pour l'aluminium). Déprés (Déprés, 2004) ajuste ce paramètre à 70b soit 18nm. Dans notre modèle, cette distance d'annihilation est ajustée à 150nm afin de reproduire au mieux le comportement macroscopique au cycle stabilisé. Cette valeur très élevée peut être expliquée par le fait que l'on se place au cycle stabilisé. Les dislocations sont alors déjà arrangées en cellules, leur densité n'évolue presque plus et se stabilise très vite.

La matrice d'interaction est fixée dès le départ à partir de valeurs identifiées dans la littérature en simulation de dynamique des dislocations discrètes pour une densité de dislocations égales à $10^{12}m^{-2}$ (Devincre *et al.*, 2006). L'écrouissage des matériaux à faible énergie de faute d'empilement est anisotrope. On distingue les interactions entre les dislocations d'un système et :

- le système lui-même : coefficient a_0
- un système colinéaire de même vecteur de Burgers mais de plan de glissement différent : coefficient a_1^{col}
- un système orthogonale de vecteur de Burgers perpendiculaire au premier (verrous de Hirth) : coefficient a_1^{orth}
- un système coplanaire de même plan de glissement mais de vecteur de Burgers différent : coefficient a_1^{copl}
- un système formant des jonctions glissiles : coefficient a_2
- un système formant des jonctions sessiles ou verrous de Lomer Cottrell : coefficient a₃



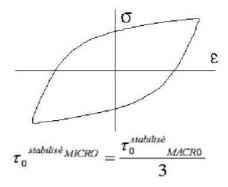


Figure 5.12: Identification du libre parcours moyen λ^s et de la limite d'élasticité initiale τ_0 sur le cycle stabilisé pour le matériau vierge : observation de la microstructure et du comportement mécanique

On utilise une simplification en supposant que les interactions de types colinéaire, coplanaire et orthogonale ont le même effet sur le libre parcours moyen : $a_1 = a_1^{col} = a_1^{orth} = a_1^{copl}$. Notons que cette matrice d'interaction est indépendante de la densité de dislocations, ce qui n'est pas le cas expérimentalement.

Ecrouissage cinématique : détermination de C et D. Les deux paramètres C et D de l'écrouissage cinématique sont évalués à partir des valeurs expérimentales et en utilisant à nouveau un facteur de Taylor égal à 3. Ces deux paramètres sont ensuite ajustés au mieux.

Résultats de l'identification Le tableau 5.3 récapitule les paramètres du modèle pour le matériau vierge et la figure 5.13 compare les résultats expérimentaux et la simulation (moyennée sur l'agrégat) pour trois niveaux de déformation.

Ela	sticité (Ml	Pa)	Loi d'é	coulemen	ıt
C ₁₁	C ₁₂	C ₄₄	τ_0 (MPa)	$\dot{\gamma}^0$	n
261200	112000	74600	10	1.10^{-5}	49

			Ecrou	issage isoti	rope			Ecrouis	ssage cinématique
a_0	a_1	a_2	a_3	$\rho_0(m^{-2})$	b (m)	K	g_c (m)	С	D
0,045	0,625	0,137	0,122	9.10^{12}	$2,539.10^{-10}$	1	150.10^{-9}	15300	430

Tableau 5.3: Paramètres du modèle polycristallin identifiés pour le matériau vierge

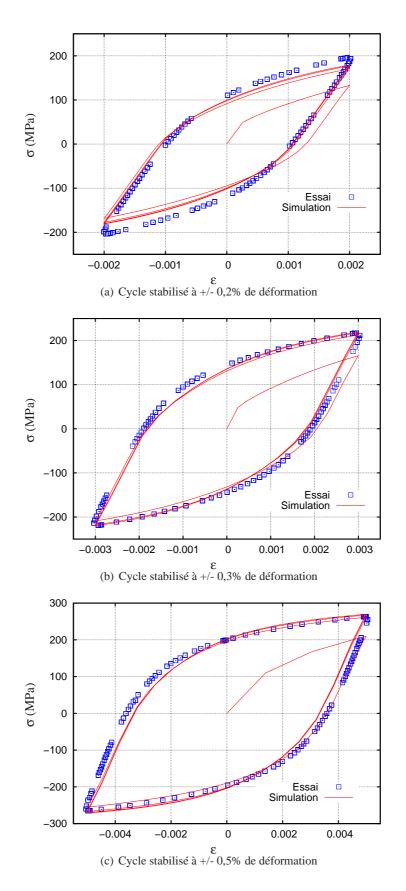


Figure 5.13: Comparaison Expérience-Simulation pour le matériau vierge

5.2.3 Identification pour le matériau préécroui

Pour le modèle du matériau préécroui, comme pour le calcul à l'échelle macroscopique, le préécrouissage en traction est simulé avant le cyclage. Certains paramètres doivent donc être modifiés puisqu'ils sont basés sur des observations microstructurales et mécaniques.

Les paramètres du matériau vierge ont été identifiés au cycle stabilisé, ceux du matériau préécroui doivent quant à eux être identifiés sur le matériau avant le préécrouissage. En effet, on cherche à reproduire l'évolution du matériau au cours de l'écrouissage. La microstructure évoluant peu au cours des sollicitations cycliques de faible amplitude, l'état du matériau préécroui stabilisé sera proche de celui avant cyclage.

Le matériau présente des propriétés microstructurales et mécaniques différentes selon que l'on simule le matériau dans son état au cycle stabilisé ou dans son état initial avant le préécrouissage. Les paramètres devant être ré-identifiés par rapport au modèle du matériau vierge précédant sont les suivants : la limite d'élasticité initiale τ_0 , le libre parcours moyen λ^s , la distance d'annihilation et le paramètre de l'écrouissage cinématique linéaire C.

La limite d'élasticité initiale est fixée à 20MPa (Figure 5.14). En effet, la limite d'élasticité initiale du matériau est plus élevée que la limite d'élasticité du matériau au cycle stabilisé. On peut cependant noter qu'en utilisant un facteur de Taylor de 3, la limite d'élasticité initiale du matériau reste faible. Cette faible valeur est expliquée par le fait de vouloir, après le préécrouissage, reproduire le cycle stabilisé du matériau. Un compromis était nécessaire entre les imites d'élasticité à l'état initial et au cycle stabilisé.

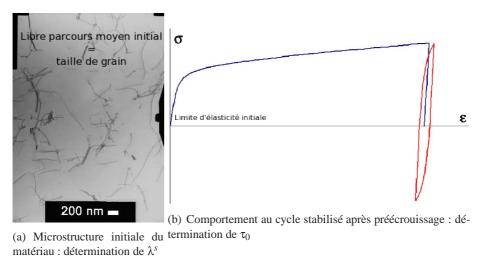


Figure 5.14: Identification du libre parcours moyen et de la limite d'élasticité pour le matériau préécroui

Le libre parcours moyen ne correspond plus à la taille des cellules de dislocations mais à la microstructure initiale, c'est à dire à la taille de grains soit environ $60\mu m$ (Figure 5.14(a)). La distance d'annihilation est diminuée à 8nm de manière à ce que la densité de dislocations puissent évoluer lors du préécrouissage en traction. Cette valeur de distance d'annihilation correspond cette fois-ci à une valeur physique de quelques vecteur de Burgers b. Le paramètre C quant à lui est multiplié par 2, se référant au chapitre 3 qui a montré l'influence prépondérante d'un préécrouissage sur la variable d'écrouissage cinématique.

Les paramètres de l'identification sont résumés dans le tableau 5.4 et les comparaisons expériences/simulations sur les figures 5.15 et 5.16. Nous pouvons remarquer que les résultats moyennés sur l'agrégat reproduisent bien à la fois le comportement en traction du matériau et les cycles stabilisés après préécrouissage, et cela pour trois amplitudes de déformation imposées. De plus, la

contrainte moyenne observée au cycle stabilisé sur les essais à faible amplitude de déformation est bien prise en compte (Figure 5.16(a)) contrairement au modèle de comportement macroscopique. Le modèle polycristallin du matériau préécroui est donc meilleur que la loi de comportement macroscopique avec effet mémoire du chapitre précédent. Cependant, l'état stabilisé du matériau vierge ne peut être simulé avec un seul jeu de paramètres contrairement au modèle macroscopique.

Elas	sticité (MI	Pa)	Loi d'é	coulemen	ıt
C11	C12	C44	τ ₀ (MPa)	$\dot{\gamma}^0$	n
261200	112000	74600	20	1.10^{-5}	49

			Ecroui	ssage isotro	ope			Ecrouis	ssage cinématique
a_0	a_1	a_2	a_3	$\rho_0(m^{-2})$	b (m)	K	g_c (m)	С	D
0,045	0,625	0,137	0,122	9.10^{12}	$2,539.10^{-10}$	30	8.10^{-9}	30000	430

Tableau 5.4: Paramètres identifiés pour le matériau préécroui

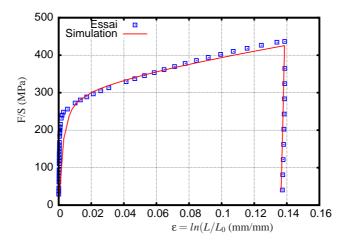


Figure 5.15: Comparaison expérience-simulation du préécrouissage en traction

Une simulation en traction-compression biaxiale de l'agrégat a été réalisée afin de vérifier la capacité du modèle à rendre compte du surrécrouissage observé sous chargement non proportionnel. Les résultats sont présentés dans le tableau 5.5 pour une déformation totale équivalente imposée à 0,2%. Nous comparons nos résultats à des résultats d'essais en traction-torsion. La valeur de la contrainte moyenne équivalente au sens de Von Mises dans notre simulation présente un surrécouissage de 106MPa pour un chargement déphasé de 90°. Les essais en traction-torsion déphasés de 30° du chapitre précédent présentaient un suréécrouissage de 32MPa. Si on se réfère aux essais de Calloch sur un acier 316L, le surrécrouissage en traction-torsion pour un chargement déphasé de 90° est de 100MPa, ce qui est identique au résultat de notre simulation même si le trajet de chargement imposé est différent. Le modèle reproduit donc bien le surrécrouissage observé sous chargement non proportionnel et avec un bon ordre de grandeur, cohérent avec des résultats expérimentaux.

$\Delta \sigma_{eqMises}/2$ (MPa)	Essai Traction-Torsion	Essai Traction-Torsion	Simulation biaxiale
	cycle stabilisé (304L)	cycle stabilisé (316L)	Traction-compression
proportionnel	+/- 193	+/- 178	+/- 184
déphasé de 30°	+/- 225	-	-
déphasé de 90°	-	+/- 280	+/- 290

Tableau 5.5: Suréécrouissage sous chargement non proportionnel : comparaison au cycle stabilisé d'essais en traction-torsion et de la simulation en traction-compression biaxiale

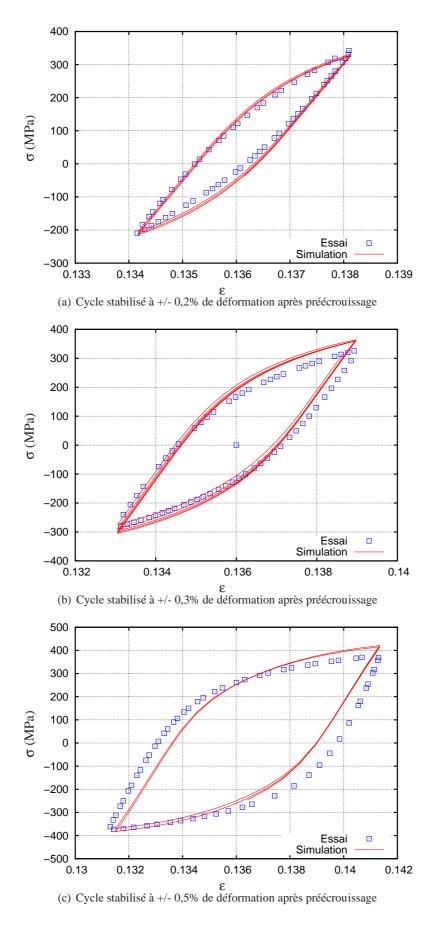


Figure 5.16: Comparaison Expérience-Simulation pour le matériau préécroui

5.3 Simulation en fatigue de l'influence de l'état de surface : caractéristiques globales de la déformation de l'agrégat

Après identification du modèle polycristallin pour deux matériaux (vierge et préécroui), nous allons pouvoir étudier l'effet de l'état de surface. Pour cela, trois agrégats vont être simulés avec le chargement au cycle stabilisé issu des calculs de structure sur les essais INTHERPOL et vont être comparés : un agrégat vierge, un agrégat avec un gradient d'écrouissage et un agrégat avec un gradient d'écrouissage et une rugosité. Par la suite un quatrième agrégat avec une rugosité différente sera simulé et comparé au précédent.

Sur les figures 5.17, 5.18 sont définis le chargement cyclique imposé à l'agrégat ainsi que les conditions aux limites. Nous pouvons remarquer que les niveaux de chargement appliqués sont quatre fois supérieurs aux niveaux de chargement issus des résultats de la modélisation INTHER-POL.

Le niveau du gradient d'écrouissage imposé à l'agrégat a été choisi d'après les observations microstructurales de la surface et les mesures de microdureté. Nous avons vu précédemment qu'un préécrouissage en traction de 14% de déformation était assez représentatif du matériau situé à une centaine de μm de profondeur de la maquette INTHERPOL 01 (état de surface brut), en termes de microstructure et de microdureté. C'est ce niveau d'écrouissage qui a été modélisé sur la paroi interne des maquettes INTHERPOL dans le calcul à l'échelle macroscopique. La modélisation à l'échelle de l'agrégat permet de raffiner la définition du gradient d'écrouissage. Nous avons donc choisi d'imposer une déformation en traction de 14% à environ 150 μm en profondeur dans l'agrégat. Par simplicité, le gradient d'écrouissage est linéaire et la déformation imposée en extrême surface est alors de l'ordre de 30%.

Le comportement du matériau préécroui a été réalisé au mieux sur la base des données expérimentales disponibles, soit à une déformation de 14%. Afin de reproduire au mieux le gradient, nous devons monter à des niveaux supérieurs (30%) pour les couches superficielles, ce qui se traduit par une extrapolation de la loi de comportement.

Lors de la première tentative de simulation, nous avons constaté que le chargement issu du calcul de structure conduisait à une réponse élastique du matériau en surface. On peut supposer que la limite d'élasticité après préécrouissage à 30% est surestimée dans la simulation. Cependant, on ne dispose pas de données pour recaler le comportement.

Nous avions donc deux possibilités afin d'être certains qu'au moins certains grains auraient un comportement plastique. La première solution était de limiter le préécrouissage dans la simulation, ce qui n'est pas réaliste dans la mesure où l'on va sous-estimer son effet. La deuxième solution était de garder le même niveau de préécrouissage mais augmenter artificiellement le chargement. Là encore, ce n'est pas une solution vraiment physique cependant cela permet d'exacerber les phénomènes que nous voulons mettre en évidence. Sachant que nous souhaitons avant tout faire une étude comparative entre différentes conditions de surface, nous avons donc fait le choix délibéré de conserver un niveau d'écrouissage fort et d'augmenter le chargement cyclique par un facteur multiplicatif. Nous savons alors pertinemment que nous ne serons pas prédictif au sens qualitatif (ce qui était déjà sûr compte tenu des approximations déjà faites et de l'extrapolation du comportement) mais cela permet de "forcer le contraste" et donc de faciliter les comparaisons.

L'agrégat simulé est celui présenté dans le paragraphe 5.2. Les éléments sont des éléments de type C3D8R et ont une dimension de 4*4*8µm. L'agrégat a été réduit à 10 couches EBSD au lieu de 16 permettant des temps de calculs plus faibles. Le maillage est ainsi composé de 152100 éléments et 1181 orientations différentes (triplets d'angles d'euler).

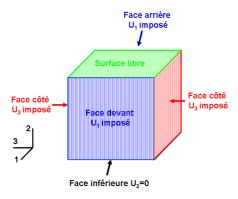


Figure 5.17: Conditions aux limites de l'agrégat

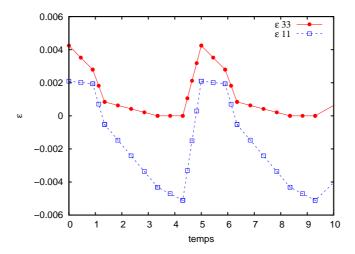


Figure 5.18: Trajet de chargement imposé à l'agrégat

Dans les parties suivantes, nous allons présenter des résultats sous forme de cartographies. Ces cartographies correspondent à trois couches EBSD différentes. Elles sont représentées sur la figure 5.19. Douze cycles ont été simulés, le comportement est alors stabilisé. Les temps de calculs sont longs mais raisonnables (dans le cadre d'une thèse). Avec des machines bipro Dell Multicore 3,2G, le préécrouissage prend un temps CPU égal à 5.10⁵s et chaque cycle environ 1,3.10⁵s.

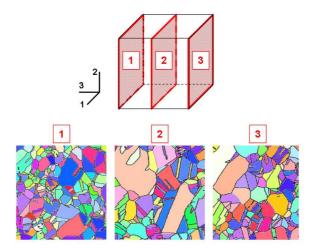


Figure 5.19: Définition des cartographies utilisées pour la discussion des résultats

5.3.1 Agrégat vierge

La simulation de l'agrégat vierge permet d'obtenir le comportement macroscopique stabilisé en moyennant les contraintes et les déformations (Figure 5.20). Les paramètres matériau sont ceux identifiés pour le matériau vierge dans le tableau 5.3. Les comportements obtenus dans la direction 3 (la direction circonférentielle $\theta\theta$ des maquettes INTHERPOL, parallèle aux stries) et la direction 1 (la direction axiale des maquettes INTHERPOL ZZ, perpendiculaire aux stries) sont donnés sur la figure 5.20.

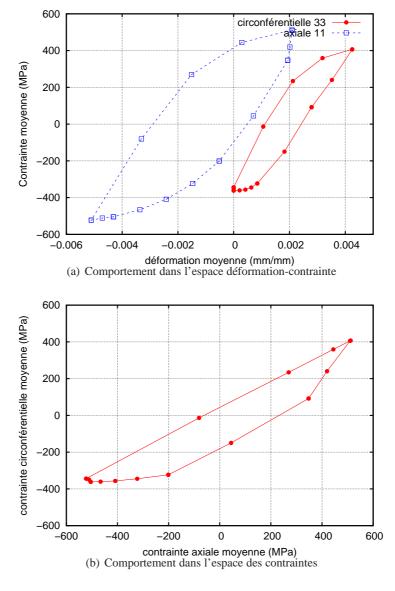


Figure 5.20: Comportement macroscopique de l'agrégat vierge, obtenu en moyennant les contraintes et les déformations sur l'ensemble de l'agrégat

Les figures 5.21 et 5.22 présentent l'amplitude de déformation plastique équivalente au sens de Von Mises au cycle stabilisé. Ces figures montrent une localisation sous forme de bandes traversant les joints de grains. Les valeurs des amplitudes de déformations plastiques équivalentes sont comprises entre 0,75% et 7,5%.

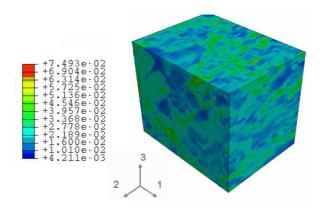


Figure 5.21: Amplitude de déformation plastique équivalente au sens de Von Mises au cycle stabilisé de l'agrégat vierge

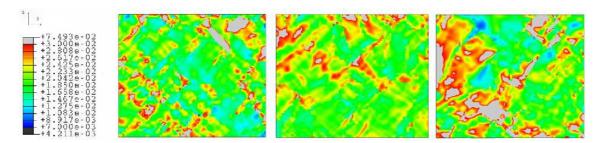


Figure 5.22: Cartographies de l'amplitude de déformation plastique équivalente au sens de Von Mises au cycle stabilisé de l'agrégat vierge pour les couches 1, 2 et 3 de l'agrégat (5.19

5.3.2 Agrégat avec gradient d'écrouissage

Pour réussir à définir le gradient d'écrouissage permettant ensuite d'imposer le chargement cyclique des maquettes INTHERPOL, nous avons du faire plusieurs choix et/ou simplifications.

Tout d'abord, la forme de l'agrégat a été modifiée. Le gradient d'écrouissage imposé est obtenu par une prédéformation en traction de 30% en surface, de 14% à environ 100μm de profondeur et nulle à coeur, c'est à dire à 250μm de profondeur et jusqu'à 400μm. De manière à simplifier l'application du chargement cyclique biaxial après prédéformation, l'agrégat initialement cubique a été modifié en agrégat trapézoïdal de sorte qu'après prédéformation, en imposant un déplacement nul sur les côtés, il retrouve une forme cubique. Cet agrégat est trapézoïdal à l'état initial, mais la microstructure est définie de telle sorte que l'on retrouve la structure expérimentale après prédéformation.

Comme nous avons identifié deux jeux de paramètres pour le modèle de comportement, un pour le matériau vierge et un deuxième pour le matériau préécroui, l'idée de départ était de modéliser un agrégat "biphasé" en utilisant ces deux modèles. Le modèle du matériau vierge devait donc être appliqué à coeur dans la partie non prédéformée de l'agrégat et le modèle du matériau préécroui dans la partie de l'agrégat prédéformée. Lors du préécrouissage de l'agrégat, nous avons bien appliqué cette méthode. Pour faciliter la convergence du calcul nous avons cependant imposé le déplacement $u_3(2)$ en chaque noeud de l'agrégat (et non sur les faces) ce qui permet par ailleurs de décrire un gradient homogène dans l'épaisseur. Afin de vérifier l'impact que pouvait avoir l'application d'un déplacement en chaque noeud de l'agrégat sur la répartition des contraintes et des déformations, nous avons simulé deux agrégats prédéformés à 14%. Sur le premier agrégat, le déplacement est imposé en chaque noeud du maillage alors que pour le second le déplacement n'est imposé que sur les noeuds des faces. Les figures 5.23 présentent les ditributions de contrainte et déformation pour ces deux agrégats. Nous pouvons voir que les distributions sont assez proches

avec des valeurs moyennes identiques. Les écarts-types sont légèrement supérieurs dans le cas de l'agrégat où le déplacement est imposé en chaque noeud.

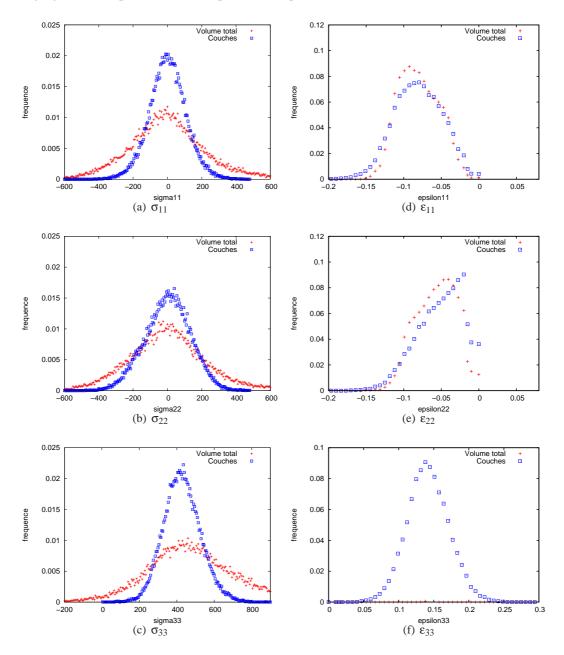


Figure 5.23: Distribution des contraintes et déformations dans deux agrégats déformés à 14% : le premier avec le déplacement appliqué sur le volume total "VTOT" et le second avec le déplacement appliqué sur les faces, "COUCHES".

La figure 5.24 décrit la méthode utilisée pour obtenir le gradient d'écrouissage en imposant les déplacements : $U_3(2)$ sur tous les noeuds de l'agrégat et U_1 nul sur les côtés.

Par contre lors de l'application du chargement cyclique, des problèmes de convergence n'ont pas permis de continuer avec la description d'un agrégat biphasé (matériau vierge et préécroui). Nous avons donc décidé "d'éliminer" la partie du matériau vierge et de ne continuer qu'avec la partie du matériau préécroui qui s'étend jusqu'à 300µm. De plus, cette simplification supprime de nombreux éléments et réduit le temps de calcul (de l'ordre d'un tiers).

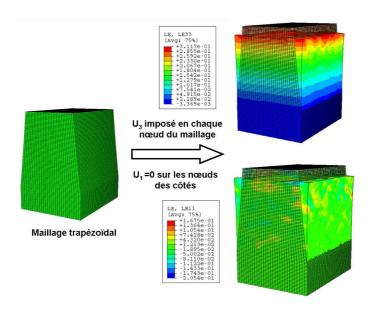


Figure 5.24: Introduction du gradient d'écrouissage dans l'épaisseur

Après préécrouissage et retour à contrainte moyenne nulle, l'agrégat est soumis au même trajet de chargement que l'agrégat vierge issu des maquettes INTHERPOL. Les paramètres matériau sont par contre ceux identifiés pour le matériau préécroui du tableau 5.4.

Comme dans le cas de l'agrégat vierge, nous présentons les cartographies de la déformation plastique équivalente sur le cycle stabilisé (Figure 5.25). Globalement, nous pouvons remarquer que la répartition est plus homogène avec des valeurs comprises entre 1% et 3%. Les bandes de déformation sont situées aux mêmes endroits que pour l'agrégat vierge et traversent aussi les joints de grains. On peut déjà noter ici que les contraintes résiduelles en fin d'écrouissage préalable n'ont pas le même signe en surface : elles sont de compression comme attendu d'un préécrouissage, alors que sur les maquettes INTHERPOL, elles sont de traction. Ce point sera repris dans le chapitre 6 paragraphe 3.1.

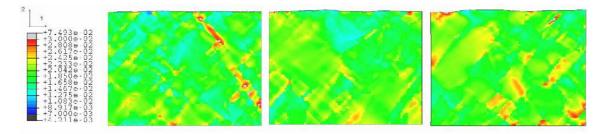


Figure 5.25: Cartographies de l'amplitude de déformation plastique équivalente au sens de Von Mises au cycle stabilisé pour les couches 1, 2 et 3 de l'agrégat préécroui

5.3.3 Agrégat avec gradient d'écrouissage et rugosité

La rugosité est introduite dans le maillage à partir de mesures de profils. Deux rugosités sont comparées : une rugosité avec des stries larges et une forte profondeur, la rugosité 1, et une rugosité avec des stries plus resserrées mais une profondeur moins élevée, la rugosité 2. Ces deux rugosités sont issues de mesures de l'état de surface brut des maquettes INTHERPOL, ce qui souligne l'hétérogénéité de la rugosité, les stries profondes correspondant aux arrachements de matière. La direction du préécrouissage est parallèle aux stries d'usinage. Comme dans le cas de l'agrégat avec un gradient de préécrouissage seul, la répartition des déformations plastiques équivalentes est plus homogène que dans le cas du matériau vierge. Cependant nous pouvons remarquer une forte localisation dans les vallées des stries d'usinage. Entre les deux types de rugosité, la rugosité présentant des stries avec une amplitude de déformation plus élevée semble montrer un effet plus marqué et sur une plus grande profondeur. En comparant les cartographies de la figure 5.26, l'effet de la vallée la plus profonde de l'agrégat 1 porte à peu près jusqu'au milieu de l'agrégat tandis que seulement au tiers de l'agrégat 2.

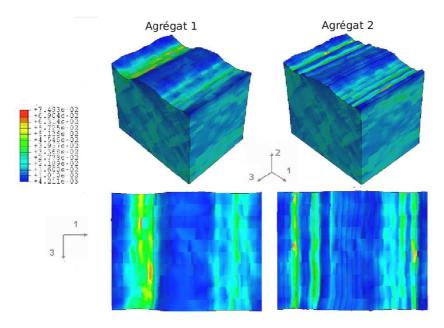


Figure 5.26: Amplitude de déformation plastique équivalente obtenue sur les deux agrégats préécrouis et rugueux

Une comparaison de la répartition des contraintes équivalentes au sens de Von Mises des trois agrégats (vierge, préécroui et préécroui-rugueux) est présentée sur la figure 5.28. Les contraintes équivalentes de l'agrégat vierge s'échelonnent entre 200MPa et 650MPa alors que pour les deux agrégats avec gradient d'écrouissage, les valeurs s'échelonnent de 450MPa à 800MPa au coeur de l'agrégat. Nous remarquons en surface de l'agrégat présentant de la rugosité que la plus forte valeur de la contrainte équivalente se situe dans les vallées des stries et la plus faible valeur sur les sommets des stries d'usinage. Il est important de noter que l'effet de la rugosité est visible dans la profondeur de l'agrégat.

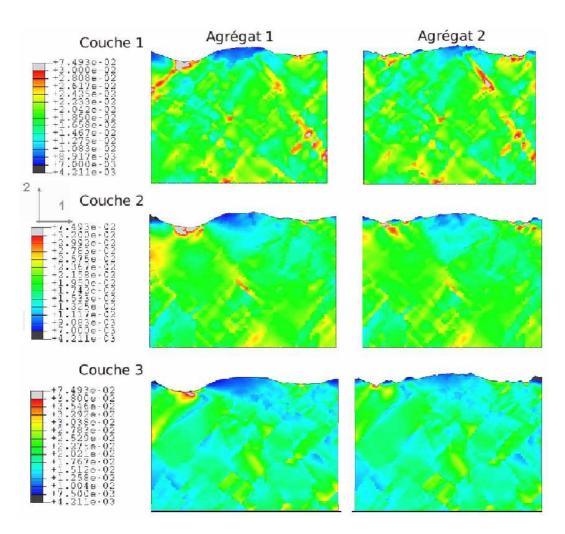


Figure 5.27: Amplitudes de déformation plastique équivalente obtenues sur les deux agrégats préécrouis et rugueux : couche 1, 2 et 3

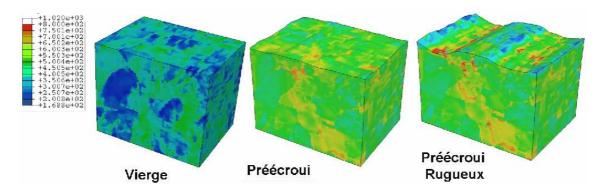


Figure 5.28: Comparaison de la contrainte équivalente au sens de Von Mises sur les trois agrégats types, calculée au maximum du cycle

La répartition des niveaux de contrainte équivalente entre les trois agrégats est présentée sur la figure 5.29. Comme observé sur les cartographies, la moyenne des contraintes équivalentes ainsi que les écart-types sont plus élevés dans le cas des agrégats ayant subi un préécrouissage.

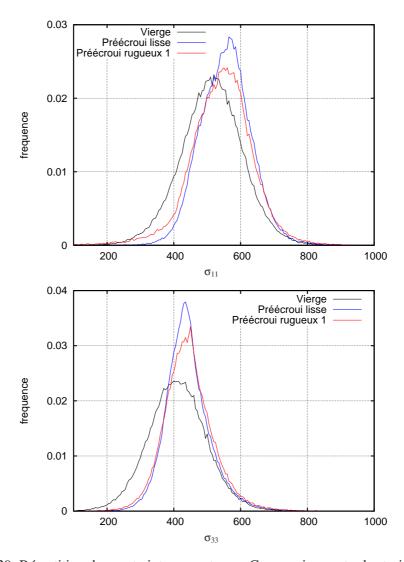


Figure 5.29: Répartition des contraintes σ_{11} et σ_{33} - Comparaison entre les trois agrégats

5.3.4 Résumé

La première partie de ce chapitre a pour objet une étude bibliographique sur les mécanismes de plasticité à l'échelle du cristal. Par ailleurs, quelques modèles polycristallins ont été présentés : des modèles comportant un écrouissage isotrope seul et des modèles comportant un écrouissage isotrope et un écrouissage cinématique. Les modèles à cette échelle sont complexes et encore peu utilisés dans des modélisations d'agrégats sous chargement cyclique.

La deuxième partie de ce chapitre a présenté le modèle polycristallin de l'étude et la nécessité d'y introduire un écrouissage cinématique pour reproduire le comportement du matériau sous chargement cyclique. Cet écrouissage cinématique, décrit de façon phénoménologique classique, a permis de mettre en évidence la capacité du modèle à modéliser l'effet Baushinger important observé sur le 304L et le surécrouissage en chargement non proportionnel. Deux jeux de paramètres ont été ensuite identifiés afin de reproduire le comportement du matériau au cycle stabilisé : un premier jeu de paramètres pour un matériau vierge et un deuxième jeu de paramètres pour un matériau préécroui.

Un agrégat 3D issu de la microstructure du matériau des maquettes INTHERPOL a ensuite été construit à partir de polissages successifs et de cartographies d'orientations cristal-lines obtenues par EBSD. Cet agrégat a fait l'objet de deux "traitements" : un premier traitement permettant d'introduire un gradient d'écrouissage en surface calé sur les observations du chapitre 3 et un deuxième traitement permettant d'introduire une rugosité de surface. Quatre agrégats sont ainsi obtenus : un agrégat vierge, un agrégat avec un gradient d'écrouissage en surface, et deux agrégats avec un gradient d'écrouissage et deux types de rugosité.

Les quatre agrégats 3D ont ensuite été cyclés en appliquant le chargement biaxial issu du calcul de structure INTHERPOL amplifié d'un facteur quatre afin d'accentuer les différences entre les différentes conditions de calcul. Une comparaison de ces trois agrégats a mis en évidence un effet bénéfique du gradient d'écrouissage avec une répartition de l'amplitude de déformation plastique équivalente plus homogène et moins élevée que pour l'agrégat vierge. Le gradient d'écrouissage que nous avons introduit aurait alors un effet bénéfique sur l'endurance du matériau. Il peut être assimilé à un traitement de surface du type grenaillage qui introduit un écrouissage préalable et des contraintes résiduelles de compression en surface et améliore ainsi la tenue en fatigue. En effet, après préécrouissage et retour à contrainte macroscopique nulle, de nombreuses zones en surface de l'agrégat sont en compression. L'effet négatif de la rugosité est très prononcé avec de fortes localisations en surface (en déformation et en contrainte) au niveau des vallées des stries d'usinage. Il est aussi important de noter que ces localisations en surface sont toujours présentes plus en profondeur dans l'agrégat, à plusieurs grains sous la surface.

Nous avons dans ce cinquième chapitre modélisé quatre agrégats sous le chargement cyclique des essais INTHERPOL avec différentes conditions de surface. Le modèle permet de rendre compte des différences induites par ces états de surface. A partir de ces résultats, il est maintenant envisageable d'identifier un type de critère de fatigue macroscopique pertinent. C'est l'objectif du chapitre suivant.



5. ETUDE DE L'INFLUENCE DE L'ETAT DE SURFACE PAR UNE APPROCHE

Bibliographie

- ARMSTRONG et FREDERICK (1966). A mathematical representation of the multiaxial baushinger effect. CEGB Report RD/B/N731, Berkeley, Nuclear Laboratories.
- CAILLETAUD (1987). Une approche micromécanique phénoménologique du comportement inélastique des métaux. *Thèse de doctorat de l'université de Paris 6*.
- CAILLETAUD (1992). A micromechanical approach to inelastic behavior of metals. *International Journal of Plasticity, Vol.8, pp.55-73*.
- CAILLETAUD, DOQUET et PINEAU (1991). Cyclic multiaxial behaviour of an austenitic stainless steel: microstructure observations and micromechanical modelling. *Fatigue under biaxial and multiaxial loading, ESIS 10, Mechanical Engineering Publication, London, Vol.12*.
- CAILLETAUD et PILVIN (1994). Utilisation des modèles polycristallins pour le calcul par éléments finis. *Revue Européenne des éléments finis 3, Vol.4, pp.515-541*.
- CALLOCH (1997). Essais triaxiaux non proportionnels et ingénierie des modèles de plasticité cyclique. *Thèse de doctorat de l'Ecole Normale Supérieure de Cachan*.
- DELAIRE, RAPHANEL et REY (2000). Plastic heterogeneities of a copper multicrystal deformed in uniaxial tension: experimental study and finite element simulations. *Acta Materiala*, *Vol.48*, *pp.1075-1087*.
- DEVINCRE, KUBIN et HOC (2006). Physical analyses of crystal plasticity by dd simulations. *Scripta Materiala, Vol.54, pp.741-746*.
- DÉPRÉS (2004). Modélisation physique des stades précurseurs de l'endommagement en fatigue dans l'acier inoxydable austénitique 316l. *Thèse de doctorat de l'INPG*.
- ERIEAU (2003). Etude expérimentale et analyse numérique de l'influence des hétérogénéités induites par la déformation à froid sur la recristallisation primaire d'un acier if-ti. *Thèse de doctorat de l'Ecole Centrale Paris*.
- ESTRIN et MECKING (1984). A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one parameter models. *Acta Metallurgica, Vol.32*, *pp.57-70*.
- FEYEL, CALLOCH, MARQUIS et CAILLETAUD (1997). Fe computation of a triaxial specimen using a polycristalline model. *Computational Materials Science*, Vol.9, pp.141-157.
- FIVEL et FOREST (2003). Plasticité cristalline et transition d'échelle : cas du monocristal. *Techniques de l'Ingénieur*.
- GALLEE (2005). Caractérisation expérimentale et simulation numérique des procédés d'emboutissage profond. *Thèse de doctorat de l'université de Bretagne Sud*.
- GAUDIN (2002). Etude des mécanismes associés au rochet cyclique d'un acier austénitique AISI 316L. *Thèse de Doctorat de l'Université de Technologie de Compiègne*.
- HOC (1999). Etude expérimentale et numérique de la localisation lors de changements de trajet sur un acier doux. *Thèse de doctorat de l'Ecole Centrale Paris*.
- MECKING et KOCKS (1981). Kinetics of flow and strain hardening. *Acta Metallurgica, Vol.29*, pp.1865-1875.

- PILVIN (1994). The contribution of micromechanical approaches to the modelling of inelastic behavior of polycristals. 4th International Conference on biaxial/Multiaxial Fatigue, pp.31-46
- TABOUROT (1992). Loi de comportement élastoviscoplastique du monocristal en grandes déformations. *Thèse de l'Institut National Polytechnique de Grenoble*.
- TEODOSIU, RAPHANEL et TABOUROT (1993). Finite implementation of the large elastoplastic deformation of multicystals. *MECAMAT'91*, édition Tabourot, Raphanel and Sidoroff, pp.153-158.

Chapitre 6

VERS LE CHOIX D'UN CRITERE DE FATIGUE...

Sommaire

Sommanc									
	6.1	Les critères de fatigue							
	6.2	Revue de quelques critères multiaxiaux							
		6.2.1	Les critères formulés sur une grandeur équivalente						
		6.2.2	Les critères d'approche plan critique						
	6.3	Choix	d'un type de critère prenant en compte l'état de surface 183						
		6.3.1	Critère en déformation						
		6.3.2	Critère de type plan critique						
		6.3.3	Critère énergétique						
		6.3.4	Résumé						

Actuellement le critère en fatigue utilisé pour le dimensionnement des composants de centrale REP est issu du code de dimensionnement du RCC-M, non prévu pour une utilisation en fatigue à grand nombre de cycles. Il s'agit d'un critère de fatigue multiaxiale basé sur une contrainte équivalente, il a déjà été présenté dans les chapitres précédent. Du fait notamment de la présence d'une contrainte moyenne et de l'effet de préécrouissage très sensible à faible amplitude, ce critère n'est pas adapté au chargement.

L'un des objectifs du projet fatigue thermique est de proposer un critère de fatigue plus adapté. Dans cet objectif, la prise en compte des effets liés à l'état de surface des composants est indispensable et est abordé dans ce travail à une échelle mésoscopique au moyen de calculs d'agrégats. Il est évident que cette première approche ne permettra pas de statuer sur le choix d'un critère. Il s'agit ici d'une première évaluation de types de critères pouvant rendre compte par une simulation à une échelle physiquement réaliste des deux principaux effets issus de l'état de surface du matériau : l'effet de gradient d'écrouissage et l'effet de la rugosité. Le travail suivant s'inscrit donc dans un cadre exploratoire. On ne cherche en aucun cas à déterminer des durées de vie, mais simplement à obtenir des éléments qualitatifs de l'influence de l'état de surface sur la réponse cyclique du matériau.

Dans la première partie de ce chapitre, nous présentons une revue bibliographique des différentes familles de critères et de leur domaine d'application. Nous nous limitons bien sûr à un nombre restreint de critères et nous appuyons sur une étude plus détaillée réalisée dans le cadre du projet fatigue thermique (Curtit, 2007). Dans la deuxième partie de ce chapitre, trois types de critères sont alors issus de l'étude bibliographique et discutés avec les résultats des calculs d'agrégats réalisés dans le chapitre précédent.

6.1 Les critères de fatigue

Rappelons les différents domaines de fatigue en fonction du niveau de chargement. Le premier domaine, le domaine de fatigue oligocyclique, correspond à un niveau de chargement d'amplitude importante conduisant à la rupture du matériau pour un faible nombre de cycles, inférieur à 10^5 cycles. Lorsque l'amplitude de chargement devient plus faible, la rupture du matériau est obtenue pour un nombre de cycles beaucoup plus élevé, on est alors dans le domaine de la fatigue polycyclique ou à grand nombre de cycles, supérieur à 10^5 cycles. Lorsque l'amplitude de chargement est encore plus faible, aucun endommagement n'est observé, on peut qualifier ce domaine d'endurance illimitée. La limite d'endurance du matériau est définie comme le niveau de chargement correspondant à la frontière entre le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles et l'endurance illimitée.

Ces deux domaines de fatigue, oligocyclique et polycyclique, permettent alors de différencier deux grandes familles de critères répondant à deux besoins bien distincts :

La première famille correspond aux critères d'endurance. Ils sont appliqués dans le domaine de la fatigue polycyclique et déterminent si la structure étudiée sera susceptible de subir un endommagement ou non par fatigue. Ces critères comparent une grandeur physique fonction des différents paramètres caractéristiques du chargement à la limite d'endurance b :

```
Si f(chargement) \ge b il y a un risque d'endommagement par fatigue Si f(chargement) < b il n'y a pas d'endommagement
```

En fatigue polycyclique, pour la majorité des matériaux, le comportement macroscopique du matériau est dans un comportement d'adaptation élastique. Ces critères sont donc généralement écrits en termes de contrainte. Ce n'est pas le cas de l'acier 304L qui présente une déformation macroscopique plastique significative dans le domaine des grands nombres de cycles. A 10^7 cycles le domaine de fatigue du 304L au niveau du comportement peut être considéré comme oligocyclique. Les critères d'endurance formulés en contrainte ne sont

donc pas adaptés, nous ne les présenterons pas.

– La deuxième famille de critères sont ceux qui permettent d'estimer la durée de vie de la structure en termes de nombre de cycles. Ce sont ces types de critères que nous allons présenter. Ils sont formulés en terme de contrainte, de déformation ou d'énergie. Dans le cas d'un chargement en contrainte imposée, Wöhler propose une courbe, la courbe S-N, décrivant l'évolution du nombre de cycles admissible pour une amplitude de contrainte donnée. Pour un chargement en déformation contôlée, on peut citer un des premiers critères proposés pour un chargement uniaxial : le critère de Manson-Coffin ((Manson, 1953), (Coffin et Schenectady, 1954)). L'amplitude de déformation plastique admissible $\Delta \varepsilon_p$ est exprimée sous la forme d'une loi puissance du nombre de cycles N :

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' \cdot (2N)^c \tag{6.1}$$

Le critère de Manson-Coffin est utilisé dans le domaine de la fatigue oligocyclique dans le cas où le matériau présente une déformation plastique cyclique importante. Dans le domaine des grands nombres de cycles pour la majorité des matériaux la déformation plastique devient négligeable, Basquin propose alors un critère similaire mais en séparant l'amplitude de déformation totale en une partie plastique et une partie élastique.

Un "bon" critère doit être identifié sur des essais de fatigue simples à mettre en oeuvre et peu coûteux tout en permettant une bonne approximation de la durée de vie du matériau avec des trajets de chargement plus complexes. Les critères de fatigue multiaxiaux sont très nombreux dans la littérature, nous n'en présenterons ici que quelques uns. Ces critères sont classés en deux grandes familles : les critères formulés à partir de grandeurs équivalentes (contrainte, déformation ou énergie équivalentes) et les critères basés sur une approche de type plan critique, associant la rupture en fatigue à un plan particulier de rupture. Parmi les critères basés sur une grandeur équivalente, nous nous focaliserons principalement sur les critères écrits en terme d'énergie et en terme de déformation. En effet les critères formulés en contrainte ne sont pas adaptés en raison de la forte plasticité cyclique du 304L.

Nous reprenons une étude réalisée par Curtit ((Curtit, 2007)) de manière à recentrer notre choix de critères et pour nous permettre de comparer certains types de critères avec les résultats obtenus sur les calculs de l'approche polycristalline. Pour de nombreux critères, Curtit calcule la fonction critère ϕ pour les cycles à mi-durée de vie des essais de traction-compression à contrainte moyenne nulle à 20°C de l'acier 304L CLI présenté dans le chapitre 3. Dans un diagramme loglog, il reporte ensuite en abscisse le nombre de cycles à rupture et en ordonnée la valeur de la fonction critère pour chacun des essais (Figure 6.1(a)). Pour chaque critère, une courbe de fatigue de référence est ainsi identifiée et s'écrit sous la forme :

$$\phi(chargement) = b.N^a + S_d \Rightarrow N = b_0.(\phi - S_d)^{a_0}$$
(6.2)

avec $a_0 = \frac{1}{a}$, $b_0 = \left(\frac{1}{b}\right)_0^a$ et S_d la limite d'endurance pour le critère considéré. Ce dernier paramètre ne correspond pas à une limite d'endurance réelle et n'a pas de sens physique. Il permet simplement de corréler au mieux le nuage de points considéré.

Les résultats d'autres essais avec des chargements plus complexes, notamment les essais avec préécrouissage présentés au chapitre 3 (Figure 6.1(b)) sont ensuite reportés sur un diagramme représentant l'évaluation de la fonction pour chaque essai en fonction du nombre de cycles à rupture. La pertinence du critère est ensuite testée sur un diagramme présentant en abscisse le nombre de

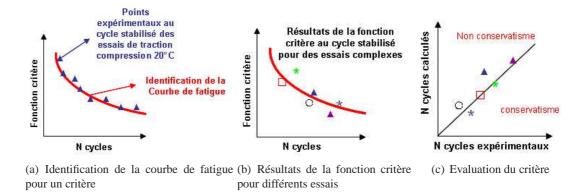


Figure 6.1: Méthode de détermination de la courbe de fatigue et de l'évaluation des critères

cycles à rupture obtenu expérimentalement et en ordonnée le nombre de cycles à rupture prévu par le critère (Figure 6.1(c)). Les points situés au dessus de la bissectrice traduisent une surestimation de la durée de vie (non conservatisme du critère) et les points situés sous la bissectrice correspondent à une sous estimation de la durée de vie (conservatisme). Cette démarche est cohérente avec le besoin d'un calage sur des essais simples et donc peu coûteux. La robustesse de chaque critère est ensuite testée sur des cas nettement plus compliqués.

6.2 Revue de quelques critères multiaxiaux

6.2.1 Les critères formulés sur une grandeur équivalente

L'objectif de ces critères est de réduire l'état tridimensionnel des contraintes et des déformations à un paramètre scalaire de contrainte ou de déformation équivalente.

6.2.1.1 Critères formulés en contrainte équivalente

La majorité de ces critères utilise le premier invariant du tenseur des contraintes et/ou le second invariant de son déviateur. Chaque critère est différencié par le choix de la contrainte équivalente. Ils sont plutôt utilisés dans le cas de la fatigue à grand nombre de cycles où très peu de plasticité apparaît. Ils sont donc peu adaptés dans notre cas notamment en raison de la forte plasticité cyclique que présente le 304L même pour de grandes durées de vie. Notons que le critère du code RCC-M est un critère défini en contrainte (au sens de TRESCA) mais construit à partir d'essais en déformation contrôlée. Les premiers critères utilisés pour la fatigue multiaxiale font intervenir la valeur maximale du cisaillement (critère de TRESCA) ou la valeur maximale de l'énergie de distorsion (critère de MISES). Ces critères sont relativement simples mais ne sont pas adaptées dans le cas de trajets de chargements non proportionnels et ne prennent pas en compte les effets de contrainte moyenne. Nous présentons rapidement les critères de Sines et de Crossland qui sont une extension du critère de Mises à la fatigue multiaxiale présentant une contrainte moyenne.

Le critère de Sines Sines propose comme contrainte équivalente une combinaison de l'amplitude de la cission équivalente et de la pression hydrostatique moyenne.

$$F_{Sines} = \frac{\tau_a + aP_{moyen}}{b} \tag{6.3}$$

avec $\tau_a = \sqrt{J_{2alt}}$, et P_{moyen} la pression hydrostatique moyenne. Les paramètres a et b sont des constantes pouvant être identifiées par des essais de fatigue en torsion et en flexion alternée.

Le critère de Crossland Le critère de Crossland est très proche du critère de Sines et propose d'utiliser la pression hydrostatique maximale.

$$F_{Crossland} = \frac{\tau_a + a' P_{max}}{b'} \tag{6.4}$$

avec $\tau_a = \sqrt{J_{2alt}}$ et P_{max} la pression hydrostatique maximale. Les paramètres a' et b' sont des constantes pouvant être identifiées par des essais de fatigue en torsion et en flexion alternée.

6.2.1.2 Les critères formulés en déformation équivalente

Ces critères sont basés sur une amplitude de déformation plastique équivalente et sont principalement appliqués dans le domaine de fatigue oligocyclique où la déformation plastique est prépondérante. Ce sont des critères mieux adaptés à notre problématique que les critères exprimés en contraintes. Cependant, en général, ils ne donnent de bons résultats qu'en fatigue oligocyclique. Comme pour les critères formulés en contrainte, les critères fomulés en déformation se distinguent par le choix de la déformation plastique équivalente. La plupart reprennent le critère sous chargement uniaxial de Manson-Coffin ((Manson, 1953), (Coffin et Schenectady, 1954)) en remplaçant la déformation plastique par une déformation totale ou plastique équivalente $\Delta \varepsilon_{eq}$:

$$F_{M\&C} = \frac{\Delta \varepsilon_{eq}^p}{2} \tag{6.5}$$

Curtit (Curtit, 2007) identifie une courbe de fatigue adaptée à la fonction critère de Manson-Coffin sur les essais de traction-compression à 20°C du chapitre 3. Il évalue ensuite ce critère sur d'autres types de chargement plus complexes (Figure 6.2). Le critère est assez prédictif pour le domaine de la fatigue oligocyclique. Aux grands nombres de cycles, on note une très grande dispersion des résultats. De plus, ce critère ne prend pas en compte les essais avec une contrainte moyenne ou un préécrouissage. Ces chargements conduisent à une diminution de l'amplitude de déformation plastique qui s'accompagne d'une augmentation de l'amplitude de contrainte ainsi que de la contrainte maximum. Le critère n'étant basé que sur l'amplitude de déformation plastique, l'effet bénéfique de la réduction d'amplitude de déformation plastique est prise en compte mais pas l'augmentation de la contrainte. Ceci conduit à une sous estimation importante de la durée de vie. Il est alors évident que le critère de Manson-Coffin, trop simple, n'est pas adapté à notre problématique : grande durée de vie, contrainte moyenne, effet de préécrouissage en surface

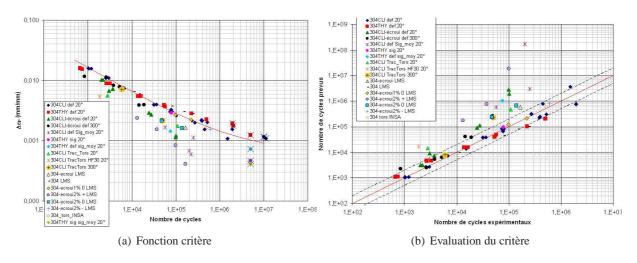


Figure 6.2: Evaluation et application du critère de Manson-Coffin sur le 304L CLI (Curtit, 2007)

6.2.1.3 Les critères formulés en énergie

Théorie énergétique (Chrysochoos et Martin, 1989) Lors d'un essai mécanique, l'énergie de déformation peut être décomposée en une partie élastique réversible W_e et une partie plastique W_p . La partie plastique est composée d'une partie d'énergie dissipée W_d et d'une partie d'énergie stockée W_s :

$$W_{ext} = W_e + W_d + W_s \tag{6.6}$$

Une énergie supplémentaire est associée à la charge et à la décharge du matériau, W_{is} . Cette énergie est reliée à la variation de température du matériau au cours de la déformation. La figure 6.3 met en évidence sur un essai de traction les différentes énergies définies ci-dessus.

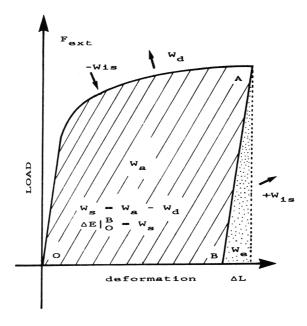


Figure 6.3: Partition des énergies dissipée et stockées lors d'un chargement de charge-décharge

Les critères énergétiques sont de la forme $N_f = f(W_{cycle})$ et sont particulièrement adaptés dans le cas de matériaux présentant une plasticité cyclique importante. Ils ont l'avantage d'incorporer simultanément les contraintes et les déformations. Ces critères semblent être un bon compromis entre ceux en déformation et ceux en contrainte et particulièrement bien adaptés dans notre cas.

La densité d'énergie dissipée par cycle de chargement est une grandeur facile à définir sur une boucle d'hysteresis, Graud (Graud, 1979) propose ainsi comme critère de fatigue la fonction :

$$W_{cycle} = \int_{cycle} \mathbf{\sigma} : \dot{\mathbf{\epsilon}}_{p} dt \tag{6.7}$$

Cette grandeur est souvent utilisée en fatigue oligocyclique où la déformation plastique est significative. Cependant elle ne rend pas compte des effets de contrainte moyenne ou de pression hydrostatique. Pour la fatigue à grand nombre de cycles, d'autres approches introduisent la densité d'énergie de distorsion élastique. Nous présentons deux critères énergétiques : le critère de Park et Nelson et le critère du LMS.

Le critère de Park et Nelson. Park et Nelson (Park et Nelson, 2000) proposent d'introduire le taux de triaxialité TF. Ils écrivent un critère avec un terme de densité d'énergie de distorsion élastique et un terme de densité d'énergie dissipée :

$$F_{P\&N} = W_t^* = W_e^* + W_{cycle}^* \tag{6.8}$$

 W_e est la densité d'énergie de distorsion élastique et W_{cvcle} la densité d'énergie dissipée :

$$W_e^* = 2^{k_2 TFm} W_e$$

$$W_{cycle}^* = 2^{k_1 (TFs-1)} W_{cycle}$$

 $TF_s = \frac{3P_a}{S_{eq}}$ est fonction de l'amplitude des pressions hydrostatiques P_a $TF_m = \frac{3P_m}{S_{eq}}$ est fonction de la pression hydrostatique moyenne S_{eq} est l'amplitude du trajet de chargement dans l'espace des contraintes déviatoriques

Ce critère donne de bons résultats sous chargements complexes et pour une large gamme de durées de vie avec une dispersion relativement faible. La dispersion est cependant un peu plus élevée dans le domaine polycyclique (Curtit, 2007). Seuls des essais à déformation imposée et contrainte moyenne positive ont tendance à surestimer la durée de vie. Un point négatif de ce critère est le besoin d'identifier quatre paramètres. Cette identification nécessite plusieurs essais multiaxiaux et uniaxiaux. Un critère énergétique dont l'écriture permet une identification plus simple de la fonction critère a alors été proposé par Amiable (Amiable, 2006) dans le cadre de sa thèse.

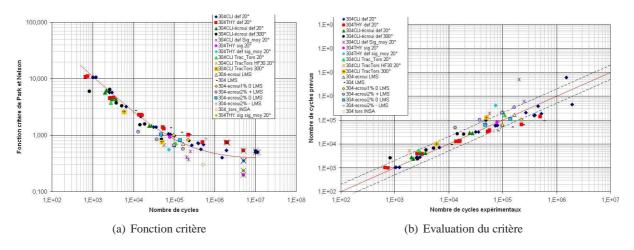


Figure 6.4: Evaluation et application du critère de Park et Nelson sur le 304L CLI (Curtit, 2007)

Le critère énergétique du LMS (Laboratoire de Mécanique des Structures de l'Ecole Polytechnique). Amiable ((Amiable, 2006), (Amiable *et al.*, 2005)) propose un critère plus simple que celui de Park et Nelson qui prend en compte l'état de triaxialité des contraintes. Pour cela, il introduit un terme de pression hydrostatique :

$$F_{LMS} = W^* = W_{cycle} + \alpha P_{max} \tag{6.9}$$

 $P_{max} = \underset{t}{max} P(t)$ est la pression hydrostatique et W_{cycle} la densité d'énergie dissipée par cycle. α est un paramètre matériau.

La figure 6.5 présente les résultats de ce critère sur les mêmes essais que précédemment. Les résultats obtenus sont comparables au critère de Park et Nelson. Les effets de contrainte moyenne sont mieux pris en compte mais les essais de traction-torsion donnent une surestimation plus importante de la durée de vie.

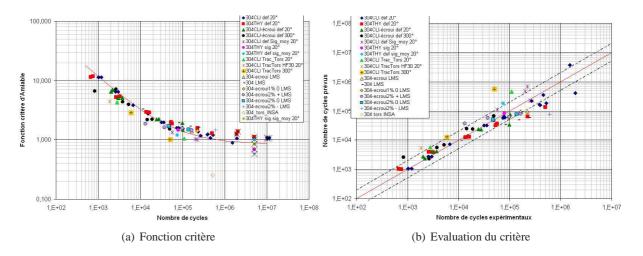


Figure 6.5: Evaluation et application du critère du LMS sur le 304L CLI (Curtit, 2007)

Nous venons de présenter les critères formulés sur une grandeur équivalente. Les critères en contrainte ne sont pas adaptés pour l'acier 304L présentant une importante plasticité cyclique. Les critères en déformation ne sont pas adaptés pour prendre en compte notamment l'effet de contrainte moyenne ou du préécrouissage. Les critères en énergie sont les plus prometteurs en associant à la fois les déformations et les contraintes, les effets de contrainte moyenne et de préécrouissage sont ainsi mieux pris en compte.

6.2.2 Les critères d'approche plan critique

Ces critères s'appuient sur des observations expérimentales des mécanismes physiques d'endommagement en fatigue, en particulier le stade I de propagation. Il parait interessant de relier ces critères à une approche polycristalline. La fissure s'amorçe puis se propage dans un plan de cission incliné de 45° par rapport à l'axe de sollicitation (stade I). Après quelques grains, elle se propage en déviant dans un plan perpendiculaire à la direction de la contrainte principale maximale (stade II). Dans ce type d'approche, l'endommagement en fatigue est localisé sur le plan critique. Deux paramètres sont importants et gouvernent l'amorçage de la fissure : la contrainte (ou la déformation) de cisaillement et la contrainte normale dans ce plan. Les critères de type plan critique sont alors une combinaison de ces deux contraintes dans le plan critique. En général il s'écrivent sous forme d'une fonction linéaire de la contrainte normale et de l'amplitude de la contrainte de cisaillement sur le plan critique. La plupart des critères se différencient par le choix du plan critique. On peut les classer comme les critères précédents : des critères écrits en contrainte, en déformation ou en énergie. Les contraintes et les déformations sont alors à chaque fois associées au plan critique.

6.2.2.1 Critères en contrainte

Les critères de Mc Diarmid et Matake. Mc Diarmid et Matake ((Matake, 1977), (McDiarmid, 1987)) proposent de définir le plan critique comme étant celui où l'amplitude du cisaillement est maximale. Mc Diarmid (McDiarmid, 1991) propose par la suite une deuxième version de son critère où il introduit l'influence de la contrainte normale moyenne avec un facteur de l'amplitude de cisaillement du plan critique qui reste inchangé (plan d'amplitude de cisaillement maximale). La fonction critère de Matake s'écrit :

$$F_{M} = \frac{C_{a}\left(\overrightarrow{n*}\right) + a.N_{max}\left(\overrightarrow{n*}\right)}{b} \tag{6.10}$$

avec:

$$C_a\left(\overrightarrow{n*}\right)$$
 la demi-amplitude de cisaillement sur un plan de normale \overrightarrow{n} :
$$C_a\left(\overrightarrow{n}\right) = \frac{1}{2}.\underset{t_1}{maxmax}\sqrt{\|\left(\mathbf{\Sigma}(t_1) - \mathbf{\Sigma}(t_2)\right).\overrightarrow{n}\|^2 - \left[\overrightarrow{n}.\left(\mathbf{\Sigma}(t_1) - \mathbf{\Sigma}(t_2)\right).\overrightarrow{n}\right]^2}$$

 $\overrightarrow{n*}$ est le plan pour lequel $C_a(\overrightarrow{n*})$ est maximum

 $N_{max}(\overrightarrow{n*})$ est la contrainte normale maximale sur le plan de normale $\overrightarrow{n*}$

Le critère de Dang Van. Le critère de Dang Van est le plus utilisé en France dans les méthodes prédictives de durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles et particulièrement dans les domaines de l'automobile et de l'aérospatial. Ce critère multiaxial s'applique pour des trajets de chargement proportionnels aussi bien que non-proportionnels, mais dans le domaine de l'endurance avec une hypothèse d'adaptation élastique macroscopique du matériau. Dang Van (Dang Van et al., 2001) propose un critère de fatigue à l'échelle du grain. Il repose sur l'hypothèse physique que l'amorçage d'une fissure se produit dans le grain le plus défavorablement orienté par rapport au chargement appliqué. Dans ce critère, on suppose que le matériau reste globalement élastique mais qu'il se plastifie localement. L'adaptation du grain se fait par effet de rochet dans les premiers cycles jusqu'à ce que l'amplitude des contraintes cycliques microscopiques devienne minimale et équilibrée. Si cette amplitude devenue minimale respecte le critère, l'adaptation est élastique et la durée de vie infinie. Sinon, il y a accommodation plastique cyclique et rupture par fatigue au bout de N cycles. Le critère de Dang Van s'écrit alors :

$$\max_{\overrightarrow{n}} \left\{ \max_{t} \left[\widehat{\tau}(\overrightarrow{n}, t) + a.\widehat{p}(t) \right] \right\} \leqslant b \tag{6.11}$$

 $\widehat{\tau}(\overrightarrow{n},t)$ est la cission instantanée dans le plan de normale \overrightarrow{n} associée au déviateur microscopique adapté s(t)

 $\hat{p}(t)$ est la pression hydrostatique instantanée

En se réferrant aux travaux de Papadopoulos (Papadopoulos, 1987), Dang Van propose une nouvelle formulation de son critère, plus simple et plus rapide à évaluer. De plus, le critère de plasticité du grain obéit à un critère de type Von Mises au lieu du critère de Tresca. La nouvelle fonction du critère de Dang Van s'écrit alors :

$$F_{DV} = \frac{\max_{t} \left[\tau(t) + a.P(t) \right]}{h} \tag{6.12}$$

P(t) est la pression hydrostatique instantanée

 $\tau(t) = \frac{\sigma_I(t) - \sigma_{III}(t)}{2}$ la cission macroscopique maximale, avec $\sigma_I(t)$ et $\sigma_{III}(t)$ les plus grande et plus petite valeurs propres du déviateur des contraintes microscopiques s(t).

Contrairement à la formule initiale du critère de Dang Van, cette deuxième écriture ne peut plus être considérée comme un modèle de type plan critique. Tout comme les critères énergétiques présentés précedemment, le critère de Dang Van est non conservatif pour les essais avec une contrainte moyenne positive et pour les essais avec préécrouissage (Figure 6.7).

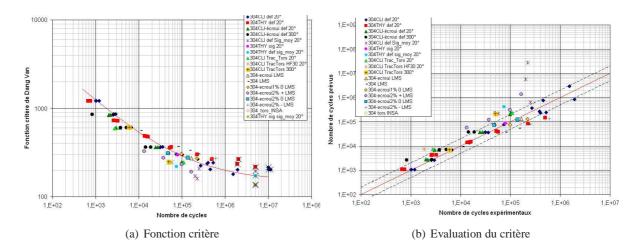


Figure 6.6: Evaluation et application du critère de Dang Van sur le 304L CLI (Curtit, 2007)

6.2.2.2 Critères en déformation

Critère de Brown et Miller Brown et Miller (Brown et Miller, 1973) font l'hypothèse que l'amorçage est piloté par la plus grande amplitude de cisaillement influencée par une contrainte normale d'ouverture ou de fermeture de la microfissure initiée :

$$F_{B\&M} = \max_{t_1, t_2} \left[\frac{\Delta \gamma_{max}(t_1, t_2)}{2} + S.\Delta \varepsilon_n(t_1, t_2) \right]$$
 (6.13)

 $\Delta \gamma_{max}(t_1,t_2) = \max_{\overrightarrow{n}} \left[\gamma_{\overrightarrow{n}}(t_1) - \gamma_{\overrightarrow{n}}(t_2) \right]$ où $\gamma_{\overrightarrow{n}}(t_1)$ définissant la plus grande amplitude de cisaillement en déformation sur le plan de normale \overrightarrow{n}

 $\Delta \varepsilon_n(t_1,t_2) = \varepsilon_n(t_1) - \varepsilon_n(t_2)$ où ε_n est la déformation normale au plan de normale \overrightarrow{n} identifiée lors de la recherche de $\Delta \gamma_{max}(t_1,t_2)$

S est un paramètre matériau

Critère de Fatemi-Socie Fatemi et Socie font la même hypothèse. La fonction critère proposée est la suivante :

$$F_{FS} = \max_{t_1, t_2} \left[\frac{\Delta \gamma_{max}(t_1, t_2)}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_n}{\sigma_v} \right) \right]$$
 (6.14)

 σ_n est la contrainte normale maximale au plan et σ_v la limite d'élasticité.

Tout comme les critères de Dang Van et Matake, la dispersion des résultats est relativement homogène selon l'axe des déformations. L'influence du préécrouissage semble être bien pris en compte, quel que soit le niveau de contraintes résiduelles. Seuls les essais en déformation imposée de faible amplitude avec contrainte moyenne conduisent à un non conservatisme notable. Le choix d'une formulation en amplitude de déformation de cisaillement pondérée par une contrainte normale maximum semble être une option pertinente pour le 304L et le domaine de chargement considéré.

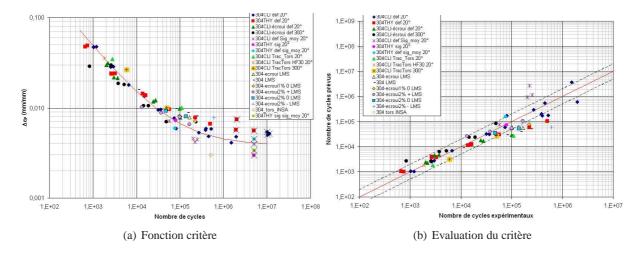


Figure 6.7: Evaluation et application du critère de Fatemi-Socie sur le 304L CLI (Curtit, 2007)

6.2.2.3 Critères en énergie

Le critère de Glinka. Glinka utilise dans son critère la densité d'énergie de déformation associée au plan critique avec une combinaison linéaire des composantes de cisaillement et des composantes normales :

$$F_G = \frac{\Delta \gamma_{12}}{2} \frac{\Delta \sigma_{12}}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_{22}}{2} \frac{\Delta \sigma_{22}}{2} \tag{6.15}$$

Le critère de Faharani. Farahani (Farahani, 2000) propose un critère énergétique basé sur la somme des amplitudes des énergies normale et de cisaillement calculées sur le plan critique :

$$F_F = W = \frac{1}{\sigma'_f \varepsilon'_f} (\Delta \sigma_n \Delta \varepsilon_n) + \frac{1 + \sigma_n^m / \sigma'_f}{\tau'_f \gamma'_f} (\Delta \tau_{max} \Delta \gamma_{max})$$
 (6.16)

 σ_f' , ε_f' , τ_f' et γ_f' sont respectivement les limites de fatigue et les coefficients de ductilité en fatigue. $\Delta\sigma_n$ et $\Delta\varepsilon_n$ sont les amplitudes de contrainte et de déformation normales au plan critique σ_n^m est la contrainte moyenne normale au plan critique. Enfin, $\Delta\tau_{max}$ et $\Delta\gamma_{max}$ sont les amplitudes de déformation et de contrainte maximales de cisaillement sur le plan critique.

Ces critères n'ont pas été testés dans le cardre de l'étude de Curtit (Curtit, 2007) mais sur d'autres essais mais toujours sur un 304L (Wang et Yao, 2003) et sont présentés sur la figure 6.8.

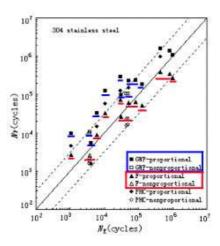


Figure 6.8: Evaluation des critères de Glinka et Faharani sur des essais multiaxiaux proportionnels et non proportionnels

6.3 Choix d'un type de critère prenant en compte l'état de surface

Dans le chapitre précédent, nous avons présenté un modèle de comportement à l'échelle du polycristal identifié pour un matériau vierge et un matériau préécroui. Trois agrégats rééls ont ensuite été soumis au trajet de chargement des maquettes INTHERPOL : un agrégat vierge, un agrégat avec un gradient d'écrouissage en surface et un agrégat avec un gradient d'écrouissage et une rugosité. A partir de cette modélisation à l'échelle mésoscopique, l'objectif de ce travail était de pouvoir choisir parmi tous les types de critères existants celui capable de rendre compte des effets de l'état de surface par une approche qualitative. Nous venons de voir un grand nombre de critères et allons en retenir trois nous semblant les plus pertinents et les plus simples à mettre en oeuvre :

- Le critère de Manson-Coffin. Ce critère n'est adapté que dans le cas de la fatigue oligocy-clique et n'est donc pas envisageable pour estimer la durée de vie des structures étudiées. De plus il ne prend pas en compte l'effet de préécrouissage ou de contrainte moyenne. Nous l'avons cependant choisi puisqu'il permet une première approche simple des résultats de calculs d'agrégats. L'amplitude de déformation plastique a été remplacée par l'amplitude de déformation plastique équivalente. Ce critère est simple d'utilisation et les calculs polycristallins nous permettent d'accéder facilement à l'amplitude de déformation plastique équivalente à un niveau local. On s'intéressera ainsi particulièrement aux valeurs dans les zones les plus déformées. En ce qui concerne son application, vu les sollicitations atteintes en multipliant le chargement des maquettes INTHERPOL par un facteur quatre, nous sommes à des niveaux de chargement correspondant au domaine de fatigue oligocyclique.
- un critère de type plan critique. Ces types de critères sont bien adaptés et donnent en général de bons résultats. Ce sont des critères basés sur des phénomènes physiques observés à l'échelle d'un ou plusieurs grains. Il parait alors évident avec une modélisation à l'échelle du polycristal de vouloir les mettre en pratique. Nous n'avons cependant pas choisi un des critères les plus utilisés et dont les bases ont été construites à l'échelle microscopique : le critère de Dang Van. En effet, avec la forte amplitude de chargement imposée à l'agrégat, l'hypothèse d'adaptation élastique n'est pas vérifiée même à l'échelle macroscopique. De plus sa mise en oeuvre à l'échelle de l'agrégat apparaît assez complexe. Nous avons donc choisi un critère écrit sur l'amplitude maximale de glissement et le taux de triaxialité, critère proche du critère de Fatemi-Socie.
- un critère énergétique. Le critère le plus simple et donnant de bons résultats pour le 304L soumis à la fatigue thermique (essais FAT3D) a été choisi : le critère du LMS.

6.3.1 Critère en déformation

Le critère en déformation utilisé ici permet une première approche. La fonction critère issue du critère de Manson-Coffin peut s'écrire en remplaçant l'amplitude de déformation plastique par une amplitude de déformation plastique équivalente :

$$F_{MC_{eq}} = \frac{\Delta \varepsilon_{eq}^p}{2} \tag{6.17}$$

Les résultats sous forme de cartographies représentant l'amplitude de déformation plastique équivalente au sens de Von Mises $\Delta \varepsilon_{eq}^p$ au cycle stabilisé sont présentés sur la figure 6.9. Les cartographies des trois couches de l'agrégat définies dans le chapitre 5 sont présentées pour les agrégats vierge, avec gradient d'écrouissage, avec gradient d'écrouissage et rugosité. L'amplitude de déformation plastique équivalente est fortement hétérogène sur les cartographies de l'agrégat vierge et se présente sous forme de bandes de déformation. Les valeurs sont comprises entre 7.10^{-3} et 7.10^{-2} . Le gradient d'écrouissage diminue cette hétérogénéité et aurait ainsi tendance à améliorer la durée de vie du matériau. L'introduction de la rugosité provoque l'apparition de nouvelles zones

localisées en surface avec de très fortes amplitudes de déformation plastique. L'effet de cette localisation en fond des stries est aussi présente plus en profondeur dans l'agrégat, à mi-épaisseur environ.

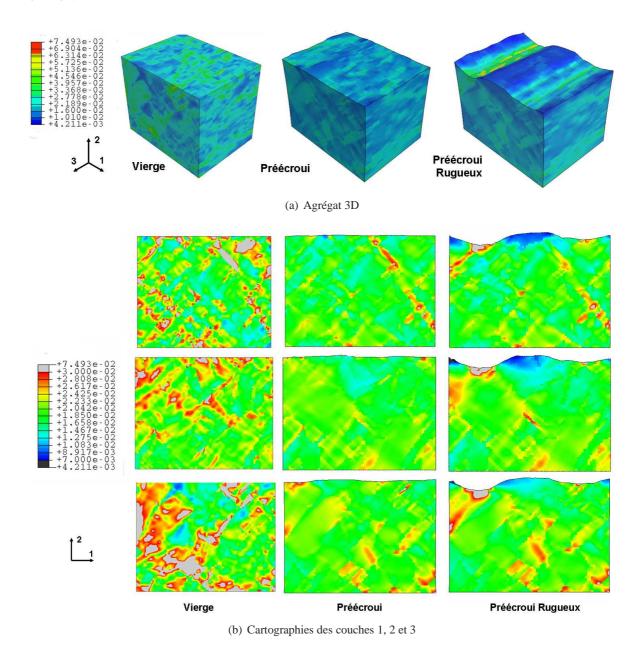


Figure 6.9: Amplitude de déformation plastique équivalente au cycle stabilisé

A partir des essais en traction-compression à température ambiante du chapitre 3, il est possible de tracer la droite de Manson-Coffin en remplaçant la demi-amplitude de déformation plastique par une demi-amplitude de déformation plastique équivalente au sens de Von Mises. Cette nouvelle droite de Manson-Coffin peut être extrapolée aux très faibles durée de vie. Les calculs polycristal-lins nous permettent ensuite de déterminer une déformation plastique équivalente moyennée sur tout l'agrégat, nous donnant alors à l'aide de la droite de Manson-Coffin la durée de vie à rupture du matériau. C'est ce que nous avons fait pour l'agrégat vierge et l'agrégat préécroui. Nous obtenons une durée de vie de N cycles pour le matériau vierge et de 1,55N cycles pour le matériau préécroui. Il est aussi possible de déterminer une durée de vie à l'amorçage en prenant sur l'agrégat les zones en surface ayant la déformation plastique équivalente la plus élevée. Dans ce cas, la durée de vie à l'amorçage du matériau vierge n'est plus que de 0,022N cycles et de 0,355N cycles

pour le matériau préécroui. Pour le matériau avec rugosité, la durée de vie à l'amorçage semble être encore plus faible avec une valeur de localisation de la déformation sur toute la longueur de la vallée de la strie d'usinage égale à la valeur maximale du matériau vierge.

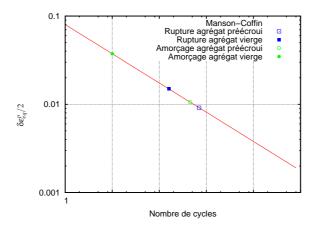
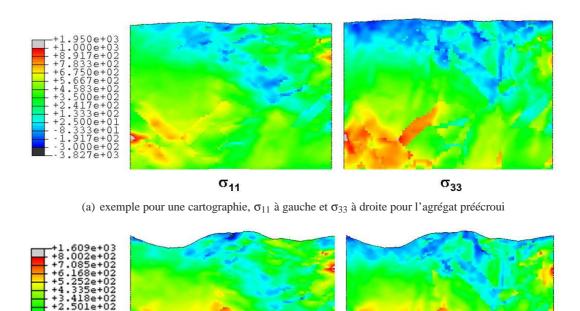


Figure 6.10: Application d'un critère de type Manson-Coffin

Si le nombre de cycles N est remplacé par sa valeur, le nombre de cycles à l'amorçage des agrégats vierge et préécroui est alors très faible. Ce qui est plutôt normal et est expliqué par le très fort niveau de chargement appliqué sur l'agrégat. En effet, le chargement des maquettes IN-THERPOL calculé au chapitre 4 a été multiplié afin d'être sûr de favoriser les différences entre les différentes conditions de surface, les durées de vie ne sont donc pas réalistes. La démarche mériterait d'être reprise en calant mieux le comportement à 30% de déformation (le préécrouissage) afin d'appliquer ensuite un chargement plus réaliste. Il s'agira alors de la phase prédictive du modèle, qui ne fait pas partie de l'objectif fixé initialement. Par ailleurs, cette très faible valeur du nombre de cycles à l'amorçage peut être expliquée aussi par la méthode de détermination de l'amplitude de déformation plastique. Les valeurs d'amplitude de déformation plastique de la droite de Manson Coffin obtenue avec les résultats expérimentaux sont assimilées aux valeurs de l'amplitude de déformation plastique dans la direction du chargement. Cependant une étude réalisée par F. Canino au cours d'un stage dans le cadre de ce travail, montre qu'après un chargement uniaxial, l'amplitude de déformation plastique équivalente de l'agrégat est supérieure à celle calculée dans la direction du chargement. Ceci est expliqué par la prise en compte dans le calcul de la déformation plastique équivalente, des déformations plastiques dans toutes les directions et pas seulement dans la direction de chargement. De ce fait, la droite de Manson-Coffin expérimentale a tendance a sous estimer l'amplitude de déformation plastique équivalente et donc le nombre de cycles à rupture.

L'effet bénéfique du gradient d'écrouissage peut être expliqué par l'état de contraintes résiduelles obtenu en fin de préécrouissage de l'agrégat. Pour obtenir le gradient d'écrouissage, une déformation de pré-traction sur l'agrégat dans la direction circonférentielle (33) a été appliquée avec un gradient d'amplitude dans la profondeur. L'agrégat a ensuite été déchargé de manière à revenir à une contrainte macroscopique nulle (moyennée) dans la direction circonférentielle. Rappellons que les faces de normales correspondant à la direction axiale (11) ont été bloquées dans cette même direction. En regardant plusieurs couches de l'agrégat, on constate des contraintes résiduelles de compression présentes après décharge, en surface du matériau (6.11). A coeur on constate des contraintes résiduelles de traction. Ce résultat peut permettre de comparer le gradient de préécrouissage appliqué au matériau à un traitement de surface du type grenaillage, améliorant la tenue en fatigue.



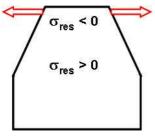
(b) exemple pour une cartographie, σ_{11} à gauche et σ_{33} à droite pour l'agrégat préécroui avec rugosité

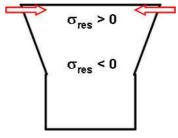
Figure 6.11: Contraintes résiduelles dans la direction circonférentielle (33) et axiales (11) obtenues après préécrouissage

Il peut paraître surprenant que l'approche multicristalline sur le matériau préécroui conduise à une durée de vie augmentée en fatigue (résultat classique) alors qu'elle est diminuée pour les éprouvettes en 304L ayant subi une prédéformation (résultat expérimental du chapitre 3 mais non classique). Cette différence peut avoir deux origines possibles :

- la prédéformation introduit un endommagement précoce, source d'amorçage précoce.
- l'effet mémoire du matériau le rend sensible à la façon dont le préécrouissage a été appliqué. En particulier, nous pouvons remarquer que les contraintes résiduelles de la maquette INTHERPOL sont positives alors que celles du multicristal sont négatives. Pour obtenir des contraintes positives et donc probablement une diminution de la durée de vie, il aurait fallu probablement exercer une prédéformation en comprimant latéralement l'agrégat multicristallin (Figure 6.12). Les résultats obtenus en simulation simplifiée, dans le cadre du stage de F. Canino au cours de ce travail, sur des séquences de déformation fort-faible avec arrêt après traction ou compression, montrent que les contraintes résiduelles macroscopiques et microscopiques sont, dans le cas du 304L à fort effet mémoire, qualitativement sensibles au choix du sens de la prédéformation.

Notons qu'il serait aussi intéressant de réaliser un préécrouissage homogène de 14% sur tout l'agrégat, identique à celui réalisé lors des essais du chapitre 3, afin de valider le résultat bénéfique du gradient d'écrouissage appliqué. En effet, les essais préécrouis du chapitre 3 montrent une durée de vie plus faible que les essais non préécrouis. Il faudrait alors vérifier que la modélisation d'un agrégat avec le même préécrouissage affecte aussi la durée de vie. Il faut cependant se rappeler que la diminution des durées de vie des essais préécrouis peut être expliquée par l'état de surface non repoli des éprouvettes, un endommagement précoce a pu être alors introduit.





(a) Préécrouissage en traction

(b) Préécrouissage en compression

Figure 6.12: Contraintes résiduelles obtenues après deux types de préécrouissage

6.3.2 Critère de type plan critique

A une échelle plus locale, l'amplitude de déformation plastique utilisée pour le critère de Manson-Coffin précédent est représentée par l'amplitude de glissement sur les différents systèmes : Δγ. Les cartographies des trois couches de l'agrégat sont présentées sur la figure 6.13 pour les trois agrégats : vierge, avec gradient d'écrouissage, avec gradient et rugosité.

Des différences significatives sont visibles entre les trois agrégats, identiques à celles obtenues avec la déformation plastique équivalente. L'agrégat vierge présente une forte hétérogénéité du glissement avec des zones atteignant une valeur de l'amplitude de glissement supérieure à 0,11. L'introduction du gradient d'écrouissage diminue fortement cette hétérogénéité et la valeur maximale de l'amplitude de glissement n'atteint que 0,04. En revanche la superposition de la rugosité conserve le niveau d'hétérogéneité issu du gradient d'écrouissage mais cependant de fortes zones de glissement localisé en surface apparaîssent. Ces zones sont situées le long de la vallée de la strie d'usinage la plus profonde. L'amplitude de glissement dans cette zone atteint des valeurs identiques à celle de l'agrégat vierge.

L'effet positif du gradient d'écrouissage (assimilé à un traitement de surface du type grenaillage) est donc remis en cause par l'introduction d'une rugosité présentant des stries profondes.

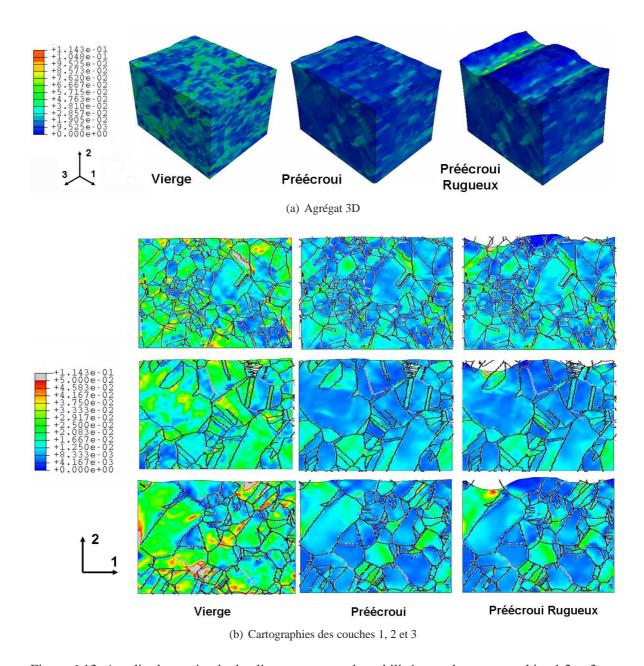


Figure 6.13: Amplitude maximale de glissement au cycle stabilisé, pour les cartographies 1,2 et 3

Nous allons alors construire une fonction critère basée sur le plan dans lequel le glissement est maximal. Ce critère est proche de celui de Fatemi-Socie mais plus simple à mettre en oeuvre. Physiquement, la création des extrusions en surface va être pilotée par le glissement des dislocations dans le plan le plus défavorablement orienté. Ces extrusions vont permettre l'amorçage d'une fissure. Cette fissure initiée va ensuite se propager par ouverture. Nous avons donc superposé au paramètre $\Delta\gamma$ l'effet du taux de triaxialité des contraintes χ :

$$F_{Plancritique} = \Delta \gamma_{max} (1 + \chi) \tag{6.18}$$

avec $\Delta \gamma_{max}$ l'amplitude de glissement dans le plan de glissement maximal χ le taux de triaxialité des contraintes défini par : $\frac{P_{max}}{\sigma_{eq}^{mises}}$

 P_{max} et σ_{eq}^{mises} sont respectivement la pression hydrostatique et la contrainte équivalente de Von Mises prises au maximum du cycle.

La figure 6.14 présente les résultats de ce critère de type plan critique. Ce critère rend bien compte de l'effet bénéfique du préécrouissage puisque les zones localisées et sensibles sur l'agrégat vierge ont disparu sur l'agrégat préécroui. L'effet de la rugosité est aussi bien pris en compte par la présence de localisation au niveau de la strie ayant la plus forte amplitude. Il serait évidemment possible, en introduisant un paramètre multiplicatif devant la triaxialité χ , de "régler" les contributions respectives de $\Delta \gamma$ et χ comme dans le critère de Fatemi-Socie. Pour cela, il serait nécessaire de confronter le critère à des expériences combinant mesures EBSD, mesures de champs et microfissurations.

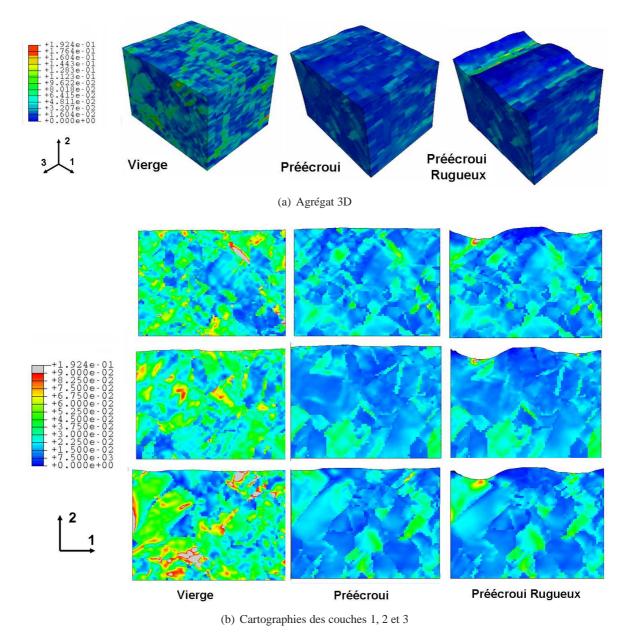


Figure 6.14: Application du critère de type plan critique : $\Delta \gamma_{max} (1 + \chi)$

6.3.3 Critère énergétique

Nous allons maintenant tester un dernier type de critère : un critère énergétique. Ce critère a été testé sur différents essais dont les essais préécrouis du chapitre 3. Rappelons qu'il donne d'assez bons résultats sur les essais préécrouis. Ce critère s'écrit :

$$F_{LMS} = W^p + \alpha P_{max} \tag{6.19}$$

avec α identifié à 0,01 sur des essais de traction-compression à 20°C et P_{max} est pris au maximum du cycle.

Nous présentons sur la figure 6.15 le travail plastique W^p défini comme l'aire de la boucle d'hystérésis au cycle stabilisé. Il est intéressant de voir que W^p ne rend pas compte de l'effet bénéfique du gradient d'écrouissage contrairement aux deux critères précédents.

En effet, au cycle stabilisé, l'agrégat vierge a une amplitude de contrainte faible avec une forte amplitude de déformation plastique alors que l'agrégat préécroui a une amplitude de contrainte élevée avec une amplitude de déformation plastique plus faible. Les deux effets se compensent, le paramètre W^p ne semble donc pas être un critère discriminant entre état vierge et état préécroui.

Cependant W^p rend bien compte de l'effet de la rugosité avec les mêmes observations que pour les paramètres précédents (glissement γ , déformation plastique ε^p).

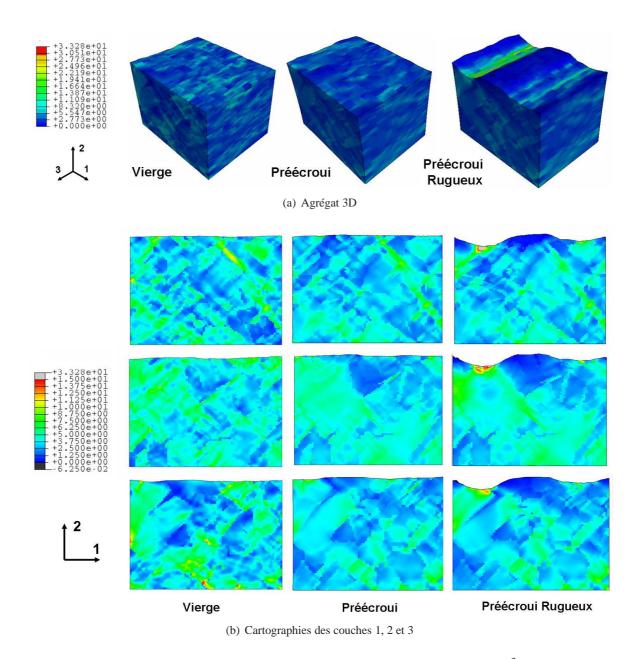


Figure 6.15: Travail Plastique W^p obtenu sur le cycle stabilisé $(MJ.m^{-3})$

Nous avons appliqué la fonction critère sur les trois agrégats (Figure 6.16). Le paramètre P_{max} ajouté à W^p ne permet toujours pas de rendre compte du gradient d'écrouissage. Ce critère ne rend compte que des effets de rugosité de surface. Expérimentalement ce critère donne de bons résultats sur les essais préécrouis du chapitre 3. Il serait alors intéressant, comme dans le cas du critère de type plan critique, de vérifier si ce critère appliqué sur un agrégat avec un préécrouissage identique rend bien compte de l'effet négatif d'un tel préécrouissage, et d'identifier pour quelle raison.

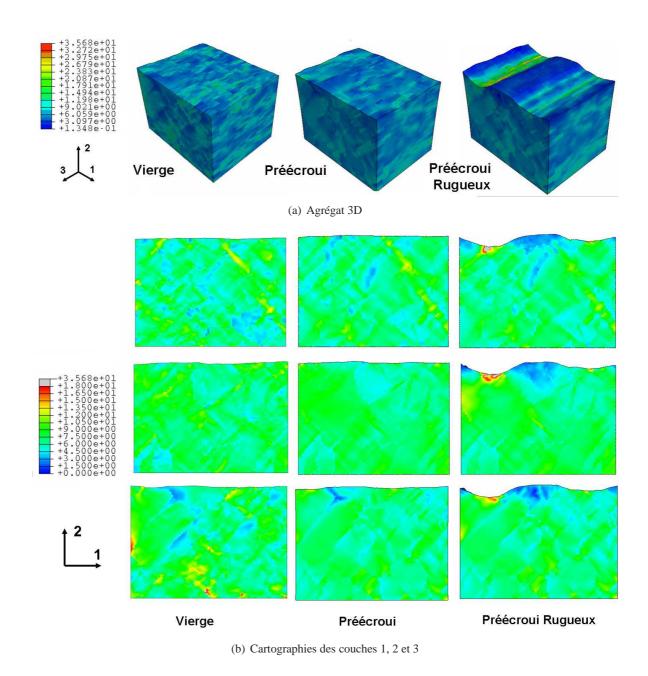


Figure 6.16: Application du critère énergétique du LMS

6.3.3.1 Influence du type de rugosité et discussion

Dans ce travail deux rugosités ont été testées. Nous présentons les résultats des deux principaux critères (de type plan critique et énergétique) sur ces deux types de rugosité (Figures 6.17 et 6.18). Ces deux critères sont sensiblement équivalents pour les deux types de rugosité. Il est aussi important de remarquer que les bandes de localisation sur la surface sont présentes tout au long des stries et traversent donc les différents grains. Cependant, une plus forte différence est observée dans le cas du critère de type plan critique en terme de densité de surface de zones localisées. A l'aide des cartographies, le matériau ayant la rugosité avec des stries d'amplitudes plus élevées aura un nombre de cycles à l'amorçage plus faible que la rugosité présentant des stries plus ressérrées et d'amplitudes plus faibles. On peut envisager d'utiliser ce type d'approche pour exprimer l'effet de rugosité en y introduisant par le biais de la densité et de l'étendue différente des zones localisées, des probabilités d'amorçage différentes. Cette approche permet qualitativement de rendre compte de l'évolution de la dispersion statistique des résultats d'essais : forte dispersion

à l'état vierge, plus faible à l'état préécroui et à nouveau forte pour des raisons différentes, en présence de stries.

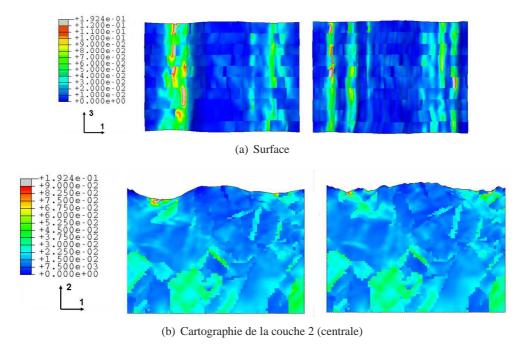


Figure 6.17: Application du critère de type plan critique sur les deux types de rugosité

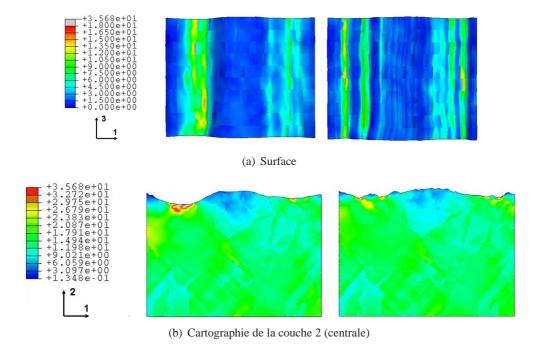


Figure 6.18: Application du critère énergétique du LMS sur les deux types de rugosité

Afin d'observer plus précisément l'influence du préécrouissage et de la rugosité en surface des agrégats, les cartographies de la surface des quatre agrégats ont été normalisées par la valeur moyenne de la fonction de chaque critère sur la couche de surface. Les figures 6.19 et 6.20 présentent les résultats sur la surface pour les critères de types plan critique et énergétique.

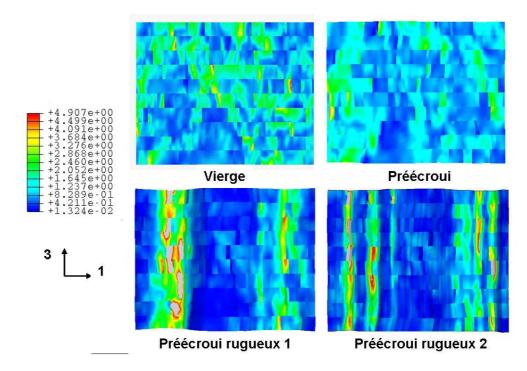


Figure 6.19: Résultat du critère de type plan critique normalisé en surface des quatre agrégats

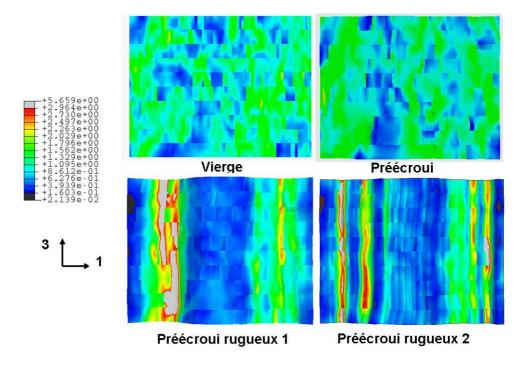


Figure 6.20: Résultat du critère énergétique normalisé en surface des quatre agrégats

Comparaison matériau vierge-matériau préécroui. Le critère de type plan critique donne des résultats assez différents entre les deux agrégats. La disparité est plus importante et les points chauds sont plus nombreux sur l'agrégat vierge. La localisation est un peu différente et pilotée par la cristallographie. Il serait intéressant de regarder par la suite si le préécrouissage introduit des rotations de réseau significatives pouvant justifier cette différence ou bien si le voisinage joue un rôle important. Au contraire, le critère énergétique n'est pas sensible au préécrouissage et donc à l'hétérogénéité de la déformation. En effet, le travail plastique obtenu sur les matériaux vierge et préécroui est sensiblement identique avec un effet de compensation des contraintes et déformation

entre les deux états. Le paramètre P_{max} ne permet pas non plus de faire de différence.

Comparaison matériau préécroui-matériau préécroui rugueux. L'influence de la rugosité est prise en compte par les deux critères. La localisation est plus importante sur l'agrégat rugueux 1 que sur l'agrégat rugueux2 avec de nombreux points chauds plus proches les uns des autres. Une plus grande fissure sera atteinte plus rapidement. Cet effet entre les deux rugosités est plus marqué avec le critère énergétique. Ceci est sans doute la conséquence de la valeur du coefficient amplificateur de la contrainte moyenne α . Le critère de type plan critique nécessiterait un même réglage avec un coefficient devant le terme du taux de triaxialité χ . Le résultat serait alors sans doute identique à celui du critère énergétique.

6.3.4 Résumé

Nous avons présenté les différents types de critères de fatigue existant dans la littérature ainsi que leurs domaines d'application. Certains critères ont déjà été testés pour le 304L dans des études antérieures sur de nombreux essais. Cela nous a permis d'en retenir trois : un critère en déformation, un critère de type plan critique et un critère énergétique.

Chacun de ces critères a ensuite été évalué qualitativement sur les résultats des trois agrégats du chapitre 5 cyclés sous le chargement des maquettes INTHERPOL : un agrégat vierge, un agrégat avec un gradient d'écrouissage et un agrégat avec un gradient d'écrouissage et une rugosité.

Dans le cas du premier critère en déformation plastique équivalente, un effet bénéfique du gradient d'écrouissage et un effet négatif de la rugosité ont été mis en évidence. Le gradient d'écrouissage appliqué à l'agrégat serait proche d'un traitement de surface de type grenaillage entrainant des contraintes résiduelles de compression en surface. Les durées de vie à rupture et à l'amorçage ont pu être évaluées.

Dans le cas du second critère, de type plan critique, écrit sur l'amplitude de glissement du plan le plus défavorablement orienté, les conclusions sont identiques : effet favorable de l'écrouissage et négatif de la rugosité.

Enfin le dernier critère, le critère énergétique du LMS, a donné des résultats un peu différents. En effet il ne semble pas être adapté pour rendre compte de l'effet bénéfique d'un gradient d'écrouissage. Cependant il rend bien compte de l'effet de rugosité.

La comparaison de deux types de rugosité montre qualitativement que cette approche multicristalline est susceptible de donner des bases physiques et mécaniques à une évaluation de la dispersion spatiale et temporelle des microamorçages en surface.

Il serait intéressant d'appronfondir la comparaison entre les différents agrégats et principalement entre les trois cas suivants : agrégat vierge/agrégat préécroui, agrégat préécroui/agrégat rugueux et les deux types de rugosité. Dans le premier cas, une analyse plus locale permettrait notamment d'étudier les effets d'orientation et de voisinage. Dans le second cas, l'influence de la rugosité doit être mieux quantifiée. Il serait aussi intéressant de comparer les orientations dans les vallées où se présente une forte localisation et celles sur l'agrégat sans rugosité. Enfin le troisième cas devrait permettre de mettre en évidence une pronfondeur d'influence des stries selon leur sévérité.

Bibliographie

- AMIABLE (2006). Prédiction de durée de vie de structures sous chargement de fatigue thermique. Thèse de doctorat de l'Université de Versailles.
- AMIABLE, CHAPULIOT, CONSTANTINESCU et FISSOLO (2005). Numerical modeling of crack propagation and shielding effects in a striping network. *Nuclear Engineering and Design*.
- Brown et Miller (1973). A theory for fatigue failure under multiaxial stress-strain conditions. *Proceedings of the institute of mechanical engineers 187, pp.745-755.*
- CHRYSOCHOOS et MARTIN (1989). Tensile test microcalorimetry for thermomechanical behaviour low analysis. *Materials science and engineering*, A108, pp.25-32.
- COFFIN et SCHENECTADY (1954). A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transaction of the ASME*, *vol.76*, *pp.931-950*.
- CURTIT (2007). Description et évaluation de critères en fatigue multiaxiale sous amplitude variable. *Note EDF H-T26-2007-01900-FR*.
- DANGVAN, MAITOURNAM et CONSTANTINESCU (2001). Calcul des pièces à la fatigue. *Collège de Polytechnique*.
- FARAHANI (2000). A new energy-critical plane parameter for fatigue life assessment of various metallic materials subjected to in-phase and out-of-phase multiaxial fatigue loading conditions. *International Journal of Fatigue*.
- GRAUD (1979). A new approach to the evaluation of fatigue under multiaxial loading. *Methods for predicting material life in fatigue, ASME, pp.247-263.*
- MANSON (1953). Behaviour of materials under conditions of thermal stresses. TN 2933, NAGA.
- MATAKE (1977). An explanation on fatigue limit under combined stress. *Bulletin of the Japan society of Mechanical Engineers*, vol.20,n°141.
- MCDIARMID (1987). Fatigue under out-of-phase bending and torsion. Fatigue and fracture of engineering materials and structures, vol.9.
- MCDIARMID (1991). A general criterion of high cycle multiaxial fatigue. *Journal of Fatigue and fracture of engineering materials and structures, vol.14, pp.429-453.*
- PAPADOPOULOS (1987). Fatigue polycyclique des métaux, une nouvelle approche. Thèse ENPC.
- PARK et NELSON (2000). Evaluation of an energy based and critical plane approach for predicting constant amplitude multiaxial fatigue life. *International Journal of Fatigue*, vol.22, pp.23-29.
- WANG et YAO (2003). Evaluation and comparaison of several multiaxial fatgue criteria. *International Journal of Fatigue*, vol.26, pp.17-25.

эподгарте			

Conclusions et perspectives

L'objectif de ce travail est de proposer une méthodologie permettant d'aider au choix d'un critère de fatigue adapté aux composants soumis à des chargements thermiques cycliques. Le critère doit prendre en compte les différentes caractéristiques de l'état de surface du matériau issu de son élaboration : la couche écrouie, les contraintes résiduelles et la rugosité.

La méthodologie adoptée fait appel à de nombreux domaines de la mécanique et des matériaux : caractérisation microstructurale, essais de fatigue oligocyclique mécanique et thermique, modélisation numérique à l'échelle macroscopique, modélisation numérique à l'échelle du poly et du monocristal, évaluation de critères de fatigue. Sur la durée limitée d'une thèse, nous n'avons pu explorer très en détail chacun de ces domaines. La stratégie retenue s'oriente plutôt vers la mise en place d'une démarche d'ensemble cohérente, dans laquelle on s'attache à ne pas privilégier un axe plus que l'autre, mais qui permet de traiter un cas industriel, moyennant quelques hypothèses simplificatrice. Dans ce cadre, les résultats semi-quantitatifs obtenus sont intéressants. Ces résultats sont quantitatifs au niveau de l'aspect comportement du matériau mais restent qualitatifs pour l'estimation du dommage.

Tout au long de ce travail, nous nous sommes appuyés sur les essais de fatigue thermique IN-THERPOL, développés à EDF. Ces essais sur des maquettes tubulaires présentant différents états de surface permettent de tester la résistance en fatigue du 304L sous chargement thermique. Ces essais sont par ailleurs suffisamment réaliste et suffisamment simple pour pouvoir être modélisé avec fiabilité.

Le premier chapitre propose une description de l'acier 304L essentiellement sur la base d'éléments bibliographiques. On souligne notamment certaines particularités du matériau telle que la persistance d'une plasticité cyclique significative à des amplitudes de chargement très proches de la limite d'endurance, ou l'existence d'un effet de mémoire d'écrouissage important. On s'attache ici à justifier l'importance de prendre proprement en compte les particularités de comportement dans les simulations numériques destinées à l'évaluation d'un critère de fatigue, d'autant plus que leur influence sur la durée de vie est plus importante pour des faibles niveaux de chargement.

Le deuxième chapitre s'attache à caractériser les surfaces des maquettes INTHERPOL. L'état de surface du matériau joue un rôle important sur l'amorçage des fissures de fatigue thermique. Il est donc important de prendre en compte l'ensemble de ces caractéristiques dans l'estimation de l'endommagement. La surface présente une couche écrouie sur environ 300µm en profondeur, caractérisée par un gradient de microdureté et de microstructure. Des contraintes résiduelles axiales et circonférentielles de traction ont été mesurées avant et après cyclage thermique. La rugosité a été caractérisée par des mesures de profils.

L'application d'un critère de fatigue sur les essais INTHERPOL, et par la suite sur les composants industriels, nécessite de décrire correctement les champs de déformation et de contrainte. Pour cela, la modélisation des essais suppose la mise en oeuvre d'une loi de comportement capable de décrire le comportement cyclique. Il est aussi important que cette loi soit capable de reproduire

le comportement local du matériau de surface et l'évolution du comportement cyclique. Dans le chapitre 3, des essais de fatigue oligocyclique avec et sans préécrouissage ont été réalisés afin de pouvoir identifier les paramètres de la loi de comportement retenue. Cette loi identifiée dans le chapitre 4 a permis de proposer une modélisation représentative des essais INTHERPOL. Cependant cette modélisation macroscopique n'est pas capable de prendre en compte l'influence de la rugosité. Le choix d'une modélisation à une échelle plus fine s'est alors imposé.

Le chapitre 5 présente le modèle de comportement à l'échelle du monocristal. Un agrégat réel issu des essais INTHERPOL a été créé. Deux jeux de paramètres sont identifiés à partir de données physiques : un premier pour un matériau vierge (à coeur) et un second pour un matériau préécroui (en surface). La loi de comportement monocristalline identifiée donne de meilleurs résultats que ceux obtenus avec la loi comportement phénoménologique macroscopique utilisée dans la modélisation des essais INTHERPOL, pourtant déjà très enrichie. Un gradient d'écrouissage et une rugosité sont ensuite introduits sur l'agrégat, trois agrégats types sont alors construits : un agrégat vierge, un agrégat préécroui et un agrégat préécroui avec une rugosité. Ces agrégats sont ensuite soumis au chargement thermomécanique obtenu par la modélisation macroscopique des essais INTHERPOL, mais amplifié pour permettre une plus grande sensibilité aux effets étudiés.

Enfin, le chapitre 6 compare qualitativement les résultats de trois types de critère de fatigue appliqués sur ces trois agrégats : un critère en déformation, un critère de type plan critique et un critère énergétique. Une première étude qualitative montre que des critères en déformation de type plan critique sont les mieux adaptés pour rendre compte à la fois de l'écrouissage du matériau et de la rugosité. L'effet négatif d'une forte rugosité a été mis en évidence en surface mais aussi en profondeur dans l'agrégat, pour les trois types de critère. Cet effet se manifeste majoritairement par un impact plus marqué de la composante « pression hydrostatique » du critère, alors que la composante « amplitude de déformation » est surtout sensible à l'orientation cristalline et au pré-écrouissage.

Perspectives

La démarche mise en place et les résultats obtenus sont principalement exploités afin de comprendre quel type de critère macroscopique est le plus représentatif pour un problème donné. Il est intéressant de pouvoir les choisir en s'appuyant sur des résultats d'une simulation des micromécanismes physiques. En effet, par exemple les critères de Fatémi-Socie et du type énergétique (LMS) donnent de bons résultats et sont assez équivalents. Les calculs d'agrégats permettent alors de comprendre mieux les phénomènes physiques et de consolider le choix entre ces deux critères en découplant les effets des différents paramètres entrant en jeu dans le critère.

Une compréhension plus physique des mécanismes d'amorçage peut permettre de justifier une extrapolation raisonnable d'un modèle déjà identifié, mais également de mieux appréhender les intéractions entre différents phénomènes influant sur la résistance à la fatigue. Une bonne maîtrise de ce type de simulation pourrait permettre à terme d'évaluer les effets sur la durée de vie de la combinaison de plusieurs facteurs tels que le pré-écrouissage, le chargement moyen, la multiaxialité ... tout en s'appuyant sur un nombre raisonnable de résultats expérimentaux obtenus sous des chargements simples.

Etudes possibles avec le même modèle

Nous nous sommes essentiellement attachés dans ce travail à mettre au point une méthodologie et à faire des comparaisons de premier niveau tout en vérifiant autant que possible la cohérence des résultats obtenus avec des résultats expérimentaux disponibles, aussi bien en terme de comportement qu'en terme de dommage. Nous proposons ainsi une validation de la démarche mise

en oeuvre et des hypothèses formulées au cours de l'étude. Nous sommes cependant loin d'avoir exploité toute la richesse que recèle ce type de simulation.

L'approfondissement des comparaisons entre les différents agrégats est un travail nécessaire.

Une première comparaison entre agrégat vierge et agrégat préécroui mériterait une analyse plus locale en croisant notamment les informations d'orientation et d'évaluation locale du dommage. Cette analyse permettra d'étudier plus précisément l'effet de l'écrouissage sur les conditions d'amorçage ainsi que l'effet du voisinage.

Une seconde comparaison entre l'agrégat préécroui lisse et l'agrégat préécoui-rugueux doit être réalisée en regardant plus précisément si la localisation dans les vallées respecte la même logique de sensibilité que dans le cas de l'agrégat ne présentant pas de rugosité. Par ailleurs une quantification plus précise de l'influence de la rugosité dans la profondeur de l'agrégat serait intéressante.

Enfin, une dernière comparaison plus précise entre les deux types de rugosité peut permettre de justifier l'influence de la sévérité des stries. Certains critères sont en effet appliqués à une profondeur donnée et non à la surface du matériau car ils donnent alors des résultats trop pessimistes. Un sillon se traduira toujours par une concentration de contrainte quelle que soit sa profondeur, la comparaison de ces amplifications de contrainte en surface n'est donc pas suffisante. Dans le cas d'une rugosité très importante, l'amplification des champs de contraintes peut atteindre plusieurs centaines de microns, et assister la propagation d'une micro fissure en favorisant le franchissement des premières barrières micro-structurales jusqu'à atteindre le stade II. Dans le cas d'une rugosité plus faible en ravanche, on peut imaginer une apparition aussi précoce d'une fissure intragranulaire sous l'effet de la concentration locale en fond de sillon, puis un arrêt de la fissure au premier ou second joint de grain.

Dans le cas où l'influence d'une rugosité marquée montre un effet significatif jusqu'à plusieurs centaines de microns en profondeur, la propagation va donc être assistée par la rugosité et favoriser le franchissement des premières barrières microstructurales. Dans le cas contraire, pour une rugosité moins marquée, ce ne sera sans doute pas le cas avec une influence moins en profondeur.

Nous avons étudié deux types de critères, de type plan critique ou énergétique, sur un chargement quasi-proportionnel. Les résultats de ces mêmes critères sous chargement non proportionnel seraient à réaliser. D'autres critères mériteraient aussi d'être testés, notamment le critère de Dang Van, très utilisé dans l'industrie. Par ailleurs, la compréhension des phénomènes de cumul d'endommagement pourrait être étudiée en introduisant des effets de variation de chargement. Une première étude a d'ailleurs déjà été réalisée au cours d'un stage dans le cadre de ce travail et semble prometteuse.

Les calculs d'agrégats sont par ailleurs intéressants pour étudier l'influence de l'orientation cristalline sur la dispersion des résultats des essais de fatigue, présenté notamment dans le travail de thèse de S. Osterstock ("Vers le prédiction de l'apparition de réseaux de fissures en fatigue thermique : influence des paramètres microstructuraux sur la dispersion de l'amorçage", thèse de l'Ecole Centrale de Lille, 2008).

Améliorations possibles du modèle

Le modèle actuel pourrait être amélioré en introduisant la description des bandes de glissement persistantes. Parallèlement, une description plus fine des gradients dans les grains permettrait de rendre compte des variations brutales d'orientation et d'aller encore plus loin dans la description physique des mécanismes. Cette description pourrait être introduite à l'aide d'une théorie des seconds gradients. Une thèse au laboratoire a d'ailleurs été lancée en 2007 sur ce sujet.

Etudes en amorçage

Une autre thèse lancée aussi en 2007 met en avant l'aspect statistique de l'amorçage et s'attache à vouloir décrire le premier stade de propagation et le franchissement des premières barrières microstructurales. Dans les modèles actuels de description des réseaux de fissures et de leurs évolutions (par exemple la simulation des effets d'écran), les fissures sont intégrées de manière aléatoire. Les calculs d'agrégats pourraient décrire alors le multi-amorçage et prévoir l'endroit de leur apparition pour permettre une description plus réaliste.

Le stade I de propagation pourrait être décrit afin de permettre de définir le critère d'amorçage d'une fissure, par exemple le long d'une bande de glissement (vitesse de propagation, proportionnelle à l'amplitude du glissement local.

Etudes en propagation

En fatigue thermique se pose la question de l'arrêt de fissure (cruciale pour la sécurité) car les champs thermiques sont souvent autoéquilibrés. Le seuil de fissuration étant très sensible à l'orientation cristallographique, à la taille des grains, aux effets de surcharge, aux modes mixtes, les calculs d'agrégats semblent particulièrement bien adaptés.

Annexe A

METHODE DE PREPARATION DES ECHANTILLONS

A.1 Observations en microscopie électronique à balayage

Les observations et les cartographies EBSD ont été réalisées à l'aide d'un microscope électronique à effet de champ (MEB FEG) LEO 1530 équipé d'un système d'analyse EBSD (Electron Back Scatter Diffraction). Le polissage réalisé est un polissage mécanique manuel avec du papier de polissage de rugosité comprise entre $14\mu m$ et $5\mu m$. Il est ensuite affiné au feutre de polissage avec de la poudre diamant à 3 et $1\mu m$ de rugosité. Un polissage électrolytique a été ensuite utilisé pour révéler la microstructure dans un bain à 10% d'acide oxalique à $20^{\circ}C$ sous une tension de 7,5V pendant 60 secondes. Pour les observations au microscope optique, la préparation est identique.

A.2 Observations en microscopie électronique à transmission

Les observations ont été réalisées à l'aide d'un microscope électronique à transmission de type JEOL 1200 EX équipé d'une canne double tilt. La tension d'accélération de ce microscope est de 120kV. Deux types de lames minces ont été réalisées pour les observations en surface du matériau : des lames parallèles et des lames transverses. Pour les observations sur les éprouvettes de fatigue, la préparation est identique à celle des lames parallèles.

Lames parallèles Les lames parallèles de diamètre de 3mm et d'épaisseur $0.5\mu m$ sont polies jusqu'à une épaisseur finale d'environ $80\mu m$ par polissage mécanique (identique à celui pour les observations MEB). Les lames minces obtenues sont ensuite amincies par polissage électrolytique dans un bain à 90% d'acide acétique et 10% d'acide perchlorique à l'aide d'un appareil de type Tenupol à double jet. L'amincissement est réalisé pendant 2 à 3 minutes à $10^{\circ}C$ jusqu'à obtenir un trou.

Lames transverses Les lames transverses ont été préparées à l'aide d'une découpe par électroérosion de "demi-carottes". Ces deux "demi-carottes" sont positionnées face contre face, dans un tube en laiton de diamètre extérieur égal à 3 millimètres. Les espaces laissés libres sont remplis par de la colle epoxy thermodurcissable. On découpe ensuite à la scie à fil le tube ainsi constitué en rondelles de 0,5 millimètre environ d'épaisseur. Un polissage mécanique des deux faces des rondelles obtenues est ensuite effectué jusqu'à une épaisseur finale de l'ordre d'une soixantaine de microns. On réalise ensuite un cuvetage de la partie centrale de la lame jusqu'à une épaisseur de 30µm à l'aide d'un dimpler GATAN. Enfin, l'amincissement final est réalisé par un amincisseur ionique GATAN model 691 (sans refroidisseur). La réalisation de lames transverses permet une analyse des modifications microstructurales en fonction de la profondeur.

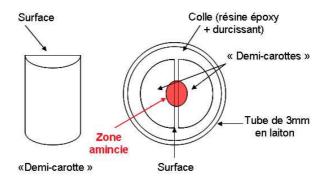


Figure A.1: Méthodes de préparation des lames transverses

Annexe B

MISE EN OEUVRE ET RESUME DES ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

B.1 Essais de traction compression

B.1.1 Matériau

Les essais de traction-compression uniaxiaux ont été menés à deux températures en milieu air sur des éprouvettes lisses axisymétriques en acier inoxydable austénitiques 304L provenant de Creusot Loire Industrie (CLI). La géométrie des éprouvettes est donnée figure B.1, la partie centrale cylindrique a un diamètre de 8mm. La composition de l'acier est donnée dans le tableau B.1, en comparaison avec la nuance utilisée pour les maquettes INTHERPOL. Les essais sont pilotés en déformation totale imposée et à vitesse constante. L'amplitude de déformation totale varie de 0,15% à 1% et pour la plupart des essais la vitesse de déformation est imposée à $4.10^{-3}s^{-1}$, les essais effectuées sont résumés dans le tableau B.2. Ils sont menés jusqu'à rupture, c'est à dire lorsque l'amplitude de contrainte devient inférieure (ou supérieure) à 25% de l'amplitude de contrainte extrapolée sur la courbe contrainte de traction. Enfin, chaque niveau d'amplitude de déformation a fait l'objet d'au minimum deux essais.

	304L CLI										
éléments	С	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	N_2	
poids (%)	0,029	1,86	0,37	0,004	0,029	10,00	18,00	0,04	0,02	0,056	
	304L maquette INTHERPOL										
éléments	С	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	N_2	
poids (%)	0,014	1,62	0,34	0,005	0,015	10,4	18,3	-	0,03	0,07	

Tableau B.1: Composition de l'acier 304L

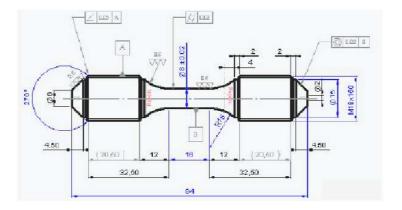


Figure B.1: Géométrie des éprouvettes utilisées

Conditions d'essais et Procédure de dépouillement des essais

Les essais réalisés sont présentés dans le tableau (B.2). Tous les essais ont été réalisés à EDF sauf ceux à 300°C sans préécrouissage qui ont été réalisés au CEAT.

Le dépouillement des essais utilise les notations suivantes (figure B.12) :

 $\dot{\varepsilon}_t$: vitesse de déformation

 N_{25} : nombre de cycles correspondant à une diminution (ou augmentation) de 25% de la valeur de la contrainte extrapolée sur la courbe de contrainte en traction en fonction du nombre de cycles lorsque la contrainte baisse (ou augmente) brutalement.

 N_R : nombre de cycles à rupture complète de l'éprouvette.

 N_R : nombre de cycles correspondant au cycle stabilisé conventionnel.

→ On définit des grandeurs relatives au cycle stabilisé :

 F_{max} , σ_{max} : charge et contrainte maximales en traction

 F_{min} , σ_{min} : charge et contrainte maximales en compression

 $\Delta \sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$: variation de contrainte

 $\sigma_a = \Delta \sigma/2$: amplitude de contrainte

 $\sigma_{moy} = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2$: contrainte moyenne

 $\Delta \varepsilon_t$: variation de déformation totale

 $\Delta \varepsilon_e$: variation de déformation élastique

 $\Delta \varepsilon_p$: variation de déformation plastique

 $\varepsilon_a = \Delta \varepsilon / 2$: amplitude de déformation

→ On définit des grandeurs relatives au premier quart de cycle :

 σ_{a0} : amplitude de contrainte

 ε_{a0} : amplitude de déformation

Les essais à $20^{\circ}C$ ont été présentés dans le corps du texte. Nous présentons donc ici que les résultats à $300^{\circ}C$ sans et avec préécrouissage.

sans préécrouissage									
Repère éprouvette	Vitesse (s^{-1})	Température (°C)	$\Delta \varepsilon_t/2(\%)$						
XBCL24	4.10^{-3}	20	0,200						
XBCL1	4.10^{-3}	20	0,201						
XBCL2	4.10^{-3}	20	0,300						
XBCL15	4.10^{-3}	20	0,303						
XBCL10	4.10^{-3}	20	0,505						
XBCL5	4.10^{-3}	20	0,512						
XBCL32	4.10^{-3}	20	0,698						
XBCL19	4.10^{-3}	20	0,701						
XBCL28	4.10^{-3}	20	0,708						
00AD-11	6.10^{-3}	300	0,126						
XADL49b	6.10^{-3}	300	0,148						
XADL95	4.10^{-3}	300	0,199						
XADL69	4.10^{-3}	300	0,298						
XADL26	4.10^{-3}	300	0,494						
XADL82	4.10^{-3}	300	0,684						
XADL68	4.10^{-3}	300	0,987						
	avec préécro	ouissage							
XBFL17	4.10^{-3}	20	0,198						
XBFL15	2.10^{-3}	20	0,193						
XBCL17	2.10^{-3}	20	0,298						
XBFL4	4.10^{-3}	20	0,297						
XBCL23	4.10^{-3}	20	0,500						
XBCL9	4.10^{-3}	20	0,505						
XBFL12	4.10^{-3}	20	0,6825						
XBFL33	2.10^{-3}	20	0,699						
XBFL26	4.10^{-3}	300	0,200						
XBFL7	4.10^{-3}	300	0,199						
XBFL5	4.10^{-3}	300	0,299						
XBFL22	4.10^{-3}	300	0,299						
XBFL2	4.10^{-3}	300	0,501						
XBFL23	4.10^{-3}	300	0,499						
XBFL9	4.10^{-3}	300	0,700						
XBFL34	4.10^{-3}	300	0,700						

Tableau B.2: Conditions d'essais

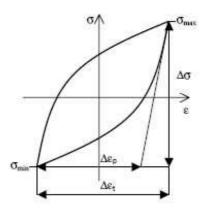


Figure B.2: Dépouillement des boucles d'essais

Eprouvette		Mi-durée de vie $(N_{25}/2)$							N_{25}	Position
	$\Delta \varepsilon_t/2$	$\Delta \varepsilon_e/2$	$\Delta \varepsilon_p/2$	σ_{max}	σ_{min}	$\Delta \sigma/2$	$\sigma_{a0}/2$	$\Delta \varepsilon_{pa0}$		rupture
XBCL24	0,200	0,103	0,097	197	-204	200	221	0,086	531922	EC
XBCL1	0,201	0,103	0,098	196	-204	200	-	-	397241	EC
XBCL2	0,300	0,113	0,186	219	-221	220	248	0,174	31398	EC
XBCL15	0,303	0,113	0,191	217	-219	218	245	0,180	35892	EC+SC
XBCL30	0,505	0,137	0,368	264	-268	266	260	0,372	6699	EC
XBCL5	0,512	0,134	0,368	258	-262	260	264	0,370	8000	EC
XBCL19	0,701	0,167	0,534	324	-325	325	277	0,559	2573	С
XBCL32	0,708	0,165	0,543	317	-321	319	272	0,570	2961	С

Tableau B.3: Résultats des essais de fatigue oligocyclique sans préécrouissage à 20° C (ϵ en % et σ en MPa)

Eprouvette		Mi-durée de vie $(N_{25}/2)$							N_{25}
	$\Delta \varepsilon_t/2$	$\Delta \varepsilon_e/2$	$\Delta \varepsilon_p/2$	σ_{max}	σ_{min}	$\Delta \sigma/2$	$\sigma_{a0}/2$	$\Delta \varepsilon_{pa0}$	
XBFL17	0,198	0,140	0,052	340	-208	274	323	0,027	101671
XBFL15	0,193	0,096	0,097	469	-91	280	328	0,047	98857
XBCL17	0,298	0,170	0,128	344	-297	321	437	0,074	27462
XBFL4	0,297	0,166	0,131	327	-285	306	432	0,076	23791
XBCL23	0,500	0,163	0,337	375	-374	375	505	0,281	3017
XBCL9	0,501	0,137	0,364	363	-352	358	-	-	3650
XBFL12	0,683	0,198	0,491	363	-364	364	477	0,473	2035
XBFL33	0,700	0,213	0,487	376	-374	375	473	0,458	2013

Tableau B.4: Résultats des essais de fatigue oligocyclique avec préécrouissage à 20° C (σ en MPa et ϵ en %)

Eprouvette	Mi-durée de vie $(N_{25}/2)$							1/4 de cycle		Position
	$\Delta \varepsilon_t/2$	$\Delta \varepsilon_e/2$	$\Delta \varepsilon_p/2$	σ_{max}	σ_{min}	$\Delta \sigma/2$	$\sigma_{a0}/2$	$\Delta \varepsilon_{pa0}$		rupture
OOAD11	0,126	0,084	0,042	156	-156	156	131	0,058	1593000	NR
XADL95	0,199	0,089	0,111	149	-163	156	131	0,123	299000	EC
XADL69	0,298	0,092	0,206	158	-168	163	134	0,220	47470	EC
XADL26	0,494	0,109	0,385	186	-200	193	145	0,410	12520	EC
XADL82	0,684	0,147	0,537	251	-269	260	153	0,598	3520	EC

Tableau B.5: Résultats des essais de fatigue oligocyclique sans préécrouissage à 300°C (σ en MPa et ε en %)

Eprouvette	Mi-durée de vie $(N_{25}/2)$							1/4 de cycle		
	$\Delta \varepsilon_t/2$	$\Delta \varepsilon_e/2$	$\Delta \varepsilon_p/2$	σ_{max}	σ_{min}	$\Delta \sigma/2$	$\sigma_{a0}/2$	$\Delta \varepsilon_{pa0}$		
XBFL26	0,200	0,106	0,093	273	-202	238			49113	
XBFL7	0,199	0,120	0,080	314	-195	255	314	0,017	87274	
XBFL5	0,299	0,122	0,177	268	-245	257	361	0,099	19127	
XBFL22	0,297	0,126	0,172	268	-251	260	357	0,114	13367	
XBFL2	0,501	0,090	0,411	280	-279	280	407	0,372	3800	
XBFL23	0,499	0,148	0,351	276	-284	280	386	0,322	5285	
XBFL9	0,700	0,184	0,516	318	-320	319	347	0,555	833	
XBFL34	0,700	0,177	0,523	344	-348	346	428	0,523	2652	

Tableau B.6: Résultats des essais de fatigue oligocyclique avec préécrouissage à 300° C (σ en MPa et ϵ en %)

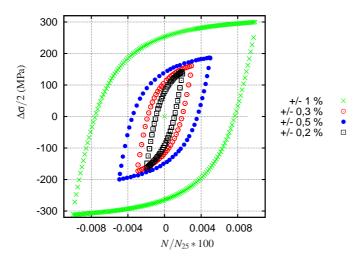


Figure B.3: Boucles contrainte-déformation pour le matériau vierge à 300°C

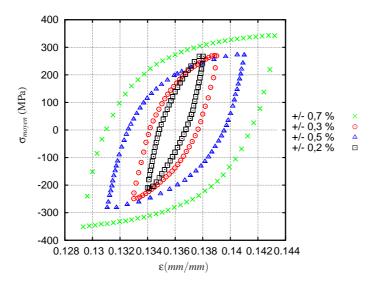


Figure B.4: Boucles contrainte-déformation pour le matériau préécroui à 300°C

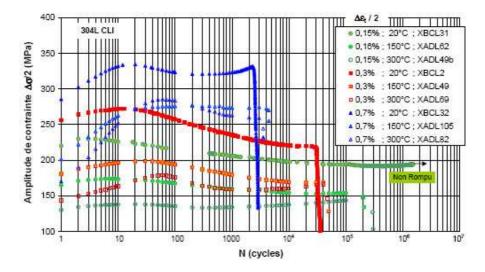


Figure B.5: Evolution de l'amplitude de contraintes en fonction du nombre de cycles pour le matériau vierge à $300^{\circ}C$

Fatigue Thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une 209 approche multi-échelles

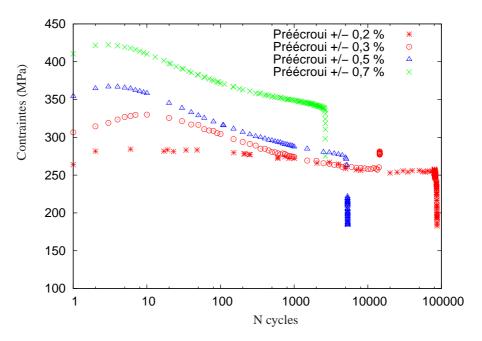


Figure B.6: Evolution de l'amplitude de contraintes en fonction du nombre de cycles pour le matériau préécroui à $300^{\circ}C$

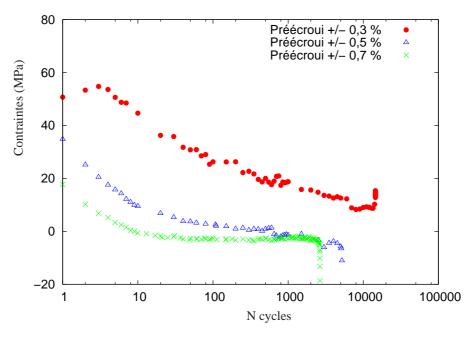


Figure B.7: Evolution de la contrainte moyenne pour le matériau préécroui à 300°C

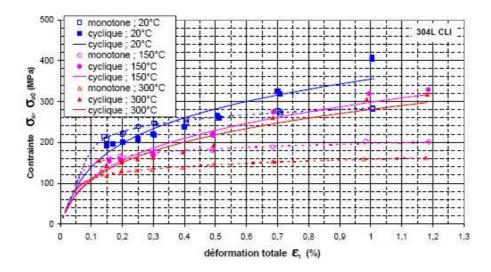


Figure B.8: Courbes de consolidation cyclique et monotobe pour le matériau vierge à 300°C

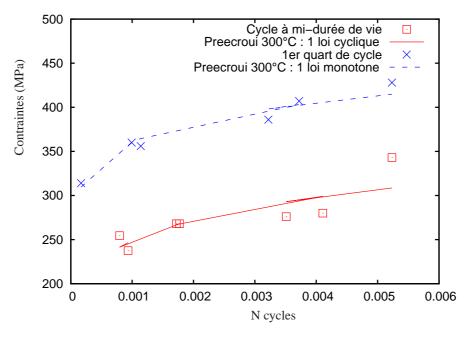


Figure B.9: Courbes de consolidation cyclique et monotobe pour le matériau préécroui à 300°C

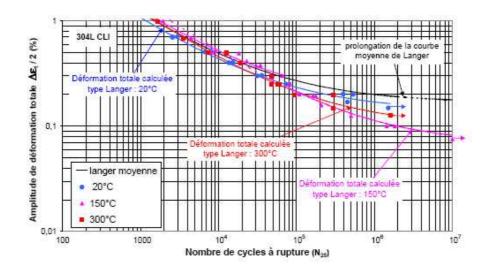


Figure B.10: Courbes de résistance à la fatigue pour le matériau vierge à 300°C

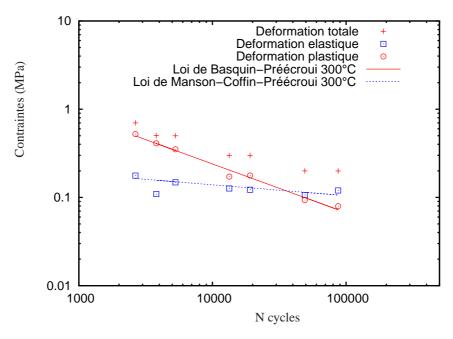


Figure B.11: Courbes de résistance à la fatigue pour le matériau préécroui à 300°C

B.2 Essais de traction-torsion

Réalisation des essais Les essais de traction-torsion ont été réalisés à l'UTC (Université de Technologie de Compiègne) sur une machine servohydraulique Instron équipée de deux verins permettant des sollicitations simultanées de traction et de torsion. Cette machine permet d'asservir le déplacement des vérins, la charge et le couple ou des déformations. Dans le cas présent, les essais sont en déformations totales imposées. Les capacités des vérins sont les suivantes : charge axiale= ± 100 kN et couple= ± 1000 Nm. La machine est équipée d'un four rayonnant à trois zones. Les éprouvettes sont testées à 20 ou $300^{\circ}C$ à deux taux de déformation totale équivalente au sens de Von Mises imposée : 0.2% et 0.5%. Les sollicitations de traction torsion sont soit en phase soit avec un déphasage de 30° . La machine est pilotée par un générateur de fonctions (sinus, triangle ou carré). Pour tous nos essais multiaxiaux, nous avons utilisé des signaux sinusoïdaux. Le schéma des éprouvettes est donné sur la figure $\ref{thm:eq:continuous}$? On cherche à obtenir des champs de contrainte et de déformation homogènes en traction et en torsion dans la partie utile. Pour une éprouvette axisymétrique, la déformation en torsion variant linéairement en fonction du rayon, il est nécessaire d'utiliser des tubes à paroi minces. Pour ne pas risquer une instabilité en compression, il est conseillé de respecter un rapport minimum de 1.5 entre diamètre et partie utile.

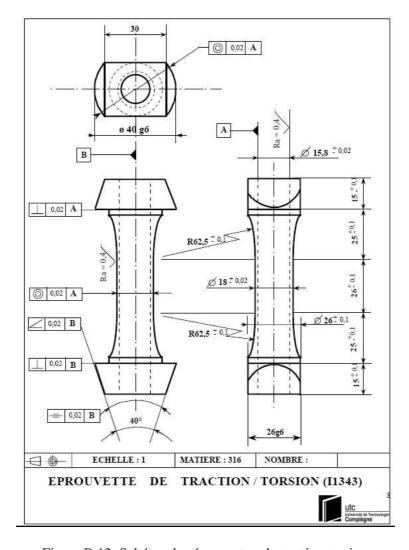


Figure B.12: Schéma des éprouvettes de traction torsion

Les signaux imposés sont les déformations axiales $\varepsilon(t)$ et de cisaillement $\gamma(t)$ et sont sinusoïdaux du type :

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 sin\omega t$$
$$\gamma(t) = \gamma_0 sin(\omega t - \phi)$$

avec ε_0 l'amplitude de déformation axiale, γ_0 l'amplitude de cisaillement, ω la pulsation des signaux (la fréquence $f = \frac{\omega}{2\pi}$, et ϕ le déphasage angulaire entre les deux signaux.

La déformation totale imposée est calculée avec le critère de Von Mises :

$$\epsilon_t^{VM} = \sqrt{\epsilon^2 + \frac{\gamma^2}{3}}$$

Traitement des données et résultats. Un programme d'acquisition permet d'enregistrer les différentes grandeurs pour estimer les contraintes de traction et de cission :

La contrainte de traction:

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

La contrainte de cission :

$$\sigma = \frac{c}{R}$$

avec:

F, c la force et le couple

$$A = A_0(1 - \varepsilon)$$
, la surface de l'éprouvette

$$B = B_0(1 - 1, 5\varepsilon)$$
, le moment dipolaire de l'éprouvette

$$A_0 = \frac{\pi}{4} \left(\phi_{ext}^2 - \phi_{int}^2 \right)$$
, la surface initiale de l'éprouvette

$$B_0 = \frac{\pi}{16} \left(\frac{\phi_{ext}^4 - \phi_{int}^4}{\phi_{ext}} \right)$$
, le moment dipoalire initiale de l'éprouvette (hypothèse élastique)

Les contraintes et les déformations plastiques équivalentes ont été calculées au sens de Von Mises :

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\sigma^2 + 3\tau^2}$$

$$\epsilon_{VM} = \sqrt{\epsilon^2 + \frac{1}{3}\gamma^2}$$

Les essais sont présentés dans les tableaux suivants :

Eprouvette	Type sollicitation	Consign traction-compression		Température (°C)	Contraintes cycle state traction-compression		Observations
TRATOR 11	traction-compression	Δat/2=0,5%	C=0 Nm	23	σmax= 286 σmin = -289 Δσ/2 = 288		Arrêt à 162 cycles
TRATOR 10	torsion	F=ON	Δyt/2=0,5%	23		τ max= 172 τ min = -172 $\Delta \tau / 2 = 172$	Arrêt à 100 cycles
TRATOR 1	traction-torsion en phase	Δat/2=0,353%	Δyt/2=0,612%	23	σmax= 204 σmin = -217	7max= 105 7min = -112	Arrêt à 3391 cycles (fissure)
		Azeq _{∨M} /2=0,5%			$\Delta \sigma / 2 = 211$	$\Delta \tau / 2 = 109$	
TRATOR 9	traction-torsion en phase	∆at/2=0,353%	Δyt/2=0,612%	23	σmax= 176 σmin = -184 Δσ/2 = 180	τ max= 117 τ min = -116	Arrêt à 700 cycles (stabilisé)
		Δεeq _{VM} /2	2=0,5%	0.		$\Delta\tau/2 = 117$	
TRATOR 14	traction-torsion hors phase 30°	Δat/2=0,353%	Δyt/2=0,612%	23	σmax= 316 σmin = -318	τmax= 177 τmin = -180	Arrêt à 3391 cycles (fissure)
		Azeq _{∨M} /2=0,5%			$\Delta \sigma / 2 = 317$	$\Delta \tau/2 = 179$	
TRATOR 17	traction-torsion hors phase 30°	Δat/2=0,353%	Δyt/2=0,612%	23	σmax= 296 σmin = -297	τ max= 179 τ min = -180	Arrêt à 700 cycles (stabilisé)
		Д ее q _{∨м} /2=0,5%			Δσ/2 = 297	$\Delta \tau/2 = 180$	
TRATOR 16	traction-torsion en phase	∆st/2=0,1414%	Δyt/2=0,255%	23	σmax=138 σmin = -152	τ max= 177 τ min = -180	Arrêt à 109283 cycles (fissure)
		∆ геq _{∨M} /2=0,2%		5	$\Delta \sigma / 2 = 145$	$\Delta \tau / 2 = 179$	
TRATOR 6	traction-torsion en phase	Δεt/2=0,1414%	Δyt/2=0,255%	23	σmax=136 σmin = -119 Δσ/2 = 128	τ max= 179 τ min = -180	Arrêt à 3445 cycles (stabilisé
		Δεeq _{VM} /Z	2=0,2%			$\Delta \tau / 2 = 180$	
TRATOR 2	traction-torsion hors phase 30°	Δεt/2=0,1414%	Δyt/2=0,255%	23	σmax=181 σmin = -187 Δσ/2 = 184	τ max= 106 τ min = -110	Arrêt à 63128 cycles (fissur
		∆ eeq _{∨M} /2	2=0,2%			$\Delta \tau / 2 = 108$	
TRATOR 3	traction-torsion hors phase 30°	∆st/2=0,1414%	Δyt/2=0,255%	23	σmax=156 σmin = -155 Δσ/2 = 156	τ max= 90 τ min = -94	Arrêt à 4295 cycles (stabilisé)
		Δεe q _{VM} /Z	2=0,2%			$\Delta \tau / 2 = 92$	

Figure B.13: Tableau des essais de traction-torsion à $20^{\circ}C$

Eprouvette	Type sollicitation	Consignes (%)		Température	Contraintes cycle stabilisé (MPa)		Observations
100	1 786	traction-compression	torsion	(°C)	traction-compression	torsion	
TRATOR 7	traction-torsion en phase	Δat/2=0,353%	Δyt/2=0,612%	30 80 80	24		Essai non exploitable Arret sur sécurité
		Δεe q _{VM} /2=0,5%					
TRATOR 13	traction-torsion en phase	∆at/2=0,353%	Δyt/2=0,612%	300			Arrêt à 5986 cycles
		Azeq _{VM} /2=0,5%					
TRATOR 8	traction-torsion hors phase	∆et/2=0,353%	Δyt/2=0,612%	300			Arrêt à 3451 cycles (fissure)
	30°	Д ееq _{∨м} /2=0,5%		1			
TRATOR 4	traction-torsion en phase	Δst/2=0,1414%	Δyt/2=0,255%	300	σmax= 124 σmin = -106	τ max= 71 τ min = -86	Arrêt à 49364 cycles (stabilisé)
	2010/140/00 EL 2014/00	∆ геq _{∨M} /2=0,2%			$\Delta \sigma / 2 = 115$	$\Delta \tau / 2 = 79$	

Figure B.14: Tableau des essais de traction-torsion à $300^{\circ}C$

MISE EN OE	UVRE ET RI	ESUME DES	S ESSAIS DI	E FATIGUE (DLIGOCYCL	IQUE

Annexe C

MODELISATION DU CRISTAL EN GRANDES DEFORMATIONS

C.1 Rappels de cinématique

Soit C_0 et C_t les configurations initiale et à l'instant t d'un solide. On repère un point matériel dans ces deux configurations respectivement à l'aide des vecteurs \underline{x}_0 et \underline{x} . Le tenseur gradient de la déformation \underline{F} est alors défini comme :

$$\underline{\underline{F}} = \frac{\partial \underline{x}(\underline{x}_0, t)}{\partial x_0} \tag{C.1}$$

En définissant aussi le champ de vitesse

$$\underline{\dot{x}} = \frac{\partial \underline{x}(\underline{x}_0, t)}{\partial t} \tag{C.2}$$

et en différenciant l'équation C.1 par rapport au temps, le tenseur spatial des vitesses de déformation \underline{L} est obtenu

$$\underline{\underline{L}} = \underline{\dot{F}}\underline{F}^{-1} \tag{C.3}$$

On peut ensuite définir les tenseurs taux de déformation $\underline{\underline{D}}$ et taux de rotation $\underline{\underline{W}}$ comme les parties symétriques et antisymétriques de $\underline{\underline{L}}$

$$\underline{\underline{D}} = \frac{1}{2} \left(\underline{\underline{L}} + \underline{\underline{L}}^T \right) \tag{C.4}$$

$$\underline{\underline{W}} = \frac{1}{2} \left(\underline{\underline{L}} - \underline{\underline{L}}^T \right) \tag{C.5}$$

Entre les configurations C_0 et C_t , le tenseur des dilatations \underline{C} s'écrit

$$\underline{\underline{C}} = \underline{\underline{F}}^T \underline{\underline{F}} \tag{C.6}$$

et le tenseur de Green Lagrange \underline{E} est

$$\underline{\underline{E}} = \frac{1}{2} \left(\underline{\underline{C}} - \underline{\underline{I}} \right) \tag{C.7}$$

Fatigue Thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une 217 approche multi-échelles

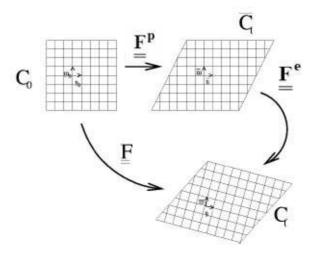


Figure C.1: Décomposition du tenseur gradient de la déformation \underline{F}

Le déterminant J de $\underline{\underline{F}}$ définit le rapport de masses volumiques ρ_0 et ρ , respectivement entre les configurations initiale et finale

$$J = det\left(\underline{\underline{F}}\right) = \frac{\rho_0}{\rho} \tag{C.8}$$

C.2 Description du formalisme en grandes transformations

Les équations du modèle de comportement sont introduites dans un cadre en grandes transformations. Les lois de comportement et le schéma d'intégration ont été introduits dans le code éléments finis ABAQUS à l'aide d'une UMAT. Le formalisme utilisé est basé sur la décomposition du tenseur gradient de transformation $\underline{\underline{F}}$ en une contribution élastique $\underline{\underline{F}}^e$ et une contribution plastique $\underline{\underline{F}}^p$:

$$\underline{\underline{F}} = \underline{\underline{F}}^e \underline{\underline{F}}^p \tag{C.9}$$

On passe de la configuration initiale C_0 à la configuration déformée C_t via une configuration intermédiaire \overline{C}_t . La première étape de déformation correspond au glissement plastique entre plans et la seconde aux rotations de réseau et aux dilatations élastiques.

Avec cette décomposition, le gradient de vitesses <u>L</u> s'exprime par

$$\underline{\underline{L}} = \underline{\underline{\dot{F}}}\underline{\dot{F}}^{-1} = \underline{\dot{\underline{F}}}^{e}\underline{\dot{\underline{F}}}^{e^{-1}} + \underline{\dot{\underline{F}}}^{e}\underline{\dot{\underline{F}}}^{p}\underline{\dot{\underline{F}}}^{p^{-1}}\underline{\dot{\underline{F}}}^{e^{-1}}$$
(C.10)

Si l'on note $\underline{\underline{L}}^e$ et $\underline{\underline{L}}^p$ les gradients de transformation associés à la première et à la seconde étape de la transformation, le tenseur $\underline{\underline{L}}$ peut s'écrire comme la somme de sa composante élastique et de sa composante plastique transportée dans la configuration actuelle C_t :

$$\underline{L} = \underline{L}^e + \underline{F}^e \overline{\underline{L}}^p \underline{F}^{e^{-1}}$$
 (C.11)

Dans la configuration intermédiaire, le gradient de vitesses est associé au glissement plastique entre les différents plans de glissement et si on définit respectivement par $\underline{\overline{m}}^s$ et $\underline{\overline{n}}^s$ les directions de glissement et les normales aux plans, le tenseur $\underline{\overline{L}}^p$ peut s'exprimer :

$$\underline{\underline{L}}^p = \underline{\underline{F}}^p \underline{\underline{F}}^{\dot{p}^{-1}} = \sum_s \dot{\gamma}^s \underline{\underline{L}}^s \tag{C.12}$$

avec
$$\underline{\underline{L}}^s = \sum_s \underline{\underline{m}}^s \otimes \underline{\underline{n}}^s$$
 (C.13)

La partie plastique du gradient de vitesses peut également se décomposer en 2 contributions symétrique $\underline{\underline{D}}^{\hat{p}}$ et antisymétrique $\underline{\underline{W}}^p$ définies à partir des tenseurs $\underline{\underline{D}}^s$ et $\underline{\underline{W}}^s$:

$$\underline{\underline{D}}^p = \sum_s \dot{\gamma}^s \underline{\underline{D}}^s \tag{C.14}$$

$$\underline{\underline{W}}^p = \sum_s \dot{\gamma}^s \underline{\underline{W}}^s \tag{C.15}$$

avec

$$\underline{\underline{\underline{D}}}^{s} = \underline{\underline{m}}^{s} \otimes_{s} \underline{\underline{n}}^{s} \tag{C.16}$$

$$\underline{\underline{D}}^{s} = \underline{\underline{m}}^{s} \otimes_{s} \underline{\underline{n}}^{s}$$

$$\underline{\underline{W}}^{s} = \underline{\underline{m}}^{s} \otimes_{A} \underline{\underline{n}}^{s}$$
(C.16)
(C.17)

En supposant des petites déformations élastiques et de grandes rotations du réseau cristallin, le tenseur $\underline{\underline{F}}^e$ peut s'écrire (décomposition polaire) :

$$\underline{F}^e = \underline{VR} \tag{C.18}$$

où la contribution $\underline{\underline{V}}$ est une dilatation pure et $\underline{\underline{R}}$ une rotation pure. L'hypothèse des petites déformations élastiques nous permet d'écrire sous la forme \underline{V} :

$$\underline{V} = \underline{I} + \underline{\varepsilon} \tag{C.19}$$

avec $\underline{\underline{\varepsilon}} << 1$ Cette forme particulière du tenseur $\underline{\underline{V}}$ nous permet de simplifier la loi de comportement hypoélastique qui lie la dérivée objective du tenseur des contraintes de Cauchy au tenseur taux de déformation élastique \underline{D}^e :

$$\underline{\underline{\widehat{\mathbf{g}}}} = \underline{\underline{\mathbf{K}}}^e : \underline{\underline{D}}^e \tag{C.20}$$

Nous utilisons la dérivation objective convective de Jaumann qui consiste à transposer la quantité à dériver dans une configuration de référence. Le tenseur \underline{W}^e correspond au taux de rotation entre la configuration intermédiaire \overline{C}_t et la configuration actuelle C_t . L'utilisation de dérivées objectives permet de vérifier l'indépendance de la loi de comportement par rapport au référentiel.

$$\underline{\underline{\hat{\mathbf{g}}}} = \underline{\dot{\mathbf{g}}} + \underline{\mathbf{g}}\underline{W}^e - \underline{W}^e\underline{\mathbf{g}} \tag{C.21}$$

Dans le cas plus général, le tenseur $\underline{\underline{\underline{\kappa}}}^e$ est défini à partir de la densité d'énergie par unité de volume non déformé $\omega(\underline{E}^e)$:

$$\underline{\underline{\kappa}}^{e} = \underline{\underline{F}}^{e} \cdot \left[\underline{\underline{F}}^{e} \cdot \frac{\partial^{2} \omega \left(\underline{\underline{E}}^{e}\right)}{\omega \underline{\underline{E}}^{e} \omega \underline{\underline{F}}^{e}} \cdot \underline{\underline{F}}^{e^{T}} \right] \cdot \underline{\underline{F}}^{e^{T}}$$
(C.22)

Fatigue Thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une 219 approche multi-échelles

L'équation C.19 permet de simplifier l'expression de $\underline{\underline{\kappa}}^e$ en réalisant un développement de Taylor de $\omega(\underline{\underline{E}}^e)$. On montre alors que lorsque $|\underline{\varepsilon} \to 0|$

$$\underline{\underline{\kappa}}^e = \underline{\underline{C}}^e \tag{C.23}$$

$$\underline{\underline{\dot{\mathbf{g}}}} = \underline{\underline{\underline{C}}}^e : \underline{\underline{\underline{D}}}^e + \underline{\underline{W}}^e \underline{\underline{\mathbf{\tau}}} - \underline{\underline{\tau}}\underline{\underline{W}}^e \tag{C.24}$$

avec $C^e_{ijkl} = R_{ip}R_{jq}R_{km}R_{ln}\overline{C}^e_{pqmn}$ Il est plus pratique d'exprimer $\underline{\dot{\sigma}}$ en fonction de $\underline{\underline{D}}$, $\underline{\underline{D}}^p$, $\underline{\underline{W}}$ et $\underline{\underline{W}}^p$. Cette nouvelle expression fait intervenir un tenseur \underline{R}^s :

$$\underline{\dot{\underline{\sigma}}} = \underline{\underline{C}}^e : \underline{\underline{D}} + \underline{\underline{W}}\underline{\underline{\tau}} - \underline{\underline{\tau}}\underline{\underline{W}} - \sum_s \dot{\underline{\gamma}}^s \underline{\underline{R}}^s$$
 (C.25)

$$\underline{\underline{R}}^{s} = \underline{\underline{C}}^{e} : \underline{\underline{D}}^{s} + \underline{\underline{W}}^{s} \underline{\underline{\tau}} - \underline{\tau} \underline{\underline{W}}^{s}$$
 (C.26)

L'hypothèse des petites déformations élastiques nous permet également de calculer l'évolution de la rotation de réseau cristallin :

$$\underline{\underline{\dot{R}}} = \underline{\underline{R}} \left(\underline{\underline{W}} - \sum_{s} \dot{\gamma}^{s} \underline{\overline{m}}^{s} \otimes_{A} \underline{\overline{n}}^{s} \right)$$
 (C.27)

Schéma d'intégration numérique

Les équations de la loi de comportement constituent un système différentiel à intégrer. A chaque itération lors d'un incrément, l'incrément de temps Δt et le gradient de transformation \underline{F} sont connus et il faut calculer l'évolution de la contrainte de Cauchy $\underline{\sigma}$ ainsi que des variables locales γ^s , ρ^s et \underline{R} . la méthode d'intégration est basée sur celle utilisée par Teodosiu et al. puis adaptée à nos lois de comportement.

Expression de l'incrément de glissement $\Delta \gamma^s$ Un schéma de type Forward Gradient a été utilisé dans lequel les incréments de glissements sont calculés de façon implicite. Les autres grandeurs sont linéarisées et calculées explicitement à chaque pas de temps. Il s'agit donc d'un schéma d'intégration semi-implicite. En appliquent le théorème des accroissements finis à la fonction $\Delta \gamma^{s}(t)$ sur l'intervalle de Δt , l'incrément de glissement est défini par :

$$\Delta \gamma^{s} = \dot{\gamma}^{s} \left(t + \theta \Delta t \right) \Delta t \tag{C.28}$$

En faisant une approximation linéaire de $\dot{\gamma}^s$ dans l'intervalle Δt :

$$\Delta \gamma^{s} = \left[(1 - \theta) \dot{\gamma}^{s}(t) + \theta \dot{\gamma}^{s}(t + \Delta t) \right] \Delta t \tag{C.29}$$

Le paramètre θ doit être compris entre 0 et 1. Nous avons pris 0,5 correspondant à une erreur minimale. A l'instant t, $\dot{\gamma}^{s}(t)$ est donné par la loi d'écoulement :

$$\dot{\gamma}^{s} = \dot{\gamma}_{0} \left(\frac{|\tau^{s} - x^{s}|}{\tau_{c}^{s}} \right)^{n} . sign\left(\tau^{s} - x^{s}\right)$$
 (C.30)

Le terme $\dot{\gamma}^{s}(t+\Delta t)$ est exprimé à l'aide d'un développement de Taylor du premier ordre. Dans un schéma de type Forward Gradient, le développement est effectué par rapport aux deux variables suivantes :

- la cission d'écoulement $\tau^s x^s$
- la cission critique d'écoulement τ_c^s définie par la valeur de $\tau^s x^s$ requise pour activer le glissement sans apport de l'activation thermique.

$$\dot{\gamma}^{s}(t+\Delta t) = \dot{\gamma}^{s}(t) + \frac{\partial \dot{\gamma}^{s}(t)}{\partial t} \Delta t$$
 (C.31)

avec

$$\frac{\partial \dot{\gamma}^{s}(t)}{\partial t} \Delta t = \frac{\partial \dot{\gamma}^{s}}{\partial \tau^{s}}|_{t} \Delta \tau^{s} + \frac{\partial \dot{\gamma}^{s}}{\partial \tau^{s}}|_{t} \Delta \tau^{s}_{c} + \frac{\partial \dot{\gamma}^{s}}{\partial x^{s}}|_{t} \Delta x^{s}$$
(C.32)

et

$$\frac{\partial \dot{\gamma}^s}{\partial \tau^s} = \frac{n\dot{\gamma}^s}{(\tau^s - x^s)} \tag{C.33}$$

$$\frac{\partial \dot{\gamma}^s}{\partial \tau_s^s} = -\frac{n\dot{\gamma}^s}{\tau_s^s} \tag{C.34}$$

$$\frac{\partial \dot{\gamma}^s}{\partial x^s} = -\frac{n\dot{\gamma}^s}{(\tau^s - x^s)} \tag{C.35}$$

On peut alors écrire l'expression de l'incrément de glissement $\Delta \gamma^s$:

$$\Delta \gamma^{s} = \left[\dot{\gamma}^{s}(t) + n\theta \dot{\gamma}^{s} \left(\frac{\Delta (\tau^{s} - x^{s})}{(\tau^{s} - x^{s})} - \frac{\Delta \tau_{c}^{s}}{\tau_{c}^{s}} \right) \right] \Delta t \tag{C.36}$$

Calcul de $\Delta \gamma^s$ par résolution du système Forward Gradient . La méthode consiste à expliciter les termes $\Delta \tau^s$, $\Delta \tau^s_c$ et Δx^s en fonction de $\Delta \gamma^s$ de manière à faire apparaître un système linéaire de la forme :

$$\sum_{u} N^{su} \Delta \gamma^{u} = \left[\dot{\gamma}^{s}(t) + \underline{\underline{Q}}^{s} : \underline{\underline{L}} \right] \Delta t \tag{C.37}$$

A partir de $\Delta \tau^s$, $\Delta \tau_c^s$ et Δx^s , on peut exprimer les tenseurs N^{su} et $\underline{\underline{Q}}^s$ puis résoudre le système.

Calcul de $\Delta \tau^s$

A partir des relations établies dans le formalisme des grandes transformations, on peut démontrer que la dérivée temporelle de la cission résolue τ^s peut se mettre sous la forme :

$$\dot{\tau^s} = \underline{R}^s : \underline{D}^e \tag{C.38}$$

Par linéarisation de C.37 dans l'intervalle Δt , on en déduit l'expression de $\Delta \tau^s$:

$$\Delta \tau^{s} = \underline{\underline{R}}^{s} : \left(\underline{\underline{D}}\Delta t - \sum_{u} \Delta \gamma^{\mu} \underline{\underline{D}}^{u}\right) \tag{C.39}$$

Fatigue Thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une 221 approche multi-échelles

Calcul de $\Delta \tau_c^s$

L'évolution de la cission critique s'exerçant sur chacun des systèmes est reliée aux glissements sur l'ensemble des systèmes par l'intermédiaire de la matrice d'écrouissage notée h^{su} :

$$\dot{\tau}_c^s = \sum_{\mu} h^{s\mu} |\dot{\gamma}^{\mu}| \tag{C.40}$$

avec

$$h^{su} = \frac{\mu a^{su}}{2} \frac{1}{\sqrt{\sum_{t} a^{st} \rho^{t}}} \left(\frac{\sqrt{\sum_{t \neq s} \rho^{t}}}{K} - \frac{g_{c}}{b} \rho^{u} \right)$$
 (C.41)

Par linéarisation de C.39 dans l'intervalle Δt , on en déduit l'expression de $\Delta \tau_c^s$:

$$\Delta \tau_c^s = \sum_u h^{su} \dot{\gamma}^\mu \Delta t \tag{C.42}$$

Calcul de Δx^s

$$\Delta x^{s} = (C\dot{\gamma}^{s} - D|\dot{\gamma}^{s}|x^{s})\Delta t \tag{C.43}$$

Calcul des tenseurs N^{su} et Q^s

Pour arriver à la formulation du système Forward Gradient de l'équation C.37, il faut introduire les expressions de $\Delta \tau^s$, $\Delta \tau_c^s$ et Δx^s dans l'équation C.39. L'expression obtenue est ensuite mise sous la forme :

$$\sum_{u} N^{su} \Delta \gamma^{u} = \dot{\gamma}^{s} + Q^{s} : L \Delta t \tag{C.44}$$

avec

$$N^{su} = \delta_{su} + \theta n \dot{\gamma}^{\mu} \Delta t \left[\frac{\underline{R}^{s} : \underline{\underline{P}^{s}}}{(\tau^{s} - x^{s})} - \frac{h^{su}}{\tau^{s}_{c}} \right] + \theta n \dot{\gamma}^{\mu} \Delta t \left[\frac{C - Dx^{s} sign \dot{\gamma}^{s}}{\tau^{s} - x^{s}} \right] \delta_{su}$$
 (C.45)

et

$$Q^{s}: D = \theta n \Delta t \dot{\gamma}^{s} \frac{\underline{R}^{s}}{\tau^{s} - x^{s}} : \underline{\underline{D}}$$
 (C.46)

La résolution du système différentiel de l'équation C.37 nous permet de calculer numériquement $\Delta \gamma^s$:

$$\Delta \gamma^s = \left[f^s + \underline{\underline{F}}^s : \underline{\underline{L}} \right] \Delta t \tag{C.47}$$

où les termes f^s et $\underline{\underline{F}}^s$ sont les solutions des deux systèmes linéaires suivants :

$$\sum_{u} N^{su} f^{u} = \dot{\gamma}^{s}(t) \tag{C.48}$$

$$\sum_{u} N^{su} \underline{\underline{F}}^{u} = \underline{\underline{Q}}^{s} \tag{C.49}$$

Calcul des incréments de contrainte $\Delta \sigma$, de densités de dislocations $\Delta \rho^s$ et de rotation ΔR A l'instant t, une fois que $\Delta \gamma^s$ a été calculé sur chaque système, il reste à calculer l'évolution de l'ensemble des variables du modèle par simple linéarisation.

Incrément de contrainte $\Delta \sigma$

L'incrément de contrainte $\underline{\underline{\sigma}}(t+\Delta t)$ est calculé de manière explicite, ce qui permet de faire apparaître $\underline{\dot{\sigma}}$

$$\underline{\sigma}(t + \Delta t) = \underline{\sigma}(t) + \underline{\dot{\sigma}}(t)\Delta t \tag{C.50}$$

L'équation C.26 permet d'expliciter $\underline{\dot{\sigma}}$ et l'expression devient :

$$\underline{\underline{\sigma}}(t + \Delta t) = \underline{\underline{\sigma}}(t) + \left[\underline{\underline{\underline{C}}}^e : \underline{\underline{D}} + \underline{\underline{W}}\underline{\underline{\tau}} - \underline{\underline{\tau}}\underline{\underline{W}}\right] \Delta t - \sum_{s} \Delta \gamma^s \underline{\underline{R}}^s$$
 (C.51)

Incrément de densité de dislocations $\Delta \rho^s$

Par la même méthode et connaissant la loi d'évolution des densités de dislocations, on en déduit les densités de dislocations ρ^s à $t + \Delta t$:

$$\rho(t + \Delta t) = \rho(t) + \dot{\rho}(t)\Delta t \tag{C.52}$$

$$\rho(t + \Delta t) = \rho(t) + \frac{\Delta \gamma^{s}}{b} \left[\frac{\sqrt{\sum_{u \neq s} \rho^{u}(t)}}{K} - g_{c} \rho^{s}(t) \right]$$
 (C.53)

Incrément de densité de rotation du réseau ΔR

De même, il est possible de calculer l'incrément de rotation du réseau cristallin en utilisant l'équation C.27 :

$$\underline{\underline{R}}(t + \Delta t) = \underline{\underline{R}}(t) + \underline{\dot{R}}(t)\Delta t \tag{C.54}$$

$$\underline{\underline{R}}(t + \Delta t) = \underline{\underline{R}}(t) \left[\underline{\underline{I}} + \left(\underline{\underline{W}} - \sum_{s} \dot{\gamma}^{s}(t) \underline{\overline{m}}^{s} \otimes^{A} \underline{\overline{n}}^{s} \right) \Delta t \right]$$
 (C.55)

SUMMARY

Some cases of cracking of 304L austenitic stainless steel components due to thermal fatigue were encountered in particular on the Residual heat removal circuits (RHR) of the pressurized water reactors (PWR). EDF has initiated a R&D program to understand and assess the risks of damage on nuclear plant mixing zones. The INTHERPOL test developed at EDF R&D is designed in order to perform pure thermal fatigue test on tubular specimen under monofrequential thermal load. These tests are carried out under various loadings, surface finish qualities and welding in order to give an account of these parameters on crack initiation. The main topic of this study is the research of a fatigue criterion using a micro/macro modelling approach. The first part of work deals with material characterization (stainless steel 304L) emphasing the specificities of the surface roughness link with a strong hardening gradient. The first results of the characterization on the surface show a strong work-hardening gradient on a 250 microns layer. This gradient does not evolved after thermal cycling. Micro hardness measurements and TEM observations were intensively used to characterize this gradient. The second part is the macroscopic modelling of INTHERPOL tests in order to determine the components of the stress and strain tensors due to thermal cycling. The third part of work is thus to evaluate the effect of surface roughness and hardening gradient using a calculation on a finer scale. This simulation is based on the variation of dislocation density. A goal for the future is the determination of the fatigue criterion mainly based on polycrystalline modelling. Stocked energy or critical plane being available that allows making a sound choice for the criteria.

RESUME

Quelques cas de fissurations de composants en acier inoxydable austénitique 304L dus à un phénomène de fatigue thermique ont été recensés, en particulier sur les circuits de Refroidissement du Réacteur à l'Arrêt (RRA) des Réacteur à Eau Pressurisée (REP). EDF a lancé un programme de R&D afin de comprendre et d'évaluer les risques de dommages dans ces circuits. Le test développé à EDF, INTHERPOL, est un essai de fatigue thermique de type structure sur maquette tubulaire et soumis à un chargement périodique. Ces essais sont réalisés sous différents niveaux de chargement, états de surface et soudure afin de rendre compte de ces paramètres sur l'amorçage des fissures. L'objectif de cette étude est de définir une méthodologie permettant la justification d'un critère de fatigue tenant compte de l'influence de l'état de surface, à l'aide d'une approche multi-échelle. La première partie du travail consiste à caractériser le matériau (304L) et particulièrement sa surface. Les premiers résultats de la caractérisation de la surface montrent un fort gradient d'écrouissage initial du matériau sur 250 microns en profondeur. Ce gradient n'évolué pas avec le cyclage thermique. Pour cette caractérisation, des mesures de microdureté et des observations de la microstructure (MET) ont été réalisées. La deuxième partie est la modélisation macroscopique des essais INTHERPOL permettant de déterminer les champs de contrainte et déformation issus des cycles thermiques. La troisième partie du travail consiste ensuite à évaluer l'effet de rugosité de surface et du gradient d'écrouissage à échelle plus fine à l'aide d'une modélisation à l'échelle du polycristal, basée sur la variation des densités de dislocations. Un objectif pour l'avenir est d'aider, par ces modélisations polycristallines, au choix de critères de fatigue prenant en compte l'influence de l'état de surface (critères énergétiques ou de types plan critique par exemple).