



HAL
open science

Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie d'aciers austénitiques de type 304L

Crescent Kpodekon

► **To cite this version:**

Crescent Kpodekon. Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie d'aciers austénitiques de type 304L. Autre [cond-mat.other]. INSA de Rouen, 2010. Français. NNT : 2010ISAM0028 . tel-00581715

HAL Id: tel-00581715

<https://theses.hal.science/tel-00581715v1>

Submitted on 31 Mar 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.

Thèse de Doctorat

Soutenue le 30 Avril 2010 par :

Crescent KPODEKON

Pour obtenir le grade de

Docteur de l'Institut National des Sciences Appliquées de Rouen

Discipline : Mécanique

Ecole Doctorale SPMII

EFFET DU PRÉ-ÉCROUISSAGE SUR LA DURÉE DE VIE D'ACIERS AUSTÉNITIQUES DE TYPE 304L

Membres du Jury :

WEICHERT Dieter	<i>Président</i>	Professeur des Universités, Institute of General Mechanics Aachen University
AMROUCHE Abdelwaheb	<i>Rapporteur</i>	Maître de conférences HDR, LML IUT Dept GMP Villeneuve d'Asq
ROBERT Jean-Louis	<i>Rapporteur</i>	Professeur des Universités, LaMI Campus de Clermont Ferrand
TAHERI Said	<i>Examineur</i>	Ingénieur Sénior HDR, EDF R&D - LaMSID Clamart
TALEB Lakhdar	<i>Directeur de Thèse</i>	Professeur des Universités, UMR CNRS 6634 GPM INSA de Rouen

Remerciements

Mes premiers remerciements sont pour mon directeur de thèse, le Professeur Lakhdar TALEB, pour avoir initié et conforté ma passion pour la Recherche. Sa disponibilité, ses conseils avisés et ses exigences permanentes pour le travail bien fait m'ont permis de réaliser cette thèse. Je tiens à lui dire aussi toute ma gratitude pour avoir conduit les nombreux essais indispensables à nos investigations.

Je remercie l'entreprise EDF (Electricité de France) et particulièrement Mr Said TAHERI, ingénieur sénior au sein de cette entreprise, pour les conseils et le soutien logistique qui nous ont été apportés dans le cadre de cette thèse.

Mes remerciements vont également aux rapporteurs Abdelwaheb AMROUCHE et Jean-Louis ROBERT pour la lourde tâche de relecture de cette thèse, ainsi qu'au président du jury Dieter WEICHERT, ancien Directeur de l'INSA, qui a fait le déplacement depuis Aachen en Allemagne pour ma soutenance. Leurs remarques ont permis d'améliorer ce travail.

J'adresse aussi mes remerciements aux professeurs de l'Equipe de Recherche en Mécanique (ERMECA) du Groupe de Physique des Matériaux (GPM) où cette thèse s'est déroulée : Antoine Fissolo, Fabrice Barbe, Benoît Vieille, ainsi qu'à deux élèves ingénieurs de l'INSA : Frédéric Martinet et Ghislain Attrazick (aujourd'hui ingénieurs), pour l'intérêt et le regard qu'ils ont portés pour ce travail.

Je remercie toutes les personnes que j'ai connues à l'INSA et qui m'ont apporté leur aide de diverses manières au cours de ma thèse, notamment : Sylviane H., Danielle B., Agnès L., pour le secrétariat; Franck L. G., Yannick A., et Francis P. pour les problèmes informatiques et techniques; mes camarades thésards Salem M., Aurélien M., Sylvain L., Ha H., Abderahman M., Jérémie A., Abdeladhim T., Achraf B., Ioana N., Abd Al-Kareem A., Nadir B., Pauline B. et Adel B., pour leur solidarité et pour tous les bons moments passés ensemble.

Merci à l'équipe de direction et à tous mes collègues du lycée Blaise Pascal de Rouen pour l'attention qu'ils m'ont manifestée au cours de cette thèse. Une mention particulière est faite à Jean-Marc Olivier pour son aide en informatique.

Enfin, je dédie ce travail à ma famille et à mes amis pour leurs encouragements et leur soutien malgré les diverses "privations" qu'ils ont subies.

Résumé

Le travail s'intéresse aux effets de l'histoire de chargement sur le comportement et la durée de vie en fatigue de deux nuances (THYSSEN et CLI) d'un acier inoxydable austénitique 304L à la température ambiante. Les essais ont été réalisés en utilisant deux catégories d'éprouvettes. Les éprouvettes de la première catégorie (vierges) ont été soumises à des essais classiques de fatigue, alors que celles de la deuxième ont subi, avant les essais de fatigue, un pré-écrouissage monotone ou cyclique en déformation imposée. Les éprouvettes vierges manifestent un adoucissement cyclique suivi d'un durcissement cyclique alors que les éprouvettes pré-écrouies ne présentent qu'un durcissement cyclique. Les résultats montrent une grande influence du pré-écrouissage qui semble bénéfique en contrainte imposée, mais néfaste en déformation imposée, même en présence d'une contrainte moyenne de compression. Ces résultats sont discutés en termes d'évolution cyclique du module d'élasticité, des écrouissages isotropes et cinématiques, et de la densité d'énergie absorbées par cycle, dans différentes configurations : avec ou sans pré-écrouissage, en contrainte ou déformation imposées...

Mots clés : 304L ; chargement cyclique ; pré-écrouissage ; durcissement cyclique ; adoucissement cyclique ; fatigue ; écrouissage isotrope ; écrouissage cinématique.

Abstract

This study deals with the effect of the loading history on the cyclic behavior and the fatigue life of two kinds (THYSSEN and CLI) of 304L stainless steel at room temperature. The experiments have been performed using two specimens' categories. The first one (virgin) has been submitted to only classical fatigue tests while in the second category, prior to the fatigue test, the specimen is subjected to a pre-hardening process under either monotonic or cyclic strain control. Cyclic softening followed by cyclic hardening are observed for the virgin specimens while only cyclic softening is exhibited by the pre-hardened specimens. The obtained results show that fatigue life is strongly influenced by the pre-hardening: it seems beneficial under stress control but detrimental under strain control, even in the presence of a compressive mean stress. The results are discussed regarding the cyclic evolution of the elastic modulus as well as the isotropic and kinematic parts of the strain hardening, and strain energy density per cycle, in different configurations: with or without pre-hardening, stress or strain control...

Keywords: 304L; Cyclic loading; Pre-hardening; Cyclic hardening; Cyclic softening; Fatigue; Isotropic hardening; Kinematic hardening

Sommaire

Introduction	10
I Présentation générale, comportement cyclique, et durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques	14
I.1 Présentation générale	14
I.1.1 Qu'est-ce qu'un acier inoxydable austénitique ?	14
I.1.2 Influence de la teneur en ferrite	19
I.1.3 Transformation martensitique des aciers inoxydables austénitiques	20
I.2 Comportement élastoplastique	24
I.2.1 Observations macroscopiques sous sollicitations cycliques uniaxiales	24
I.2.2 Observations macroscopiques sous sollicitations cycliques multiaxiales	32
I.2.3 Caractérisation microscopique de l'écrouissage	41
I.2.4 Modélisation du comportement	48
I.2.4.1 Modélisation phénoménologique	49
I.2.4.2 Modélisation micromécanique	51
I.3 Durée de vie en fatigue	52
I.3.1 Courbe de wöhler et principaux domaines de fatigue	53
I.3.2 Principaux facteurs d'influence sur la tenue en fatigue	54
I.3.2.1 Effet de la température et de l'environnement	54
I.3.2.2 Effet du pré-écrouissage	54
I.3.3 Mécanismes physiques d'endommagement et de rupture par fatigue	56
I.3.4 Critères de fatigue	60
I.3.4.1 Les formulations en contrainte	60
▪ Critère de Sines	60
▪ Critère de Crossland	61
▪ Critère de Dang-Van	62
I.3.4.2 Les formulations en déformation	64
▪ Critère de Manson-Coffin-Basquin	64
▪ Critère de Smith, Watson et Topper	65
I.3.4.3 Formulation en énergie	65
▪ Critère de la densité d'énergie	66
▪ Critère énergétique du LMS	66

Table des matières

I.3.5 Lois de cumul de dommage	67
I.3.5.1 Loi de Miner.....	67
I.3.5.2 Cumul non linéaire de dommage	69
I.3.5.3 Modèle de Taheri	70
1.4 En résumé.....	73
II Méthodologie expérimentale	76
II.1 Les objectifs.....	76
II.2 Le matériau	76
II.2.1 Compositions chimiques des nuances THY et CLI	76
II.2.2 Teneur en ferrite des nuances THY et CLI.....	77
II.2.3 Transformation martensitique des nuances THY et CLI	78
II.3 Présentation du dispositif expérimental	81
II.3.1 Eprouvettes d'essais.....	81
II.3.2 Paramètres mécaniques liés à la géométrie et aux dimensions des éprouvettes	82
▪ Eprouvette de traction-compression	82
▪ Paramètres mécaniques sur une boucle d'hystérésis contrainte-déformation.....	83
▪ Estimation de la densité d'énergie de déformation plastique absorbée par cycle.....	84
II.4 Programme d'essais	86
II.4.1 Procédure de dépouillement.....	86
II.4.2 Essais de fatigue sur matériaux pré-écrouis.....	87
II.5 Conclusion	93
III Résultats et analyses.....	96
III. 1 Effet du pré-écrouissage sur la nuance THY	96
III. 1.1 Essais de référence	96
III. 1.1.1 Essais de référence en déformation imposée (DI)	97
▪ Boucles d'hystérésis	97
▪ Evolution des amplitudes de contrainte.....	98
▪ Evolution des amplitudes de déformation plastique.....	99
III. 1.1.2 Essais de référence en contrainte imposée (CI).....	100
▪ Boucles d'hystérésis	100
▪ Evolution des amplitudes de déformation plastique.....	100
▪ Densité d'énergie absorbée par cycle	101
III. 1.1.3 Synthèse des résultats des essais de référence.....	102
III. 1.2 Pré-écrouissage monotone (PEM)	103
III. 1.2.1 Ecrouissage monotone.....	103

Table des matières

III. 1.2.2 Phase de fatigue en déformation totale imposée.....	104
▪ Boucles d’hystérésis après PEM	104
▪ Evolution de l’amplitude de contrainte après PEM.....	105
▪ Evolution de l’amplitude de déformation plastique après PEM.....	106
▪ Evolution de la contrainte moyenne après PEM	106
▪ Evolution de la densité d’énergie absorbée par cycle après PEM.....	107
III. 1.2.3 Phase de fatigue en contrainte imposée (CI)	108
▪ Boucles d’hystérésis après PEM et densité d’énergie absorbée par cycle.....	108
▪ Amplitude de déformation plastique après PEM.....	109
III. 1.2.4 Synthèse des résultats des essais après PEM.....	109
III. 1.3 Pré-écrouissage cyclique (PEC)	110
III. 1.3.1 Ecrouissage cyclique	110
▪ Boucles d’hystérésis	110
▪ Points d’arrêt du PEC	111
III. 1.3.2 Phase de fatigue en déformation totale imposée après PEC.....	114
▪ Boucles d’hystérésis après PEC	114
▪ Evolution de l’amplitude de contrainte après PEC.....	116
▪ Evolution de l’amplitude de déformation plastique après PEC.....	117
▪ Evolution de la contrainte moyenne après PEC	117
▪ Densité d’énergie absorbée par cycle après PEC	118
III. 1.3.3 Phase de fatigue en contrainte imposée après PEC	118
▪ Boucles d’hystérésis à CI après PEC.....	118
▪ Evolution de l’amplitude de déformation plastique à CI après PEC	119
III. 1.3.4 Synthèse des résultats des essais après PEC.....	119
III. 1.4 Analyses des résultats.....	122
III. 1.4.1 Comportement en fatigue de l’acier 304L THY	122
III.1.4.2 Prépondérance de l’effet du pré-écrouissage sur l’amplitude de déformation plastique et sur la contrainte moyenne.....	125
III.1.4.3 Détermination et évolution du module d’élasticité.....	126
III.1.4.4 Estimation et évolution des écrouissages isotrope et cinématique	129
▪ Ecrouissages isotrope et cinématique du THY vierge.....	130
▪ Ecrouissages isotrope et cinématique du THY pré-écroui	131
III. 2 Etude comparative du comportement et de la durée de vie des nuances THY et CLI	132
III. 2.1 Essais de référence sur THY et CLI.....	133
III. 2.2 Essais de fatigue après pré-écrouissage monotone sur THY et CLI	134

Table des matières

III. 2.3 Essais de fatigue après pré-écrouissage cyclique sur THY et CLI.....	135
III. 2.4 Comparaisons	137
▪ Comparaison des boucles d’hystérésis contrainte-déformation, à mi-durée de vie de CLI et THY.....	137
▪ Comparaison des amplitudes de contrainte de THY et CLI.....	138
▪ Comparaison des amplitudes de déformation plastique de THY et CLI.....	139
▪ Comparaison des contraintes moyennes.....	139
▪ Synthèse des observations macroscopiques sur THY et CLI.....	140
III. 2.5 Analyses des résultats.....	142
▪ Comportements cycliques de THY et CLI	142
▪ Evolution du module d’élasticité (ou module de Young) de THY et CLI	144
▪ Evolution des écrouissages de THY et CLI vierges.....	145
▪ Evolution des écrouissages de THY et CLI après PEC.....	146
▪ Evolution des écrouissages de THY et CLI après PEM.....	147
Conclusion.....	149
Premières investigations sur la durée de vie sous trajets de chargements autres que la traction-compression.....	152
Annexe	155
Références bibliographiques	156

Introduction Générale

Introduction

Grâce à ses excellentes qualités de résistance à la corrosion, sa bonne formabilité, ses bonnes propriétés mécaniques, et son bon rapport qualité prix, l'acier inoxydable austénitique 304L est très utilisé dans l'aéronautique (Salam, Tauqir, & Khan, 1997) et l'industrie nucléaire (Chopra & Gavenda, 1998), (Taheri, 2007 a).

Certains composants coudés des tuyauteries du système de refroidissement du réacteur à l'arrêt (RRA) des centrales nucléaires de la filière REP (Réacteurs à Eau Pressurisée), en acier inoxydable austénitique 304L, subissent de fortes fluctuations thermiques transitoires, dans les zones de mélange eau chaude – eau froide. Ils sont, par conséquent, soumis à des chargements cycliques thermomécaniques, à amplitude variable, qui peuvent provoquer des déformations cycliques dans le domaine plastique.

A ces déformations cycliques peut s'ajouter une contrainte moyenne (ou statique) qui peut être une contrainte résiduelle de fabrication et/ou de service due à la forte pression sur la paroi interne des conduites. Le chargement devient complexe et peut conduire à un endommagement "prématuré" par fatigue.

Plusieurs incidents sont survenus, provoquant des fuites et l'arrêt de certaines centrales nucléaires de la filière REP en France et à l'étranger (Allemagne 1986, USA 1987, Japon 1988...).

En Mai 1998, une fuite a été détectée sur une portion du circuit de refroidissement du réacteur à l'arrêt (RRA) de la centrale nucléaire de type REP à Civaux, en France. D'après (Faïdy, 2002), (Haddar, 2003), (Maillot, 2003), les expertises de cet incident ont mis en évidence une fissure traversante, dans un coude en acier 304L, qui s'est propagée dans la soudure longitudinale extrados, avec des zones de faïençage thermique au voisinage du té de mélange et du coude (figure A-1 en annexe). Une autre fissure de taille importante dans la soudure circonférentielle du té de mélange avec le coude a été constatée.

Suite à cet incident, EDF (Electricité De France) et le constructeur FRAMATOME ont modifié la géométrie (figure A-2 en annexe) et les procédés de fabrication (amélioration de l'état de surface interne, arasage des soudures) du circuit RRA.

Parallèlement, un projet piloté par EDF ayant pour objectif de comprendre cet incident et d'assurer la prévention d'incidents ultérieurs du même type, a été mis en place. Ce projet s'articule autour des trois volets suivants : thermo-hydraulique des zones de mélange, fatigue à grand nombre de cycles des aciers inoxydables austénitiques et spécificités de la fatigue thermique, enfin une partie mécanique qui prend en compte les caractéristiques propres aux zones de mélange (amplitudes, fréquences variables) et la propagation des réseaux de fissures.

De nombreuses études ont été effectuées notamment par Framatome, le CEA (Commissariat à l’Energie Atomique, Saclay), et par des laboratoires universitaires (ENSMP¹, Ecole Centrale de Lille, INSA² de Rouen,...) en relation avec EDF.

(Fissolo, 2001), (Maillot, Fissolo, Degallaix, Marini, & Akamatsu, 2002), (Maillot, 2003), (Taheri, 2007), (Sbitti & Taheri, 2010), ont cherché à comprendre et à modéliser les réseaux de fissures en fatigue thermique. (Haddar, 2003) a procédé à une comparaison du comportement et de l’endommagement de l’acier 304L en fatigue isotherme et en fatigue thermo-mécanique. (Doquet & Taheri, 2001) se sont intéressés au cumul de dommage avec prise en compte des effets mémoire de l’histoire du chargement sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques. (Amiable, Chapuliot, Constantinescu, & Fissolo, 2006) ont évalué des méthodes de prévision de durée de vie en fatigue thermique.

Les travaux de la présente thèse s’inscrivent dans le cadre d’une collaboration avec EDF. On s’intéresse particulièrement aux effets du pré-écrouissage sur le comportement cyclique et la durée de vie du matériau en relation avec les observations faites ci-dessus. Le pré-écrouissage peut être induit par les moyens de mise en œuvre du matériau (laminage, étirage, usinage, ...), par des surcharges ou chocs thermiques en service. Les fluctuations thermiques peuvent provoquer des gradients de contrainte par contractions ou dilatations empêchées, entre l’extérieur « froid » et l’intérieur « chaud » des coudes de la zone de mélange de la tuyauterie.

Notre travail comporte trois chapitres et une synthèse des travaux réalisés en perspective d’un travail futur.

Le premier chapitre rapporte les principales données existant dans la littérature, sur les propriétés et les caractéristiques, le comportement cyclique, et la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques. Dans la première partie de ce chapitre, nous commençons par examiner l’influence des éléments d’addition contenus dans ces aciers avant de préciser les influences respectives de la ferrite et de la martensite sur leur durée de vie. La deuxième partie de ce chapitre décrit les phénomènes macroscopiques (effet Bauschinger, durcissement/adoucissement, effet mémoire, rochet, surécrouissage...) caractéristiques du comportement cyclique des aciers inoxydables austénitiques sous chargements uniaxiaux ou multiaxiaux. La troisième partie de ce premier chapitre analyse la plasticité d’un point de vue micromécanique et microstructurale. Enfin la quatrième partie de ce chapitre rappelle brièvement les mécanismes d’endommagement par fatigue avant de présenter quelques méthodes de prévision de durées de vie des aciers inoxydables.

¹ Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris

² Institut National des Sciences Appliquées

Le second chapitre détaille les objectifs et la méthodologie de réalisation des essais que nous avons définis afin d'étudier les effets du pré-écrouissage monotone ou cyclique sur le comportement cyclique et la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique 304L.

Le troisième chapitre est consacré à la présentation et à l'analyse des résultats obtenus. Dans la première partie de ce chapitre nous nous intéressons à une nuance particulière de l'acier 304L (la nuance THYSSEN, THY). Les résultats des essais de référence (sans pré-écrouissage) sont comparés à ceux issus des essais avec pré-écrouissage monotone ou cyclique. Les évolutions du module d'élasticité, ainsi que celles des contraintes internes (back stress) et des contraintes effectives (effective stress), au cours des différents chargements sont ensuite analysées. Dans la deuxième partie nous procédons à une étude comparative des résultats obtenus sur la nuance THY avec ceux d'une deuxième nuance de l'acier 304L, à savoir, la nuance Creusot Loire Industrie (CLI).

Enfin nous présentons les premiers résultats des essais de torsion sur THY, dans la perspective d'un travail futur qui s'intéresse au comportement et à la durée de vie de cet acier vis-à-vis de trajets de chargements autres que ceux de traction-compression.

CHAPITRE I

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I Présentation générale, comportement cyclique, et durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques

I.1 Présentation générale

I.1.1 Qu'est-ce qu'un acier inoxydable austénitique ?

L'inoxidabilité de certains aciers est due à la formation d'une couche d'oxyde de chrome protectrice à la surface de l'alliage métallique, appelée couche de passivation. La formation de cette couche de passivation nécessite une teneur en chrome de l'alliage au moins égale à 12%.

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages de fer et de carbone qui contiennent, en général, de 0,02% à 0,1% de carbone, 17 à 20% de chrome, 7 à 25% de nickel, 2 à 5% de molybdène et d'autres éléments d'addition comme le cuivre, le silicium, le titane, le niobium ... (Cunat, 2000). Les éléments d'addition permettent d'améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques du matériau. Depuis quelques décennies, le nickel coûteux, est progressivement remplacé par l'azote grâce à des procédés d'élaboration qui améliore sa solubilité dans l'acier liquide (Lacombe, Baroux, & Béranger, 1990).

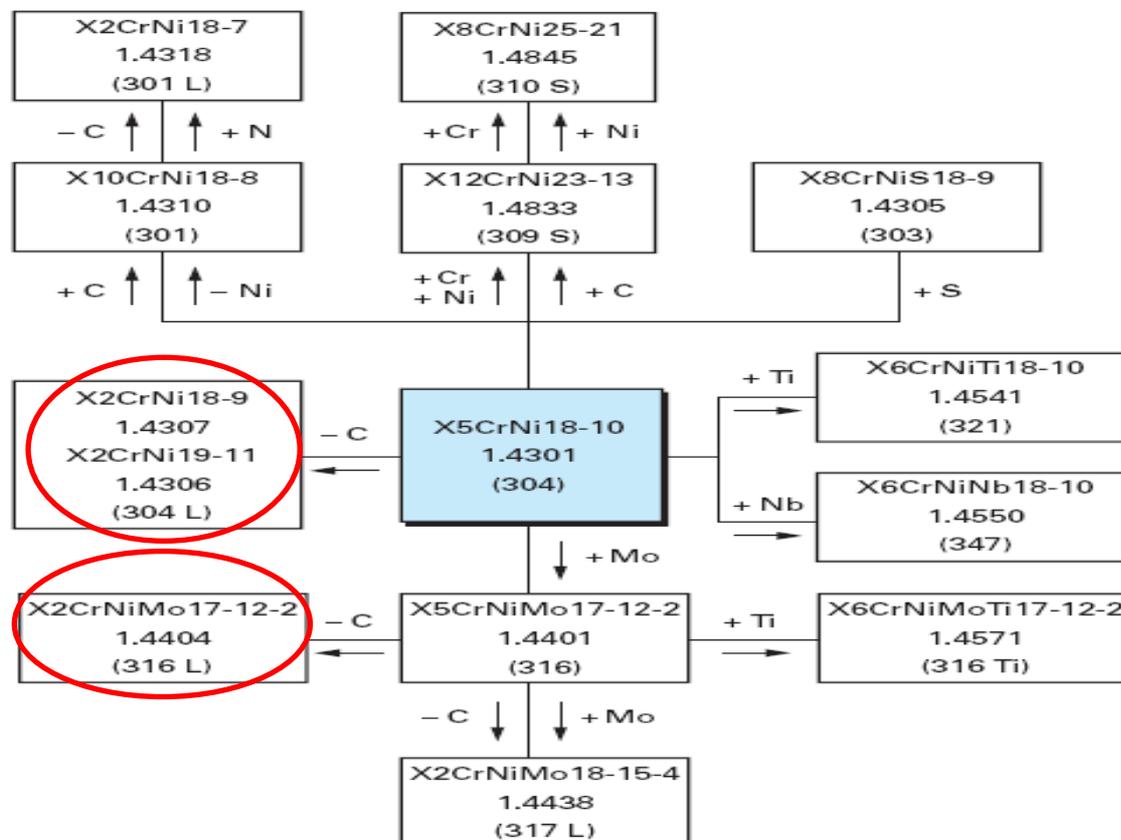


Figure I-1 : Aciers inoxydables austénitiques dérivés de la nuance de base 304 (Cunat, 2000)

La structure cristallographique des aciers inoxydables est de type cubique à faces centrées. Cette structure leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelles qu'elles peuvent conserver à de très basses températures jusqu'à - 200°C (Michel Colombié et coll., 2000).

Les aciers inoxydables austénitiques sont très utilisés dans les domaines industriels (alimentaire, ménager, médical, automobile, aéronautique, nucléaire), et le bâtiment.

La nuance 304 (X5CrNi18-10 ou 1.4301)* est la plus répandue des aciers inoxydables austénitiques. La figure I-1 présente les nuances dérivées de la nuance de base 304. Deux parmi elles, nous intéressent particulièrement, il s'agit des nuances 304L et 316L qui ont fait l'objet de nombreuses publications ayant servi de base à notre bibliographie. Les compositions chimiques similaires de ces deux aciers présentent néanmoins, les différences fondamentales suivantes (figure I-1) :

- l'acier 316L contient 2% de molybdène alors que l'acier 304L n'en contient pas. Le molybdène améliore la résistance à la corrosion, en particulier en présence de certains acides.
- la teneur en nickel de l'acier 316L ($\approx 12\%$) est plus élevée que celle de l'acier 304L ($\approx 9\%$). Le nickel améliore la formabilité de l'acier.

L'acier 316L présente une meilleure résistance à la corrosion et une meilleure aptitude à la mise en œuvre au cours des procédés de fabrication. Toutefois, en fonction des besoins, l'acier 304L, peut présenter un meilleur rapport qualité-prix.

Les éléments d'addition contenus dans les aciers inoxydables sont classés en deux grandes familles : les éléments alphagènes et les éléments gammagènes.

- Le chrome est alphagène. Un accroissement de la teneur massique en chrome favorise la formation et la stabilité de la ferrite δ au détriment de l'austénite γ (figure I-2a). Le molybdène, le titane, le silicium, et le niobium sont aussi alphagènes.
- Le nickel, gammagène, élargit le domaine de l'austénite γ (figure I-2b) au détriment de la ferrite et facilite la mise en œuvre des aciers inoxydables par déformation plastique. Le manganèse, le carbone, et l'azote sont aussi gammagènes.

* 304 est la désignation AISI, la désignation selon la norme AFNOR EN 10027 et le Code numérique correspondant selon la norme EN 10088 sont donnés entre parenthèses.

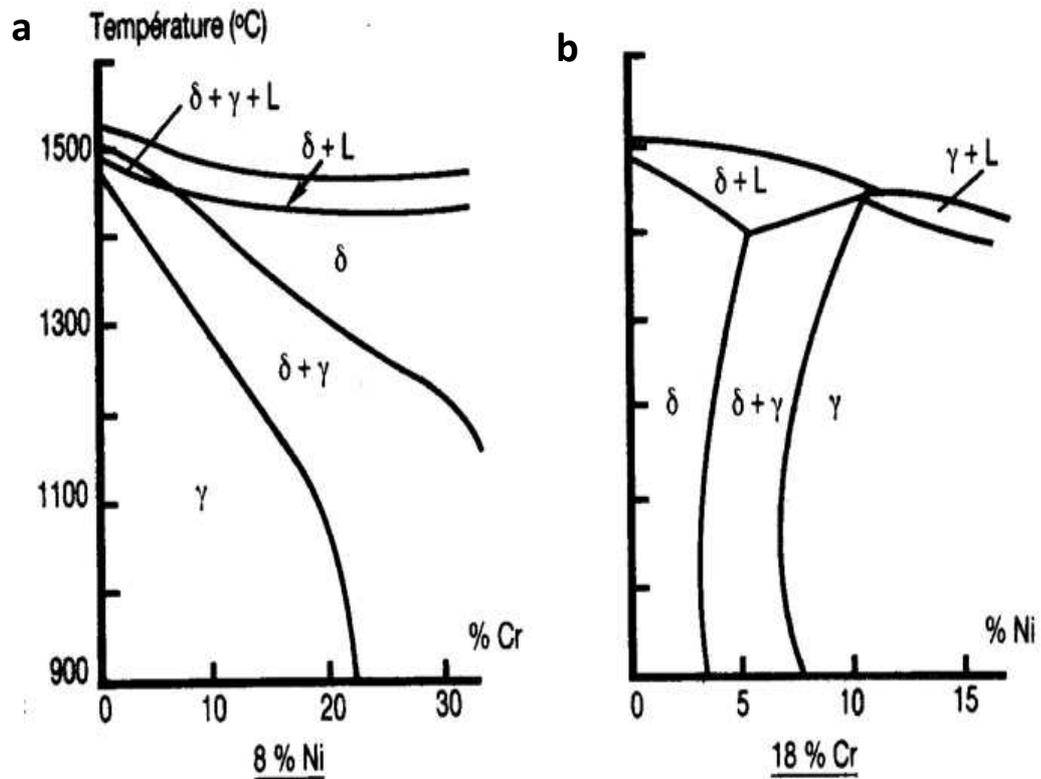


Figure I-2 : Coupes à concentration définie du diagramme d'équilibre à haute température des alliages ternaires Fe-Cr-Ni : (a) mise en évidence des caractères alphas du chrome, (b) gammagène du nickel (Bavay , 1990)

Rappelons qu'à basse température et jusqu'à 910°C la structure du fer est cubique centrée (ferrite α). A partir de 910°C la structure du fer est cubique à faces centrées (fer γ ou austénite) puis une nouvelle transformation se produit à partir de 1400°C pour donner du fer δ dont la structure est cubique centrée.

En attribuant un coefficient d'équivalence[‡] avec le chrome ou le nickel à chaque élément d'addition, en fonction de son pouvoir alphas, ou gammagène, on peut caractériser globalement, un acier inoxydable par ses équivalents chrome [Cr eq] et nickel [Ni eq].

Les formules proposées par (Lacombe, Baroux, & Béranger, 1990) sont les suivantes :

$$[\text{Cr eq}] = [\% \text{Cr}] + 2 [\% \text{Si}] + 1.5 [\% \text{Mo}] + 5.5 [\% \text{Al}] + 1.75 [\% \text{Nb}] + 1.5 [\% \text{Ti}] + 0.75 [\% \text{W}] \quad (\text{I-1})$$

$$[\text{Ni eq}] = [\% \text{Ni}] + [\% \text{Co}] + 0.5 [\% \text{Mn}] + 30 [\% \text{C}] + 0.3 [\% \text{Cu}] + 25 [\% \text{N}] \quad (\text{I-2})$$

[‡] Le coefficient 1 est attribué arbitrairement au chrome et au nickel

En portant le point représentatif des équivalents chrome et nickel sur le diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni de la figure I-3, on peut estimer la structure d'un acier inoxydable à 1000°C. On remarque qu'à cette température, à partir d'une structure purement austénitique, une augmentation de la teneur en chrome conduit à une structure austéno-ferritique, puis une augmentation de la teneur en nickel permet de retrouver une structure austénitique.

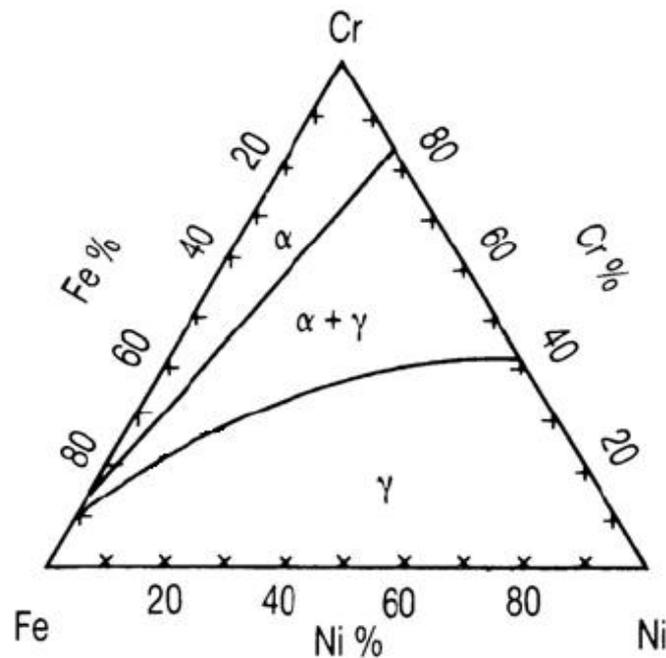


Figure I-3 : Coupe isotherme d'un diagramme d'équilibre ternaire fer chrome nickel d'un acier inoxydable à 1000°C, influence des teneurs en chrome et nickel (Desestret & Charles, 1990)

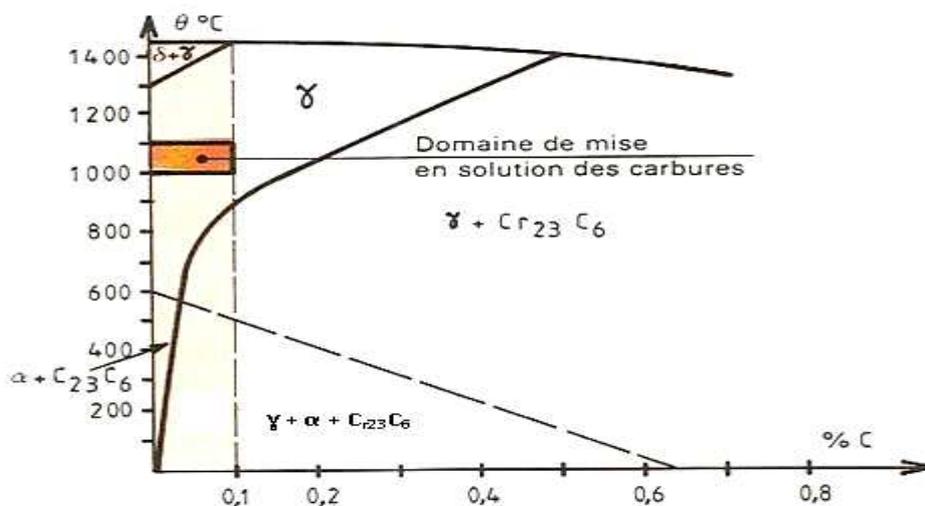


Figure I-4 : Constitution d'un acier inoxydable austénitique à l'équilibre (Barralis & Maeder, 1993)

La figure I-4 est une représentation simplifiée de la constitution des aciers inoxydables austénitiques à 18% de chrome et 9% de Nickel. A la température ambiante l'état d'équilibre n'est pas de l'austénite, mais une structure triphasée composée d'austénite γ , de ferrite α , et de carbure de chrome $Cr_{23}C_6$.

Un refroidissement rapide à l'eau, à partir d'une température située entre 1000°C et 1200°C, permet de maintenir à l'ambiante une structure austénitique métastable (figure I-5).

D'après (Rho, Hong, & Nam, 2000), lorsque la solidification de l'acier 304L se fait hors équilibre, la ferrite résiduelle δ persiste dans l'austénite métastable, et apparaît sous forme de bandes de "bambou" parallèles à la direction de laminage de l'acier 304L (figure I-6 a).

La teneur réelle en ferrite dans un acier inoxydable austénitique dépend de sa composition chimique, de sa vitesse de solidification ou de refroidissement à l'état solide, et des traitements thermiques appliqués.

Un traitement d'hypertrempe consistant à maintenir l'acier 304L à 1050°C pendant 1h suivi d'un refroidissement rapide à l'eau permet de réduire considérablement la teneur en ferrite résiduelle. Ce traitement permet de réduire la teneur en ferrite de 0,99% à 0,23% dans un acier 304L laminé (figures I-6 a et b).

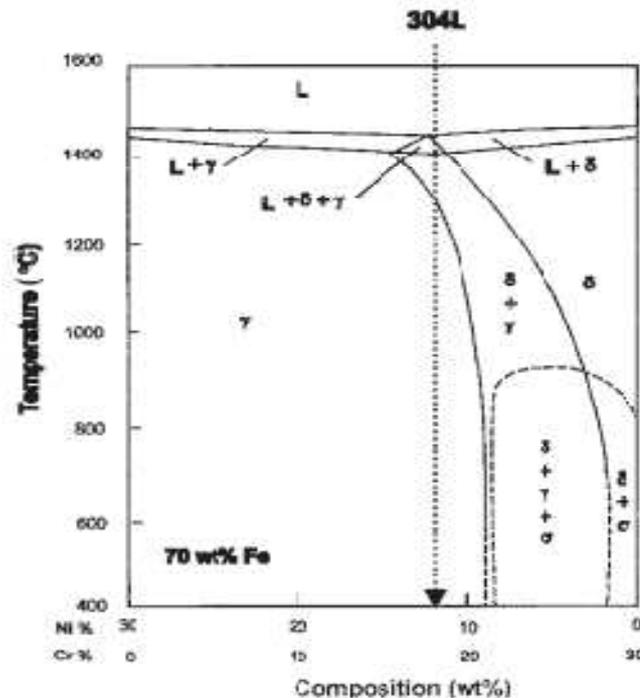


Figure I-5 : Structure d'un acier 304L (Rho, Hong, & Nam, 2000)

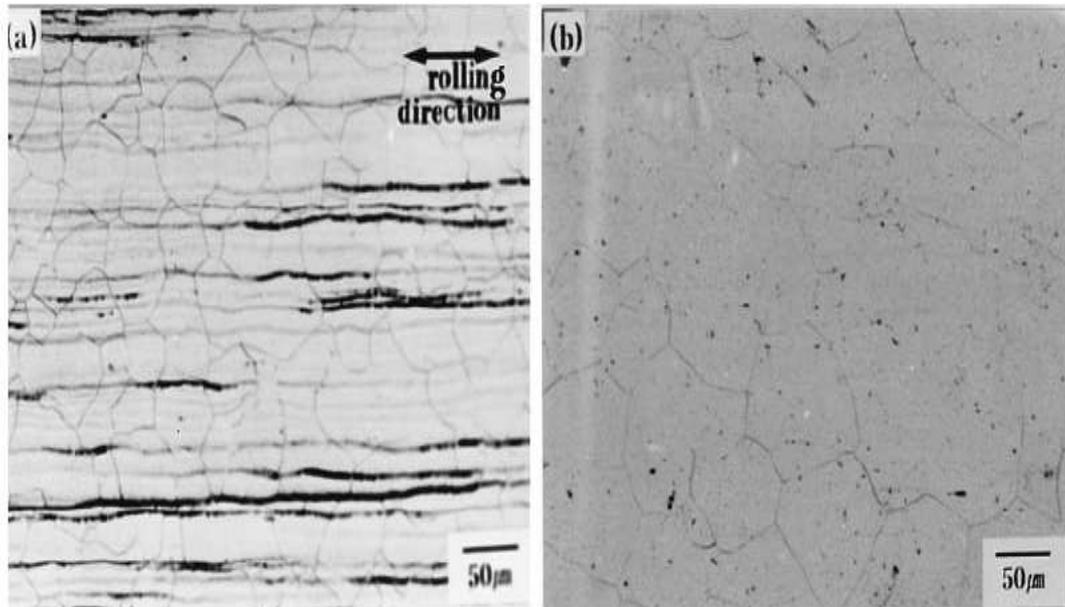


Figure I-6 : Microstructures d'un acier 304L (a) brut de laminage il y a 0,99% de ferrite δ (b) après hypertrempe, il ne reste que 0,23% de ferrite δ (Rho, Hong, & Nam, 1998)

1.1.2 Influence de la teneur en ferrite

La ferrite résiduelle améliore la soudabilité du matériau mais elle influence fortement la durée de vie en fatigue. A partir des essais de fatigue oligocyclique réalisés sur l'acier 304L, en déformation totale imposée d'amplitude 2% à hautes températures 300°C et 600°C, (Rho, Hong, & Nam, 1998), (Rho, Hong, & Nam, 2000) ont fait les conclusions suivantes :

- La ferrite δ favorise l'existence de sites d'amorçage de fissure aux interfaces ferrite δ /matrice austénitique à cause des incompatibilités de déformation entre ces deux phases. Ces incompatibilités de déformation sont induites par des accumulations de dislocations aux interfaces ferrite/austénite qui créent des concentrations de contrainte. Par conséquent plus la teneur en ferrite de l'acier 304L est élevée, plus le nombre de sites d'amorçage de fissures est élevé et plus la durée de vie en fatigue du matériau est faible.
- La durée de vie en fatigue de l'acier 304L dépend de l'orientation des fibres de ferrite par rapport à la direction du chargement. Pour une même quantité de ferrite, une orientation des fibres perpendiculaire à la direction du chargement favorise l'amorçage de fissures de fatigue à l'interface ferrite δ /matrice et réduit la durée de vie du matériau jusqu'à 50% (figure I-7). Ceci est à comparer au cas où les fibres de ferrite sont orientées parallèlement à la direction du chargement et où l'amorçage de fissures de fatigue est moins favorisé.

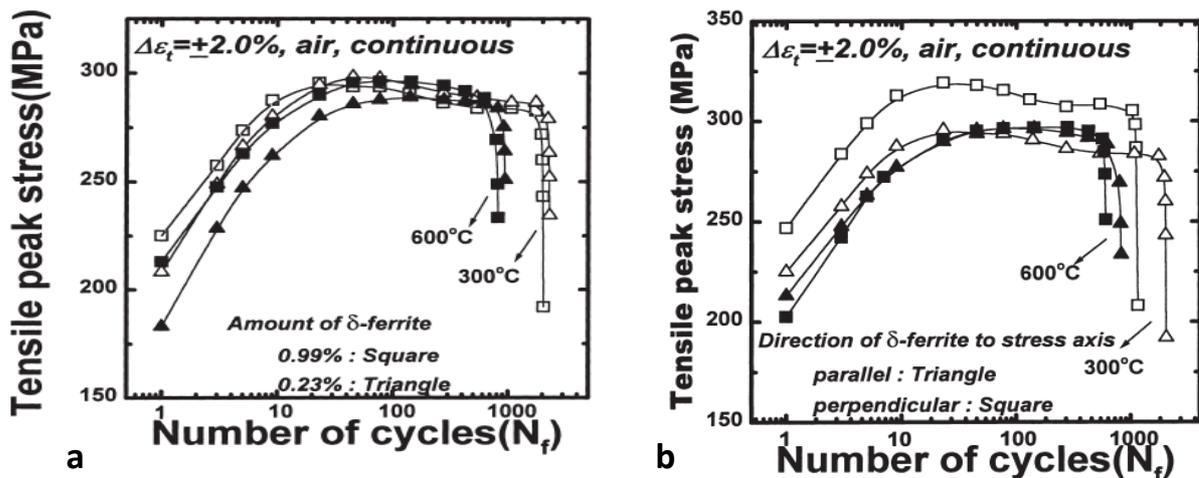


Figure I- 7 : Evolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles (a) influence de la teneur en ferrite (b) influence de la direction des fibres de ferrite par rapport à la direction du chargement d'un acier 304L soumis à des cycles de traction-compression à $\pm 2\%$, à 300°C et 600°C (Rho, Hong, & Nam, 2000)

Par ailleurs (Maillot, 2003) a montré dans ses travaux de thèse que la ferrite résiduelle influence la distribution et la taille des grains d'austénite. En général, on admet que la distribution des grains d'austénite suit une loi log-normale. Cette loi n'est plus vérifiée en présence d'îlots de ferrite dans l'austénite.

1.1.3 Transformation martensitique des aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques ont une structure métastable à température ambiante et peuvent subir une transformation martensitique.

La martensite est une phase obtenue à partir de l'austénite par transformation displacive sans diffusion. Au cours de la transformation martensitique les atomes de fer se déplacent d'une petite distance, inférieure à la distance interatomique, vers des positions voisines de cristallographie plus stables à basse température, sans changement de la composition chimique initiale.

La transformation martensitique de l'austénite peut se faire par refroidissement ou par déformation plastique. La martensite rend difficile la déformation plastique du matériau et influence sa mise en œuvre à froid (emboutissage, formage).

- **Principales morphologies de la martensite**

On distingue deux phases martensitiques : la martensite α' , de structure cubique centrée ou légèrement quadratique, qui peut être obtenue après la trempe des alliages Fe-C ou Fe-N ; et la martensite ϵ de structure hexagonale compacte qui peut se présenter dans les alliages fortement alliés comme les aciers austénitiques.

La martensite α' existe sous forme de plaquettes ou sous forme de lattes. La martensite en plaquettes ou martensite lenticulaire a une forme aplatie ; chaque plaquette est constituée de fines macles (figure I - 8a).

La martensite en lattes est aussi appelée martensite massive. Chaque latte est constituée d'aiguilles grossièrement parallèles. Les lattes contiennent une forte densité de dislocations, leur croissance est stoppée par les plans de joints des grains d'austénite (figure I - 8b).

La martensite ϵ se présente sous forme de bandes parallèles (figure I-9). Elle est reliée à la formation de défauts d'empilement et aux maclages⁵ répétés (Duand-Charre, 2003).

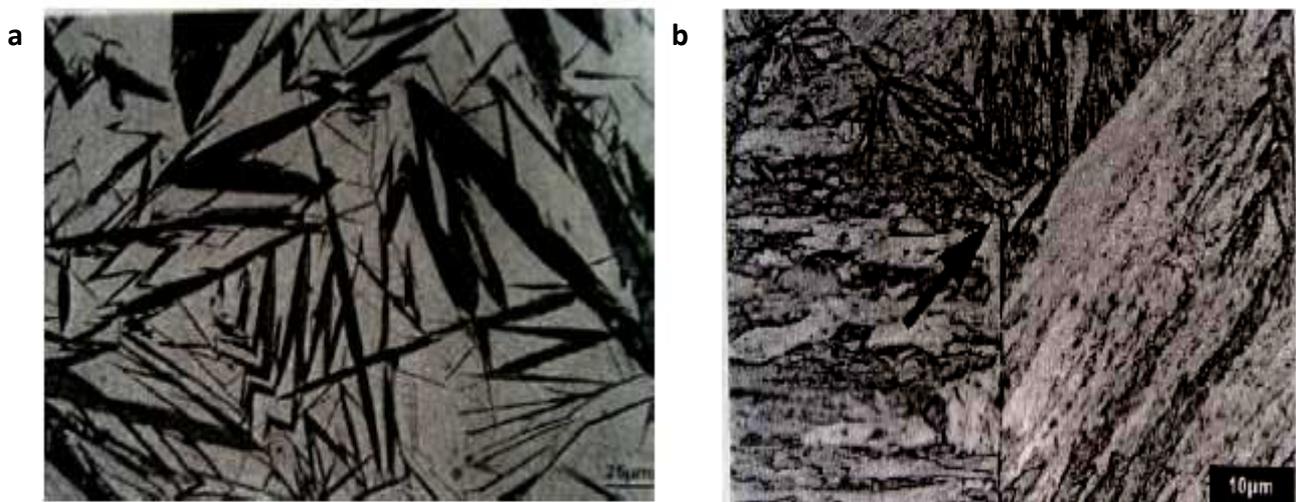


Figure I-8 Morphologie de la martensite α' : (a) martensite en plaquettes ou martensite lenticulaire d'après (Duand-Charre, 2003) (b) martensite en lattes (Murry, 1998)

⁵ Une macle est un glissement symétrique par rapport à un plan cristallographique particulier. Le maillage est plutôt caractéristique des déformations aux températures ambiantes et moyennes. (Lemaitre & Chaboche, 2004).

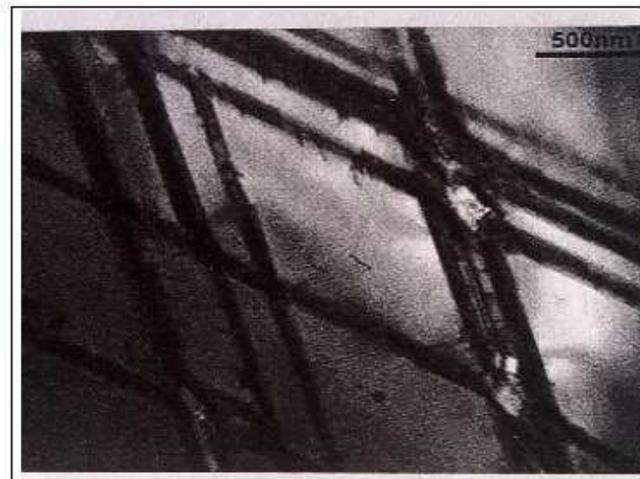


Figure I-9 : Formation de la martensite ϵ dans les bandes de glissements et formation de la martensite α' (zones claires) aux intersections des bandes de glissements dans un acier 304L (Duand-Charre, 2003)

- **Transformation martensitique de l'austénite par refroidissement**

Un chauffage préalable permet de maintenir l'acier dans le domaine de la phase austénitique puis l'on procède à un refroidissement rapide jusqu'à une température finale en dessous de la température M_s (Martensite start) mais au dessus de M_f (Martensite finish). Le critère M_s est utilisé pour caractériser la transformation de l'austénite en martensite par refroidissement. Ce critère dépend de la composition chimique de l'acier et peut être évalué par la formule de Pickering (Cunat, 2000) :

$$M_s = 502 - 810 (\% C) - 1230 (\% N) - 13 (\% Mn) - 30 (\% Ni) - 12 (\% Cr) - 54 (\% Cu) - 46 (\% Mo) \quad (I-3)$$

Avec M_s en °C.

- **Transformation martensitique de l'austénite par déformation**

La transformation de l'austénite en martensite par déformation plastique, se produit dans les aciers inoxydables austénitiques pour lesquels l'énergie de faute d'empilement est faible, il se forme de la martensite α' de structure cubique centrée, et/ou formation de martensite ϵ de structure hexagonale compacte (Duand-Charre, 2003). Cette transformation se fait suivant l'un des trois schémas suivants : $\gamma \rightarrow \alpha'$; $\gamma \rightarrow \epsilon$; ou $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$.

Dans ce dernier cas, la martensite ϵ (amagnétique) apparaît dans les bandes de glissement, puis à partir d'un écrouissage suffisant, la martensite α' se forme à l'intersection de deux bandes de glissement (figure I-9).

La transformation martensitique de l'austénite par déformation est souvent caractérisée par un critère de température Md_{30} : température pour laquelle une déformation vraie de 30% provoque la formation de 50% de martensite en volume. D'après Angel cité par (Cunat, 2000) la température Md_{30} peut être estimée par la formule suivante :

$$Md_{30} = 413 - 462 (\% C + \% N) - 9,2 (\% Si) - 8,1 (\% Mn) - 13,7 (\% Cr) - 9,5 (\% Ni) - 18,5 (\% Mo) \quad (I-4)$$

Avec Md_{30} en °C.

D'après (Krupp, Christ, Lezu, Maier, & Teteruk, 2001) le volume de martensite formée dépend de l'amplitude de la déformation plastique, de la température, de la taille des grains et de la composition chimique du matériau.

Pour l'acier 301, une amplitude de déformation critique de 0,33% environ est nécessaire pour obtenir de la martensite (figure I-10a). D'après (Mészáros & Prohászka, 2005) la martensite α' ne se forme de façon significative qu'à partir de 20% de déformation plastique, et persiste jusqu'à rupture, au cours d'un essai de traction monotone sur l'acier 304L (Figure I-10b).

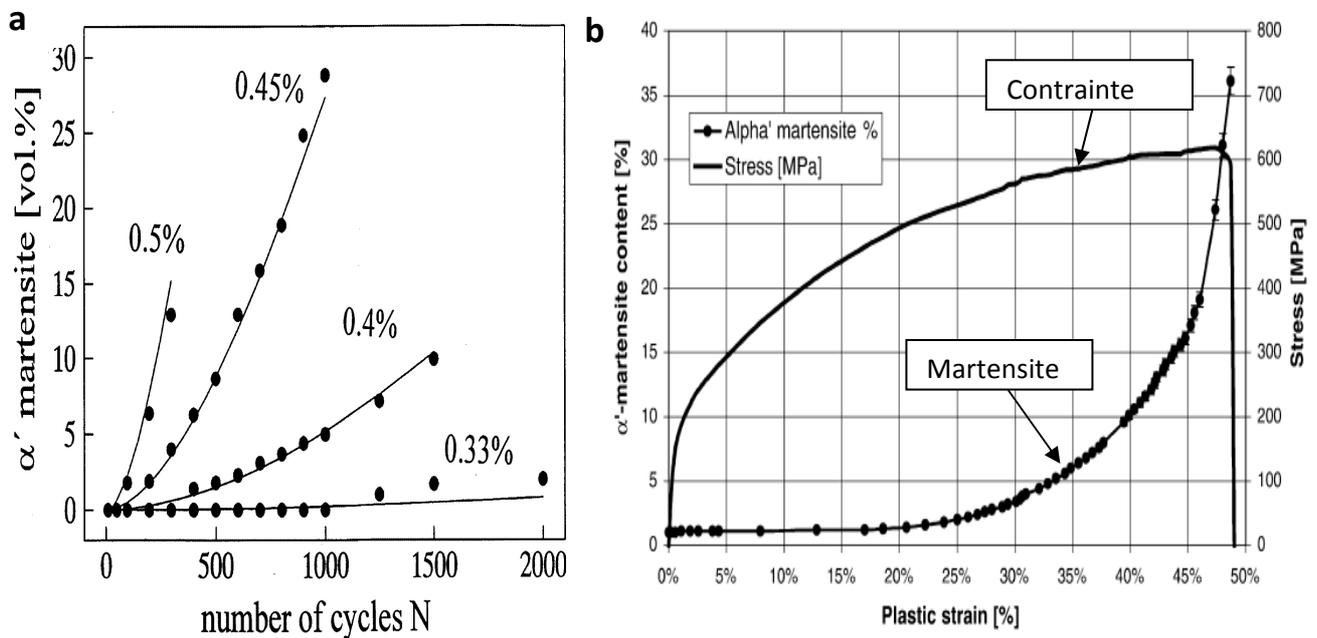


Figure I-10 : Evolutions de la transformation martensitique (a) chargement cyclique d'un acier 301 (Krupp, Christ, Lezu, Maier, & Teteruk, 2001) (b) chargement monotone d'un acier 304 (Mészáros & Prohászka, 2005)

I.2 Comportement élastoplastique

Dans cette partie, nous rapportons les résultats caractéristiques du comportement des aciers inoxydables austénitiques 304L et 316L sous de faibles amplitudes de chargement. Les composants métalliques des structures mécaniques sont souvent soumis à des sollicitations cycliques qui peuvent conduire à leur endommagement par fatigue. En général, l'évolution du comportement d'une pièce mécanique passe par un état stable avant la rupture par endommagement.

L'amélioration du comportement du matériau passe par la compréhension des phénomènes physiques qui opèrent tout au long de sa durée de vie. Le comportement cyclique des métaux peut être caractérisé par des essais en contrainte imposée, en déformation totale imposée ou en déformation plastique imposée. Ce dernier mode de pilotage nécessite l'utilisation d'un asservissement complexe. Les observations macroscopiques du comportement du matériau se font sous sollicitations uniaxiales ou multiaxiales.

1.2.1 Observations macroscopiques sous sollicitations cycliques uniaxiales

Les essais sont réalisés sur des éprouvettes ou éléments de volume** représentatifs du matériau. La géométrie de ces éprouvettes présente une zone utile suffisamment grande pour que les champs de sollicitations mécaniques et thermiques y soient uniformes. Le chargement appliqué aux éprouvettes est constitué de cycles de traction-compression réalisés entre deux valeurs de contrainte ou deux valeurs de déformation, en contrôlant respectivement la charge appliquée ou la consigne de déplacement. Les essais uniaxiaux ont permis de mettre en évidence les principaux phénomènes suivants :

Effet Bauschinger : ce phénomène mis en évidence par Bauschinger (Bauschinger, 1881), est une manifestation simple de l'anisotropie engendrée par les déformations permanentes au sein du matériau (Lemaitre & Chaboche, 2004, p. 20). D'après Lemaitre et Chaboche, les déformations permanentes sont hétérogènes d'un cristal à l'autre mais leur compatibilité aux joints de grains est assurée par des microdéformations élastiques qui engendrent des microcontraintes résiduelles autoéquilibrées. Ce sont ces microcontraintes qui sollicitent les cristaux à l'état neutre de différentes manières suivant différentes directions et engendrent une anisotropie du matériau.

** Par élément de volume au sens de la mécanique des solides, il faut entendre : un volume suffisamment important par rapport aux hétérogénéités de la matière pour qu'il soit représentatif du matériau et suffisamment petit pour que les dérivées partielles des équations de la mécanique des milieux continus aient un sens.

L'effet Bauschinger se traduit par une décroissance de la valeur absolue de la limite d'élasticité en compression après un chargement en traction : le matériau se plastifie sous une contrainte plus faible lorsque le sens de la sollicitation est inversé suite à une prédéformation plastique en traction ou en compression (figure I-11). L'effet Bauschinger induit un déplacement du centre du domaine élastique correspondant ainsi à un écrouissage cinématique du matériau.

De nombreux paramètres ont été définis en contrainte, en déformation, ou en énergie pour quantifier ce phénomène (Caceres, Griffiths, & Reiner, 1996), (Choteau, Quaegebeur, & Degallaix, 2005), (Jordon, Horstemeyer, Solanki, & Xue, 2007) (Xiang & Vlassak, 2005). Une modélisation de l'effet Bauschinger basée sur les variables d'écrouissage cinématique et isotrope a été utilisée par (Mollica, Rajagopal, & Srinivasa, 2001), (Choteau, Quaegebeur, & Degallaix, 2005) pour les matériaux ductiles comme l'acier 316L. D'autres modèles plus complexes existent. Ils tiennent compte non seulement de l'état des variables internes mais aussi de l'état du dommage du matériau (Horstemeyer, 1999), (Jordon, Horstemeyer, Solanki & Xue, 2007).

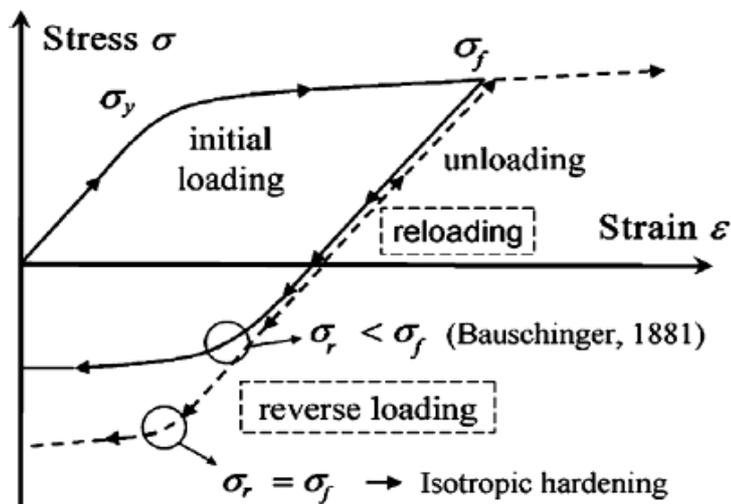


Figure I- 11 : mise en évidence de l'effet Bauschinger (Xiang & Vlassak, 2005)

- **Durcissement et adoucissement cycliques** : on parle de durcissement cyclique du matériau lorsque :
 - l'amplitude de contrainte croît avec le nombre de cycles au cours d'un essai en déformation imposée,
 - l'amplitude de déformation décroît cycle après cycle au cours d'un essai en contrainte imposée.

Le matériau s'adoucit, lorsque :

- l'amplitude de contrainte décroît cycle après cycle au cours d'un essai en déformation imposée,
- l'amplitude de déformation croît avec le nombre de cycles au cours d'un essai en contrainte imposée.

Les résultats d'une série d'essais de traction-compression symétriques réalisés à la température ambiante en déformation imposée (Jiang & Kurath, 1997a) sur l'acier 304 permettent de constater que ce matériau manifeste (figure I-12) :

- un durcissement cyclique pour des amplitudes de déformation supérieures à 1%,
- un adoucissement cyclique pour des amplitudes de déformation inférieures ou égales à 0,28%,
- un durcissement cyclique rapide suivi d'une stabilisation de l'amplitude de contrainte jusqu'à rupture, à une amplitude de déformation imposée de 0,6%.

Dans une gamme d'amplitudes de déformation imposée de 0,35% à 1%, Lim, Hong et Lee, ont observé sur l'acier 316L, un durcissement cyclique initial rapide, puis une stabilisation de l'amplitude de contrainte suivie d'un durcissement cyclique secondaire jusqu'à la rupture (Lim, Hong, & Lee, 2005) (figure I-13).

On peut conclure, comme Jiang et Zhang dans un retour d'expérience (Jiang & Zhang, 2008) que *le durcissement et l'adoucissement cycliques dépendent non seulement du matériau mais aussi de l'amplitude du chargement qu'on lui impose* (Jiang & Zhang, 2008).

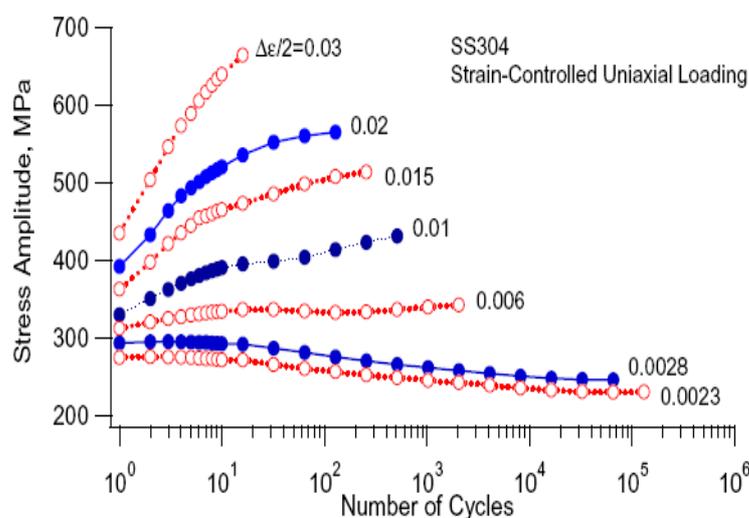


Figure I-12 : Evolutions de l'amplitude de contrainte d'un acier 304 en fonction du nombre de cycles et en fonction de l'amplitude de déformation imposée (Jiang & Kurath, 1997a)

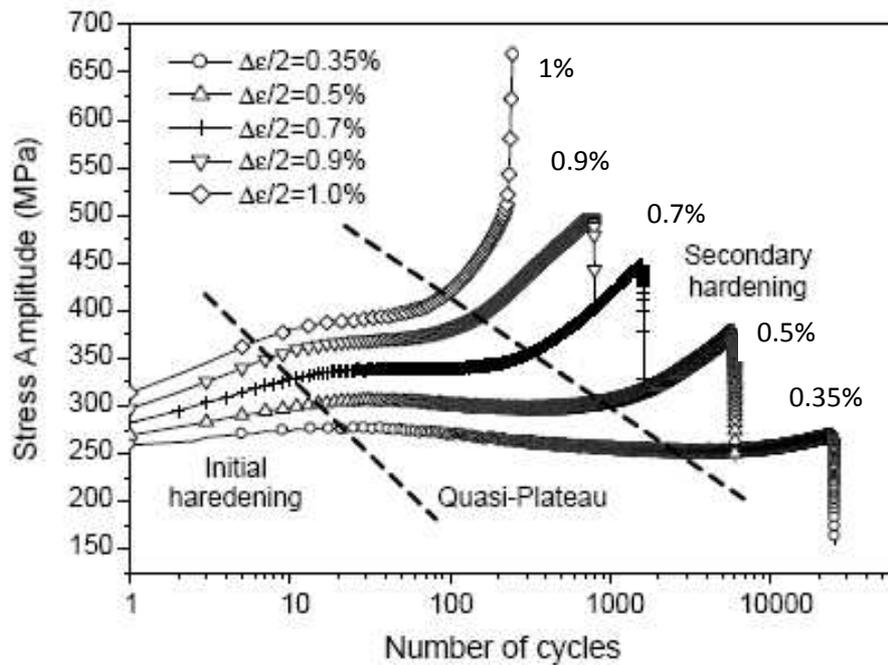


Figure I- 13 : Evolutions de l'amplitude de contrainte d'un acier 316L en fonction du nombre de cycles et de l'amplitude de déformation imposée (Lim, Hong, & Lee, 2005)

- **Histoire du chargement et effet mémoire**

L'effet mémoire est illustré sur la figure I-14 par le fait que le niveau d'érouissage cyclique atteint au cours de la troisième phase du chargement, après application d'une première phase à $\pm 0,235\%$ qui stabilise à 130000 cycles suivie d'une deuxième phase de 10 cycles à $\pm 1,5\%$, est supérieur à celui atteint juste après la première phase.

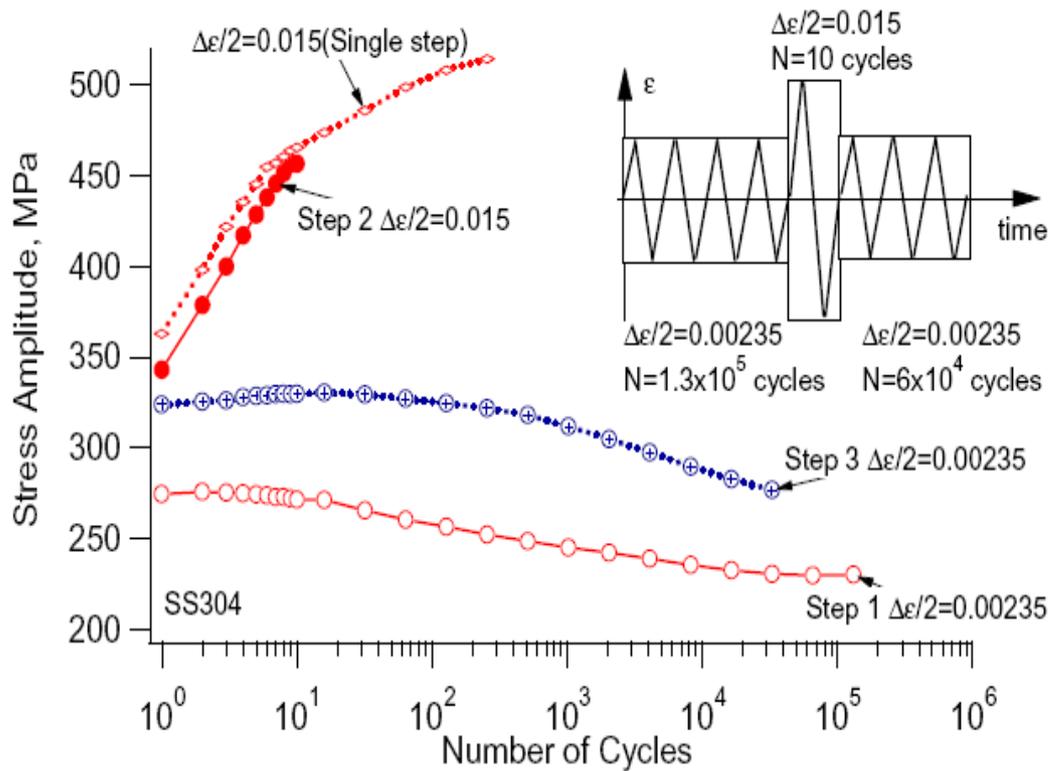


Figure I-14 : Evolutions de l'amplitude de contrainte d'un acier 304 en fonction du nombre de cycles au cours de chaque étape d'un chargement séquentiel (Jiang & Kurath, 1997a)

Rapportant cet essai dans un retour d'expérience, Jiang et Zhang (Jiang & Zhang, 2008) ont conclu que le durcissement et l'adoucissement cycliques sont des propriétés "persistantes" mais non isotropes du matériau. En effet un durcissement suivi d'un adoucissement cyclique se manifestent au cours des phases suivantes, malgré la stabilisation du comportement du matériau intervenu à la fin de la première phase, qui aurait dû persister jusqu'à rupture s'il y avait isotropie.

Par ailleurs, sur la même figure I-14, un effet de l'histoire du chargement est mis en évidence par la différence entre les réponses en contrainte sous une amplitude de 1,5% avec ou sans précharge de 0,235% : la réponse sans précharge est légèrement supérieure à celle avec précharge. On peut penser que ce dernier constat est dû à l'application préalable des cycles d'amplitude 0,235%, inférieure à 1,5%.

- **Le rochet uniaxial**

Lorsque le chargement en contrainte imposée n'est pas symétrique, il peut y avoir accommodation ou le plus souvent effet de rochet (Lemaitre & Chaboche, 2004, p. 114).

Le rochet se traduit par un accroissement progressif de la déformation plastique cycle après cycle provoquant la ruine de la structure en un nombre de cycles relativement faible. Le phénomène du rochet a été observé dans l'acier 304L (figure I-15a et I-15b) par Taleb (Taleb & Hauet, 2009) au cours d'un essai réalisé en contrainte imposée non symétrique par des cycles de traction-compression entre -150 MPa et 250 MPa.

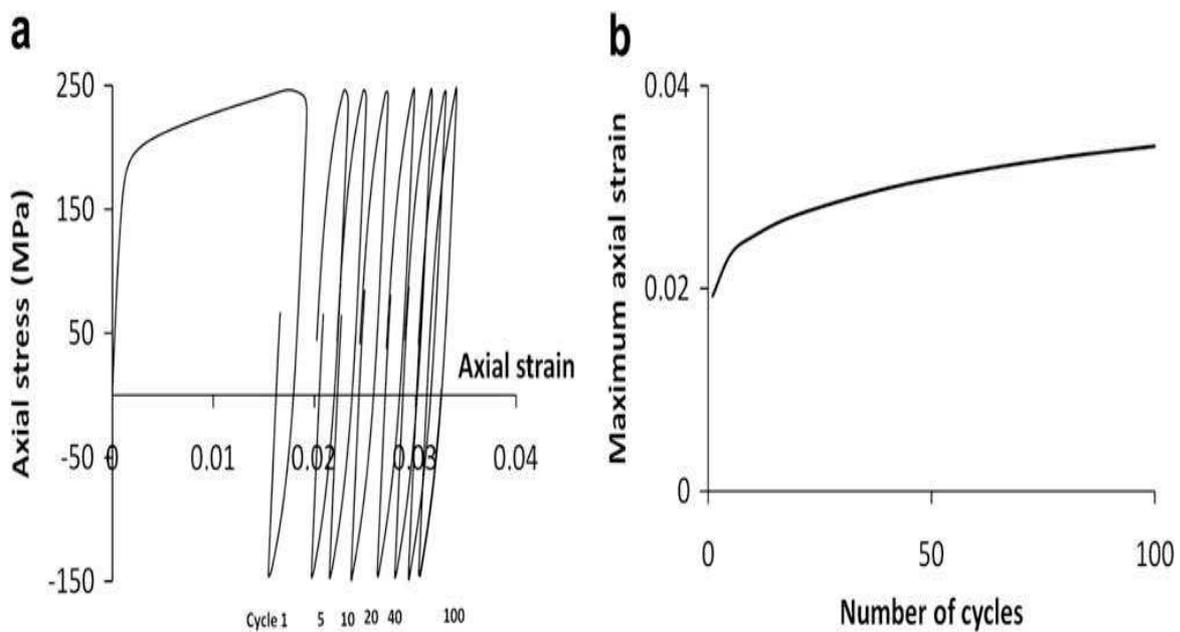


Figure I-15 : rochet uniaxial sur un acier 304 : (a) boucles contrainte-déformation (b) Déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycles (Taleb & Hauet, 2009)

La déformation axiale maximale atteint 3,41% après 100 cycles ; plus de la moitié de cette valeur est obtenue après le premier cycle. D'après (Taleb & Hauet, 2009), les formes arrondies aux extrémités positives de la première boucle contrainte-déformation (figure I-15a) sont dues aux effets de la viscosité généralement observée sur ce type de matériau, même à température ambiante. Ces effets se réduisent après quelques cycles.

En imposant deux types de chargement à l'acier 304, Kang et ses coauteurs (Kang, Gao, & Yang, 2004) ont montré que le rochet uniaxial dépend de la contrainte moyenne, de l'amplitude de contrainte et de l'histoire du chargement (figures I-16 et I-17).

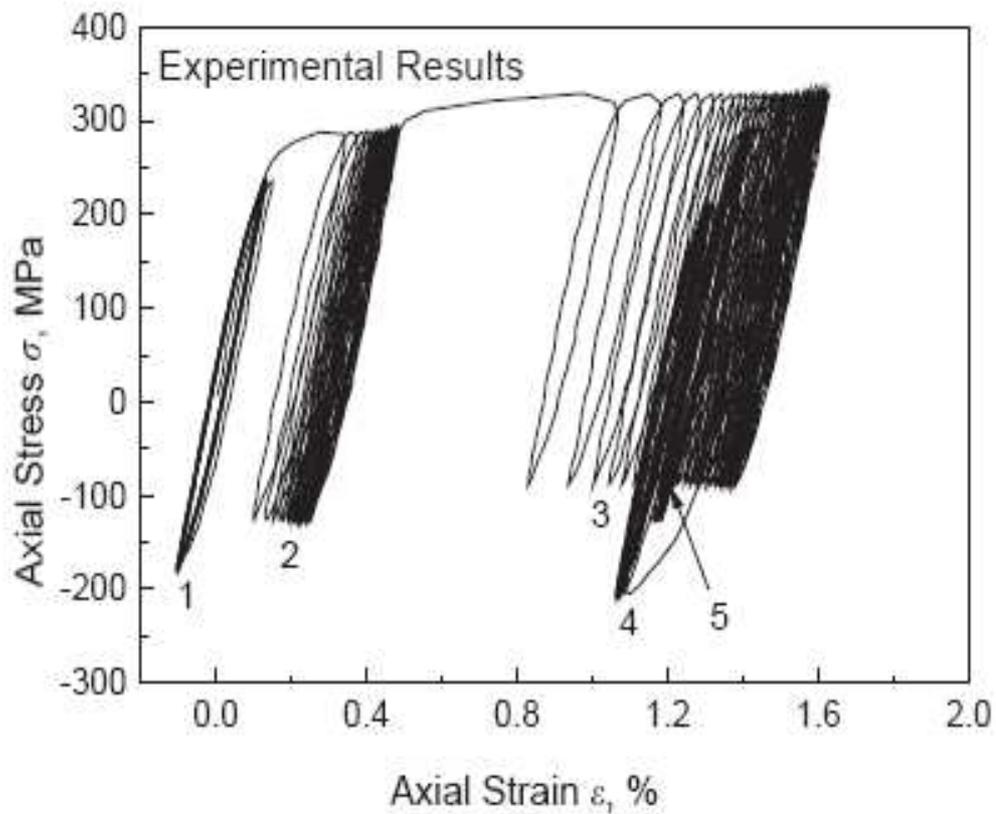


Figure I-16 : Evolution du rochet suite à l'histoire du chargement suivant : (1) 26 ± 208 (20c)^{††} \rightarrow (2) 78 ± 208 (20c) \rightarrow (3) 117 ± 208 (20c) \rightarrow (4) 0 ± 208 (20c) \rightarrow (5) 26 ± 208 (20c) (Kang, Gao, & Yang, 2004)

D'après la figure I-16 :

- Il n'y a pas de rochet (cas 1) lorsque la contrainte moyenne est faible (26 MPa).
- Pour chaque niveau de chargement et à partir d'une contrainte moyenne suffisante, le rochet apparaît à une vitesse décroissante en fonction du nombre de cycles.
- Le rochet et sa vitesse sont des fonctions croissantes de la contrainte moyenne.

^{††} (1) 26 ± 208 (20c) signifie qu'à l'étape 1 du chargement on applique 20 cycles avec une amplitude de contrainte de 208MPa et une contrainte moyenne de 26MPa.

- Un rochet négatif apparaît dès que la contrainte moyenne décroît (cas 3 à 4) malgré une contrainte moyenne positive.
- Un pré-écrouissage avec une contrainte moyenne élevée (cas 3) réduit considérablement la vitesse du rochet de la phase subséquente à contrainte moyenne plus faible (cas 5).

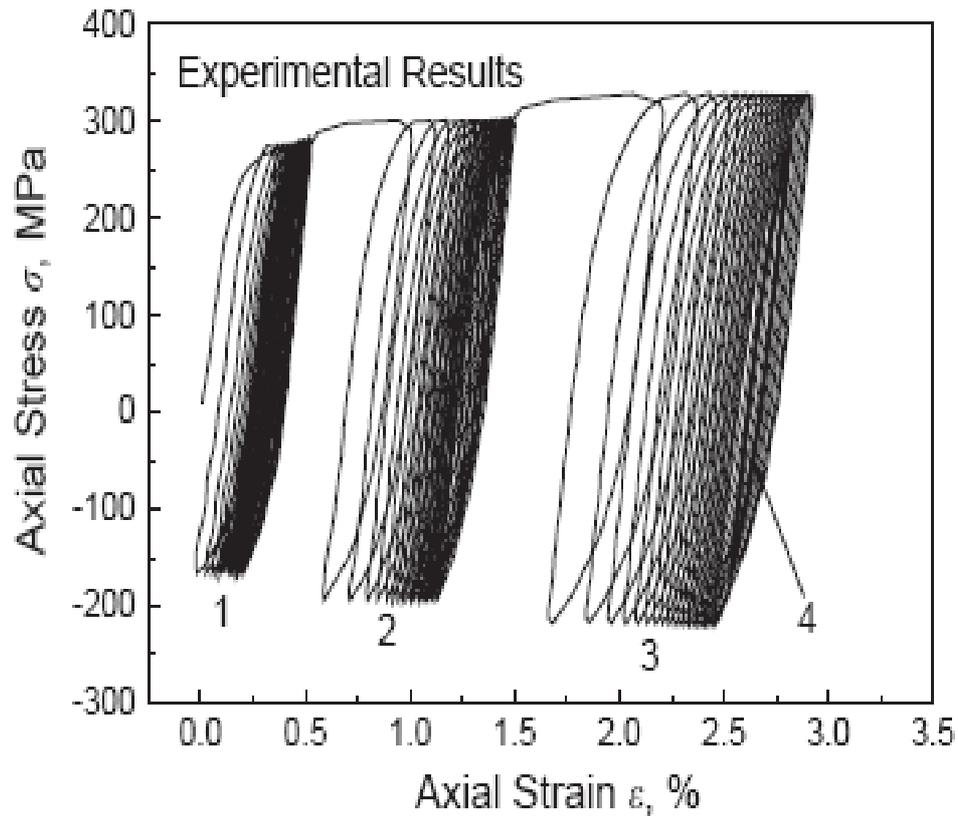


Figure I-17 : Evolution du rochet suite à l'histoire du chargement suivant : (1) 52 ± 222 (20c) \rightarrow (2) 52 ± 248 (20c) \rightarrow (3) 52 ± 274 (20c) \rightarrow (4) 52 ± 222 (20c) d'après (Kang, Gao, & Yang, 2004)

D'après la figure I-17 :

- Le rochet et sa vitesse sont des fonctions croissantes de l'amplitude de contrainte.
- Pour chaque niveau de chargement, la vitesse du rochet décroît en fonction du nombre de cycles.
- Un pré-écrouissage avec une amplitude de contrainte élevée (cas 3) réduit considérablement la vitesse du rochet de la phase subséquente (cas 4) à

amplitude de contrainte plus faible. On notera pour ce cas (4) que la vitesse du rochet est pratiquement nulle alors qu'elle est plus élevée dans le cas (1) de même amplitude de contrainte 222MPa.

- **Fluage et rochet**

Il n'est pas toujours facile de savoir si l'évolution de l'amplitude de déformation plastique observée au cours des chargements en contrainte non symétriques est due uniquement au rochet ou au fluage. (Yoshida, 1990) a mis en évidence l'influence du fluage sur le rochet. Les récentes investigations menées par (Taleb, Cailletaud, & Veille, 2009), au sujet de l'interaction fluage-rochet, n'ont montré aucune évolution significative de la déformation plastique au cours d'un essai de rochet avec précharge en fluage sur un acier 304L.

1.2.2 Observations macroscopiques sous sollicitations cycliques multiaxiales

Les chargements multiaxiaux sont définis pour mieux approcher les conditions réelles de fonctionnement des pièces et structures.

Lorsque les sollicitations sont multiaxiales, les équivalents en contrainte et en déformation de Von Mises et de Tresca sont utilisés pour définir les critères de plasticité.

Les expressions des équivalents en contrainte ($\sigma_{eq, Mises}$) et en déformation plastique ($\varepsilon_{eq, Mises}$) au sens de Von Mises, sont les suivantes :

$$\sigma_{eq, Mises} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{S} : \underline{S}} \quad (I-5)$$

Sachant que \underline{S} est le déviateur du tenseur des contraintes $\underline{\sigma}$

$$\underline{S} = \underline{\sigma} - \frac{1}{3} tr(\underline{\sigma}) \underline{I} \quad (I-6)$$

$$\varepsilon_{eq, Mises} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\varepsilon}^p : \underline{\varepsilon}^p} \quad (I-7)$$

avec $\underline{\varepsilon}^p$ le tenseur des déformations plastiques.

En général, on utilise des éprouvettes tubulaires fines de forme cylindrique soumises à des sollicitations de traction-torsion avec z comme direction de la traction et θ comme direction orthoradiale.

Sachant que d'une part, σ_{zz} et $\tau_{\theta z}$ sont respectivement la contrainte axiale et la contrainte de cisaillement, et d'autre part ε_{zz}^p et $\gamma_{\theta z}^p$ sont respectivement la déformation plastique axiale et le double de la déformation plastique de cisaillement, on a :

$$\sigma_{eq,Mises} = \sqrt{\sigma_{zz}^2 + 3\tau_{\theta z}^2} \quad (I-8)$$

$$\varepsilon_{eq,Mises} = \sqrt{\varepsilon_{zz}^{p\ 2} + \frac{\gamma_{\theta z}^{p\ 2}}{3}} \quad (I-9)$$

Les équivalents en contrainte et déformation plastique au sens de Tresca sont calculés à l'aide des expressions suivantes :

$$\sigma_{eq,Tresca} = \sqrt{\sigma_{zz}^2 + 4\tau_{\theta z}^2} \quad (I-10)$$

$$\varepsilon_{eq,Tresca} = \sqrt{\varepsilon_{zz}^{p\ 2} + \frac{4\gamma_{\theta z}^{p\ 2}}{9}} \quad (I-11)$$

- **Sur-écrouissage**

Il existe deux types de chargements multiaxiaux : les chargements proportionnels dont les trajets sont des droites passant par l'origine, et les chargements non proportionnels dont les trajets sont quelconques, dans l'espace de pilotage.

De nombreux auteurs ont montré que les trajets non proportionnels provoquent un sur-écrouissage par rapport à l'écrouissage obtenu sous chargement proportionnel pour un même niveau de déformation totale imposée. D'après (Krempl & Lu, 1984), un chargement non proportionnel en traction-torsion déphasées de 90° suivant un trajet circulaire semble être le plus durcissant des trajets couramment utilisés (Zhang & Jiang, 2005).

Dans les mêmes conditions de chargement non proportionnel, le sur-écrouissage ne se manifeste pas de la même manière pour tous les matériaux. Pour les matériaux à structure cristallographique Cubique Faces Centrées (CFC), (Doquet & Clavel, 1996) ont montré que le sur-écrouissage est de plus en plus important lorsque l'énergie de faute d'empilement^{††} (EFE) est de plus en plus faible. A partir d'un chargement de traction-torsion déphasées de 90°, le sur-écrouissage est de 77% pour l'acier 316 (EFE = 25 mJ/m²) ; 35% pour le cuivre (EFE = 45 mJ/m²) et 0% pour l'aluminium (EFE = 135 mJ/m²). D'après (Doquet, 1989), (Jiang & Kurath, 1997b), (Zhang & Jiang, 2005) certains aciers dont la structure cristallographique est cubique centrée avec une EFE élevée, sont peu sensibles au sur-écrouissage sous chargement non proportionnel.

Au cours d'un chargement non proportionnel le repère principal des contraintes tourne et par conséquent le nombre de systèmes de glissement favorablement orientés peut varier au cours d'un même cycle. Le sur-écrouissage dû au chargement non proportionnel est une conséquence de la multiplication du nombre de systèmes de glissement activés et leurs interactions (Doquet, 1989), (Doong, Socie, & Robertson, 1990), (Pilvin, 1990), (Itoh, Sakane, Ohnami, & Ameyama, 1992), (Xiao & Kuang, 1996)...

L'EFE semble être un facteur déterminant de l'interaction entre les systèmes de glissement activés. Lorsque l'EFE est élevé, comme pour l'aluminium, le glissement dévié est favorisé à cause des dislocations partielles qui sont peu dissociées : des structures de dislocations tridimensionnelles de type cellulaire se forment et n'évoluent plus au cours du chargement axial ou multiaxial. Par conséquent il n'y a pratiquement pas d'interaction entre les systèmes de glissement donc pas de sur-écrouissage de l'aluminium dû aux chargements non proportionnels (Doong, Socie, & Robertson, 1990), (Doquet & Clavel, 1996)...

En revanche, une faible EFE comme dans le cas de l'acier 316, favorise la dissociation des dislocations partielles ainsi qu'un système de glissement planaire (veines). Lorsque plusieurs systèmes de glissement sont activés par des chargements non proportionnels ou de fortes amplitudes de déformation imposée, les dislocations partielles dissociées peuvent se combiner et former des structures de type murs, cellules, labyrinthes, échelles qui provoquent un certain sur-écrouissage. Des micromacles ont été observées par (Doquet, 1989), (Taleb & Hauet, 2009) dans les aciers 316L et 304L respectivement.

D'après (Doquet, 1989) le caractère "mou" ou "dur" d'un matériau sous chargement monotone est un facteur déterminant de sa sensibilité aux chargements non proportionnels.

^{††} Une faute d'empilement est une erreur dans la séquence d'empilement des plans atomiques de certains matériaux (un exemple est donné au paragraphe II.2.3).

Les matériaux dits "durs" (rapport $R_m/R_e < 1.2$) ont tendance à s'adoucir sous chargement cyclique, cet adoucissement peut contrebalancer l'effet durcissant du glissement multiple sous chargement non proportionnel. En revanche les matériaux dits "mous" présentent un fort sur-écrouissage sous sollicitations non proportionnelles, pourvu qu'il s'agisse de solutions solides comme les aciers inoxydables 316, 304L, ou d'alliages durcis par des précipités non cisillables (Clavel & Feugas, 1996). Quant aux matériaux durcis par précipités cisillables (waspaloy)^{§§}, leur sur-écrouissage résulte de la compétition entre l'adoucissement dû au cisaillement des précipités et le durcissement de la matrice.

- **Ecrouissage croisé (cross-hardening)**

L'écrouissage croisé (Cross-hardening) se manifeste par un sur-écrouissage qui se produit lorsqu'après application d'un chargement proportionnel dans une direction donnée, on applique un autre chargement proportionnel de même amplitude de déformation équivalente dans une autre direction. Un adoucissement fait suite à l'écrouissage croisé jusqu'à stabilisation de l'amplitude de contrainte à une valeur légèrement supérieure à celle de la fin du premier chargement (figure I-18). Dans la suite nous désignons ce phénomène par le mot anglais "cross".

D'après (Cailletaud, Kaczmarek, & Policella, 1984) le cross se répète lorsqu'on réalise des séquences alternées de dix cycles dans chaque direction (dix cycles de traction-compression suivis de dix cycles de torsion et ainsi de suite). L'influence de ce phénomène sur le rochet a été étudiée par (Aubin, Bulthé, Degallaix, & Quaegebeur, 2003) sur un acier inoxydable duplex. Pour (Tanaka, 1994), le sur-écrouissage qui se produit au cours du cross serait dû au cumul de la déformation plastique mais ce constat a été infirmé par (Taleb & Hauet, 2009) à partir des observations faites sur un acier 304L (figures I-19 et I-20).

^{§§} Il s'agit d'un alliage à base de nickel ($\approx 58\%$), chrome ($\approx 19\%$), cobalt ($\approx 14\%$), molybdène, titane, aluminium, et fer ; résistant aux températures élevées et utilisé essentiellement pour les moteurs à réaction.

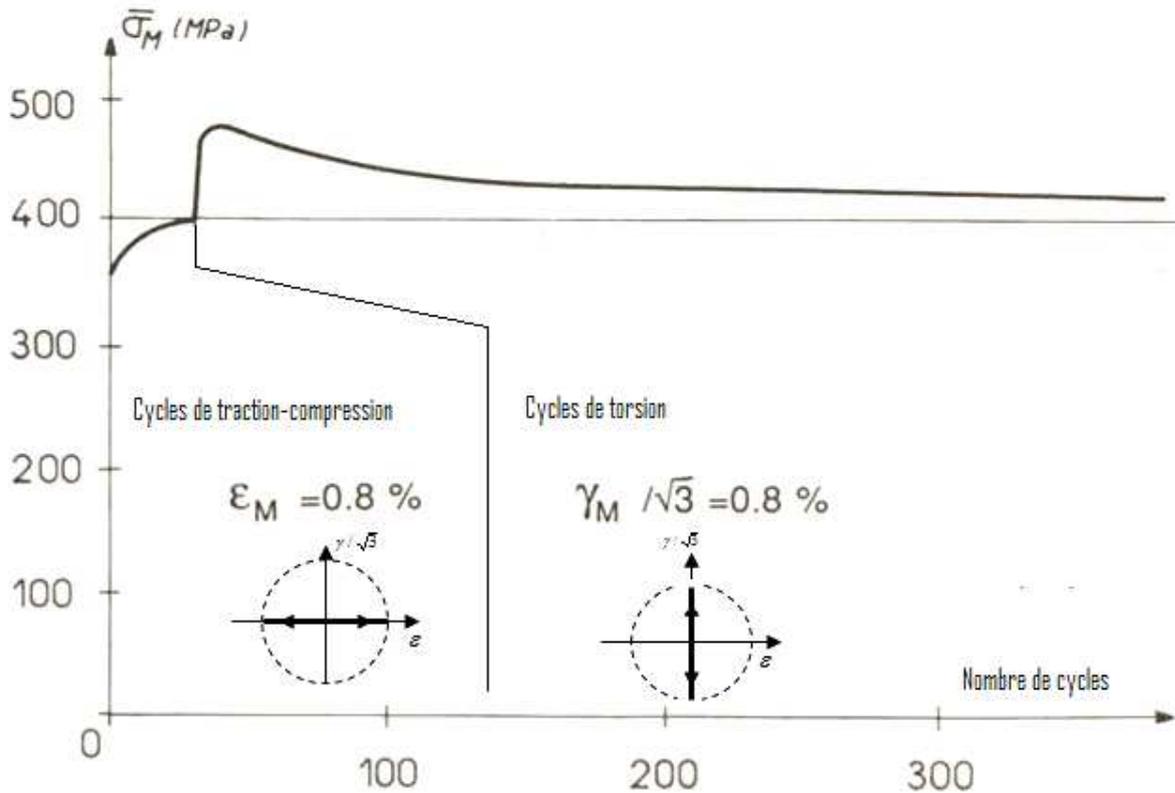


Figure I-18 : Définition du cross sur un acier 316 d'après (Benallal, Le Gallo, & Marquis, 1989)

- **Influence du cross sur le comportement de l'acier 304L à faible amplitude de déformation contrôlée (0,22%)**

Nous avons mentionné préalablement qu'à faible amplitude de déformation imposée sous chargement proportionnel, l'acier 304 manifeste un bref durcissement suivi d'un adoucissement. Il est important de vérifier si ce comportement se conserve sous chargement non proportionnel et quelle influence il subit de la part du cross ou du cross multiple.

Le cross multiple correspond à l'érouissage issu d'un trajet de chargement qui alterne un cycle de traction-compression avec un cycle de torsion et ainsi de suite. Le durcissement induit par le cross ou le cross multiple peut être comparé avec le durcissement induit par le trajet circulaire, ce dernier étant reconnu comme trajet de chargement le plus durcissant.

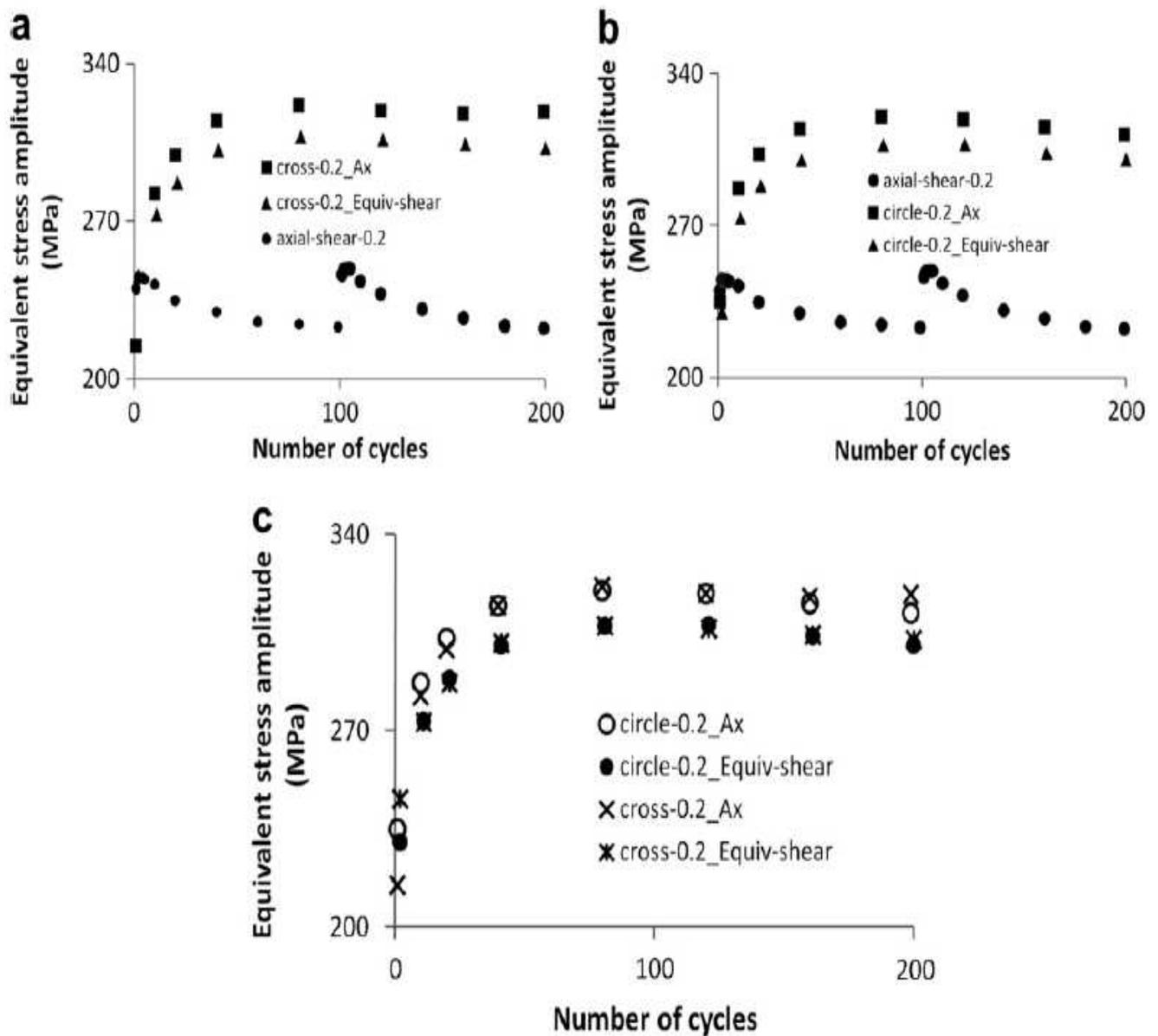


Figure I-19 : évolutions des amplitudes de contrainte équivalente (a) axial-shear 0,2 : 100 cycles à $\epsilon_{zz} = \pm 0,22\%$ puis 100 cycles à $2\epsilon_{\theta z} = \pm 0,38\%$; (b) cross-0.2 : application de $(\epsilon_{zz}, 2\epsilon_{\theta z}) = (\pm 0,22\% ; 0)$ puis $(\epsilon_{zz}, 2\epsilon_{\theta z}) = (0 ; \pm 0,38\%)$ pendant 200 cycles en tout avec cross-0,2_Ax pour l'évolution de l'équivalent en contrainte axiale et cross-0,2_Equiv-shear l'évolution de l'équivalent en cisaillement ; (c) circle-0,2 : 100 cycles suivant un trajet circulaire centré en (0,0) avec un rayon de 0,22% dans l'espace $(\epsilon_{zz}, 2\epsilon_{\theta z} / \sqrt{3})$ avec circle-0,2_Ax pour l'évolution de l'équivalent en contrainte axiale et circle-0,2_Equiv-shear l'évolution de l'équivalent en cisaillement (Taleb & Hauet, 2009)

D'après les résultats des essais (figure I-19) réalisés sous déformation totale équivalente de 0,22% (Taleb & Hauet, 2009) on peut faire les constats suivants:

- L'acier 304L manifeste un durcissement cyclique au cours des deux premiers cycles de traction-compression ou de torsion, suivi d'un adoucissement au cours duquel l'amplitude de contrainte équivalente décroît d'une valeur maxi de 245 MPa à une valeur asymptotique de 223 MPa environ. Un cross (100 cycles de traction-compression puis 100 cycles de torsion) s'accompagne d'un sur-écrouissage de 24 MPa environ (figure I-19a)
 - Un chargement non proportionnel (cross multiple) accroît le nombre de cycles au cours duquel se produit le durcissement cyclique (50 cycles environ contre 2 cycles sous chargement proportionnel) et induit un sur-écrouissage correspondant à une contrainte maximum de 320 MPa. Par conséquent, l'adoucissement sous chargement non proportionnel se produit beaucoup plus tard que sous chargement proportionnel (figures I-19a et I-19b).
 - Les comportements cycliques induits par un cross multiple ou par un trajet de chargement circulaire sont pratiquement identiques ; l'adoucissement consécutif au durcissement semble légèrement plus important sous le trajet circulaire (figure I-19c).
- **Influence du cross sur le comportement de l'acier 304L à grande amplitude de déformation contrôlée (1%)**

La figure I-20 présente les évolutions des équivalents en contrainte en fonction du nombre de cycles appliqués au cours de différents essais à déformation totale équivalente imposée d'amplitude 1%, réalisés par (Taleb & Hauet, 2009) sur un acier 304L. Les principales conclusions suivantes ont été faites par les auteurs :

- Le durcissement cyclique croît avec l'amplitude de déformation imposée. Les amplitudes de contrainte équivalente obtenues à 1% sont supérieures à celles obtenues à 0,22%. Ce constat est conforme aux observations faites précédemment (Jiang & Zhang, 2008).
- Le cross semble plus important lorsqu'on passe d'une séquence de 10 cycles de torsion à une séquence de 10 cycles de traction-compression

(sur-écrouissage de 83 MPa contre 49 MPa dans le sens 10 cycles de traction suivis de 10 cycles de torsion).

- Au cours du cross multiple, le sur-écrouissage induit par le passage du premier cycle de traction-compression au premier cycle de torsion est supérieur au sur-écrouissage induit lors du cross (10 cycles de traction-compression puis 10 cycles de torsion) : 68 MPa pour le cross multiple contre 49 MPa au cours du cross.

A partir de cette dernière observation (Taleb & Hauet, 2009) ont conclu contrairement à (Tanaka, 1994) que l'effet du cross ne dépend pas forcément de l'accumulation de l'amplitude de déformation plastique.

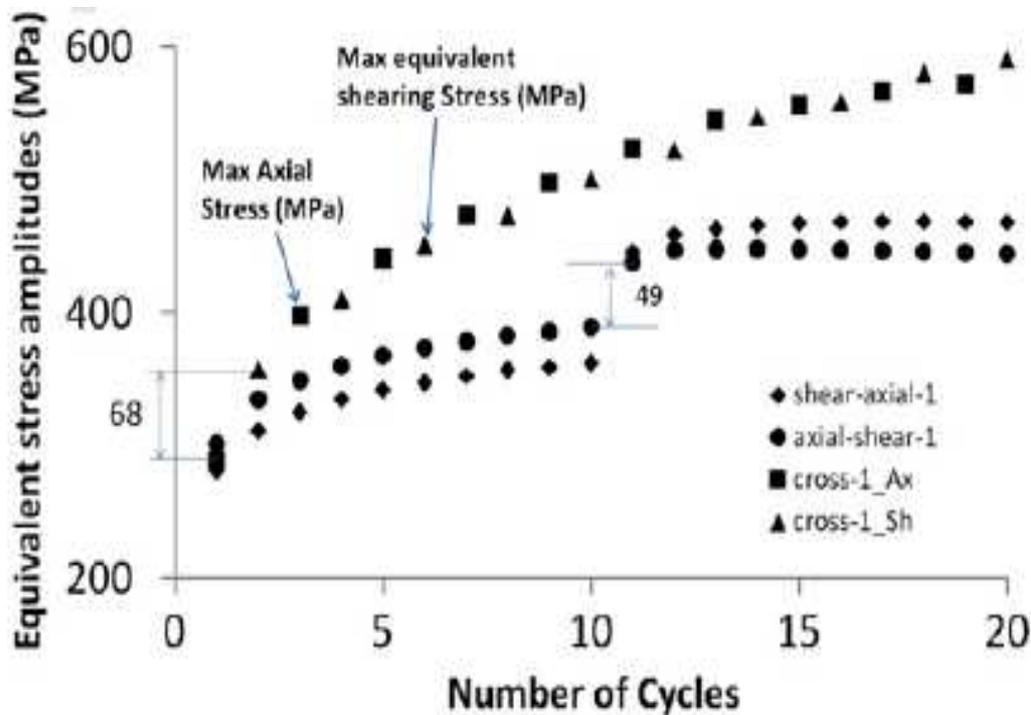


Figure I-20 : d'après (Taleb & Hauet, 2009) évolutions des amplitudes de contrainte équivalente : axial-shear-1 : 10 cycles traction-compression à $\epsilon_{zz} = \pm 1\%$ puis 10 cycles de torsion à $2\epsilon_{\theta z} = \pm \sqrt{3}\%$ sur la même éprouvette ; shear-axial-1 : 10 cycles de torsion à $2\epsilon_{\theta z} = \pm \sqrt{3}\%$ puis 10 cycles de traction-compression à $\epsilon_{zz} = \pm 1\%$ sur une même éprouvette ; cross-1 : application de $(\epsilon_{zz}, 2\epsilon_{\theta z}) = (\pm 1\%, 0)$ puis $(\epsilon_{zz}, 2\epsilon_{\theta z}) = (0, \pm \sqrt{3}\%)$ ainsi de suite 10 fois pour faire 20 cycles.

- **Influence du cross sur le rochet multiaxial**

La figure I-21 présente les évolutions de la déformation axiale maximum en fonction du nombre de cycles au cours d'un cross multiple. Les boucles d'hystérésis générées dans la direction du cisaillement correspondent à un comportement élastique du matériau (Figure I-22) ; par conséquent aucun rochet significatif n'est observé dans cette direction.

En revanche, au bout des 100 cycles appliqués, le rochet atteint 3,16% dans la direction axiale. Cette valeur est inférieure à celle du rochet uniaxial où la déformation avait atteint 3,41% (figure I-15). Ce constat est conforme aux résultats obtenus par (Taleb & Hassan, 2006), (Hassan, Taleb, & Krishna, 2008) et peut s'expliquer par le durcissement supplémentaire du matériau qui devient, par conséquent, plus résistant à la déformation.

La vitesse de déformation semble être la même pour les deux types de rochet au cours des premiers cycles puis elle décroît continûment au cours du rochet multiaxial (figure I-21).

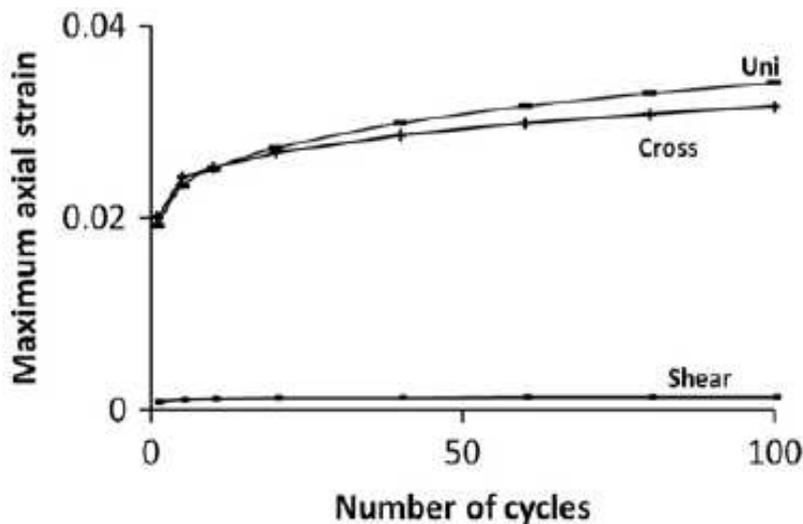


Figure I-21 : Influence du cross sur le rochet d'après (Taleb & Hauet, 2009)

uni : on applique σ_{zz} : 50 MPa \rightarrow 250 MPa \rightarrow -150 MPa \rightarrow 50 MPa \rightarrow ... ainsi de suite ; pour le Cross on applique σ_{zz} : 50 MPa \rightarrow 250 MPa \rightarrow -150 MPa \rightarrow 50 MPa \rightarrow $\sqrt{3}\sigma_{\theta Z}$ 200 MPa \rightarrow -200 MPa \rightarrow 0 \rightarrow σ_{zz} : 50 MPa \rightarrow 250 MPa \rightarrow -150 MPa \rightarrow 50 MPa \rightarrow ...

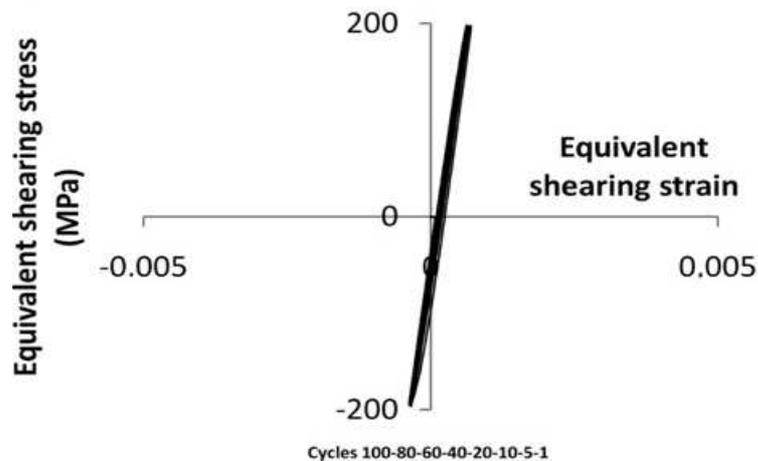


Figure I-22 : Boucles d'hystérésis générées dans la direction du cisaillement au cours du cross : adaptation élastique d'après (Taleb & Hauet, 2009)

1.2.3 Caractérisation microscopique de l'érouissage

On commence par postuler qu'il existe un domaine élastique à l'intérieur duquel les contraintes sont proportionnelles aux déformations. L'érouissage correspond aux modifications subies par le matériau lorsqu'on lui applique des contraintes capables de provoquer des déformations plastiques permanentes. Les variables d'érouissage permettent de décrire les évolutions de la position, de la taille et de la forme du domaine élastique. La surface de plasticité ou surface de charge est la frontière de ce domaine.

En général, un critère de type von Mises ou de type Tresca permet de décrire la surface de plasticité initiale. Le domaine d'élasticité est représenté, souvent, par un cercle ou un cylindre (von Mises).

La surface de plasticité d'un matériau vierge et isotrope est bien représentée par le critère de von Mises (Wu & C., 1991). En revanche lorsque le matériau s'est plastifié, une distorsion de la surface de plasticité est constatée expérimentalement (Wu & C., 1991), (Khan & Wang, 1993) et par conséquent les critères de von Mises et Tresca ne suffisent plus pour décrire la plasticité, d'autres modèles ont donc été développés (Sai & Cailletaud, 2007) (Mayama, Sasaki, & Ishikawa, 2007)... L'analyse de la distorsion de la surface de plasticité ne rentre pas dans le cadre de nos travaux.

Par ailleurs, la plasticité peut être approchée d'un point de vue métallurgique. Les phénomènes physiques liés à la plasticité sont alors classés selon la longueur d'onde du champ élastique qui leur est associé. On distingue ainsi une contrainte effective associée à un champ d'interactions à courte distance et une contrainte interne associée à un champ d'interactions à longue distance.

- **La plasticité d'un point de vue mécanique**

D'un point de vue mécanique, le domaine élastique est décrit par deux variables forces thermodynamiques : une variable isotrope R et une variable cinématique tensorielle \underline{X} (Lemaitre & Chaboche, 2004).

La taille du domaine est une fonction de la variable isotrope R reliée à la densité des dislocations et la position de son centre est repérée par la variable cinématique tensorielle \underline{X} qui correspond à des incompatibilités de déformations plastiques au sein du matériau.

Un critère de plasticité de type Von Mises permet de décrire la surface de charge. Au cours des chargements proportionnels la surface de charge conserve en général sa forme et ne fait que se déplacer et changer de volume.

En traction –compression l'équation de la surface de plasticité s'écrit :

$$|\sigma - X| - \sigma_y - R = 0 \quad (I-12)$$

Où σ et σ_y sont respectivement la contrainte au point considéré et la limite d'élasticité ; X et R désignent le centre et l'accroissement du rayon du domaine élastique.

- **La plasticité d'un point de vue micromécanique**

D'un point de vue micromécanique deux variables sont utilisées pour caractériser les phénomènes physiques liés à la plasticité. Il s'agit de la contrainte effective σ_{eff} (effective stress) et de la contrainte interne (back stress).

D'après (Feaugas, 1999a), (Feaugas & Gaudin, 2004), la contrainte effective est reliée aux interactions de courte distance d'origine intrinsèque (friction du réseau cristallin, interactions entre dislocations) et d'origine extrinsèque (durcissement par solution solide, cisaillement de précipités). Elle est localement nécessaire pour qu'une dislocation puisse franchir un obstacle et se déplacer.

Elle peut avoir un caractère thermiquement activé à cause : des forces de Peierls-Nabarro^{***}, de la formation de crans, de dipôles coins, à cause du glissement dévié.

Dans le cas des interactions répulsives ou des jonctions attractives des dislocations⁺⁺⁺, la contrainte interne n'a aucun caractère thermique. En somme, on distingue une contrainte effective thermique σ_{eff}^{th} et une contrainte effective athermique σ_{eff}^{ath} . La contrainte effective est reliée à la densité des dislocations. Par analogie au point de vue mécanique, la contrainte effective correspond au rayon de la surface de charge.

La contrainte interne est reliée aux interactions entre les dislocations mobiles et un champ de contrainte élastique de longueur d'onde supérieure au vecteur de Burgers. Elle ne peut pas être franchie par agitation thermique à cause de cette longueur d'onde importante. Parce qu'elle est reliée aux hétérogénéités et incompatibilités de déformations dans le matériau, la contrainte interne est considérée comme l'équivalent de l'écroissage cinématique X.

Au début de la déformation plastique des incompatibilités de déformation entre grains et joints de grains apparaissent, l'écroissage cinématique résultant est lié à une contrainte interne d'origine intergranulaire (Rolim Lopes & Charlier, 1993), (Feugas, 1999a), (Haddou, Gaudin, & Feugas, 2001). A des niveaux plus élevés de la déformation plastique, la distribution spatiale des dislocations⁺⁺⁺ est de type amas, veines, murs, cellules (François, Pineau, & Zaoui, 1991). Les murs et parois de forte densité de dislocations forment une phase dure tandis que l'espace entre les murs forme une phase molle. La composante intergranulaire de l'écroissage diminue progressivement au profit d'une contrainte d'origine transgranulaire qui domine la structure hétérogène de dislocations ainsi formée (Mughrabi, 1983), (Haddou, Gaudin, & Feugas, 2001).

D'une manière générale la contrainte interne globale est la somme d'une contrainte intergranulaire et d'une contrainte transgranulaire. La modélisation de cette dernière a été proposée récemment par (Sauzay, 2008).

^{***} Le déplacement d'une dislocation dans le réseau cristallin nécessite de vaincre des "barrières énergétiques" ; on a donc un phénomène similaire au frottement. Cette force de frottement induite est appelée "force de Peierls-Nabarro".

⁺⁺⁺ Comme les dislocations sont des objets flexibles, deux dislocations peuvent interagir pour former une troisième dislocation si et seulement si la quantité de déformation est conservée : on parle de jonction attractive.

⁺⁺⁺ Quelques structures de dislocations sont données plus loin (page 44).

- **Partition de la contrainte d'écoulement et évolution des contraintes interne et effective**

L'estimation de la contrainte interne et de la contrainte effective peut se faire à partir des boucles d'hystérésis générées au cours des différents cycles de chargement.

(Cottrell, 1953) fut le premier à proposer une partition de la contrainte d'écoulement à partir de l'analyse des boucles d'hystérésis.

Ses travaux ont été repris par (Kuhlmann-Wilsdorf & Laird, 1979) puis (Dickson, Boutin, & Handfield L., 1984) qui ont apporté des précisions qui permettent d'identifier une contrainte effective de nature thermique et une contrainte effective de nature athermique.

On remarque sur la figure I-23 que l'inversion de la direction de l'écoulement permet d'approcher la position et la dimension du domaine d'élasticité. Le début de l'inversion de la direction de l'écoulement est marqué par un intervalle M-A où la contrainte continue à être active dans la même direction que celle avant la décharge. Cet intervalle correspond à la contrainte effective de nature thermique.

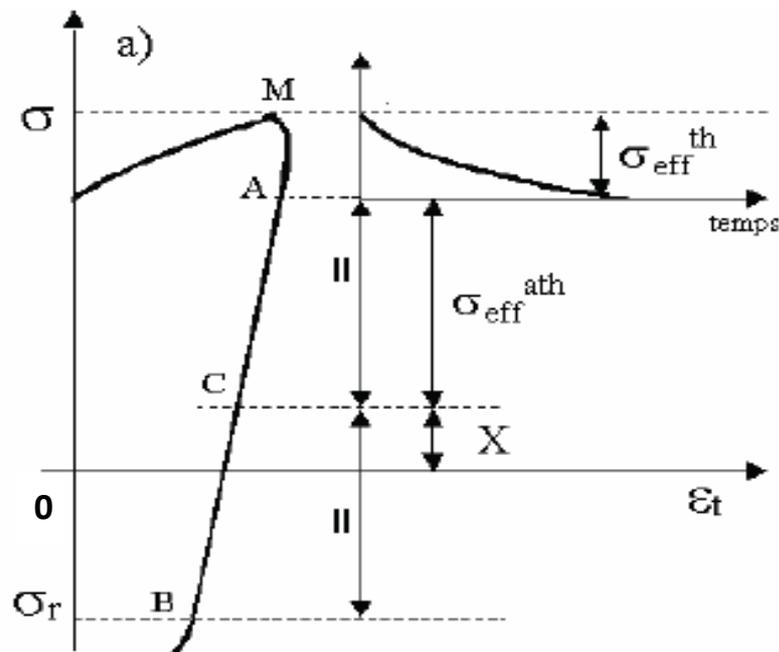


Figure I-23 : Partition de la contrainte d'écoulement lors d'une décharge en sollicitation cyclique d'après (Feaugas, 1999 b)

Le domaine élastique est déterminé par la variation linéaire entre les points A et B. La limite d'élasticité en retour σ_r au point B est plus faible en valeur absolue que celle obtenue en traction, traduisant ainsi l'effet Bauschinger décrit précédemment.

En pratique la définition d'un offset de la déformation plastique permet de délimiter le domaine élastique et d'estimer les écrouissages cinématique et isotrope (Figure I-24).

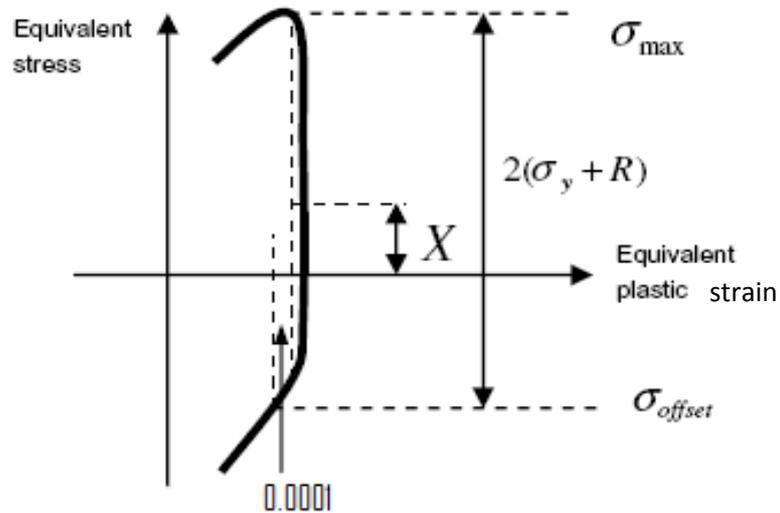


Figure I-24 : Evaluation des écrouissages cinématique X et isotrope R (Taleb & Hauet, 2009)

En appliquant l'équation (I-12) au point correspondant à la contrainte maximale σ_{max} et au point correspondant à la contrainte en retour σ_{offset} de la figure I-24, on obtient :

$$|\sigma_{max} - X| - \sigma_y - R = 0 \quad (I-13)$$

$$|\sigma_{offset} - X| - \sigma_y - R = 0 \quad (I-14)$$

sachant que σ_y est la limite d'élasticité

A partir des équations (I-13) et (I-14) on obtient :

$$R = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{offset}}{2} - \sigma_y \quad (I-15)$$

$$X = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{offset}}{2} \quad (I-16)$$

Les évolutions des écrouissages cinématique X et isotrope R au cours d'un cross (écrouissage croisé), d'amplitude de déformation totale équivalente imposée de 1% ont été mises en évidence par (Taleb & Hauet, 2009) sur l'acier 304L.

On peut remarquer :

- Un écrouissage cinématique X_{ax} plus important que l'écrouissage isotrope R_{ax} dans la direction axiale. Dans cette même direction l'écrouissage cinématique tend à se stabiliser alors que l'écrouissage isotrope croît de façon linéaire (figure I-25a).
- Peu d'écart entre les évolutions des deux types d'écrouissage X_{sh} et R_{sh} dans la direction du cisaillement (figure I-25b).

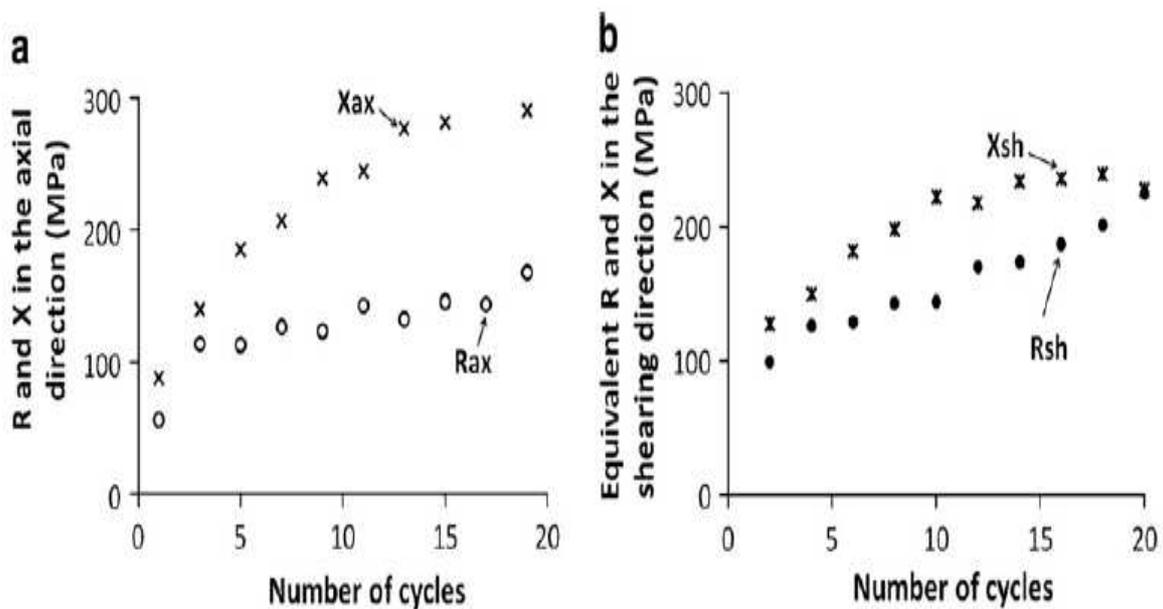


Figure I-25 : Comparaison des écrouissages cinématique et isotrope (a) dans la direction axiale, (b) dans la direction du cisaillement (Taleb & Hauet, 2009)

• Principales microstructures de dislocations

Les microstructures de dislocation couramment observées sur les aciers austénitiques (Jin, Zhong, & Chen, 1990) , (Mateo, Llanes, Iturgoyen, & M., 1996), (Kruml, Polák, Obrtlík, & Degallaix, 1997) sont sous formes de :

- configurations planes : dipôles et amas de dislocations
- veines : enchevêtrement de dislocations coins le long des plans de glissement
- échelles : bandes formées de murs à haute densité de dislocations séparés par des canaux pauvres en dislocation
- labyrinthes
- cellules

Les figures I-26 et I-27 suivantes présentent quelques microstructures observées sur des aciers austénitiques de type 304.

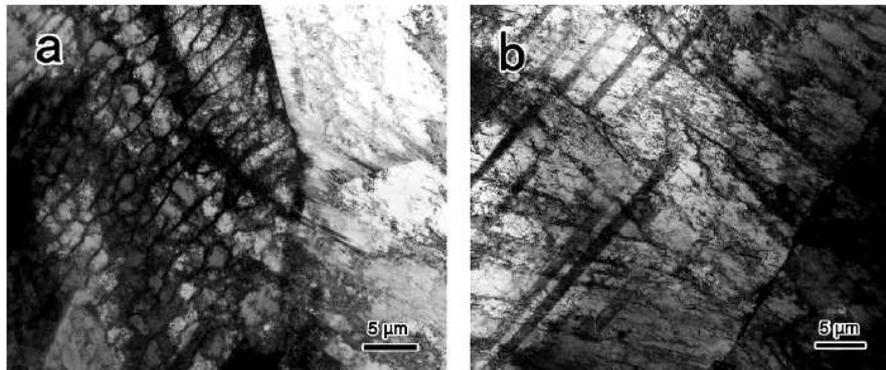


Figure I-26 Microstructures à la rupture d'un acier 304 sollicité à $\pm 0,6\%$: (a) structure planaire de dislocation (b) fautes d'empilement (Ye, Matsuoka, Nagashima, & Suzuki, 2006)

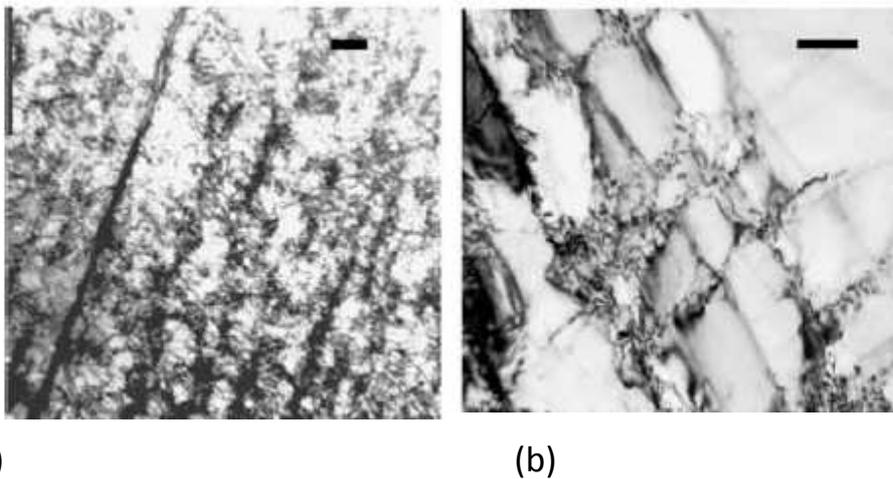


Figure I-27 Microstructures d'un acier 304L, échelle 100nm : (a) murs ; (b) cellules allongées (Taleb & Hauet, 2009)

Les microstructures des aciers 304 sont complexes à cause de leur faible énergie de faute d'empilement (Taleb & Hauet, 2009). Les premiers cycles de chargement provoquent l'activation des fautes et des micromacles.

L'évolution des fautes en fonction du chargement et de l'énergie de faute d'empilement du matériau est précisée dans (Talonen & Hänninen, 2007).

(Feaugas, 1999a), (Feaugas & Gaudin, 2004) ont relié les microstructures résultant des essais de rochet à l'évolution de la contrainte interne sur l'acier 316L.

(Lieurade, Ribes, & Bollinger, 1986) ont réalisé une "cartographie" de l'évolution des microstructures en fonction du comportement cyclique de l'acier 316L hypertrempé au cours d'essais de fatigue oligocyclique à un ou deux niveaux ($\pm 0,5\%$ et $\pm 1,8\%$). Dans ce dernier cas :

- Le passage d'un chargement de faible amplitude à un chargement d'amplitude plus forte provoque l'installation rapide de structures caractéristiques de cette dernière amplitude à savoir des veines et surtout des cellules et des macles.
- Lorsque le chargement initial est à amplitude élevée, l'essai réalisé au niveau d'amplitude le plus faible ne modifie que très légèrement la structure cellulaire initiale et les macles créées persistent.

D'après (Lieurade, Ribes, & Bollinger, 1986), deux paramètres structuraux peuvent être associés à deux types d'effets mémoire : une mémoire parfaite non évanescence due au maillage et une mémoire évanescence liée à la structure cellulaire. Ce résultat doit être pris en compte pour la modélisation du comportement de l'acier 316L.

1.2.4 Modélisation du comportement

On distingue en général trois approches de modélisation du comportement des matériaux à savoir :

- L'approche empirique qui consiste à ajuster des lois de comportement à partir des résultats expérimentaux. Cette approche est difficile à généraliser.
- L'approche phénoménologique macroscopique qui consiste à décrire l'état de contrainte du matériau en utilisant des variables observables (déformation, température) et des variables internes qui représentent l'état actuel du matériau résultant de l'histoire des déformations (Lemaitre & Chaboche, 2004).
- L'approche micromécanique qui consiste à décrire le comportement du matériau à partir de la modélisation des phénomènes microscopiques.

Dans la suite nous donnons les principes généraux des deux dernières approches en rapportant quelques références qui permettent de retrouver les équations constitutives des modèles.

I.2.4.1 Modélisation phénoménologique

Cette approche se propose de décrire l'état de contrainte du matériau en utilisant des variables d'état observables et des variables d'état internes (Lemaitre & Chaboche, 2004). Les variables d'état observables sont la température T et la déformation ε .

En pratique on utilise comme variables internes : une variable scalaire (la variable d'écroissage isotrope, ou la déformation plastique cumulée p), et une ou plusieurs variables internes tensorielles (la variable tensorielle d'écroissage cinématique $\underline{\alpha}$).

On postule l'existence d'un potentiel thermodynamique duquel dérivent les lois d'état. En général, il s'agit de l'énergie libre spécifique ψ du matériau.

L'énergie libre spécifique dépend des variables observables et des variables internes. En supposant le découplage entre comportement élastique et comportement plastique, la déformation plastique se définit comme la différence entre la déformation totale et la déformation élastique. Par conséquent, on a $\varepsilon - \varepsilon_p = \varepsilon_e$ et l'énergie libre spécifique s'écrit sous la forme :

$$\psi = \psi_{\text{élastique}}(\varepsilon_e, T) + \psi_{\text{plastique}}(p, \alpha, T) \quad (I-17)$$

Les phénomènes décrits par ψ sont acceptables du point de vue thermodynamique si à chaque instant, l'inégalité de Clausius-Duhem est vérifiée.

Cette inégalité s'écrit :

$$\underline{\sigma} : \underline{\dot{\varepsilon}} - \rho(\dot{\psi} + s\dot{T}) - \vec{q} \frac{\text{grad} T}{T} \geq 0 \quad (I-18)$$

avec \vec{q} le vecteur flux de chaleur, s l'entropie massique ou spécifique, ρ la masse volumique. Les détails de cette équation se retrouvent dans (Germain, 1973).

Le tenseur des contraintes σ et l'entropie massique s sont les variables thermodynamiques associées aux variables observables :

$$\sigma = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon} \quad (I-19)$$

$$s = - \frac{\partial \psi}{\partial T} \quad (I-20)$$

R et X sont les forces associées aux variables internes isotrope et cinématique :

$$R = \rho \frac{\partial \psi}{\partial p} \quad (I-21)$$

$$\underline{X} = \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\alpha}} \quad (I-22)$$

R décrit les évolutions de la taille du domaine d'élasticité du matériau qui se manifeste par les phénomènes de durcissement ou d'adoucissement.

X décrit les évolutions du centre du domaine d'élasticité du matériau qui se manifeste par l'effet Bauschinger, le rochet ou la relaxation de la contrainte moyenne.

Le domaine d'élasticité est défini par le critère de plasticité :

$$f = J_2(\underline{\sigma} - \underline{X}) - R - k \quad (I-23)$$

Avec J_2 l'invariant d'ordre 2 du tenseur $(\underline{\sigma} - \underline{X})$, k est la taille du domaine d'élasticité initial. Pour un matériau qui répond au critère de Von Mises :

$$J_2(\underline{\sigma} - \underline{X}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\underline{\sigma}' - \underline{X}'):(\underline{\sigma}' - \underline{X}')} \quad (I-24)$$

$\underline{\sigma}'$ et \underline{X}' étant les déviateurs des tenseurs $\underline{\sigma}$ et \underline{X}

Lorsque la surface d'écoulement est atteinte ($f=0$), une déformation plastique se produit suivant la loi d'écoulement (ou règle de normalité) :

$$d\underline{\varepsilon}^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}} \quad (I-25)$$

sachant que $d\lambda$ est le multiplicateur plastique déterminé par la condition de consistance exprimée par $\frac{df}{dt} = 0$

$$(I-26)$$

L'écrouissage qui résulte de la plasticité se traduit par une évolution des variables X et R sous la forme :

$$dR = b(R_m - R)dp \quad (I-27)$$

Avec R_m la valeur asymptotique atteinte par la déformation plastique cumulée p , et b une constante matériau. Après intégration il vient :

$$R = R_0 + (R_m - R_0)(1 - e^{-bp}) \quad (I-28)$$

R_0 étant la valeur initiale de R.

L'écrouissage non linéaire se traduit par :

$$d\underline{X} = \frac{2}{3} C d\underline{\varepsilon}_p - \gamma \underline{X} dp \quad (I-29)$$

En supposant que $dp = vdp$ avec $v = \pm 1$ (1 en traction et -1 en compression), X_0 et ε_{p0} étant les conditions initiales :

$$X = v \frac{c}{\gamma} + (X_0 - v \frac{c}{\gamma}) e^{-v\gamma(\varepsilon_p - \varepsilon_{p0})} \quad (I-30)$$

Finalement la contrainte s'écrit :

$$\sigma = X + vR(p) \quad (I-31)$$

En général, un modèle de comportement plastique est défini par :

- un potentiel thermodynamique
- un critère de plasticité
- une loi d'écoulement.

De nombreux modèles ont été développés en superposant des modèles élémentaires, mais le nombre de paramètres à identifier augmente avec le degré de complexité. Deux types de modèles phénoménologiques ont été développés ces dernières années. Il s'agit :

- des modèles de type Chaboche dont une version récente est développée par (Krishna, Hassan, Ben Naceur, Sai, & Cailletaud, 2009),
- et des modèles de type multimécanismes dont une version vient d'être publiée par (Taleb & Cailletaud, 2009). Cette dernière version a permis d'obtenir une meilleure simulation des phénomènes caractéristiques (adoucissement, durcissement, effet mémoire, cross...) du comportement de l'acier 304L, avec 17 paramètres. Les équations constitutives de ce modèle sont détaillées dans la référence citée.

I.2.4.2 Modélisation micromécanique

La démarche générale consiste à construire une loi de comportement macroscopique à partir d'une description simplifiée de la microstructure, afin de tenir compte de l'hétérogénéité du matériau considéré. On parle de description simplifiée parce que le seul mécanisme de déformation retenu est celui du glissement cristallographique provoqué par le mouvement des dislocations, sans considérer la forme et la répartition spatiale des grains.

La plasticité au niveau des systèmes de glissement est donnée par la loi de Schmidt. A l'échelle macroscopique, on considère un Volume Élémentaire Représentatif (VER) du matériau. Le VER doit être petit par rapport aux dimensions caractéristiques de la pièce mais suffisamment grand pour contenir un grand nombre de grains afin d'introduire la notion de désordre. Le grain est considéré à l'échelle microscopique et constitue le niveau d'hétérogénéité choisi pour ce modèle.

La description du comportement de ces deux échelles requiert la définition d'un changement d'échelle, qui constitue le point clé de ce type de modèle.

En outre, ce type de modèle polycristallin est basé sur une approche auto cohérente, c'est à dire que :

- Tous les grains ayant une même orientation de réseau cristallin sont indiscernables et constituent une phase représentée par une inclusion sphérique, dans un milieu homogène fictif constituant la matrice. Chaque phase est identifiée et son comportement est modélisé par l'intermédiaire des variables internes qui décrivent l'écrouissage du matériau.
La connaissance de la texture (fonction de distribution des orientations cristallines), sous forme discrète, permet de définir les phases et leurs fractions volumiques.
- Un milieu homogène équivalent au milieu hétérogène étudié est construit par une évaluation approchée des interactions mécaniques entre les différentes phases et sert à exprimer les grandeurs globales (contrainte et déformation) comme les moyennes des grandeurs locales. Enfin l'autocohérence considère que le comportement mécanique du milieu homogène fictif est celui du milieu homogène équivalent.

Les équations constitutives d'un modèle polycristallin ont été développées dans les travaux de (Cailletaud, 1992), (Pilvin, 1994). Il s'agit d'un modèle élasto-viscoplastique conçu pour rendre compte du comportement mécanique des matériaux polycristallins de structure cubique à faces centrées. Il est déjà implanté sous le Code Aster® de EDF (code de calculs libre). Une version de ce code a été utilisée pour reproduire numériquement l'effet du cross sur le comportement de l'acier 304L (Vieille, Kpodekon, & Taleb, 2008). Un développement récent du modèle polycristallin effectué par (Vincent, 2007) a permis de prédire les évolutions énergétiques dans l'acier 304L en fatigue à grand nombre de cycles.

I.3 Durée de vie en fatigue

Dans cette partie, nous rappelons brièvement les mécanismes d'endommagement par fatigue et nous présentons quelques méthodes existantes de prévision de durée de vie des aciers inoxydables en fatigue.

La fatigue peut être considérée comme un processus d'endommagement et de rupture d'une structure sollicitée de façon répétée par des chargements cycliques ou non. En général, l'endommagement par fatigue se fait sans modification apparente de l'aspect ou de la forme de la structure. La fissuration par fatigue est progressive et peut être très lente, mais la rupture, qui en résulte, peut être soudaine (Bathias & Baillon, 1997).

1.3.1 Courbe de wöhler et principaux domaines de fatigue

La courbe de Wöhler relie l'amplitude de contrainte appliquée au cours d'un essai de fatigue en fonction du nombre de cycles à rupture. Elle met en évidence la notion de limite de fatigue qui correspond à la contrainte σ_D en dessous de laquelle il n'y a pas de risque de rupture par fatigue.

Une observation de cette courbe conduit à diviser, conventionnellement l'étude de la fatigue en deux domaines : la fatigue à faible nombre de cycles ou fatigue oligocyclique (LCF en anglais) et la fatigue à grand nombre de cycles ou fatigue polycyclique (HCF en anglais). Ce dernier domaine peut être divisé en deux : le domaine de l'endurance illimitée et le domaine de l'endurance limitée qui correspond à une zone de transition entre fatigue oligocyclique et fatigue polycyclique.

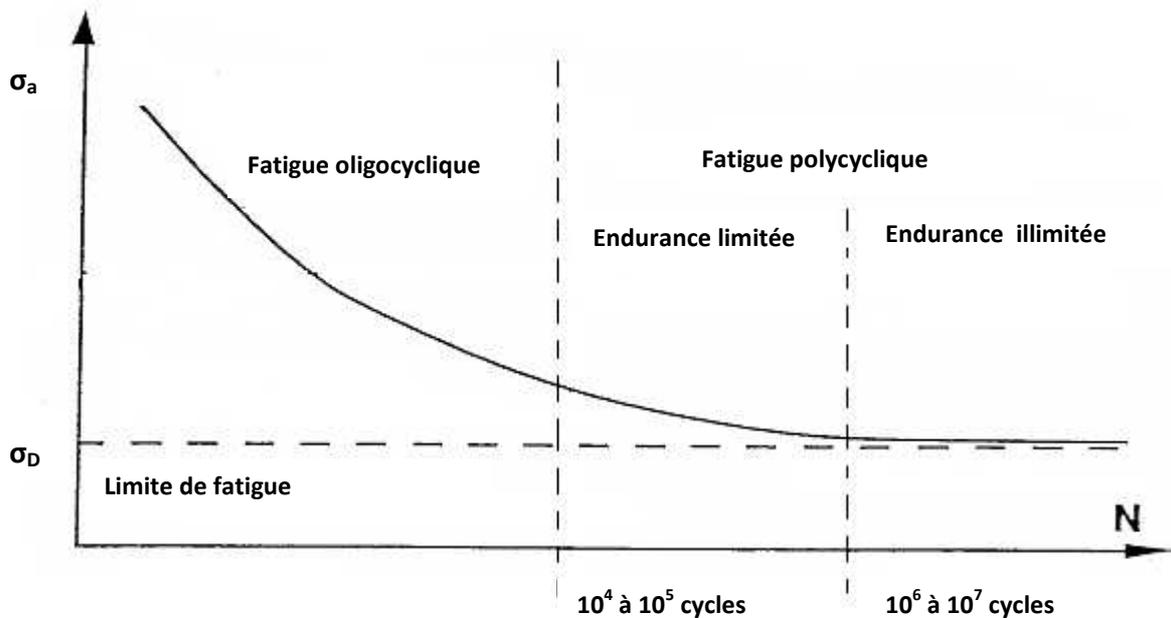


Figure I-28 : Schématisation des domaines de fatigue oligocyclique et polycyclique sur la courbe de Wöhler

Il est communément admis que le principal mécanisme responsable de l'amorçage d'une fissure est l'apparition et le développement des déformations plastiques dans les grains à cause du mouvement des dislocations. En fatigue polycyclique les déformations plastiques sont présentes à l'échelle mésoscopique du grain.

Les différents domaines de l'étude de la fatigue peuvent être caractérisés par les éléments suivants :

- **le domaine d'endurance illimitée ou zone de sécurité** : la courbe tend vers une limite asymptotique, parallèle à l'axe des nombres de cycles, appelée limite de fatigue ou limite d'endurance σ_D . Lorsqu'elle n'apparaît pas clairement sur la courbe de fatigue, la limite d'endurance σ_D peut être définie par convention. De façon pratique, on se fixe un nombre élevé de cycles (10^7 par exemple) et on considère la contrainte qui lui est associée sur la courbe de fatigue comme étant la limite d'endurance σ_D .

- **le domaine d'endurance limitée ou de fatigue à grand nombre de cycles** : la rupture est atteinte après un nombre de cycles compris entre 10^4 et 10^7 . En général, la réponse de l'éprouvette atteint un régime adapté élastique. Il peut y avoir des déformations plastiques au début du chargement mais elles restent constantes au bout d'un certain nombre de cycles.

- **le domaine de fatigue oligocyclique** correspond aux contraintes les plus grandes, supérieures à la limite élastique. La rupture généralement précédée d'une déformation plastique notable, survient après un nombre de cycles allant de 0,5 à 10^5 pour les aciers doux. L'éprouvette atteint généralement un état d'accommodation plastique ou de rochet élastoplastique.

1.3.2 Principaux facteurs d'influence sur la tenue en fatigue

1.3.2.1 Effet de la température et de l'environnement

Dans le domaine de chargement à faible amplitude de déformation qui nous intéresse, (Hayashi M. , 1995) a réalisé des essais de fatigue isotherme à la température ambiante et à 288°C sur l'acier 304L et a montré qu'il n'existait pas d'effet de la température sur la durée de vie de ce matériau pour de faibles niveaux de chargement à déformation imposée comprise entre 0,1% et 0,23%.

D'autres essais, réalisés à contrainte imposée par (Hayashi & Enomoto, 2006), ont montré que la limite d'endurance à 10^7 cycles d'un acier 304L chute de 225 MPa à l'air ambiant à 168 MPa pour une température de 288°C à l'air ou dans l'eau.

1.3.2.2 Effet du pré-écrouissage

A partir d'une série d'essais uniaxiaux réalisés à grand nombre de cycles (jusqu'à 5 millions de cycles) sur les aciers 304L et 316L, (Doquet & Taheri, 2000) ont montré qu'un pré-écrouissage cyclique a :

- un effet bénéfique sur la durée de vie à contrainte imposée (facteur multiplicatif de 30 pour un essai sous ± 237 MPa après pré-écrouissage sous 30 cycles à ± 423 MPa)

- un effet nocif sur la durée de vie à déformation imposée même en présence d'une contrainte résiduelle de compression.

En effet, pour un essai à $\pm 0.226\%$ après pré-écrouissage de 10 cycles de montée à 1,9% et 10 cycles de maintien à ce même niveau, le facteur de réduction de la durée de vie est :

- supérieur à 150 avec une contrainte résiduelle positive.
- supérieur à 9 en présence d'une contrainte résiduelle négative variant de -150 MPa à -30 MPa.

(Doquet & Taheri, 2000) ont constaté aussi que les chargements biaxiaux non proportionnels réduisent de manière significative la durée de vie de l'acier inoxydable 316L par rapport à sa durée de vie en traction compression sous une amplitude équivalente au sens de Von Mises, à déformation imposée, mais l'augmentent légèrement à contrainte imposée. D'après ces mêmes auteurs l'importance du pré-écrouissage cyclique sur la durée de vie de ce matériau serait liée à l'effet mémoire en termes de comportement cyclique. L'acier doux A42 manifeste très peu d'effet mémoire et n'est pas sensible à l'influence du pré-écrouissage sur sa durée de vie.

(Haddar, 2003) a étudié les effets d'un pré-écrouissage cyclique (16 cycles à $\pm 1\%$) et d'un pré-écrouissage monotone (traction jusqu'à une contrainte vraie de 500 MPa) sur le comportement et la durée de vie d'un acier 304L en fatigue isotherme à 165°C et en fatigue anisotherme, à déformation imposée. Il semble qu'il n'y a pas de différence significative entre les durées de vie du matériau vierge et celles du matériau pré-écroui.

Suite à des essais de fatigue à contrainte imposée sur des éprouvettes en alliage d'aluminium (7050-T7451) sans pré-écrouissage ou avec pré-écrouissage monotone à 1%, 3%, 5% et 7%, (Al-Rubaie, Del Grande, Dilermando, & Cardoso, 2007) ont constaté une réduction de la durée de vie croissante avec le niveau du pré-écrouissage (Figure I-29). Des observations faites au microscope optique par ces derniers ont révélé qu'un pré-écrouissage anticipe la formation de microstructures caractéristiques de la fatigue comme les bandes de glissement persistantes qui conduisent à la réduction de la durée de vie.

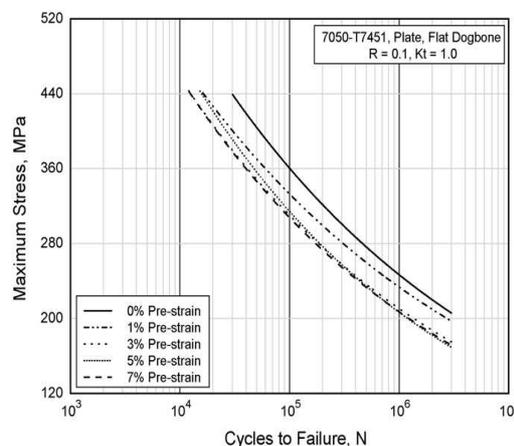


Figure I-29 : Influence d'un pré-écrouissage sur la durée de vie d'un alliage d'aluminium 7050-T7451 (Al-Rubaie K. A., Del Grande, Travessa, & Cardoso, 2007)

1.3.3 Mécanismes physiques d'endommagement et de rupture par fatigue

Il est nécessaire de décrire les principaux mécanismes explicatifs du phénomène de fatigue, avant d'examiner les critères de ce phénomène.

On admet en général, que la durée de vie d'un matériau, en fatigue, se déroule en trois phases : amorçage de fissures, propagation stade I, propagation stade II (Bathias & Baille, 1997), (Suresh, 2001).

Phase d'amorçage : la notion d'amorçage dépend de l'échelle d'observation et de description considérée. Nous considérons ici l'échelle d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER), constitué d'un agrégat polycristallin. Chaque grain isolé du VER se comporte comme un monocristal, sous sollicitation cyclique.

Le facteur prépondérant au cours de la phase d'amorçage est la contrainte de cisaillement. La figure I-30 présente le comportement d'un monocristal de cuivre en fonction de l'amplitude de cisaillement appliquée. Trois domaines A, B, C caractérisent ce comportement. Dans les domaines A et C, la contrainte de cisaillement augmente avec la déformation plastique. Dans le domaine A, caractérisé par de faibles niveaux de déformation plastique, la microstructure est constituée de veines, alors que dans le domaine C, des déformations plastiques élevées, la microstructure est constituée de cellules.

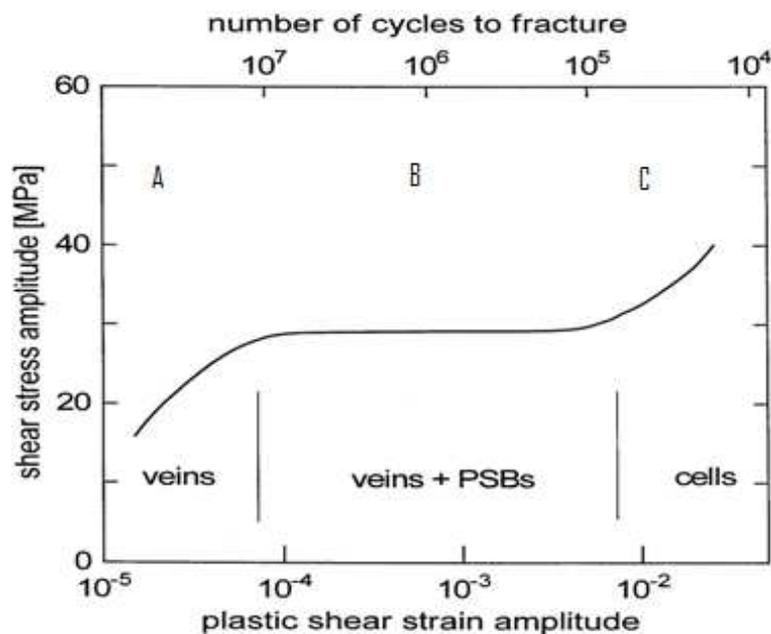


Figure I-30 : comportement cyclique d'un monocristal de cuivre (Lukáš & Kunz, 2001)

Le domaine B correspond à une phase de saturation avec la présence d'un plateau où la contrainte ne dépend plus de la déformation. La phase de saturation (domaine B), correspond à l'apparition des lignes de glissement persistantes en surface du grain et à la création de bandes de glissement persistantes (BGP) dans le grain. La présence du plateau est due à la localisation de la déformation plastique dans les BGP (Mughrabi, 1978). La déformation plastique localisée dans les BGP est, en général, supérieure à la déformation cyclique globale du grain. D'après (Laird, 1976), on peut relier la limite de fatigue à l'apparition des BGP dans les cristaux purs.

En première approximation, les premiers glissements se font dans le plan d'amplitude de cisaillement maximal. Dans un essai de traction pure, ce plan fait un angle de 45° par rapport à la direction de traction.

La figure I-31 représente le profil de surface d'un grain d'acier inoxydable 316L, soumis à une amplitude de déformation plastique. Au cours du cyclage, des défauts et des cavités sont créés par le glissement ou l'annihilation des dislocations, le comportement cyclique du grain devient irréversible ; les lignes de glissement provoquent la rugosité en surface du grain par le mécanisme d'intrusion/extrusion.

Des mesures effectuées dans la zone délimitée par le rectangle de la figure I-31 après 20000 cycles donnent une vitesse d'accroissement de la hauteur des extrusions de $0,025 \text{ nm/cycle}$ environ (Figure I-32 b).

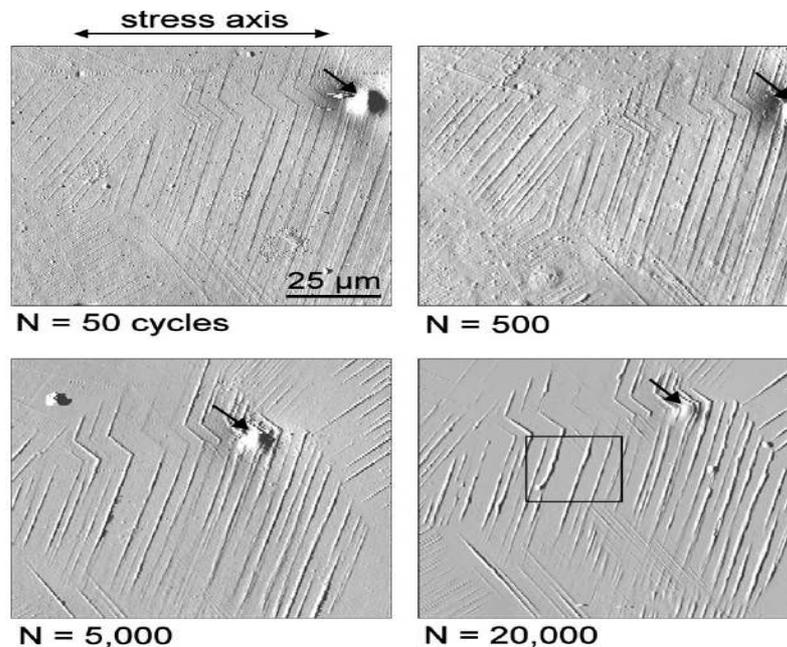


Figure I-31 : Profil de surface d'un grain d'acier inoxydable 316L, soumis à une amplitude de déformation plastique de 2.10^{-3} (Man, Obertlík, & Polák, 2003)

Man et ses co-auteurs ont montré que dans l'acier 316L sollicité à une amplitude de déformation plastique contrôlée de 10^{-3} , le relief de la surface passe de la forme de marches à la forme de "colline", après 50 cycles environ (Man, Obtrlík, & Blochwitz, 2002), (Man, Obtrlík, & Polák, 2003).

Ce constat est cohérent avec les travaux de (Polák, Obtrlík, & Hajek, 1994) au sujet des boucles d'hystérésis. L'aire minimale des boucles d'hystérésis, dans l'acier 316L sollicité à une amplitude de déformation plastique contrôlée de 10^{-3} , est enregistrée à 50 cycles environ. La relation entre l'aire minimale des boucles d'hystérésis et la forme du relief en surface serait liée au passage du durcissement à l'adoucissement du matériau.

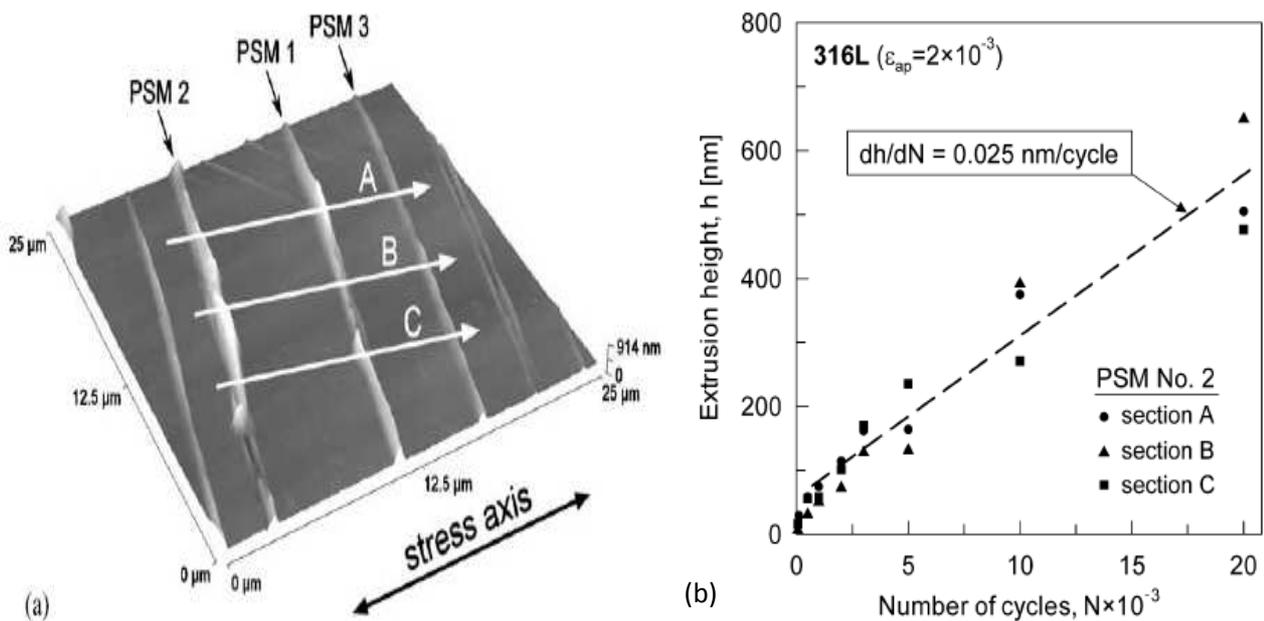


Figure I-32 : Evolution de la hauteur d'une extrusion de la zone délimitée par le rectangle de la figure I-31 en fonction du nombre de cycles (Man, Obtrlík, & Polák, 2003)

A partir de la description du comportement en fatigue du monocristal que nous venons de présenter, l'analyse suivante peut être faite pour le VER constitué par un polycristal.

Dans le cas du polycristal, chaque grain est entouré par d'autres cristaux. Un ou plusieurs systèmes de glissement peuvent être activés. Le nombre de grains concernés par les BGP évolue en fonction du chargement appliqué et peut conduire à un état de plasticité généralisée à l'ensemble du polycristal. De nombreux défauts et lacunes sont par conséquent créés dans le polycristal.

Phase de propagation en stade I : les défauts créés au cours de la phase d'amorçage, sous l'effet de la contrainte de cisaillement, coalescent sous l'effet de la contrainte normale, puis ils initient ensuite une fissure qui se propage dans le plan d'amplitude de cisaillement maximum. En général la fissure devient macroscopique lorsqu'elle atteint une longueur de 2 ou 3 tailles de grain.

La propagation en stade II : peut s'interpréter de façon macroscopique. La fissure ouverte par la contrainte normale devient suffisamment grande pour que la propagation soit décrite par des grandeurs macroscopiques.

La rupture brutale se produit lorsque le taux d'endommagement devient important, c'est-à-dire que la section effective est trop faible pour supporter les sollicitations appliquées.

La rupture peut se faire suivant trois modes:

- Mode 1 : ouverture de la fissure. Les déplacements des lèvres de la fissure sont perpendiculaires à la direction de la propagation. C'est le mode le plus dangereux (figure I-33 a)
- Mode 2 : cisaillement dans le plan de propagation de fissure. Les déplacements aux lèvres de la fissure sont parallèles à la direction de la propagation. (figure I-33 b)
- Mode 3 : cisaillement hors plan. Les déplacements aux lèvres de la fissure sont parallèles au fond de fissure. (figure I-33 c)

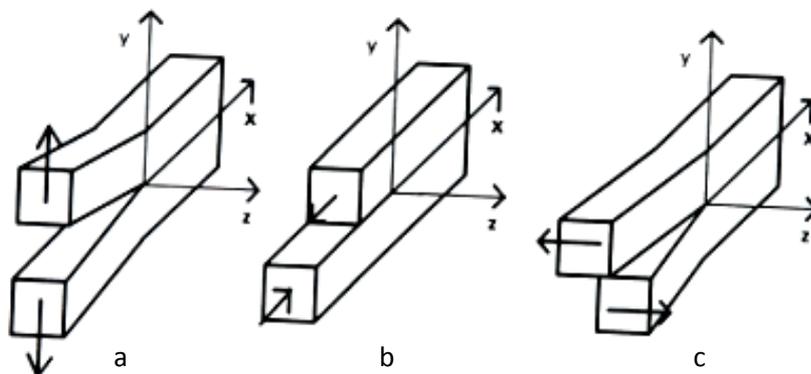


Figure I-33 : trois modes de fissuration : ouverture de fissure, cisaillement plan, cisaillement hors plan (Lemaitre & Chaboche, 2004)

En somme on peut retenir qu'au cours de la fatigue polycyclique le glissement est localisé dans les BGP provoquant des phénomènes d'intrusion/extrusion, et que le comportement macroscopique du VER, sous de faibles charges, peut demeurer élastique. En revanche, au cours de la fatigue oligocyclique, sous charge élevée, le comportement macroscopique du VER devient plastique. Ces deux constats ont servi de base à l'élaboration de "critères " de fatigue par de nombreux auteurs.

1.3.4 Critères de fatigue

Un critère de fatigue permet d'évaluer les effets d'un trajet de chargement donné. Les critères de fatigue comparent une grandeur physique fonction du chargement à une limite d'endurance. L'endommagement par fatigue peut se produire lorsque cette fonction est supérieure à la limite d'endurance.

Dans cette partie, nous nous intéressons aux critères relativement simples à mettre en œuvre et qui semblent adaptés à la fatigue des aciers inoxydables austénitiques jusqu'à 10^7 cycles. Les critères de fatigue sont formulés en contrainte, déformation et énergie. Une présentation assez détaillée des critères de fatigue se trouve dans la thèse de Weber (B., 1999).

1.3.4.1 Les formulations en contrainte

Les critères formulés en contrainte sont généralement appliqués au domaine de la fatigue polycyclique où les essais sont réalisés en contrainte imposée. Ils sont bâtis à partir de la contrainte de cisaillement et de la contrainte moyenne (pression hydrostatique). Nous pouvons citer le critère de Sines (Sines, 1959) et le critère de Crossland (Crossland , 1956) :

- **Critère de Sines**

Ce critère est formulé suivant une approche de type globale. Il fait intervenir la pression hydrostatique moyenne (P_{moy}) et l'amplitude de la contrainte de cisaillement octaédrique (τ_a) suivant l'expression :

$$\tau_a + aP_{moy} \leq b \tag{I-32}$$

S étant le déviateur des contraintes et J_2 son deuxième invariant, on a :

$$\tau_a = \sqrt{(J_2)_{alt}} = \frac{1}{2} \max_{t_1 \in T} \left\{ \max_{t_2 \in T} \sqrt{\frac{(S(t_1) - S(t_2)) : (S(t_1) - S(t_2))}{2}} \right\} , \tag{I-33}$$

$T_r(\sigma(t))$ étant la trace du tenseur des contraintes $\sigma(t)$, il vient :

$$P_{moy} = \frac{1}{2} \left[\max_{t \in T} \frac{T_r(\sigma(t))}{3} + \min_{t \in T} \frac{T_r(\sigma(t))}{3} \right], \quad (I-34)$$

L'identification des constantes a et b de ce critère peut se faire à l'aide d'un essai de torsion pure et d'un essai de traction alternée symétrique :

Un essai de torsion pure alternée permet d'obtenir :

$$b = \tau_0$$

τ_0 étant la limite d'endurance en cisaillement (I-35)

Sachant que d_0 est la limite d'endurance en traction-compression un essai de traction répétée permet d'obtenir :

$$a = \left(\tau_0 - \frac{d_0}{\sqrt{3}} \right) / \frac{d_0}{3} \quad (I-36)$$

Le critère de Sines reflète bien l'influence de la cission moyenne et de la contrainte normale moyenne sur la limite d'endurance mais il n'est valable que pour les matériaux ductiles qui vérifient la condition $\frac{d_0}{\tau_0} = \sqrt{3}$. (I-37)

▪ Critère de Crossland

Ce critère formulé en 1956, est proche du critère de Sines. La pression hydrostatique est prise par sa valeur maximale. Il s'écrit :

$$\tau_a + aP_{\max} \leq b \quad (I-38)$$

Les constantes du matériau a et b sont les mêmes que pour le critère de Sines lorsqu'elles sont déterminées à partir d'un essai de torsion pure alternée et d'un essai de traction alternée symétrique.

Ces mêmes constantes a et b peuvent être déterminées à partir de deux essais de traction cyclique à savoir, un essai de traction alternée à contrainte moyenne nulle permettant d'obtenir la limite d'endurance d_0 et un essai de traction à contrainte moyenne non nulle conduisant à la limite d'endurance d'_0 .

On obtient :

$$a = \frac{3}{\sqrt{3}} \left(\frac{d'_0 - d_0}{\sigma_{Max} - d_0} \right) \quad b = d'_0 \left(\frac{1}{\sqrt{3}} + \frac{a}{3} \right) \quad (I-39)$$

σ_{Max} étant la contrainte maximale.

Le critère de Crossland prend bien en compte l'influence de la cission moyenne et de la contrainte normale moyenne sur la limite d'endurance. La constante **a** doit rester strictement positive pour garder l'effet bénéfique d'une pression hydrostatique négative, ce qui impose :

$$\frac{d_0}{\tau_0} \leq \sqrt{3} \quad (I-40)$$

▪ Critère de Dang-Van

Le critère de (Dang Van, 1973) est basé sur la constatation que l'amorçage est un phénomène local prenant naissance à l'échelle du grain. Il formule l'hypothèse que si le chargement est suffisamment faible, la totalité des grains atteint un comportement élastique (on dit qu'il y a adaptation du matériau) et par conséquent la structure a une durée de vie infinie. Lorsque le chargement est élevé, le matériau s'adapte à l'échelle macroscopique mais certains grains subissent une déformation plastique cyclique stabilisée qui conduit au bout d'un certain nombre de cycles à l'amorçage de fissure.

Dang Van propose alors un critère de fatigue à l'échelle du grain dont la première définition est la suivante :

$$\tau_m(\vec{n}, t) + \alpha \sigma_m^H(t) \leq b \quad (I-41)$$

où $\tau_m(\vec{n}, t)$ est la contrainte microscopique de cisaillement du plan de normale \vec{n} à l'instant t , $\sigma_m^H(t)$ est la pression hydrostatique à l'instant t , et b une constante matériau.

Les contraintes locales dans le grain peuvent être reliées aux contraintes macroscopiques par la relation :

$$\underline{\sigma} = \underline{\Sigma} + \underline{\rho} \quad (I-42)$$

où $\underline{\sigma}$ est le tenseur des contraintes microscopiques, $\underline{\Sigma}$ le tenseur de contraintes macroscopiques, et $\underline{\rho}$ un champ de contraintes résiduelles auto-équilibré.

En considérant que la contrainte hydrostatique est la même à l'échelle microscopique qu'à l'échelle macroscopique, on a :

$$\underline{s} = \underline{S} + \underline{\rho} \quad (I-43)$$

Avec \underline{s} et \underline{S} les déviateurs de contraintes à l'échelle microscopique et à l'échelle macroscopique respectivement.

Pour estimer $\underline{\rho}$, Dang Van considère un plan de normale \vec{n} donnée, dans lequel le trajet de scission macroscopique décrit une courbe fermée $\Phi(\vec{n})$. On recherche ensuite le tenseur $\underline{\rho}$ tel que pour le cycle adapté, $\underline{\sigma}$ respecte à tout instant le critère de plasticité, ce qui se traduit graphiquement par un trajet de chargement $\Phi'(\vec{n})$ qui admet comme plus petit cercle circonscrit, le cercle circonscrit centré en l'origine. $\underline{\rho}$ est défini alors comme étant le vecteur \vec{MO} du plan de normale \vec{n} tel que M soit le centre du plus petit cercle circonscrit au trajet $\Phi(\vec{n})$ conformément à l'illustration de la figure I-34.

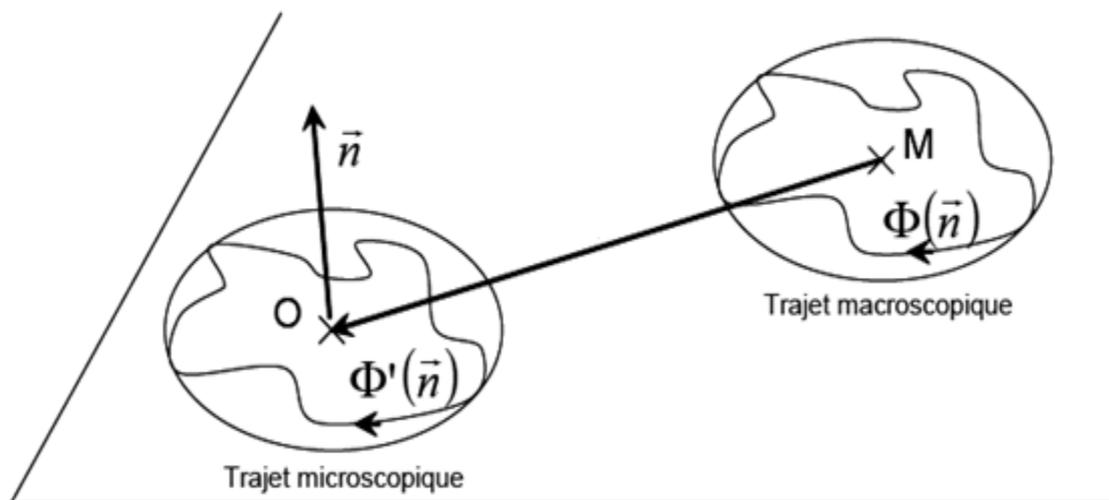


Figure I-34 : Illustration de l'estimation du champ de contraintes résiduelles $\underline{\rho}$ (Dang Van, 1973)

Après simplification, inspirée par les travaux de (Papadopoulos, 1987), le critère de Dang-Van est formulé comme une combinaison linéaire de la scission mésoscopique et de la pression hydrostatique globale.

Ce critère s'écrit :

$$\max_t [\tau(t) + a.P(t)] \leq b \quad (I-44)$$

$P(t)$ est la pression hydrostatique instantanée

En utilisant un essai de torsion alternée symétrique et un essai de traction-compression alternée symétrique, on obtient :

$$a = \left(\tau_0 - \frac{d_0}{2} \right) / \frac{d_0}{3} \quad (I-45)$$

$$b = \tau_0 \quad (I-46)$$

I.3.4.2 Les formulations en déformation

Les critères formulés en déformation sont appliqués généralement au domaine de fatigue oligocyclique et s'appuient sur des essais en déformation contrôlée. Nous pouvons citer le critère de Manson et Coffin et le critère de Smith, Watson et Topper.

▪ Critère de Manson-Coffin-Basquin

Dans le cas des états de contrainte uniaxiaux en fatigue oligocyclique, on fait l'hypothèse que l'amplitude de déformation plastique $\frac{\Delta \varepsilon_p}{2}$ est reliée à la durée de vie (N cycles à rupture) par la relation de Manson-Coffin :

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N)^c \quad (I-47)$$

ε'_f est le coefficient caractéristique de la ductilité et c un coefficient matériau.

Dans le domaine de la fatigue polycyclique, le modèle de Basquin est utilisé pour exprimer l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles à rupture :

$$\frac{\Delta \sigma}{2} = \sigma'_f (2N)^b \quad (I-48)$$

σ'_f est le coefficient d'érouissage et b un coefficient matériau.

Pour un chargement cyclique, la partition des déformations permet d'écrire la relation de Manson-Coffin-Basquin qui exprime la déformation totale $\frac{\Delta \varepsilon_t}{2}$ en fonction du nombre de cycles à rupture :

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N)^b + \varepsilon_f' (2N)^c \quad (I-49)$$

$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2}$ est l'amplitude de déformation élastique, les autres paramètres étant définis ci-dessus.

Pour les essais de torsion, l'équation de Manson-Coffin-Basquin est utilisée sous la forme :

$$\frac{\Delta \gamma_t}{2} = \frac{\Delta \gamma_e}{2} + \frac{\Delta \gamma_p}{2} = \frac{\tau_f'}{G} (2N)^{b_0} + \gamma_f' (2N)^{c_0} \quad (I-50)$$

τ_f', γ_f', G sont respectivement la résistance en fatigue en torsion, le coefficient de ductilité en cisaillement et le module de cisaillement, b_0, c_0 sont les coefficients matériau.

Dans le cas des chargements multiaxiaux radiaux, on définit une étendue de contrainte équivalente $\Delta \sigma_{eq}$ ou une étendue de déformation équivalente $\Delta \varepsilon_{eq}$, comme étant le maximum des variations des contraintes ou des déformations sur l'ensemble du trajet de chargement :

$$\Delta \varepsilon_{eq} = \max_{t_1, t_2} (\varepsilon(t_1) - \varepsilon(t_2)) \quad (I-51)$$

$$\Delta \sigma_{eq} = \max_{t_1, t_2} (\sigma(t_1) - \sigma(t_2)) \quad (I-52)$$

▪ Critère de Smith, Watson et Topper

L'équation de (Smith, Watson, & Topper, 1970) permet de rendre compte de l'influence de la contrainte moyenne σ_m à travers la contrainte maximum σ_{max} . Cette équation s'écrit de la façon suivante :

$$\sigma_{max} \varepsilon_a E = (\sigma_f')^2 (2N_f)^{2b} + \sigma_f' \varepsilon_f' E (2N_f)^{b+c} \quad (I-53)$$

$$\text{Avec } \sigma_{max} = \sigma_a + \sigma_m$$

I.3.4.3 Formulation en énergie

Les critères énergétiques permettent de combiner les composantes de contrainte et de déformation dans un paramètre du dommage, et de relier la densité d'énergie de déformation par cycle à la durée de vie en fatigue.

- **Critère de la densité d'énergie**

La densité de l'énergie par cycle est une grandeur intrinsèque à toute structure. Elle peut être calculée pour tous les types de trajets de chargement de la façon suivante :

$$W_{cy} = \int \underline{\sigma} : \dot{\varepsilon}^p dt \quad (I-54)$$

$\underline{\sigma}$ et $\dot{\varepsilon}^p$ sont respectivement les tenseurs des contraintes et des taux de déformation plastique sur le cycle considéré.

Le critère de la densité de l'énergie par cycle a été utilisé avec succès sur des fontes (Charkaluk & Constantinescu, 2000) et pour estimer des durées de vie des structures complexes de l'industrie automobile en aluminium (Verger, Constantinescu, & Charkaluk, 2001). D'après (Amiable, 2006) l'application de ce critère aux essais de fatigue thermique ne donne pas des résultats satisfaisants.

- **Critère énergétique du LMS**

Ce critère proposé par le laboratoire LMS de l'école polytechnique a été mis en œuvre dans le cadre de la thèse de (Amiable, 2006).

En s'inspirant des travaux de Dang Van ce critère propose de pondérer la densité d'énergie dissipée par cycle W_{cy} par une fonction de la pression hydrostatique maximum P_{max} .

La formulation du critère est la suivante :

$$W^* = W_{cy} + \alpha P_{max} \text{ avec } P_{max} = \max_t P(t) \text{ et } \alpha \text{ un coefficient matériau.} \quad (I-55)$$

(Amiable, 2006) propose d'identifier le paramètre α à partir de deux essais conduisant à différents taux de triaxialité. Le critère du LMS a été évalué avec satisfaction sur des essais du CEA et sur une base expérimentale publiée par (Itoh, Sakane, Ohnami, & Ameyama, 1992). Toutefois, il reste à valider sur un plus grand nombre d'essais avec divers trajets de chargement.

1.3.5 Lois de cumul de dommage

Les chargements rencontrés en service sont souvent à amplitude variable. Dans ce cadre, on cherche à connaître l'influence d'un chargement comprenant plusieurs niveaux, et à prévoir la rupture. En général, on utilise une loi de cumul de dommage.

1.3.5.1 Loi de Miner

La loi la plus simple, habituellement proposée par les codes de dimensionnement est la loi linéaire de cumul de dommage de Miner (Miner, 1945). Une fonction dommage relative à chaque niveau de chargement est calculée par :

$$D_i = \frac{n_i}{N_i} \quad (I-56)$$

n_i représente le nombre de cycles effectués avec un niveau de chargement donné pour lequel le nombre de cycles à rupture est N_i .

La rupture intervient lorsque la sommation linéaire des fractions de vie est égale à 1 :

$$\sum D_i = 1 \Leftrightarrow \sum \frac{n_i}{N_i} = 1 \quad (I-57)$$

La loi de Miner est simple d'application. Elle ne nécessite que la connaissance de la courbe de durée de vie du matériau. Mais elle présente les principaux inconvénients suivants :

- l'histoire du chargement n'est pas prise en compte par cette loi qui ne décrit aucun effet de séquence.
- l'effet endommageant des cycles d'amplitudes inférieures à la limite d'endurance n'est pas pris en compte.

(Bernard-Connolly & Bui Quoc, 1983), (Fissolo & Stelmaszyk, 2009) ont montré sur des aciers 304 et 304L respectivement, que le dommage cumulé, selon la loi de Miner, est inférieur à 1, lorsqu'au cours d'un essai de traction-compression à plusieurs niveaux de déformation imposée, les amplitudes de déformation sont appliquées dans l'ordre décroissant : Grande (High ou H) puis petite (Low ou L) amplitude. En revanche le dommage cumulé est supérieur à 1 dans le cas où les amplitudes de déformation sont appliquées dans l'ordre croissant (Low-High).

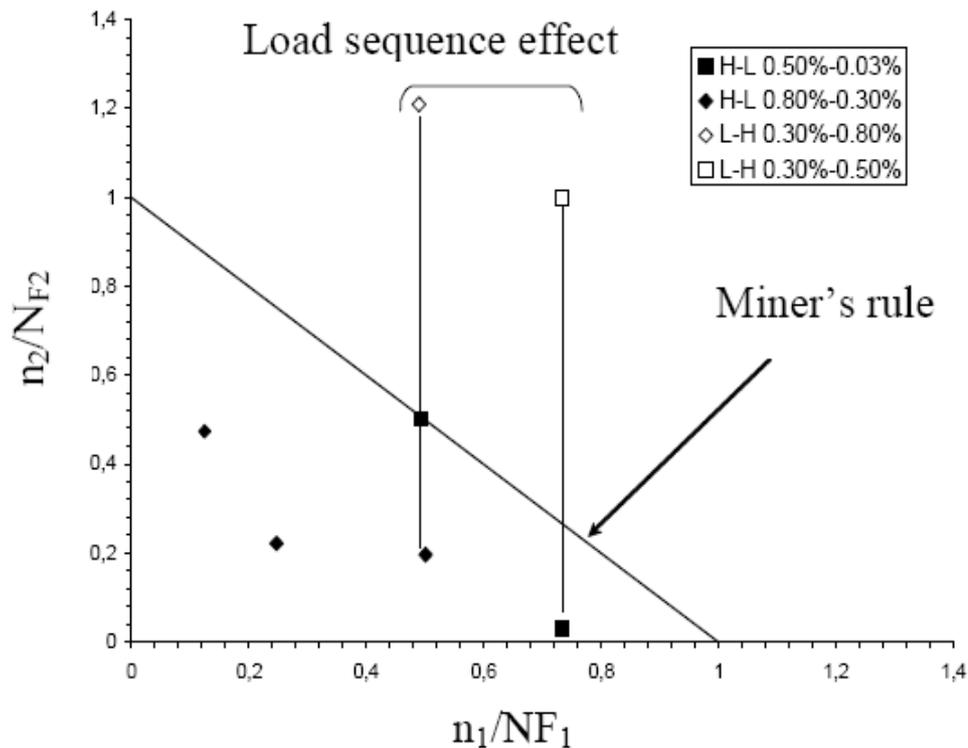


Figure I-35 : Mise en évidence de la non prise en compte de l'effet de séquence par la règle de Miner sur un acier 304L (Fissolo & Stelmaszyk, 2009)

La figure I-35 représente les résultats de l'application de la règle de Miner à des essais de deux niveaux. Un seul chargement est en accord avec la prévision de Miner. Les lignes verticales sur cette figure, illustrent bien l'effet de la séquence de chargement. La loi de miner surestime la durée de vie pour un chargement H-L.

Une explication du non respect de la règle de Miner vient du fait que le phénomène de fatigue comporte deux étapes distinctes à savoir l'initiation et la propagation de fissures, basées sur des mécanismes distincts (Suresh, 2001) et par conséquent le cumul de dommage ne saurait être linéaire pour toute la durée de vie. Toutefois l'importance relative de ces deux étapes n'est pas la même en fatigue oligocyclique ou en fatigue à grand nombre de cycles. L'initiation de fissure peut avoir lieu dès le début du cyclage en fatigue oligocyclique ; mais elle peut correspondre à 90% de la durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles.

(Fatemi & Yang, 1998) ont publié une synthèse des modèles de prédiction de durée de vie. D'après ces auteurs, aucun modèle de prédiction de durée de vie n'intègre à la fois les principaux phénomènes tels que l'influence de l'amplitude de chargement, l'évolution non linéaire du dommage, l'effet de séquence, les interactions entre les cycles de chargement, les effets de surcharge, les effets des cycles de faible amplitude inférieure à la limite de

fatigue, et l'effet de la contrainte moyenne. L'applicabilité de chaque modèle varie au cas par cas. Le modèle de Miner reste, tout de même, le plus robuste et le plus utilisé.

Des évolutions récentes du cumul de dommage ont été proposées par (Mesmacque, Garcia, & Amrouche, 2005) pour les chargements en contrainte imposée et par (Taheri, 2007 b) pour les chargements en déformation imposée.

I.3.5.2 Cumul non linéaire de dommage

La figure I-36 permet de définir les paramètres du modèle proposé par (Mesmacque, Garcia, & Amrouche, 2005). On applique n_i cycles sous la contrainte σ_i , dont N_i est le nombre de cycles à la rupture obtenue par l'équation de la courbe de Wöhler.

On relève ensuite, sur la courbe de Wöhler la contrainte endommagée σ_{edi} qui correspond au nombre de cycles résiduels $(N_i - n_i)$.

Dans l'hypothèse où la durée de vie du matériau ne dépend que des conditions de chargement, l'état de l'endommagement du matériau au niveau i est transposé au niveau de contrainte σ_{i+1} dont le nombre de cycles à la rupture est N_{i+1} .

On calcule, enfin, la contrainte endommagée équivalente à partir de l'équation I-58 et par conséquent on relève la durée de vie correspondante sur la courbe de Wöhler.

$$D = \frac{\sigma_{edi} - \sigma_i}{\sigma_u - \sigma_i} = \frac{\sigma_{equiv} - \sigma_{i+1}}{\sigma_u - \sigma_{i+1}} \quad (I-58)$$

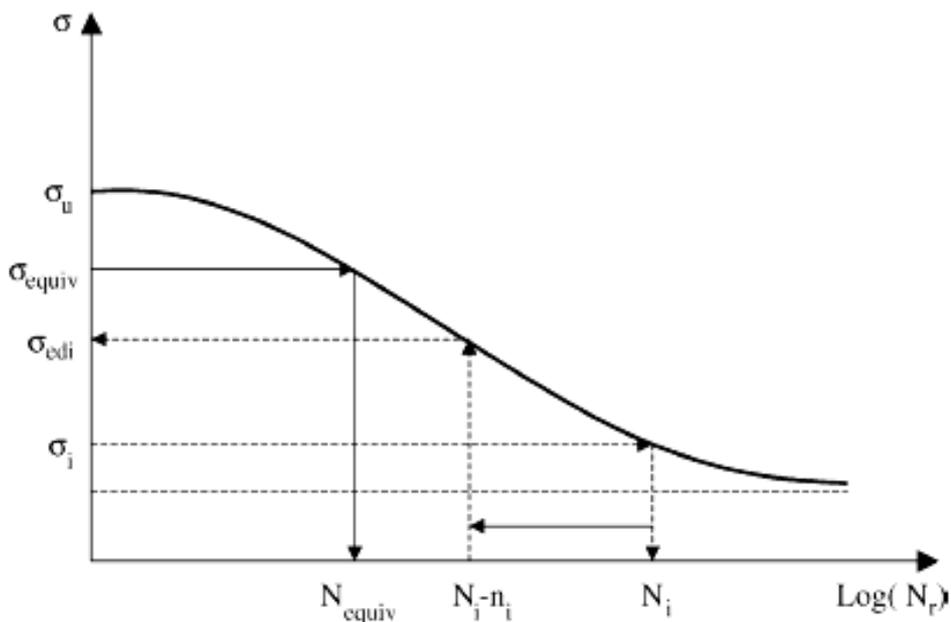


Figure I-36 : Définition des paramètres du modèle de (Mesmacque, Garcia, & Amrouche, 2005)

Ce modèle a été validé avec des résultats de la littérature au sujet de certains aciers le (35CD4, 300CVM, ...), et de la fonte GS61. Il pourra être évalué sur d'autres aciers.

I.3.5.3 Modèle de Taheri

D'après (Taheri, 2007 b), l'effet de séquence en termes d'endommagement, au stade de l'amorçage, ne provient pas de la non linéarité du cumul de dommage, mais en grande partie, de l'influence du pré-chargement sur le comportement cyclique du matériau.

Pour les matériaux qui ne manifestent pas d'effet mémoire du chargement comme les aciers ferritiques (A42), l'aluminium 1100,... le cumul linéaire du dommage reste valable. En effet ces matériaux présentent une stabilisation du comportement cyclique correspondant à une microstructure constituée de cellules à taille minimale. Par conséquent, les dislocations sont créées et annihilées de façon à ce que la structure se reconstitue cycle après cycle. L'hypothèse d'un cumul linéaire du dommage est donc admissible.

En revanche, pour les matériaux sensibles à l'effet mémoire des grands cycles sur le comportement des petits cycles comme les aciers inoxydables austénitiques 304L, 316L, Taheri propose un cumul linéaire du dommage après avoir modifié les cycles de faible amplitude L en tenant compte des cycles de grande amplitude H. Les figures I-37a, b, c représente une schématisation de cette modification sur un acier 316L, à la température ambiante.

Les amplitudes utilisées pour illustrer la méthode sont 1% pour H et 0,3% pour L (figure I-37a). Il s'agit d'un chargement H-L pour lequel les cycles L doivent être modifiés à partir des cycles H.

Sur la figure I-37b, on monte à la verticale de $\Delta\varepsilon_L = 0,3\%$ jusqu'à la courbe cyclique avec pré-écrouissage à 1%. Le passage horizontal sur cette même figure nous permet de retrouver la courbe cyclique sans pré-écrouissage, puis une descente verticale donne une amplitude équivalente de 0,6%.

Ensuite, le dommage est calculé par :

$$D = \frac{n_{0.3\%}}{N_{f(0.6\%)}} + \frac{n_{1\%}}{N_{f(1\%)}} \quad (I-59)$$

avec $n_{0.3\%}$ et $n_{1\%}$: le nombre de cycles appliqués à une amplitude de déformation imposée de 0,3% et 1% respectivement.

$N_{f(0.6\%)}$ et $N_{f(1\%)}$: le nombre de cycles à la rupture sous un chargement de déformation imposée de 0,6% et 1%, respectivement.

Le dommage calculé est ensuite reporté sur la figure 37c où la droite définissant la limite supérieure du dommage dans le diagramme de Miner est :

$$Y = \frac{n_{0.3\%}}{N_f(0.3\%)} = \frac{N_f(0.6\%)}{N_f(0.3\%)} \frac{n_{0.3\%}}{N_f(0.6\%)} = \frac{N_f(0.6\%)}{N_f(0.3\%)} \left(1 - \frac{n_{1\%}}{N_f(1\%)}\right) = \frac{N_f(0.6\%)}{N_f(0.3\%)} (1 - X) \quad (I-60)$$

Les résultats obtenus par le modèle sont comparés à ceux du modèle de cumul non linéaire de dommage de (Marco & Starkey, 1956).

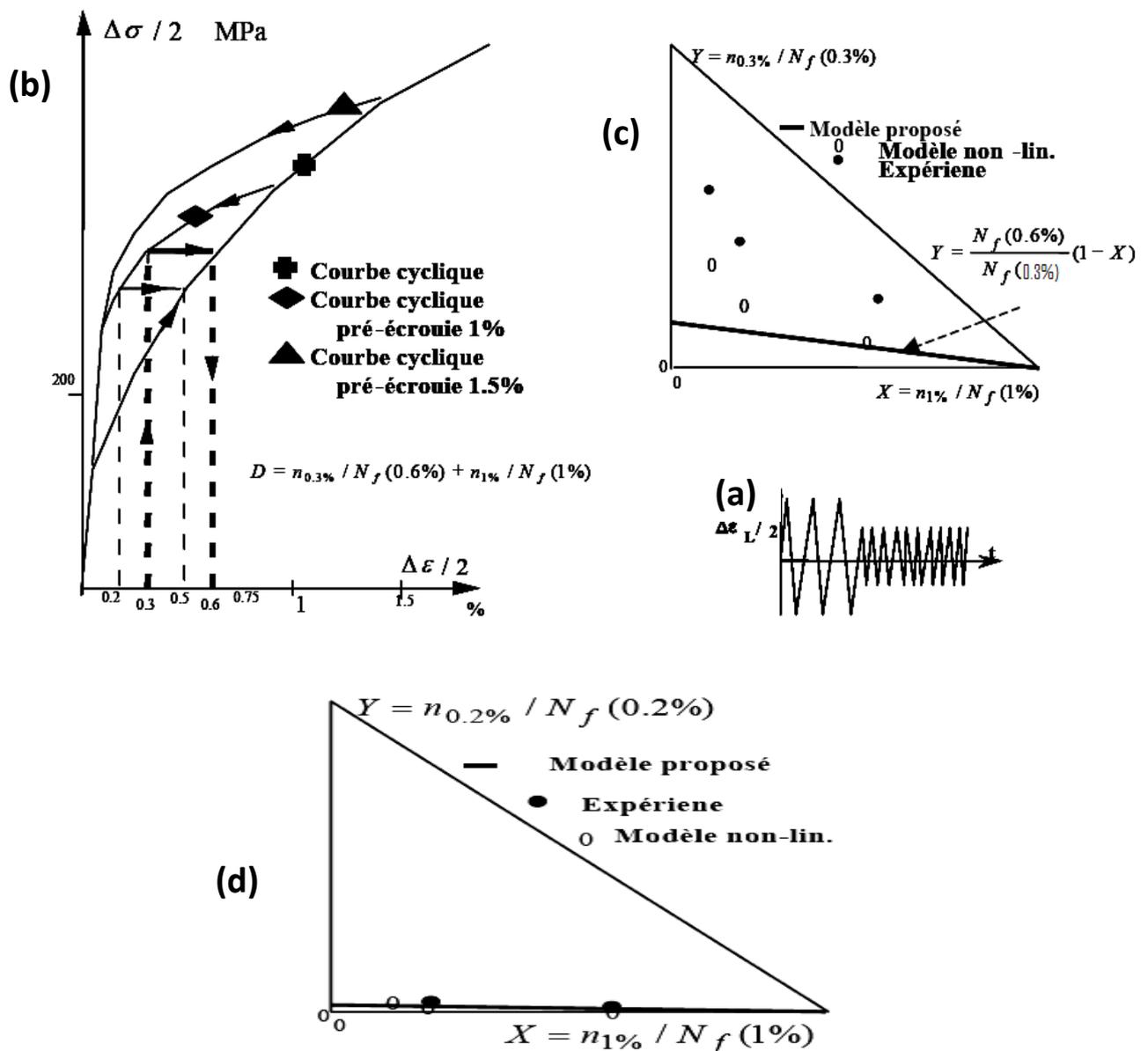


Figure I-37: méthode de cumul de dommage avec prise en compte du pré-écrouissage : (a) chargement (b) courbe d'écrouissage cyclique (c) et (d) résultats (Taheri, 2007 b)

Le modèle de Taheri donne une meilleure représentation des points expérimentaux lorsque la relaxation de contrainte n'est pas importante (Figures I-37c et d). L'inconvénient de cette méthode est de ne pas prendre en compte la relaxation de contrainte, mais on peut penser qu'une représentation des courbes cycliques par l'évolution de l'amplitude de contrainte à mi-durée de vie et non par l'évolution de l'amplitude de contrainte maximale, devrait donner de meilleurs résultats.

L'application du modèle de Taheri à l'acier 304L (Fissolo & Stelmaszyk, 2009) a montré que la réponse en amplitude de contrainte du matériau soumis à la séquence de chargement (0,8% suivi de 0,3%) est identique à celle obtenue sous amplitude constante de 0,5%, par conséquent $N_{f0,3\%}$ peut être remplacé par $N_{f0,5\%}$ après pré-écrouissage à 0,8%. En revanche pour la séquence (0,5% suivi de 0,3%), aucun effet mémoire du pré-écrouissage n'a été observé : la règle de Miner est applicable. Le modèle de Taheri reste à valider par un plus grand nombre d'essais.

1.4 En résumé

L'utilisation des aciers inoxydables austénitiques se justifie essentiellement par leur bonne résistance à la corrosion, et leurs bonnes propriétés mécaniques.

Les aciers austénitiques peuvent contenir de la ferrite résiduelle qui améliore leur soudabilité mais réduit leur durée de vie en fatigue en fonction de l'amplitude de déformation imposée, de la température, et de l'orientation des "fibres" de ferrite par rapport à la direction du chargement.

Après hypertrempe les aciers inoxydables présentent une structure métastable γ , et peuvent subir une transformation martensitique $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$, par déformation plastique ou par refroidissement entre une température M_s et M_d . Un niveau critique de déformation plastique (amplitude de 0,33% environ pour un chargement cyclique, ou 20% de déformation plastique environ pour un chargement monotone) est nécessaire pour obtenir une quantité significative de martensite.

Sollicités en déformation ou en contrainte imposée, les aciers inoxydables mettent en évidence un effet Bauschinger et manifestent un durcissement cyclique ou un adoucissement cyclique (amplitudes de déformation inférieures ou égales à 0,28%). Un durcissement cyclique secondaire peut être observé pour certaines amplitudes de déformation. Les aciers austénitiques sont sensibles à l'histoire du chargement et manifestent un effet mémoire de l'amplitude de déformation.

Sous chargement en contrainte imposée non symétrique, ces aciers peuvent subir un phénomène de rochet en fonction d'une contrainte moyenne suffisante. Mais la contribution du fluage dans l'évolution de la déformation plastique au cours des essais de rochet reste encore à préciser.

Les trajets de chargement non proportionnels provoquent un sur-écrouissage (jusqu'à 77% par rapport à la traction-compression) des aciers austénitiques. Ce sur-écrouissage est lié à l'activation d'un grand nombre de systèmes de glissement à cause de la faible énergie de faute d'empilement de ces aciers et provoque l'apparition de macles.

Un écrouissage croisé (cross-hardening) se manifeste par un sur-écrouissage si après application d'un chargement proportionnel dans une direction donnée, on applique un autre chargement proportionnel dans une autre direction. L'intensité du sur-écrouissage ne dépend pas forcément de la déformation plastique cumulée.

Les phénomènes physiques liés à la plasticité peuvent être classés selon la longueur d'onde du champ élastique qui lui est associée. On distingue une contrainte effective (effective stress) associée à un champ d'interactions à courte distance et une contrainte interne (back

stress) associée à un champ d'interaction à longue distance. La contrainte effective est reliée à l'érouissage isotrope R et la contrainte interne est reliée à l'érouissage cinématique X . Les évolutions de ces variables peuvent être estimées à partir des boucles d'hystérésis.

Le comportement cyclique des aciers inoxydables austénitiques peut être modélisé par des modèles phénoménologiques ou micromécaniques dont la complexité dépend souvent du grand nombre de phénomènes caractéristiques (effet Bauschinger, durcissement, adoucissement, rochet, effet mémoire, sur-érouissage...) de ce comportement.

La durée de vie de ces aciers est fortement influencée par l'histoire du chargement. Quelques cycles de pré-érouissage modifient significativement leur durée de vie en fatigue.

Des méthodes de prédiction de durées de vie existantes donnent des résultats assez satisfaisants, mais ils restent à valider par un plus grand nombre d'essais.

Cette étude bibliographique fait apparaître une certaine pauvreté des données expérimentales relatives à l'influence du pré-érouissage sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques en fatigue à grand nombre de cycles.

Notre travail se fixe pour objectif principal de contribuer à l'enrichissement d'une base de données expérimentales indispensables à une meilleure compréhension et une bonne modélisation des effets du pré-érouissage sur le comportement et la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables austénitiques.

Chapitre II

METHODOLOGIE EXPERIMENTALE

II Méthodologie expérimentale

Dans ce chapitre nous présentons les objectifs et le programme expérimental des différentes campagnes d'essais que nous avons menées dans le cadre de ce travail. Nous commençons par décrire les objectifs généraux de nos investigations, puis nous présentons le matériau, l'équipement et les différentes procédures utilisées.

II.1 Les objectifs

Le travail a pour objectifs principaux de :

- déterminer et comparer les durées de vie de l'acier 304L vierge ou ayant subi un pré-écrouissage monotone ou cyclique.
- Analyser et chercher à comprendre les différences de comportements cycliques et de durées de vie de ce matériau en fatigue en fonction de la nuance et du mode de sollicitation.
- Contribuer à la constitution d'une base de données nécessaires à l'évaluation et à l'amélioration des méthodes de prévision de durée de vie de ce matériau.

II.2 Le matériau

Deux nuances de l'acier 304L ont été utilisées au cours de nos investigations. Il s'agit des nuances THY (THYSSEN), et CLI (Creusot Loire Industrie) dont nous rappelons les compositions chimiques, évaluons les teneurs en ferrite et examinons les sensibilités à la transformation martensitique.

II.2.1 Compositions chimiques des nuances THY et CLI

Les compositions chimiques des nuances THY et CLI déterminées par EDF sont rapportées dans le tableau II.1 suivant :

	C (%)	Mn (%)	Si (%)	S (%)	P (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	Cu (%)	N ₂ (%)	Fe
304L THY	0,023	1,13	0,49	0,004	0,024	10,1	18,5	0,09	0,1	0,028	Complément à 100%
304L CLI	0,029	1,86	0,37	0,004	0,029	10	18	0,04	0,02	0,056	Complément à 100%

Tableau II-1 : compositions chimiques en pourcentage massique des nuances THY et CLI d'après EDF

A partir des compositions chimiques nous pouvons estimer la teneur en ferrite, les températures de transformation martensitique M_s et M_{d30} , ainsi que l'énergie de faute d'empilement.

II.2.2 Teneur en ferrite des nuances THY et CLI

Notre étude bibliographique nous a permis de savoir que la ferrite peut avoir un effet néfaste pour la durée de vie d'un acier 304L, en particulier lorsque l'orientation des fibres est perpendiculaire à la direction du chargement (paragraphe I.1.2).

La réduction de durée de vie due à la teneur en ferrite dans l'acier 304L a été constatée pour des températures de 300°C et 600°C sous un chargement de 2% en déformation (Rho, Hong, & Nam, 2000).

Nos conditions de chargement ne correspondent pas à ces dernières. Toutefois nous pouvons estimer les teneurs en ferrite des deux nuances THY et CLI et effectuer des comparaisons dont il faut tenir compte dans l'analyse de leurs durées de vie.

Les formules empiriques suivantes, proposées par EDF, permettent d'effectuer une première estimation de la teneur en ferrite δ de l'acier :

$$\delta (\%) = 21,8R^2 - 5,96R + 3,39 \quad (\text{II.1})$$

$$\text{avec } R = \frac{Cr + Mo + 0,65Si - 17,6}{Ni + 20C + 8,3N + 0,08Mn - 5,18} \quad (\text{II. 2})$$

Les équations (I-1) et (I-2) du chapitre I permettent de calculer les valeurs des équivalents chrome et nickel que nous reportons dans le tableau II-2.

Les valeurs de R et δ pour THY et CLI sont aussi reportées dans le tableau II-2

	[Cr eq] % massique	[Ni eq] % massique	R	δ (%)
304L (THY)	19,61	12,08	0,233	3,19
304L (CLI)	18,8	13,21	0,11	3

Tableau II-2: teneurs en ferrite, et équivalents chrome et nickel des nuances THY et CLI (Lacombe L. & Béranger, 1990)

D'après le tableau II-2, la teneur en ferrite est pratiquement la même pour les deux nuances THY et CLI de l'acier 304L. Aucun effet de ferrite ne sera considéré dans la comparaison des durées de vie des nuances THY et CLI.

II.2.3 Transformation martensitique des nuances THY et CLI

Les équations I.3 et I.4 du chapitre I, permettent d'estimer les températures caractéristiques de la transformation martensitique par refroidissement M_s (Martensite start) et de la transformation martensitique par déformation Md_{30} (température pour laquelle une déformation vraie de 30%, provoque 50% de martensite en volume). Les résultats obtenus sont reportés dans le tableau II-3.

	MS (°C)	Md₃₀ (°C)	EFE
304L (THY)	-100	25	28
304L (CLI)	-133	13	30

Tableau II.3 : estimation des températures de la transformation martensitique et des énergies de faute d'empilement (EFE) des aciers 304L

Les valeurs négatives de M_s (tableau II.3) montrent que la transformation martensitique commence à très basse température pour ces deux nuances. A la température ambiante la phase austénitique sera maintenue métastable. En effet, Michel Colombié a montré aussi dans son ouvrage (Michel Colombié et coll., 2000) qu'on peut obtenir des valeurs très faibles voire négatives de M_s en augmentant les éléments d'alliage, particulièrement le nickel, et que les aciers austénitiques peuvent être utilisés en cryogénie.

L'abaque de la figure II-1 établi par (Akamatsu & Chevallier, 2000) cité par (Haddar, 2003), illustre la stabilité des aciers 304L à température ambiante à partir de leurs équivalents chrome et nickel. Nous y avons reporté les points correspondant aux nuances THY et CLI.

Trois zones apparaissent sur cette figure :

- $[Ni\ eq] + 2/5 [Cr\ eq] > 22,5$: on obtient de l'austénite stable à température ambiante.
- $[Ni\ eq] + 2/5 [Cr\ eq] < 22,5$ et $[Ni\ eq] + 2/3 [Cr\ eq] > 21$: la transformation martensitique est possible à la température ambiante, par écrouissage.
- $[Ni\ eq] + 2/3 [Cr\ eq] < 21$: la transformation martensitique par refroidissement est possible jusqu'à la température ambiante.

D'après la figure II-1, les deux nuances THY et CLI sont sensibles à la transformation martensitique par écrouissage à la température ambiante. Cette sensibilité est légèrement plus importante pour THY que pour CLI.

En dehors de la sensibilité à la transformation martensitique, l'amplitude de déformation et le nombre de cycles appliqués sont des facteurs déterminants de la quantité de martensite susceptible d'être formée.

D'après (Bayerlein, Christ, & Mughrabi, 1989) la transformation martensitique est à l'origine d'un durcissement secondaire, à température ambiante, pour des amplitudes de déformation plastique imposée supérieure à 0,3%. Un seuil de 20% de déformation est évoqué pour les essais de traction monotone. Nos conditions de chargement sont en dessous de ces valeurs.

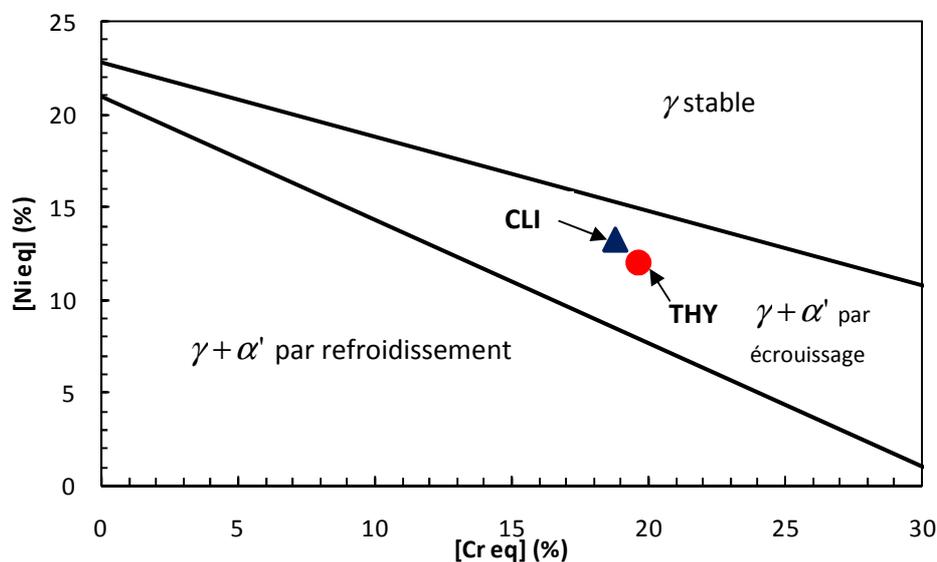


Figure II-1 : stabilité des aciers inoxydables austénitiques 304L à la température ambiante d'après (Akamatsu & Chevallier, 2000) cité par (Haddar, 2003)

Par ailleurs la sensibilité à la transformation martensitique des aciers inoxydables dépend de leur énergie de faute d'empilement (EFE). L'EFE est l'énergie nécessaire pour créer une faute dans le réseau cristallin.

Une faute d'empilement peut être considérée comme une erreur dans la séquence d'empilement des plans atomiques de certains matériaux.

Les matériaux à structure cubique faces centrées (CFC), comme l'acier 304L, ont une séquence ternaire d'empilement compact de plans compacts A-B-C-A-B-C-A-B-C... (Figure II-2).

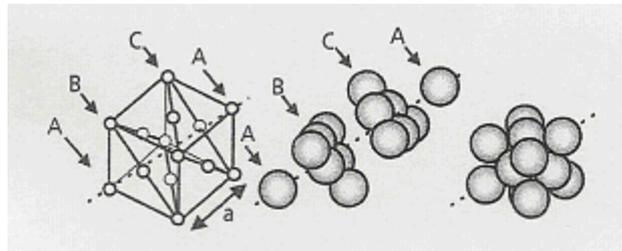


Figure II-2 : structure CFC des aciers inoxydables austénitiques d'après (Dupeux, 2008)

D'après (Dupeux, 2008), une erreur se produit lorsque, par exemple, dans un réseau cubique à faces centrées, on a la séquence d'empilement suivante :

A-B-C-A-B-A-B-C-A-B-C...



Faute d'empilement

D'après (Lacombe L. & Béranger, 1990) , l'EFE peut être estimée par l'expression suivante :

$$\text{EFE (mJ.m}^{-2}\text{)} = 25,7 + 2*(\%Ni) + 410*(\%C) - 0,9*(\%Cr) - 77*(\%N) - 13*(\%Si) - 1,2*(\%Mn) \quad (\text{II-3})$$

Les différentes valeurs de l'EFE issues de cette expression sont mentionnées dans le tableau II-3. La nuance THY présente une EFE légèrement inférieure au CLI traduisant ainsi l'importance de sa sensibilité à la transformation martensitique par rapport au CLI.

L'EFE détermine le caractère planaire ou dévié du glissement des dislocations, et par conséquent le type de microstructure obtenue après déformation du matériau.

Une EFE faible (quelques mJ.m^{-2}) favorise la dissociation en dislocations partielles, ce qui induit un glissement planaire. Dans le cas contraire, la dissociation en dislocations partielles est plus difficile, ce qui favorise le glissement dévié.

II.3 Présentation du dispositif expérimental

II.3.1 Epreuves d'essais

Les éprouvettes utilisées dans ce travail ont été réalisées par EDF.

Nous avons utilisé deux types d'éprouvettes :

- Les essais de traction-compression sont réalisés sur des éprouvettes cylindriques pleines et lisses dont la géométrie (figures II-3) a été définie pour correspondre à la machine d'essai.

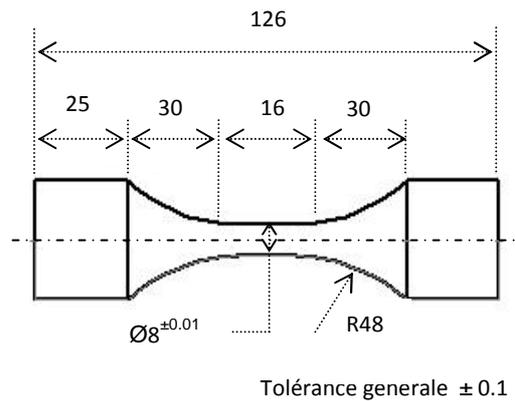


Figure II-3 : schéma représentatif des éprouvettes de traction-compression

- Les essais de torsion (voir partie perspectives) sont réalisés sur des éprouvettes cylindriques creuses et lisses dont la géométrie est donnée sur la figure II-4. Cette géométrie nous permet d'avoir un état de contraintes quasiment homogène dans la zone centrale de l'éprouvette, et d'atteindre des vitesses d'échauffement et de refroidissement suffisantes, tout en assurant un champ de températures quasiment homogène dans cette zone.

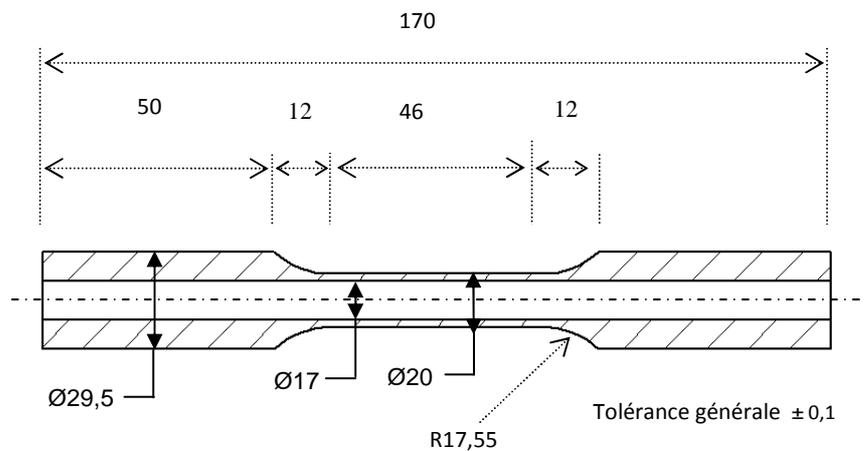


Figure II-4 : schéma représentatif d'une éprouvette de torsion

II.3.2 Paramètres mécaniques liés à la géométrie et aux dimensions des éprouvettes

- **Eprouvette de traction-compression**

Paramètres	Formulation	Unité
Déformation ε	$\varepsilon = \frac{\Delta l(mm)}{l_0(mm)}$	Sans unité
Déformation vraie ε_v	$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon)$	Sans unité
Section S	$S = \frac{\pi d^2}{4}$	mm ²
Contrainte σ	$\sigma = \frac{F}{S} \text{ (N/mm}^2\text{)}$	MPa
Contrainte vraie σ_v	$\sigma_v = \sigma(1 + \varepsilon)$	MPa
Déformation élastique ε_e	$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E}$	Sans unité
Déformation plastique ε_p	$\varepsilon_p = \varepsilon - \varepsilon_e$	Sans unité

Tableau II-4 : calculs des paramètres mécaniques liés à la géométrie et à la dimension des éprouvettes de traction-compression

l_0 : Longueur initiale de la zone utile de l'éprouvette, F : la force appliquée

Δl : Allongement axial de la zone utile de l'éprouvette ; d : le diamètre de la zone utile

Au cours du dépouillement des essais de fatigue en traction monotone jusqu'à 14%, nous avons calculé la déformation vraie et la contrainte vraie en utilisant les expressions du tableau II-4.

▪ Paramètres mécaniques sur une boucle d'hystérésis contrainte-déformation

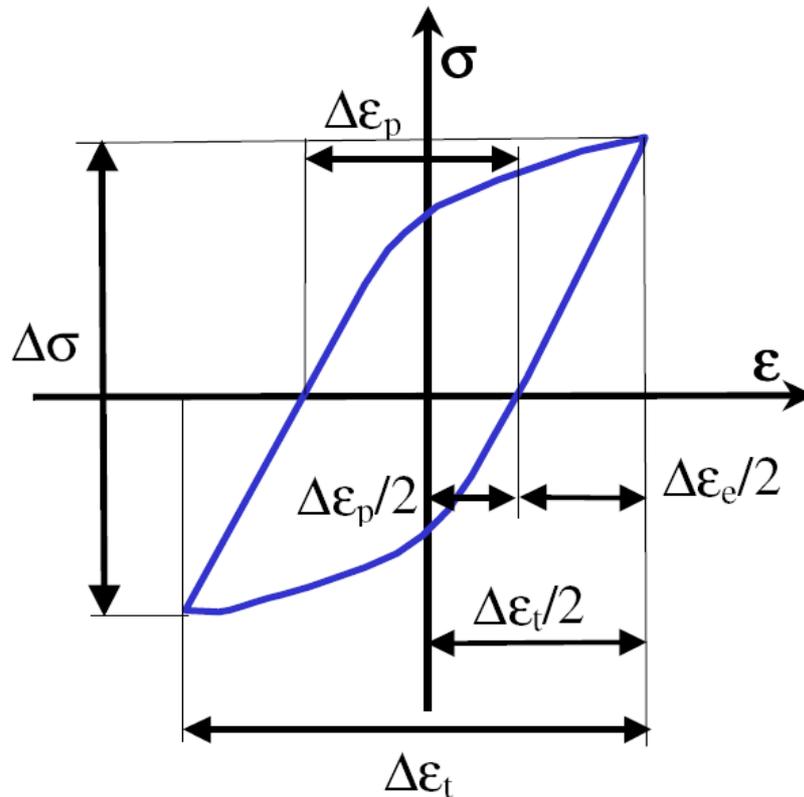


Figure II-5 : définition des paramètres caractéristiques d'une boucle d'hystérésis (Hénaff & Morel, 2005)

Les principaux paramètres suivants sont utilisés pour caractériser le comportement du matériau :

- l'étendue de la variation de la contrainte : $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$ (II-4)

- l'étendue de la variation de la déformation totale : $\Delta\epsilon_t = \epsilon_{max} - \epsilon_{min}$ (II-5)

Les déformations élastique ou plastique sont calculées avec la même expression en remplaçant l'indice t par e ou p respectivement.

- l'amplitude de contrainte : $\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{1}{2}(\sigma_{max} - \sigma_{min})$ (II-6)

- l'amplitude de déformation : $\epsilon_a = \frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{1}{2}(\epsilon_{max} - \epsilon_{min})$ (II-7)

- la contrainte moyenne : $\sigma_{moy} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$ (II-8)

- la déformation moyenne : $\epsilon_{moy} = \frac{\epsilon_{max} + \epsilon_{min}}{2}$ (II-9)

▪ Estimation de la densité d'énergie de déformation plastique absorbée par cycle

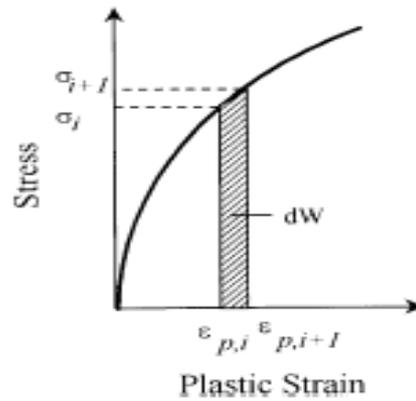


Figure II-6 : incrément de l'énergie de déformation plastique d'après (Tchankov & Vesselinov, 1998)

Nous avons estimé la densité d'énergie de déformation plastique absorbée par cycle par l'aire de la boucle d'hystérésis contrainte-déformation plastique générée au cours du cycle.

D'après (Tchankov & Vesselinov, 1998), cette énergie peut être approximée par la somme des incréments d'énergie dW sur la boucle considérée (figure II-6).

$$dW = \frac{1}{2}(\sigma_{i+1} + \sigma_i)(\varepsilon_{p,i+1} - \varepsilon_{p,i}) \quad (\text{II-10})$$

$$W_{cycle} = \sum_{boucle} dW \quad (\text{II-11})$$

II.3.3 Machine d'essai

Notre programme d'essais est exécuté avec une machine servo-hydraulique MTS de traction-torsion, de capacité ($\pm 250\text{KN}$, $\pm 75\text{mm}$) en traction-compression, et ($\pm 2200\text{ Nm}$, $\pm 45^\circ$) en torsion. Les déformations sont mesurées par un extensomètre MTS.

Une vue globale de cette machine avec ses différentes composantes est donnée par la figure II-7. Cette machine est équipée d'un dispositif thermique de refroidissement des éprouvettes par un mélange gazeux composé d'azote et d'argon. Les vitesses de refroidissement peuvent atteindre environ -20°C/s .

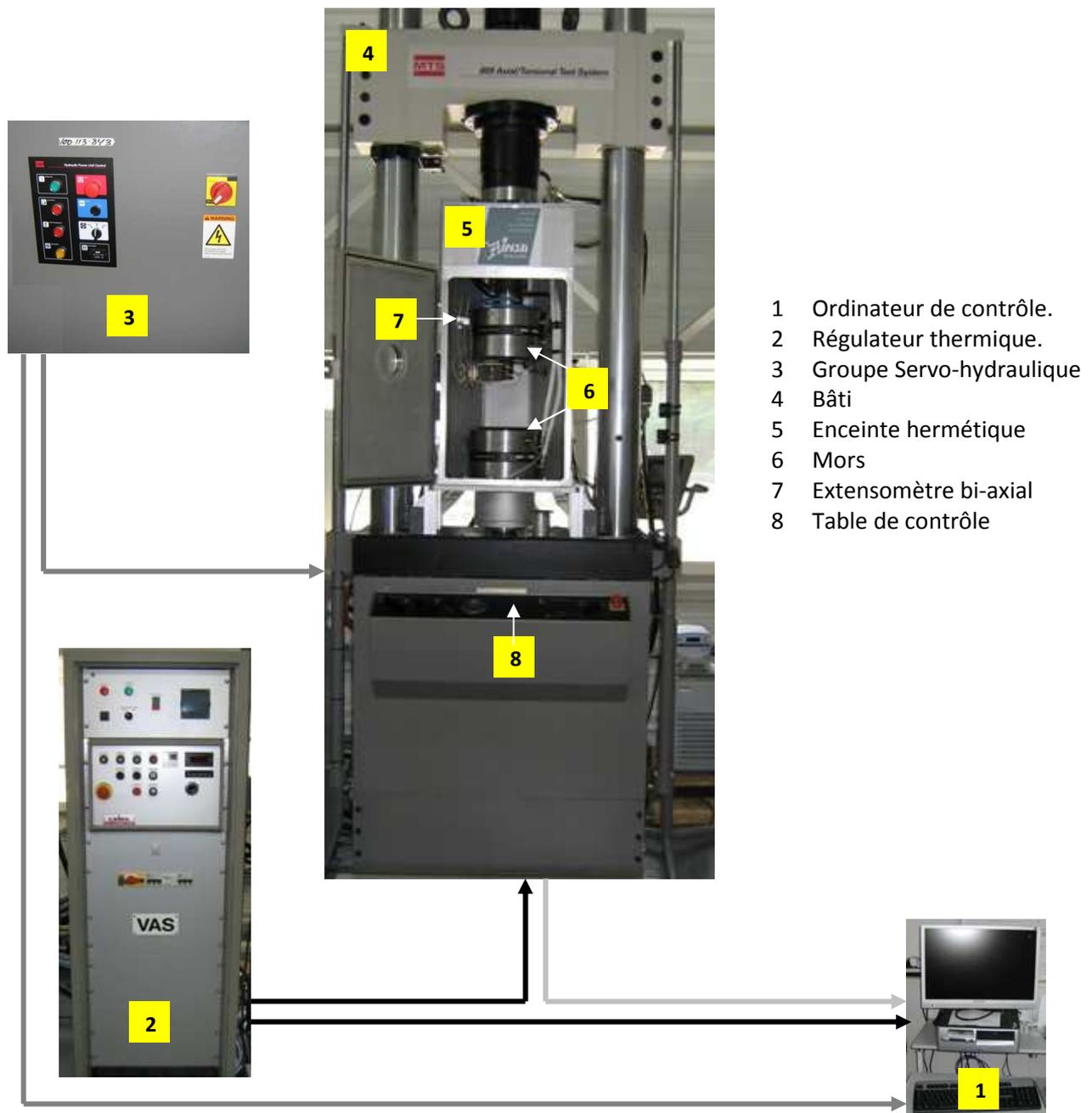


Figure II-7 : vue de l'ensemble du dispositif expérimental (Meftah, 2007)

II.4 Programme d'essais

Pour répondre aux objectifs fixés, nous avons défini un programme d'essais qui comporte :

- des essais de fatigue sur matériaux vierges à déformation imposée ou à contrainte imposée.
- des essais de fatigue, à déformation imposée ou à contrainte imposée, sur matériaux pré-écrouis : la phase de pré-écrouissage est soit monotone, soit cyclique. Dans ce dernier cas, différents points d'arrêt du pré-écrouissage ont été considérés, l'influence de la contrainte moyenne a été étudiée. Les durées de vie obtenues sur les matériaux pré-écrouis ont été comparées à celles des matériaux vierges.
- enfin, une série d'essais destinés à déterminer une courbe de Wöhler de l'acier 304L en torsion. Ces derniers essais sont réalisés en perspective d'un travail futur d'étude de l'effet de trajets de chargements, autres que traction-compression, sur la durée de vie de ce matériau.

II.4.1 Procédure de dépouillement

Au cours des différents essais, l'évolution de la charge ou du déplacement est relevée dans un fichier en fonction du temps et du nombre de cycles.

Le comportement de l'acier 304L ne présente pas de réelle stabilisation, par conséquent, pour les besoins de comparaison nous utilisons les valeurs des grandeurs relevées à mi-durée de vie.

En adoptant cette convention nous négligeons certains aspects du comportement cyclique de ce matériau. Par conséquent ces valeurs ne doivent pas être réutilisées sans précaution.

Dans la suite nous décrivons les modes opératoires appliqués pour chacun de ces essais ainsi que les réponses conséquentes de l'extensomètre.

II.4.2 Essais de fatigue sur matériaux pré-écrouis

Un essai type de fatigue sur le matériau pré-écroui comporte deux étapes principales (figures II-8 et II-9) : une phase de pré-écrouissage cyclique (PEC) ou monotone (PEM), suivie d'une phase de fatigue.

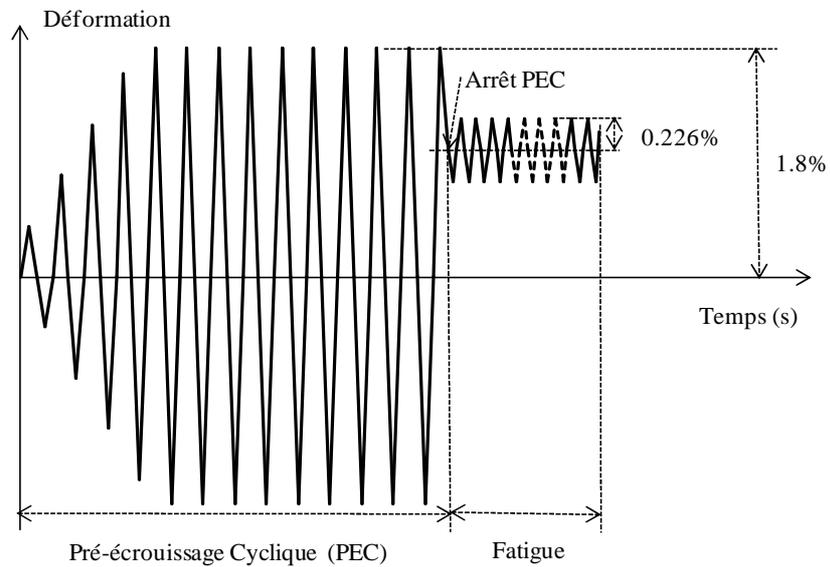


Figure II-8 : chargement typique d'un essai de fatigue avec pré-écrouissage cyclique (PEC)

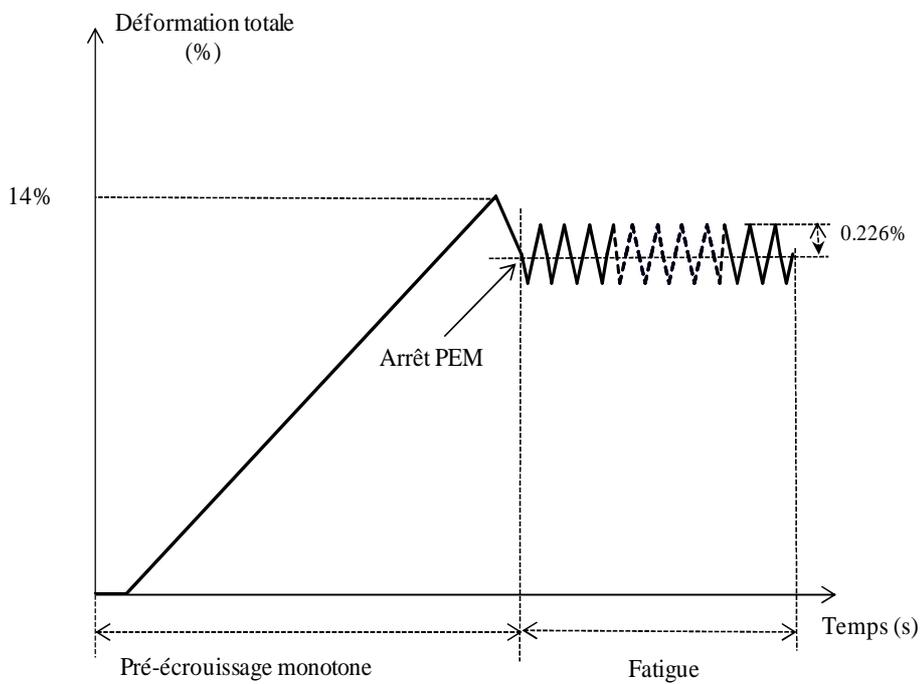


Figure II-9 : chargement typique d'un essai de fatigue avec pré-écrouissage monotone (PEM)

II.4.2.1 Phase de pré-écrouissage : soit monotone (PEM) soit cyclique (PEC)

- Pré-écrouissage cyclique (PEC) : l'éprouvette est soumise à des cycles de traction-compression, à la température ambiante, avec une vitesse de déformation de moyenne de $1,4 \cdot 10^{-2} \text{s}^{-1}$ et une amplitude de déformation imposée croissante : un cycle pour chacune des amplitudes 0,4%, 0,8%, 1,2%, 1,6% puis finalement dix cycles à 1,8% (ou 2% pour certaines éprouvettes).

Après avoir constaté que l'application d'une amplitude maximale de 2% conduisait souvent à une instabilité (flambage), nous avons opté pour une amplitude de 1,8%. La contrainte moyenne au cours de ce chargement peut être positive ou négative en fonction du point d'arrêt du dernier cycle du PEC. Ce point est un paramètre et nous avons examiné suivant les quatre cas ci-après (figure II-10) :

- PEC de type α : arrêt du dernier cycle à contrainte positive et déformation nulle ($\sigma > 0$ et $\varepsilon = 0$)
- PEC de type β : arrêt du dernier cycle à contrainte nulle et déformation positive ($\sigma = 0$ et $\varepsilon > 0$)
- PEC de type γ : arrêt du dernier cycle à contrainte négative et déformation nulle ($\sigma < 0$ et $\varepsilon = 0$)
- PEC de type δ : arrêt du dernier cycle à contrainte négative et à une valeur de déformation positive permettant d'avoir une contrainte moyenne négligeable au cours des cycles de la phase subséquente de fatigue.

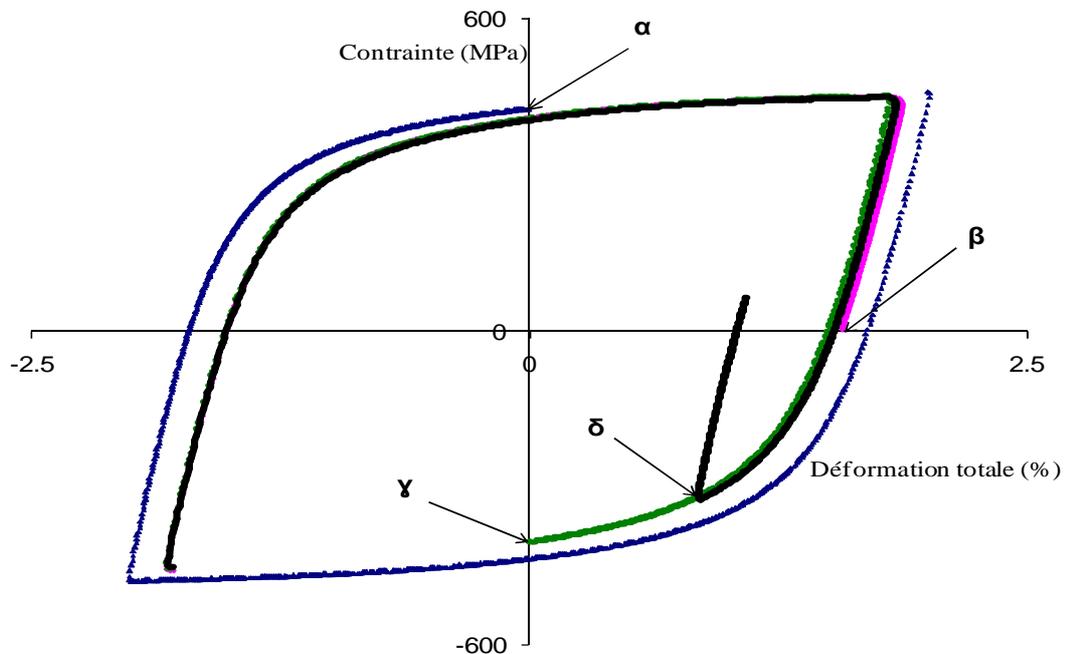


Figure II-10 : points d'arrêt du dernier cycle de pré-écrouissage cyclique (PEC)

Les consignes correspondantes aux divers chargements sont données sur les figures II-11 α , β , γ , δ suivantes :

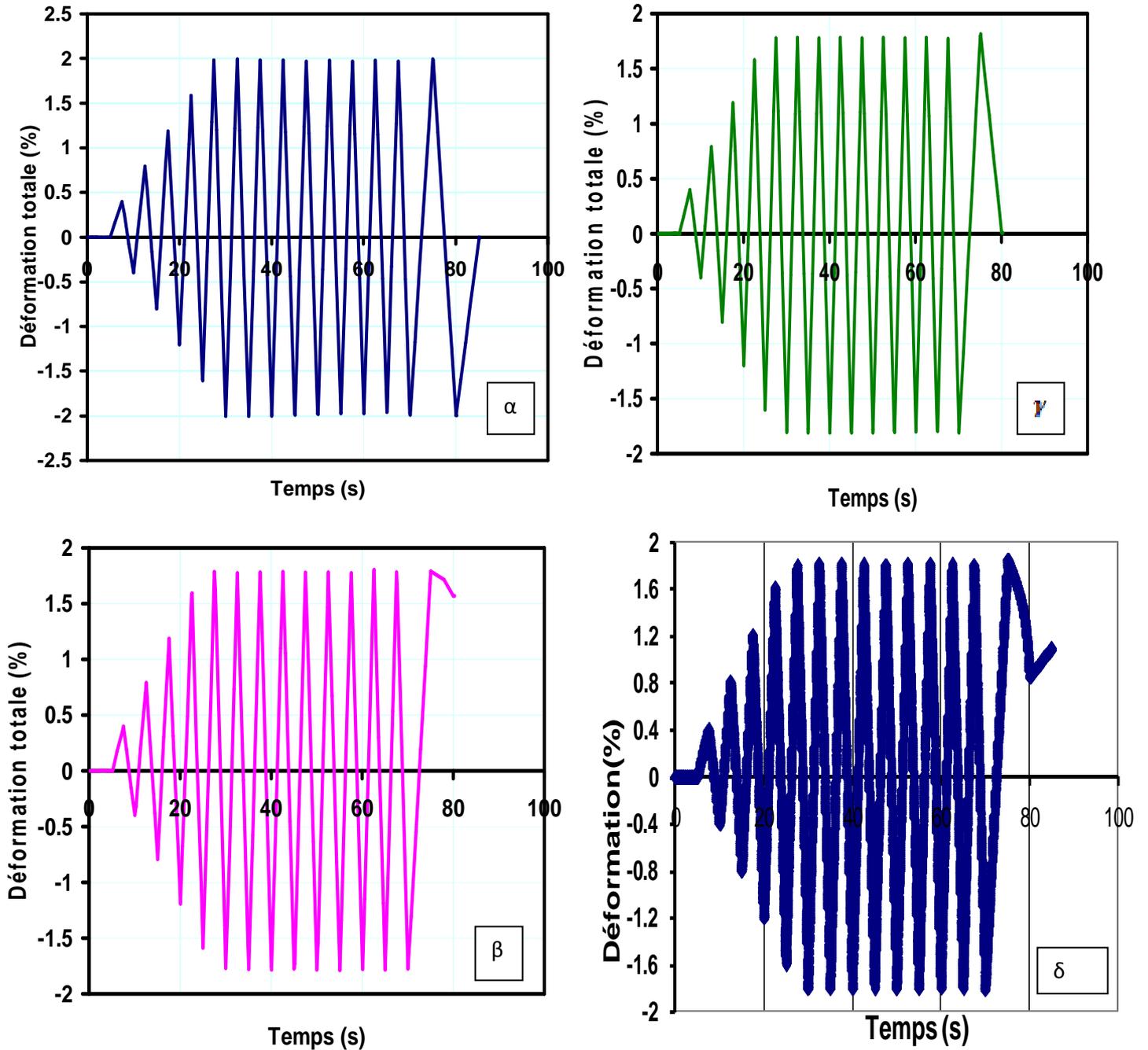


Figure II-11 : consignes appliquées au cours des différents PEC

- Ecrouissage monotone (PEM): dans ce cas, on impose une traction monotone jusqu'à une déformation totale de 14%, à la vitesse moyenne de $2,1 \cdot 10^{-3} s^{-1}$, suivie d'une décharge pour revenir à contrainte nulle et déformation positive (figure II-12).

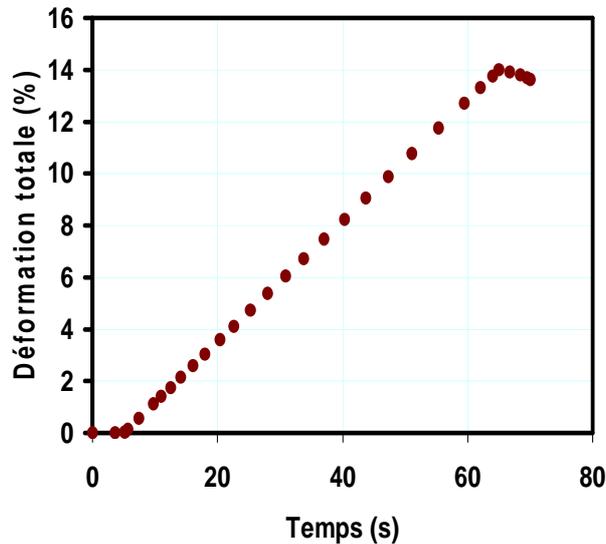


Figure II-12 : pré-écrouissage monotone (PEM)

II.4.2.2 Phase de " fatigue" subséquente au PEC ou au PEM

Les cycles de traction compression ont été réalisés à la fréquence de 5Hz, à la température ambiante, autour du point d'arrêt du PEC ou du PEM :

- à déformation imposée (DI) avec une amplitude de 0,226%
- ou à contrainte imposée (CI) sous une amplitude de 190 MPa. Cette dernière amplitude correspond approximativement à l'amplitude de contrainte observée à mi-durée de vie dans un essai à déformation contrôlée avec une amplitude de 0,226% sur une éprouvette n'ayant pas subi de pré-écrouissage.

Les figures II-13 à II-16 suivantes présentent les réponses de l'extensomètre au cours des essais de fatigue après PEC ou PEM.

Les différentes consignes appliquées sont déterminées en fonction de la valeur de la déformation au point d'arrêt du pré-écrouissage. Par exemple, pour un arrêt du pré-écrouissage de type α ou γ , une consigne de $\pm 28,25$ microns pour un extensomètre dont la base de mesure est de 12,5 mm, permet de respecter la déformation imposée de $\pm 0,226\%$ (figures II-13 et II-14).

Pour les essais de fatigue après PEC β ou δ , ou lorsque l'essai de fatigue fait suite à un PEM, on doit tenir compte de la déformation au point d'arrêt. Elle est par exemple de 1,742% après un PEC β ; par conséquent les cycles de fatigue doivent osciller entre 1,968% (i.e. 1,742% + 0,226%) et 1,516% (i.e. 1,742% - 0,226%), ce qui correspond, pour une base de mesure de 12,5 mm, à une valeur maxi de 246 microns et une valeur mini de 189,5 microns de la consigne conformément à la figure II-15. Un calcul analogue conduit à la figure II-16 pour le PEM.

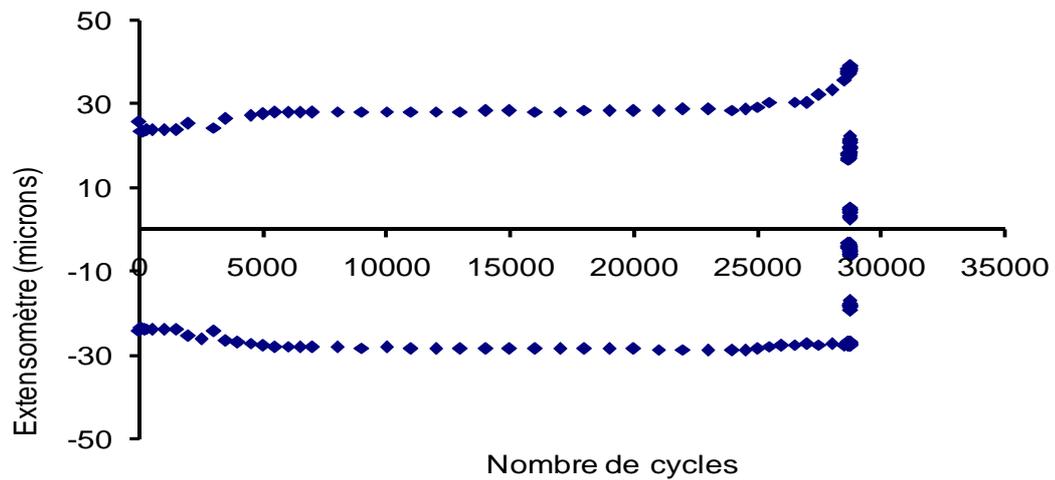


Figure II-13 : réponse (max et min) de l'extensomètre pour un essai à déformation imposée $\pm 0,226\%$ après pré-écrouissage cyclique à 2% arrêté à $\sigma > 0$ $\epsilon = 0$ (PEC α)

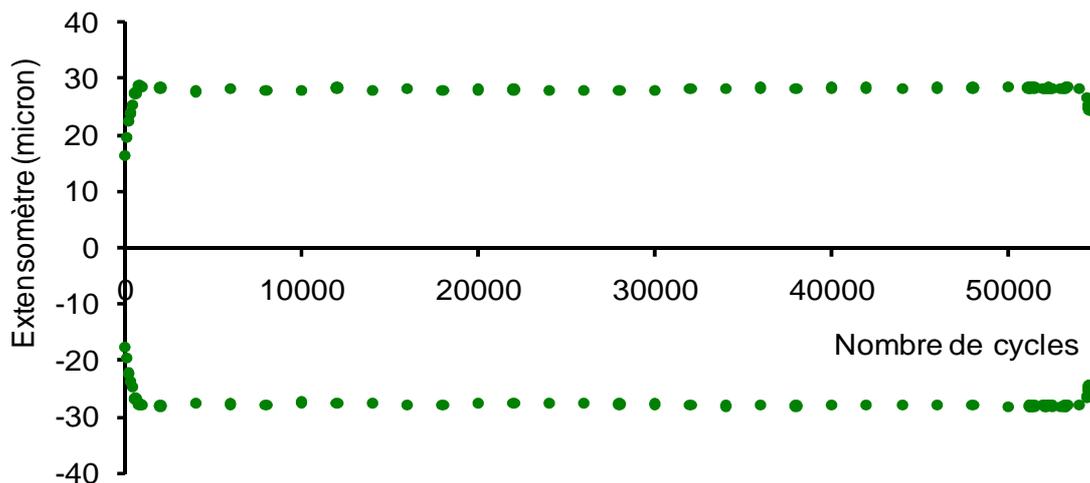


Figure II-14 : réponse (max et min) de l'extensomètre pour un essai à déformation imposée $\pm 0,226\%$ après PEC γ (pré-écrouissage cyclique à 1,8% arrêté à $\sigma < 0$ et $\epsilon = 0$)

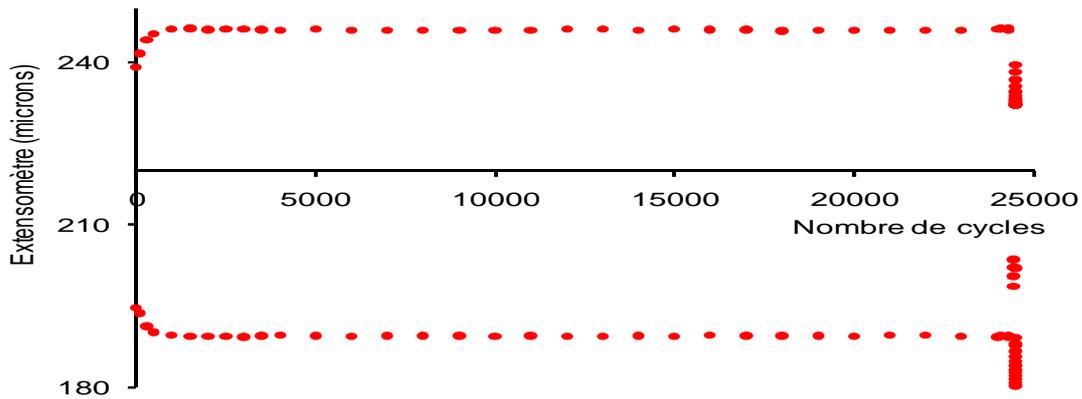


Figure II-15 : réponse (max et min) de l'extensomètre pour un essai de fatigue à déformation imposée $\pm 0,226\%$ après PEC β (pré-écrouissage cyclique à 2% arrêté à $\sigma = 0$ $\epsilon > 0$)

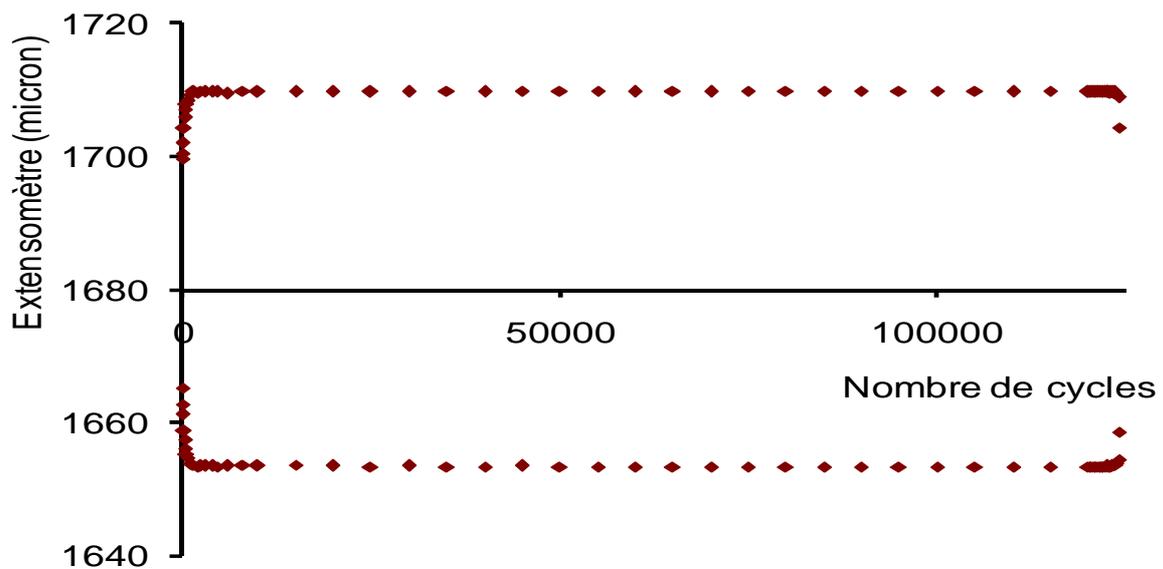


Figure II-16 : réponse (max et min) de l'extensomètre pour un essai de fatigue à déformation imposée $\pm 0,226\%$ après PEM

Dans le cas des essais de fatigue à contrainte imposée, la consigne est de $\pm 9,55\text{KN}$ correspondant à une contrainte imposée de l'ordre de $\pm 190\text{MPa}$ pour des éprouvettes de 8 mm de diamètre. La figure II-17 correspond à un chargement à contrainte imposée.

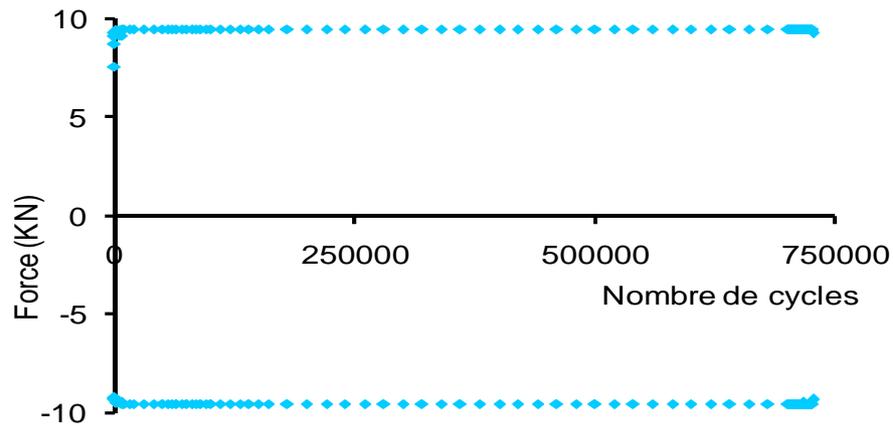


Figure II-17 : évolution de la consigne (max et min) pour un essai de fatigue à contrainte imposée

II.5 Conclusion

Les nuances THY et CLI de l'acier 304L contiennent 3% de ferrite environ.

Elles sont toutes deux sensibles à la transformation martensitique par écrouissage, pour un niveau de déformation suffisant.

La nuance THY a une énergie de faute d'empilement légèrement inférieure à celle de la nuance CLI. Ceci peut induire une différence de type de glissement (planaire ou dévié) au cours de la déformation plastique de ces deux nuances.

Le comportement cyclique et la durée de vie de l'acier 304L peuvent être caractérisés par les évolutions des paramètres macroscopiques calculés à partir des boucles contrainte-déformation générées au cours des essais.

Chapitre III

RESULTATS ET ANALYSES

III Résultats et analyses

Ce chapitre concerne les résultats d'essais ayant pour objectifs l'évaluation des effets d'un pré-écrouissage (monotone ou cyclique) sur le comportement cyclique et la durée de vie de l'acier 304L.

Les premiers résultats ont été obtenus sur la nuance THY (THYSSEN) avant d'être comparés avec ceux obtenus sur une deuxième nuance nommée CLI (Creusot Loire Industrie).

A partir de la représentation des évolutions des grandeurs macroscopiques (amplitude de contrainte, amplitude de déformation plastique, contrainte moyenne...), nous cherchons à expliquer les différences de comportement cyclique, en particulier les différences de durée de vie (DDV) en fatigue.

Nous analysons l'évolution du module d'élasticité au cours des essais de fatigue avec ou sans pré-écrouissage afin de caractériser l'endommagement du matériau puis nous essayons de comprendre l'évolution des variables d'écrouissages isotrope et cinématique.

III. 1 Effet du pré-écrouissage sur la nuance THY

III. 1.1 Essais de référence

Il s'agit de déterminer une durée de vie de référence, en fatigue, de la nuance THY vierge (sans pré-écrouissage). Cette durée de vie de référence sera comparée aux durées de vie obtenues en fatigue après pré-écrouissage.

Nous avons cherché à optimiser la fréquence du chargement en commençant par vérifier l'influence d'une différence de fréquence entre 5Hz et 10Hz.

Les essais de référence sont réalisés avec un chargement cyclique de traction-compression :

- à déformation totale imposée avec une amplitude de 0,226%,
- ou à contrainte imposée avec une amplitude de 190 MPa. Cette dernière amplitude correspond approximativement à l'amplitude de contrainte observée à mi-durée de vie, au cours d'un essai à déformation imposée, à $\pm 0,226\%$ sans pré-écrouissage.

III. 1.1.1 Essais de référence en déformation imposée (DI)

Afin de mettre en évidence un effet quelconque de la fréquence, deux types d'essais de traction-compression d'amplitude de déformation imposée 0,226%, ont été réalisés à 5 Hz et 10 Hz, à la température ambiante sur la nuance THY.

A titre de comparaison, les boucles enregistrées à mi-durée de vie à 5 Hz et 10 Hz sont représentées sur la figure III-1. On peut conclure que les comportements cycliques à 5 Hz et 10 Hz sont similaires.

Ce résultat est en accord avec les travaux de (Haddar, 2003), selon lesquels il n'y a pas d'effet de fréquence sur le comportement de l'acier 304L sollicité à faible amplitude de chargement.

La figure III-2 illustre l'évolution des boucles au cours du chargement cyclique à 10Hz. Afin de gagner du temps nous adoptons cette fréquence, par la suite, pour tous nos essais de référence.

▪ Boucles d'hystérésis

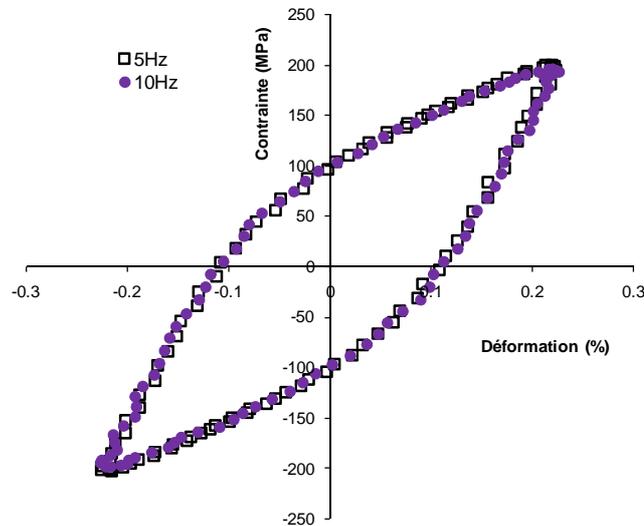


Figure III. 1 : comparaison des boucles contrainte-déformation à mi-durée de vie d'un acier 304L THY en fatigue à amplitude de déformation égale à 0,226%, à 5 Hz et 10 Hz

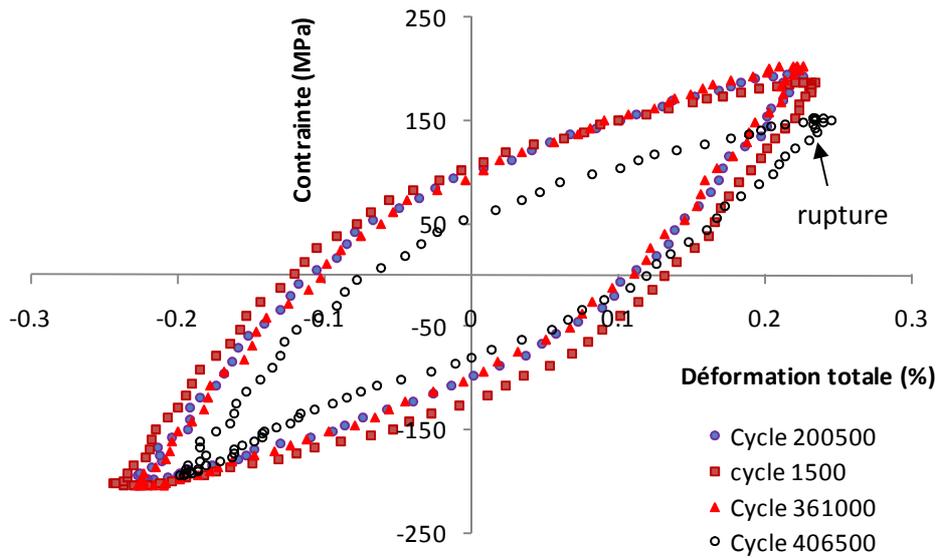


Figure III. 2 : évolution des boucles contrainte-déformation d'un acier 304L THY en fatigue au cours d'un essai piloté en déformation d'amplitude égale à 0,226%, à 10 Hz

▪ **Evolution des amplitudes de contrainte**

La figure III-3 représente les évolutions des amplitudes de contrainte à 5 Hz et à 10 Hz. On remarque, pour ces deux fréquences, un durcissement cyclique secondaire (DCS) qui fait suite à un adoucissement, dans le domaine de fatigue à grand nombre de cycles.

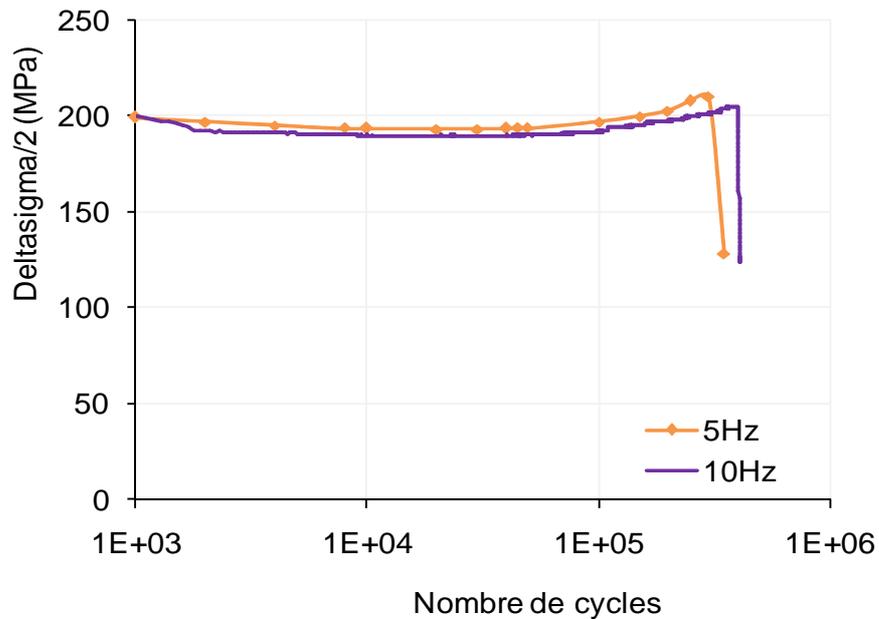


Figure III. 3 : évolution de l'amplitude de contrainte d'un acier 304L THY en fatigue au cours essais pilotés en déformation d'amplitude égale à 0,226%, à 5 Hz et 10 Hz

Nous parlons de durcissement cyclique secondaire parce qu'il a été montré, dans une précédente étude (Taleb & Hauet, 2009), que l'acier 304L peut manifester un durcissement au cours des tout premiers cycles d'un chargement cyclique de traction-compression.

Les durées de vie relevées à 5Hz et à 10Hz sont respectivement de 343000 cycles et 406000 cycles environ. L'écart relativement faible entre ces valeurs (par rapport à la disparité habituelle dans ce type d'essais) indique que la différence de fréquence entre 5Hz et 10Hz n'a pratiquement pas d'effet sur la DDV de l'acier 304L THY sollicitée à faible amplitude de chargement.

▪ **Evolution des amplitudes de déformation plastique**

La figure III-4 montre que les évolutions de l'amplitude de déformation plastique sont similaires pour les deux fréquences considérées.

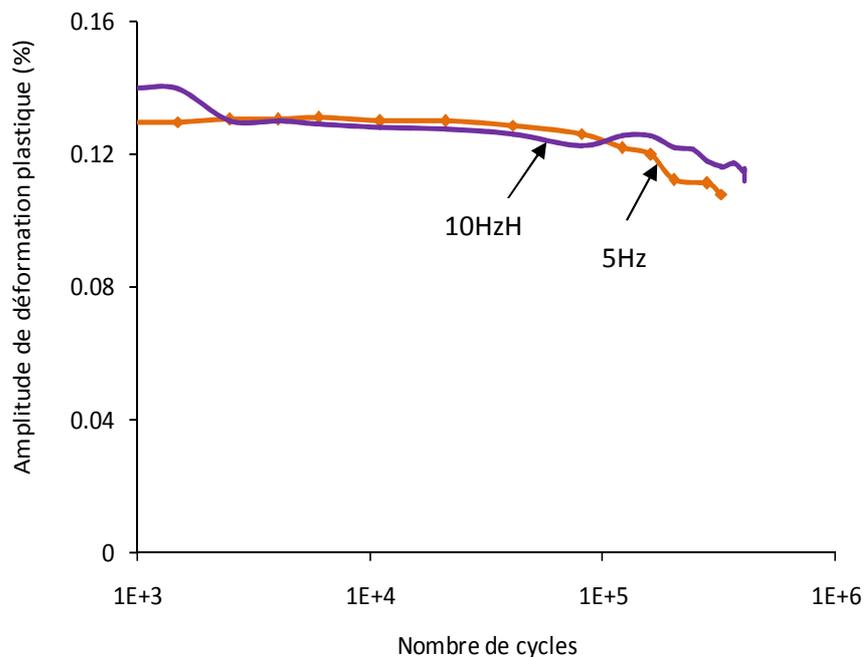


Figure III. 4 : évolution de l'amplitude de déformation plastique d'un acier 304L THY en fatigue à déformation imposée d'amplitude égale à 0,226%, à 5Hz et 10Hz

D'après la figure III-3, l'amplitude de contrainte à 10 Hz, à mi-durée de vie, est de 190 MPa environ. Cette valeur a été retenue, dans la suite, comme consigne pour les essais de fatigue à contrainte imposée.

III. 1.1.2 Essais de référence en contrainte imposée (CI)

Nous présentons les boucles contrainte-déformation après stabilisation de la consigne, à mi-durée de vie et enfin à un stade proche de la rupture (figure III-5).

Nous examinons ensuite l'évolution de l'amplitude de contrainte ainsi que l'évolution de l'énergie de déformation plastique absorbée par cycle. Cette énergie correspond à l'aire de la boucle d'hystérésis en déformation plastique (Tchankov & Vesselinov, 1998).

Nous procédons enfin à des comparaisons entre les évolutions des grandeurs observées au cours des essais de référence à contrainte imposée (CI) et les évolutions de celles obtenues en déformation imposée (DI).

▪ Boucles d'hystérésis

Les boucles contrainte-déformation de la figure III-5 traduisent un bon respect de la consigne et une contrainte moyenne nulle.

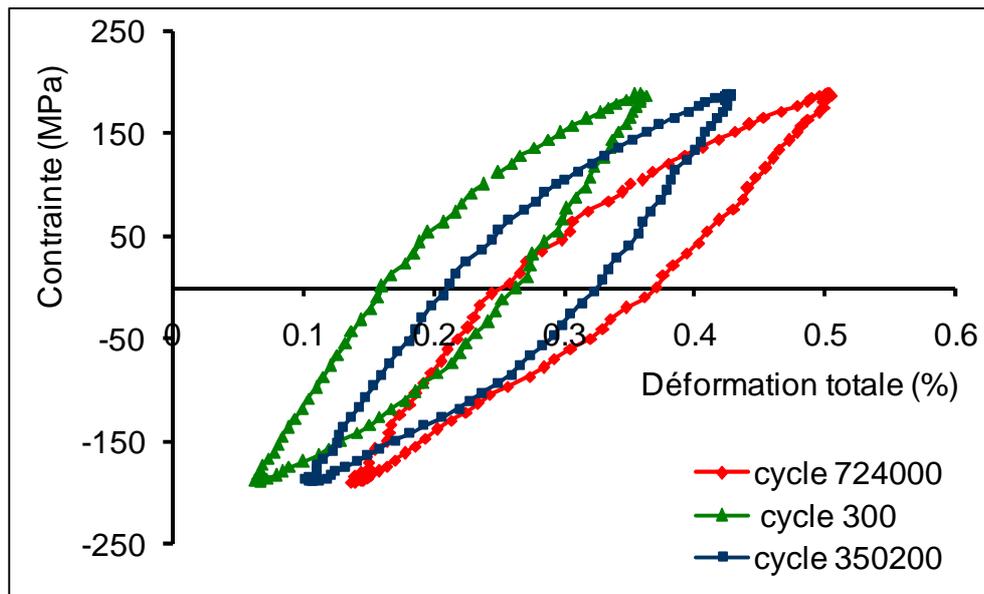


Figure III. 5 : boucles contrainte déformation d'un acier 304L THY en fatigue en contrainte imposée d'amplitude 190 MPa.

▪ Evolution des amplitudes de déformation plastique

L'amplitude de déformation plastique peut être un paramètre de comparaison des deux modes de pilotage des essais de fatigue à déformation imposée (DI) et à contrainte imposée (CI).

La figure III-6 représente l'évolution de ce paramètre en fonction du nombre de cycles.

L'amplitude de déformation plastique est plus élevée pour l'essai à DI que pour l'essai à CI, ceci est cohérent avec le fait que la durée de vie à DI soit plus courte qu'à CI.

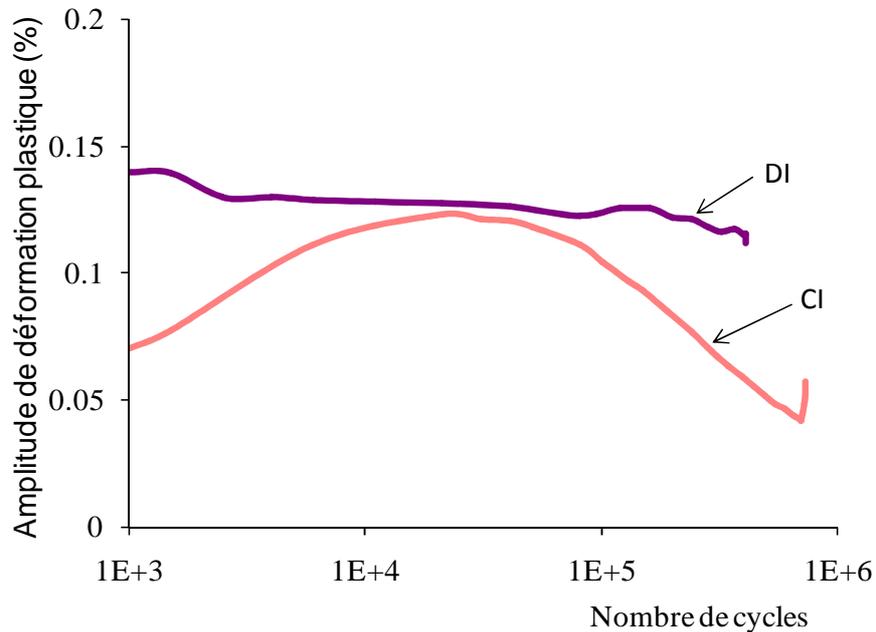


Figure III. 6 : évolutions de l'amplitude de déformation plastique d'un acier 304L THY en fatigue à DI et à CI

Le durcissement cyclique secondaire paraît plus important à CI qu'à DI. Ce phénomène est bien plus marqué en CI (30000 cycles environ) qu'en DI (100 000 cycles environ).

▪ Densité d'énergie absorbée par cycle

La figure III-7 présente la courbe représentative de l'évolution de la densité d'énergie absorbée par cycle en fonction du nombre de cycles, en contrainte imposée et en déformation imposée. On remarque que l'absorption de l'énergie passe par deux phases : l'une croissante pendant l'adoucissement, et l'autre décroissante pendant le durcissement de la nuance THY.

La transition à 30000 cycles environ correspond au début du durcissement cyclique secondaire (DCS) qui persiste jusqu'à la rupture. Alors qu'il n'est qu'à peine perceptible à DI, le DCS apparaît clairement à CI et s'accompagne d'une réduction de l'énergie absorbée par cycle. Ce phénomène contribue certainement à un allongement de la DDV à CI.

La Figure III-7 montre que l'énergie absorbée par cycle est plus élevée à DI qu'à CI. On peut penser que la durée de vie à DI soit plus courte qu'à CI, par le fait que le matériau sollicité à DI épuiserait son "capital énergétique" en un nombre de cycles relativement plus faible qu'à CI.

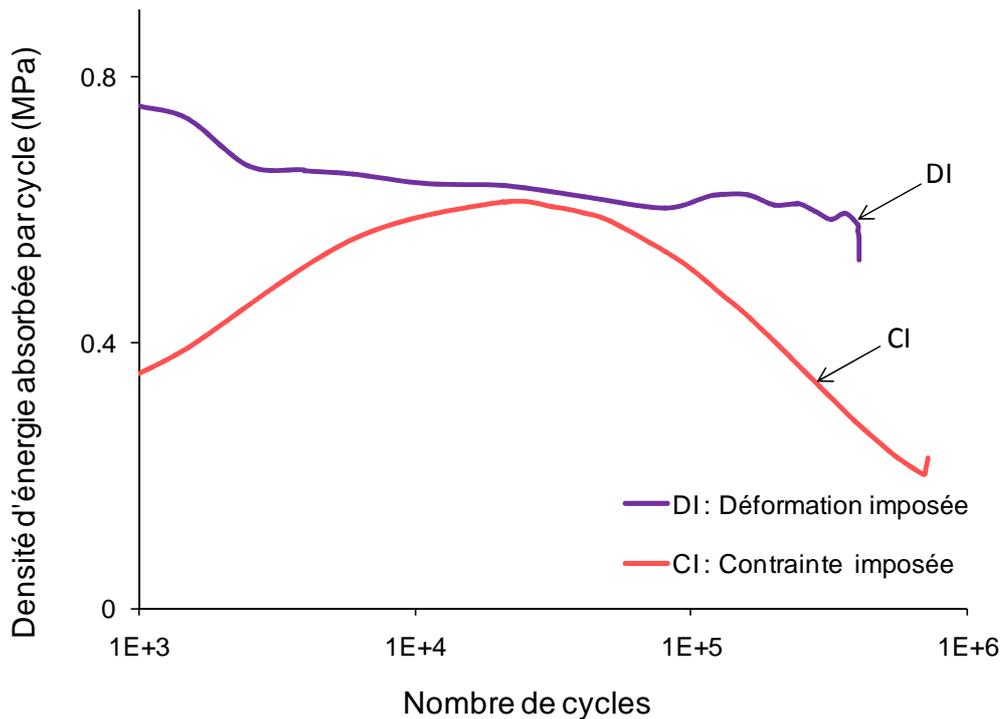


Figure III. 7 : évolution de la densité d'énergie absorbée par cycle en fonction du nombre de cycles, en déformation totale imposée ($\pm 0,226\%$) et en contrainte imposée (± 190 MPa), d'un acier 304L (THY)

III. 1.1.3 Synthèse des résultats des essais de référence

En résumé, on peut faire les conclusions suivantes au sujet du matériau vierge :

- Une différence de fréquence entre 5 Hz et 10 Hz n'a pas d'influence sur le comportement de l'acier 304L THY sollicité à DI, avec une amplitude de déformation totale de 0,226%.
- Aucune stabilisation réelle du comportement de ce matériau n'est observée au cours des essais de fatigue. A DI comme à CI, ce matériau manifeste un durcissement suivi d'un adoucissement puis un durcissement cyclique secondaire. Ce dernier est plus important à CI et apparaît après 30000 cycles environ contre 100000 cycles environ à DI.
- L'amplitude de déformation plastique et l'énergie absorbée par cycle sont plus importantes à DI qu'à CI. Par conséquent la durée de vie à DI est plus courte qu'à CI.

Le tableau III-1 suivant récapitule les principaux résultats des essais sur le matériau vierge.

		Amplitude de contrainte à MDDV (MPa)	Amplitude de déformation plastique à MDDV (%)	Contrainte moyenne à MDDV (MPa)	Densité d'énergie absorbée par cycle à MDDV	Durée de vie (Nombre de cycles)
DI ($\epsilon_a = 0,226\%$)	5 Hz	200	0,120	0	0,6	343000
	10 Hz	190	0,122	0	0,6	406000
CI ($\sigma_a = 190\text{MPa}$)	10 Hz	190	0,07	0	0,3	725000

Tableau III-1 : amplitudes de contrainte et de déformation, contrainte moyenne à mi-durée de vie et durée de vie (MDDV) d'un acier 304L vierge en fatigue à DI et à CI

Dans ce qui suit, nous étudions l'influence du pré-écrouissage monotone ou cyclique sur le comportement et la durée de vie de l'acier 304L THY, à la température ambiante.

III. 1.2 Pré-écrouissage monotone (PEM)

Nous présenterons les résultats de la phase de pré-écrouissage monotone (voir figure II.11 du chapitre II) dans un premier temps avant d'examiner le comportement qu'il induit, sur le matériau sollicité par des "cycles réguliers" de traction-compression en fatigue.

III. 1.2.1 Ecrouissage monotone

La courbe de traction monotone obtenue (figure III-8) ne présente pas de transition nette entre les domaines élastique et plastique. Ce comportement est généralement constaté sur les aciers inoxydables austénitiques.

Les valeurs maximales de la contrainte vraie et de la déformation vraie sont respectivement de 514 MPa et 13,1% environ.

La décharge a permis de retourner à une contrainte nulle et conduit à une déformation permanente positive.

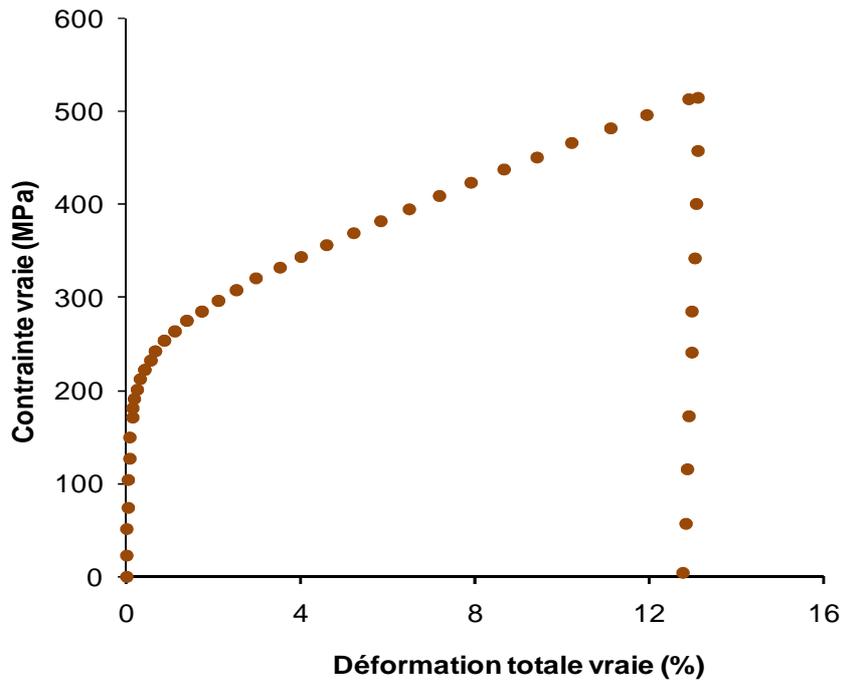


Figure III. 8 : courbe d'érouissage en traction monotone d'un acier 304L THY

III. 1.2.2 Phase de fatigue en déformation totale imposée

- **Boucles d'hystérésis après PEM**

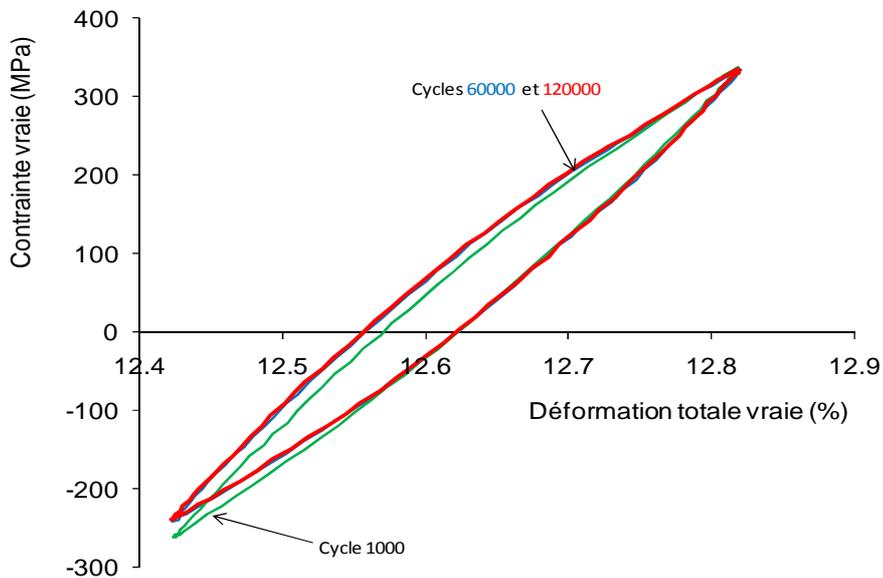


Figure III. 9 : boucles d'hystérésis en fatigue après PEM d'un acier 304L THY

Les boucles d'hystérésis générées au cours de la phase de fatigue après PEM (Figure III-9) ne sont pas symétriques par rapport à l'axe des abscisses. Ceci est une conséquence du fait que la contrainte moyenne induite par le PEM n'est pas complètement relaxée à cause du faible niveau de chargement.

Les évolutions de l'amplitude de contrainte, de l'amplitude de déformation plastique et de la contrainte moyenne sont représentées sur les figures III-10 à III-12.

A titre de comparaison nous avons ajouté pour chaque figure les résultats obtenus au cours de l'essai de référence.

▪ **Evolution de l'amplitude de contrainte après PEM**

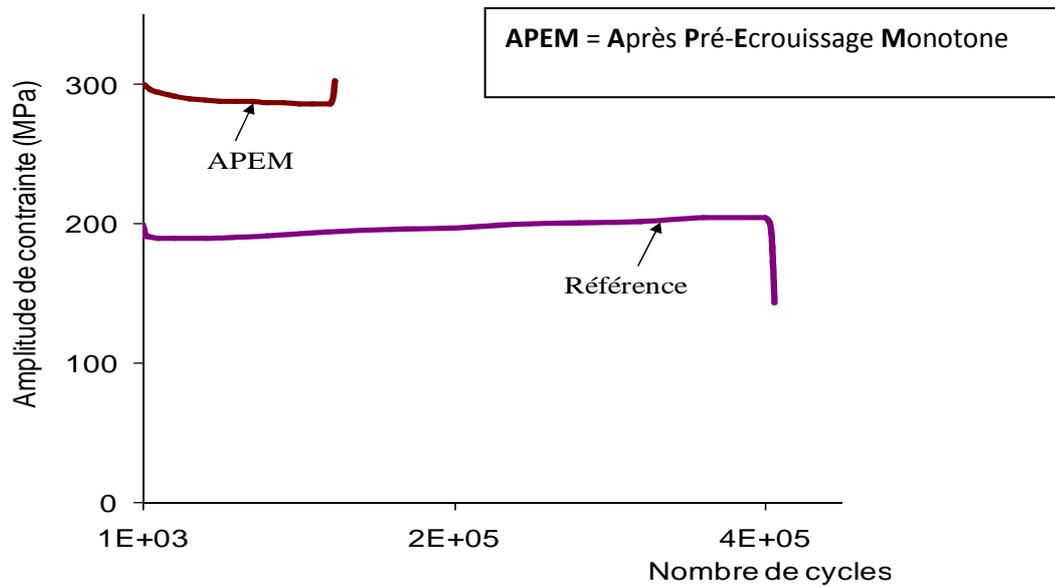


Figure III. 10 : évolution de l'amplitude de contrainte en fatigue ($\pm 0,226\%$) après PEM d'un acier 304L THY

A mi-durée de vie l'amplitude de contrainte est de 285 MPa environ contre 190 MPa pour le matériau vierge soit un taux d'écrouissage de 50% environ.

▪ **Evolution de l'amplitude de déformation plastique après PEM**

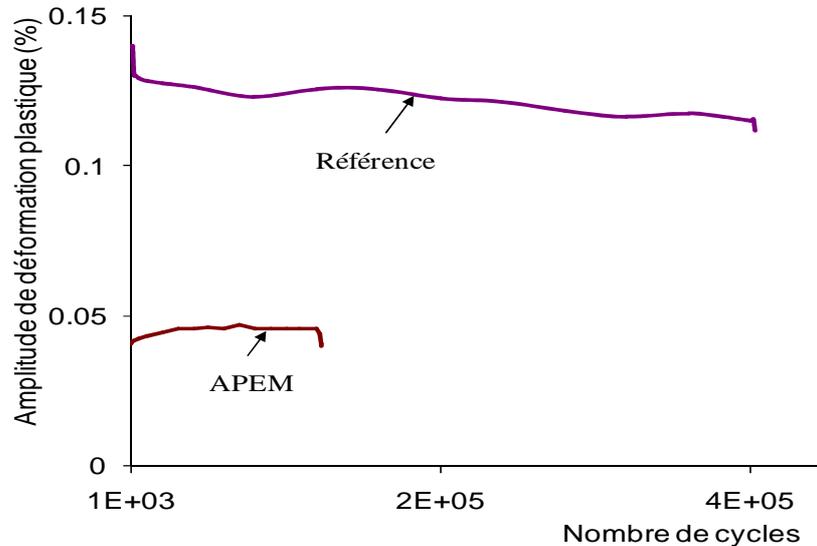


Figure III. 11 : évolution de l'amplitude de déformation plastique en fatigue ($\pm 0.226\%$) d'un acier 304L THY vierge et après PEM

Comparée à l'essai de référence, l'amplitude de déformation plastique en fatigue après PEM est plus faible.

Pourtant la durée de vie après PEM est de 125000 cycles environ, cette valeur est à comparer avec la durée de vie de référence de 406 000 cycles observée sur le matériau vierge. Par conséquent, on peut conclure qu'un PEM à 14% réduit la DDV. Cette réduction de DDV est de 70% environ.

▪ **Evolution de la contrainte moyenne après PEM**

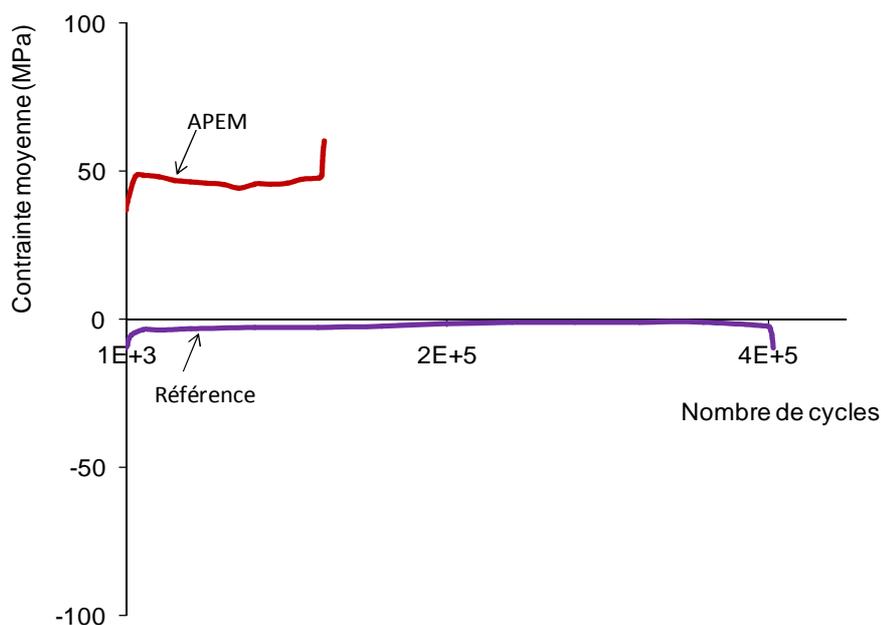


Figure III. 12 : évolution de la contrainte moyenne en fatigue ($\pm 0,226\%$) d'un acier 304L THY vierge et après PEM

On remarque sur la figure III-12 que la contrainte moyenne induite par le PEM n'est pas totalement relaxée. On peut penser que ceci contribue probablement, entre autre facteurs, à la réduction de la durée de vie du matériau.

▪ **Evolution de la densité d'énergie absorbée par cycle après PEM**

La densité de l'énergie absorbée par cycle en fonction du nombre de cycles est pratiquement constante durant tout le chargement.

La figure III-13 montre bien que le matériau pré-écroui présente un niveau de densité d'énergie absorbée par cycle inférieur à celui du matériau vierge, dans les mêmes conditions de chargement.

On peut penser qu'une part importante de l'énergie a été absorbée au cours du PEM et que l'énergie résiduelle n'est pas suffisante pour couvrir un nombre de cycles plus important.

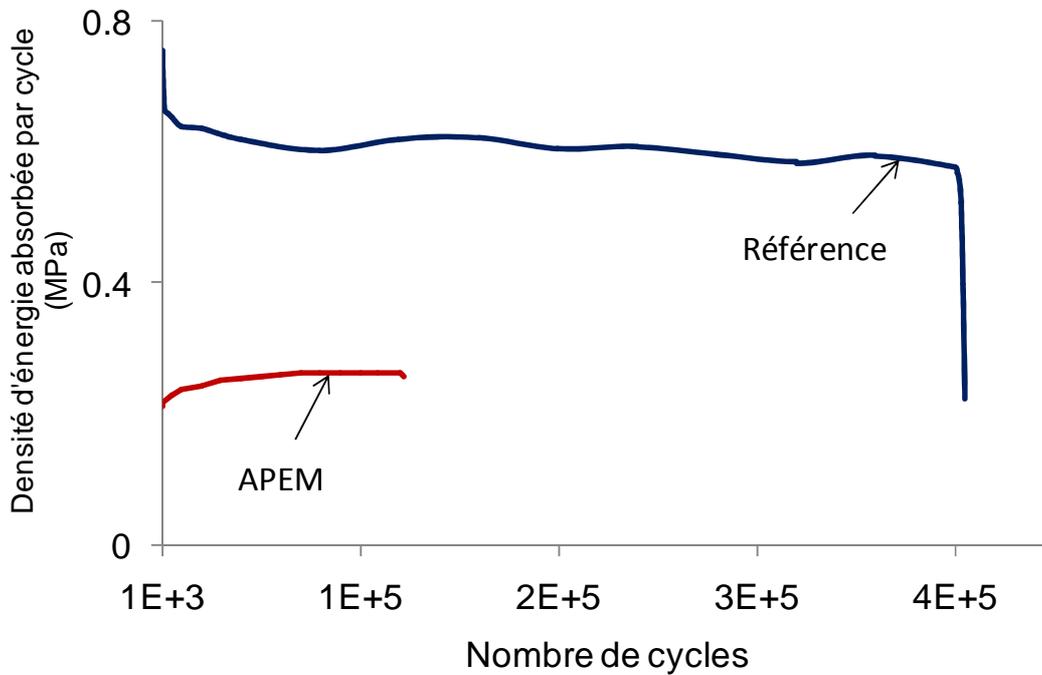


Figure III. 13 : évolution de la densité d'énergie absorbée par cycle en fonction du nombre de cycles, en déformation totale imposée ($\pm 0.226\%$) et APEM d'un acier 304L (THY)

III. 1.2.3 Phase de fatigue en contrainte imposée (CI)

- **Boucles d’hystérésis après PEM et densité d’énergie absorbée par cycle**

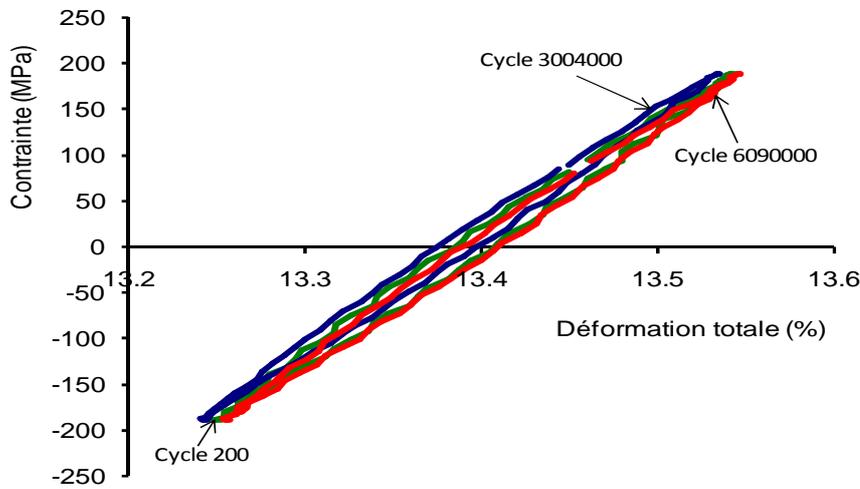


Figure III. 14 : boucles d’hystérésis en fatigue à CI, après PEM d’un acier 304L THY

Les boucles générées au cours de la phase de fatigue à CI, subséquente au PEM représentent un comportement pratiquement élastique. La densité d’énergie absorbée par cycle est pratiquement nulle (Figure III-15). Il n’y a pas eu de rupture d’éprouvette jusqu’à 6 millions de cycles où les essais ont été arrêtés.

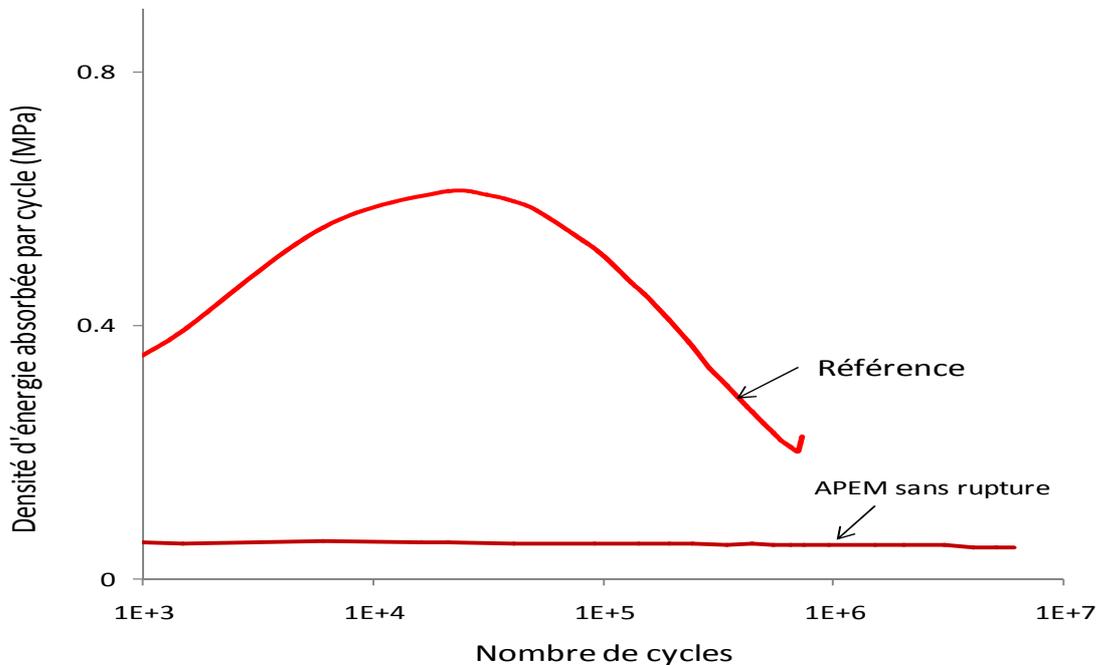


Figure III. 15 : évolution de la densité d’énergie par cycle en fatigue à CI d’un acier 304L THY vierge et APEM

▪ **Amplitude de déformation plastique après PEM**

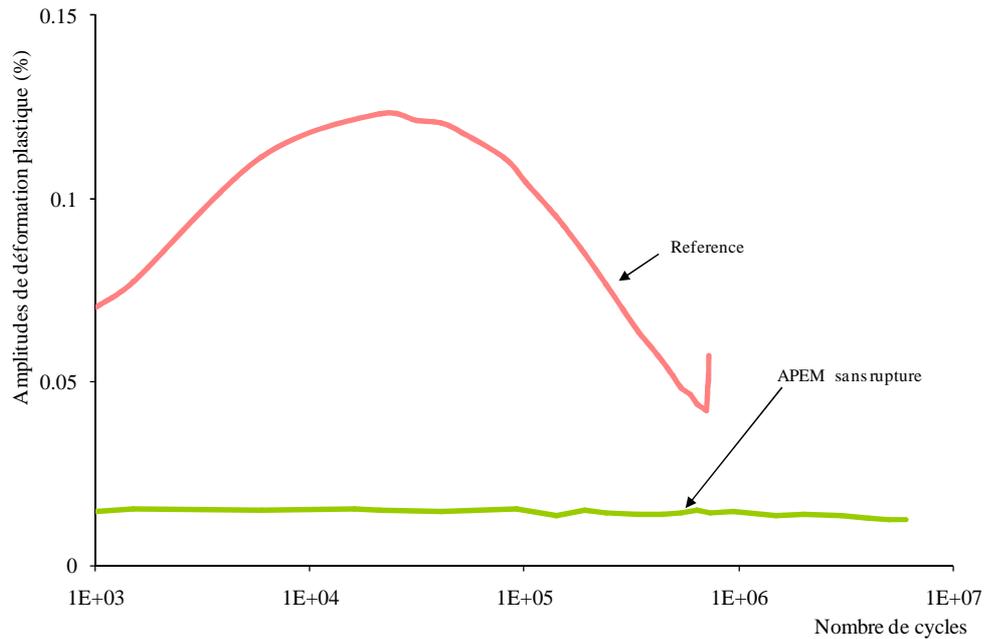


Figure III. 16 : évolution de l'amplitude de déformation plastique en fatigue à CI après PEM d'un acier 304L THY

L'amplitude de déformation plastique reste constante et très faible pendant tout le chargement, et se situe autour de 0,014% environ. Aucune rupture d'éprouvette n'a été constatée jusqu'à 6 millions de cycles.

III. 1.2.4 Synthèse des résultats des essais après PEM

Les essais de fatigue après PEM permettent de faire les principaux constats suivants :

A déformation imposée ($\pm 0,226$) :

- *Au cours de la phase de fatigue, le matériau pré-écroui s'adoucit légèrement jusqu'à rupture et ne manifeste aucun durcissement secondaire. Comparée au matériau vierge, l'amplitude de déformation plastique au sein du matériau pré-écroui est nettement plus faible.*
- *La contrainte moyenne au cours de la phase de fatigue se situe à 45 MPa environ.*
- *La densité d'énergie absorbée par cycle après pré-écrouissage monotone est inférieure à celle du matériau vierge.*
- *La durée de vie après PEM est réduite de 70% environ.*

A contrainte imposée (± 190 MPa) :

- Les éprouvettes pré-écrouies ne se sont pas rompues après 6 millions de cycles,
- Le matériau semble adopter un comportement globalement élastique.

On retiendra que le PEM réduit la durée de vie de l'acier 304L en déformation imposée et semble l'améliorer en contrainte imposée.

La question est de savoir si ce constat reste valable lorsque le matériau est soumis à des cycles de fatigue après pré-écrouissage cyclique (PEC). C'est l'objet du paragraphe suivant.

III. 1.3 Pré-écrouissage cyclique (PEC)

Nous présentons les résultats macroscopiques de la phase de pré-écrouissage cyclique (figure II.10), puis nous examinons le comportement induit au cours de la phase de fatigue subséquente, à DI et à CI.

III. 1.3.1 Ecrouissage cyclique

▪ Boucles d'hystérésis

La figure III-17 représente les boucles d'hystérésis générées au cours d'un PEC. Ces boucles sont parfaitement symétriques et centrées sur le point de coordonnées (0,0) dans l'espace des contraintes et déformations, confirmant ainsi l'absence d'une contrainte moyenne et d'une déformation moyenne au cours du PEC.

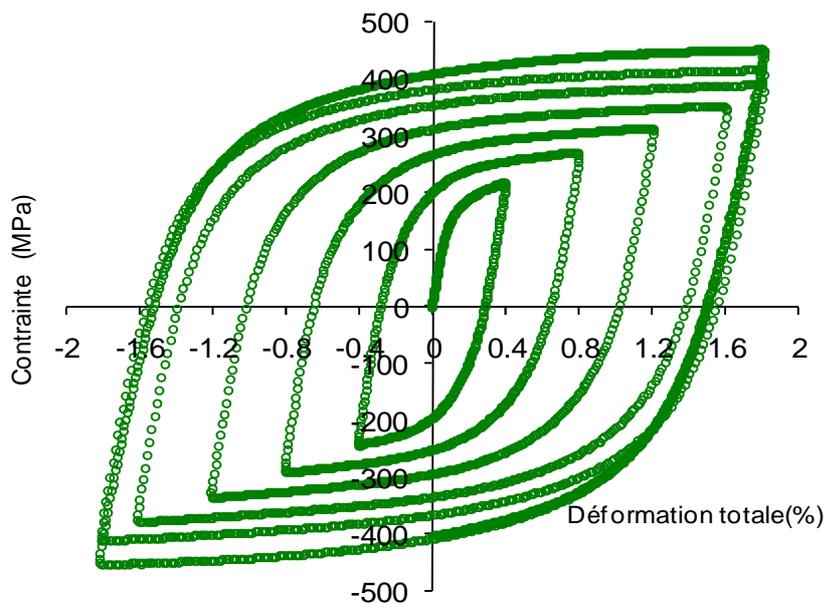


Figure III. 17 : pré-écrouissage cyclique de l'acier 304L THY : cycles à $\pm 0,4\%$, $\pm 0,8\%$, $\pm 1,2\%$, $\pm 1,6\%$ puis cycles 1, 2 et 10 à $\pm 1,8\%$

La figure III-18 représente l'évolution de la contrainte maximum au cours de la phase d'écroutissage cyclique.

On remarque que l'amplitude de contrainte croît de 200 MPa à la fin du premier quart de cycle (dans tous les essais) et atteint un maximum de 480 MPa environ pour un PEC à $\pm 2\%$ et 450 MPa environ pour un PEC à 1.8%.

L'application de 10 cycles à $\pm 1,8\%$ induit un accroissement de l'amplitude de contrainte de 380 MPa (premier cycle à $\pm 1,8\%$, représenté sur la figure III.18) à 450 MPa (dernier cycle à $\pm 1,8\%$) soit un accroissement d'environ 18,4%.

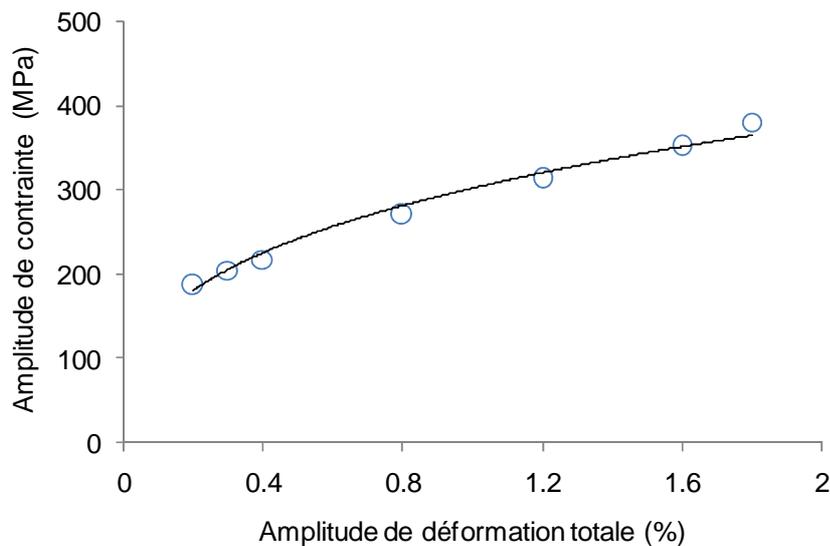


Figure III. 18: évolution de la contrainte maximum au cours du pré-écrouissage cyclique

▪ Points d'arrêt du PEC

Pour mieux caractériser l'influence du pré-écrouissage cyclique, le dernier cycle a été arrêté à quatre points différents correspondant aux quatre types de PEC α , β , γ , δ définis au paragraphe II.4.2.1

Le PEC δ permet d'isoler l'effet de la contrainte moyenne pour n'examiner que l'effet du pré-écrouissage.

Les figures III-19 à III-22 présentent les dernières boucles correspondantes aux différents pré-écrouissages.

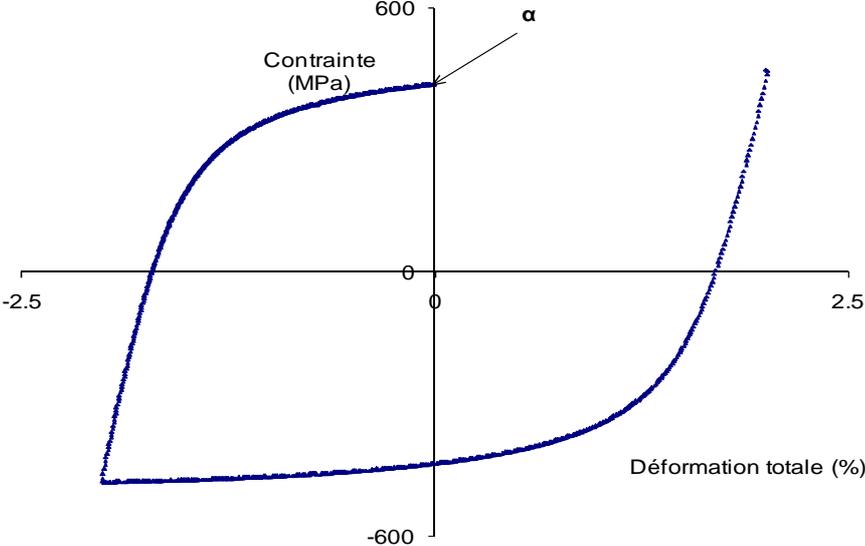


Figure III.19 : pré-écrouissage cyclique : arrêt de la dernière boucle à contrainte positive et déformation nulle (type α)

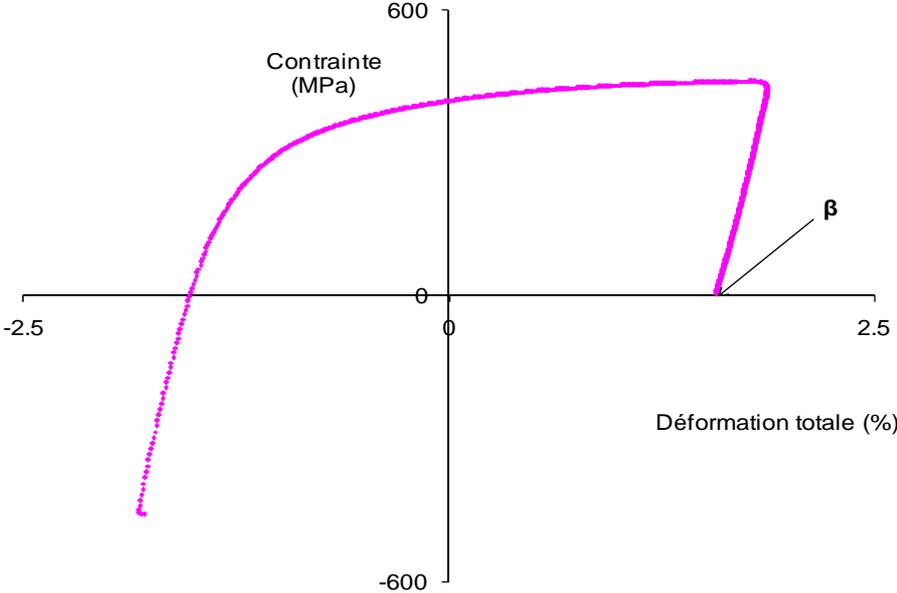


Figure III.20 : pré-écrouissage cyclique : arrêt de la dernière boucle à contrainte nulle et déformation positive (type β)

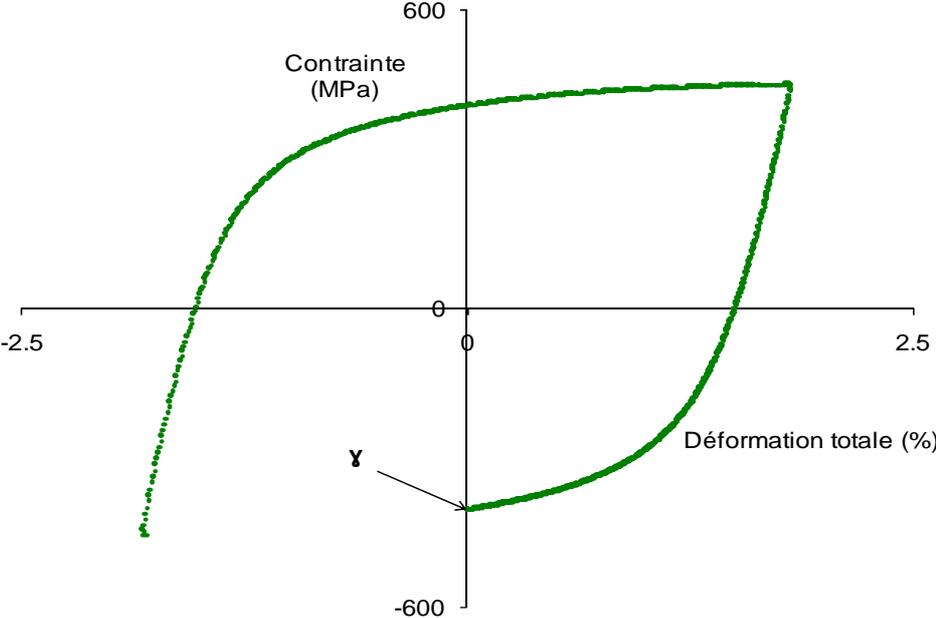


Figure III.21 : pré-écrouissage cyclique : arrêt de la dernière boucle à déformation nulle et contrainte négative (type γ)

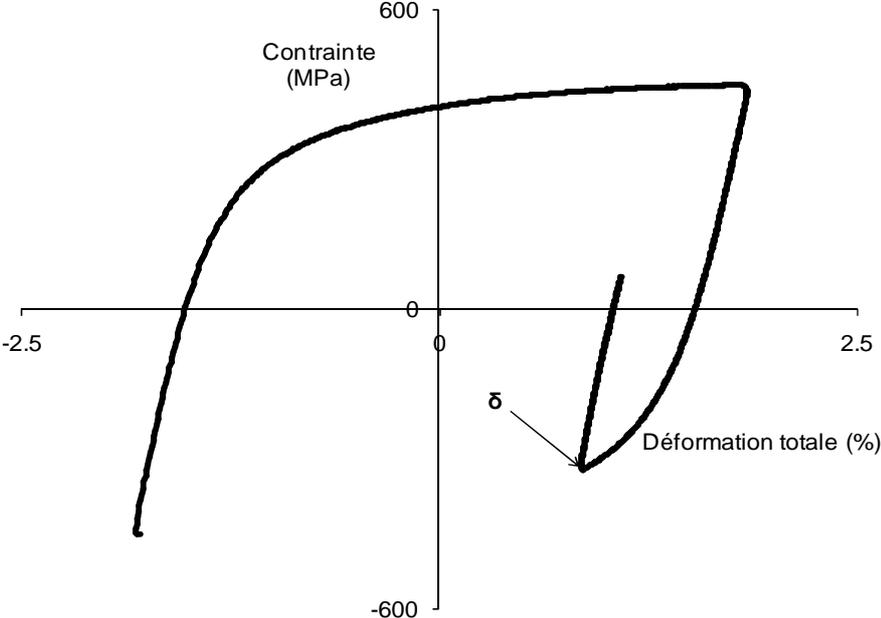


Figure III.22 : pré-écrouissage cyclique : arrêt de la dernière boucle à contrainte moyenne nulle et déformation positive (type δ).

III. 1.3.2 Phase de fatigue en déformation totale imposée après PEC

- **Boucles d'hystérésis après PEC**

La figure III-23 représente trois boucles d'un essai de fatigue à DI après PEC α à 2%. La première boucle est proche du début de l'essai, la deuxième se situe à mi-durée de vie et la dernière est proche de la rupture.

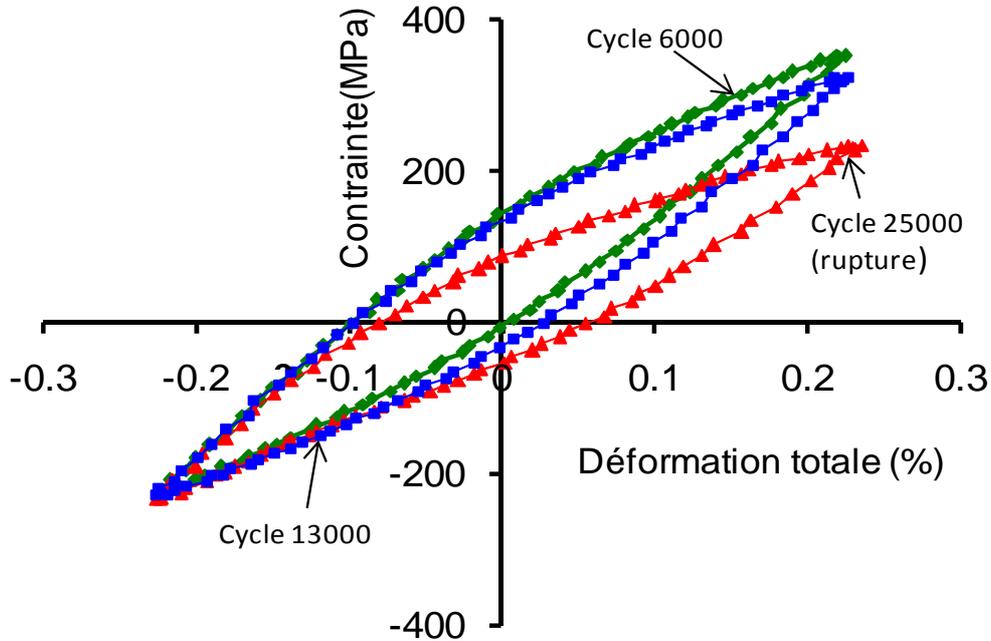


Figure III. 23: boucles d'hystérésis au cours d'un essai de fatigue d'un acier 304L après PEC α à 2%

Un important adoucissement du matériau pré-écroui à 2% est mis en évidence par l'évolution des boucles de la figure III-23. Ce phénomène se répète pour un PEC à 1,8% (figure III-24).

La comparaison d'une boucle d'hystérésis, en fatigue ($\pm 0,226\%$), du matériau après PEC avec celle du matériau vierge (figure III-25) montre que le matériau pré-écroui présente une amplitude de contrainte plus élevée et une amplitude de déformation plastique plus faible que le matériau vierge (sans pré-écrouissage). Ce comportement est conforme aux observations faites au cours des essais de fatigue après PEM.

Les évolutions des amplitudes de contrainte et des amplitudes de déformation plastique sont représentées respectivement sur les figures III-26 et III-27.

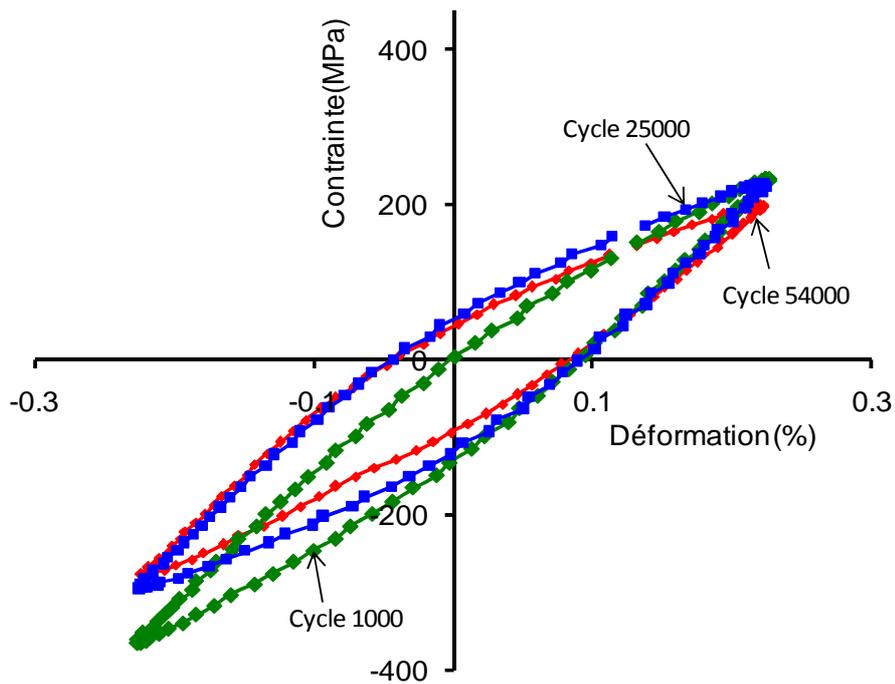


Figure III. 24: boucles d'hystérésis au cours d'un essai de fatigue d'un acier 304L après PEC γ à 1,8%

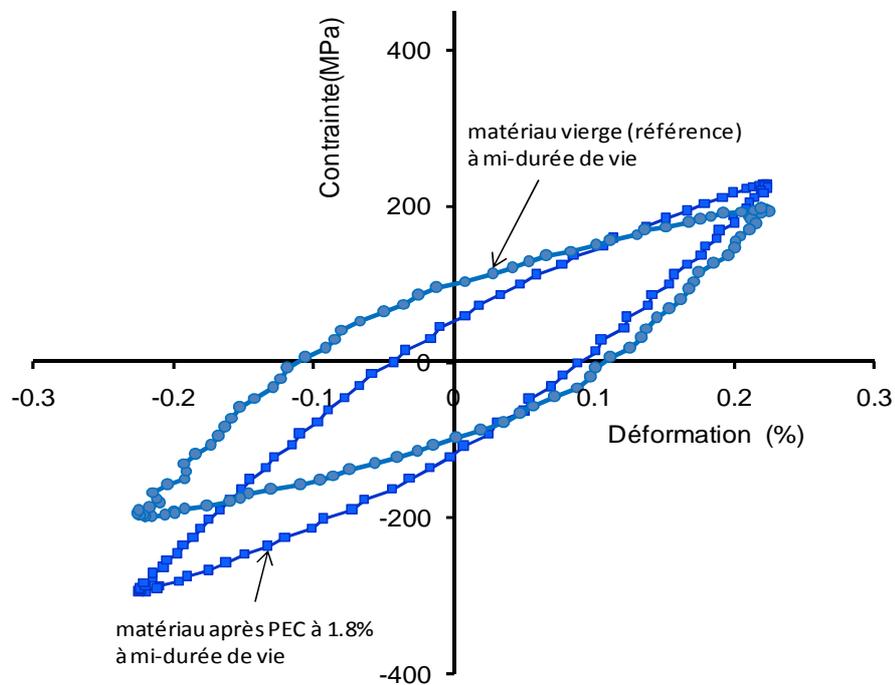


Figure III. 25 : comparaison à mi-durée de vie d'une boucle d'hystérésis d'un acier 304L THY vierge avec celle du même matériau après PEC γ à 1,8%

▪ **Evolution de l'amplitude de contrainte après PEC**

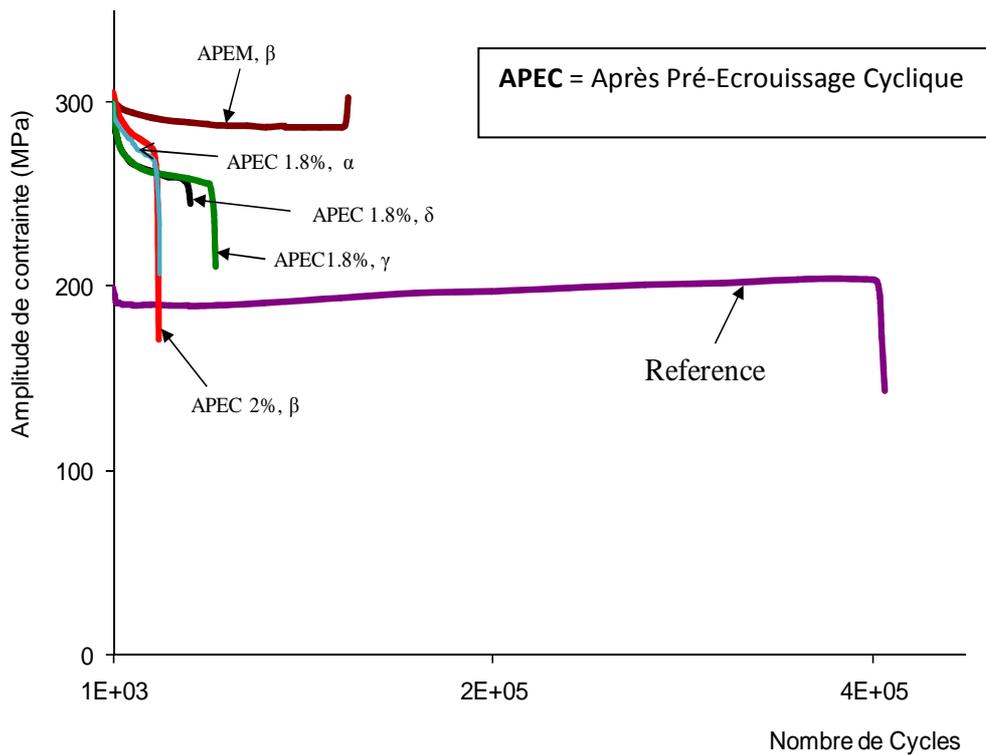


Figure III. 26: évolution des amplitudes de contrainte au cours des essais de fatigue sur 304L THY vierge, après PEC et après PEM

D'après la figure III-26, il apparaît clairement qu'un PEC réduit considérablement la durée de vie (DDV) de l'acier 304L THY vierge. Cette réduction de DDV est plus forte que celle provoquée par un PEM.

Le matériau pré-écroui ne manifeste aucun durcissement cyclique secondaire. Quel que soit le point d'arrêt du PEC, le matériau s'adoucit jusqu'à rupture (Figure III-26 et III-27).

Les durées de vie observées pour les points d'arrêt du pré-écrouissage cyclique à $\sigma > 0$ et $\varepsilon = 0$ (PEC α) ou $\sigma = 0$ et $\varepsilon > 0$ (PEC β) sont voisines (25000 cycles environ). Cette DDV comparée à la référence correspond à une réduction de 95% environ.

En revanche un arrêt du pré-écrouissage cyclique à $\sigma < 0$ et $\varepsilon = 0$ (PEC γ), permet d'obtenir 54000 cycles, soit une réduction de DDV de 85% environ, malgré la présence d'une contrainte moyenne de compression dans ce cas.

Les évolutions de la contrainte moyenne sont représentées sur la figure III-28. Dans le cas d'une contrainte moyenne pratiquement nulle (PEC δ), la durée de vie observée est de 41000 cycles environ. On peut penser que l'effet de la contrainte moyenne est négligeable devant l'effet du PEC.

▪ Evolution de l'amplitude de déformation plastique après PEC

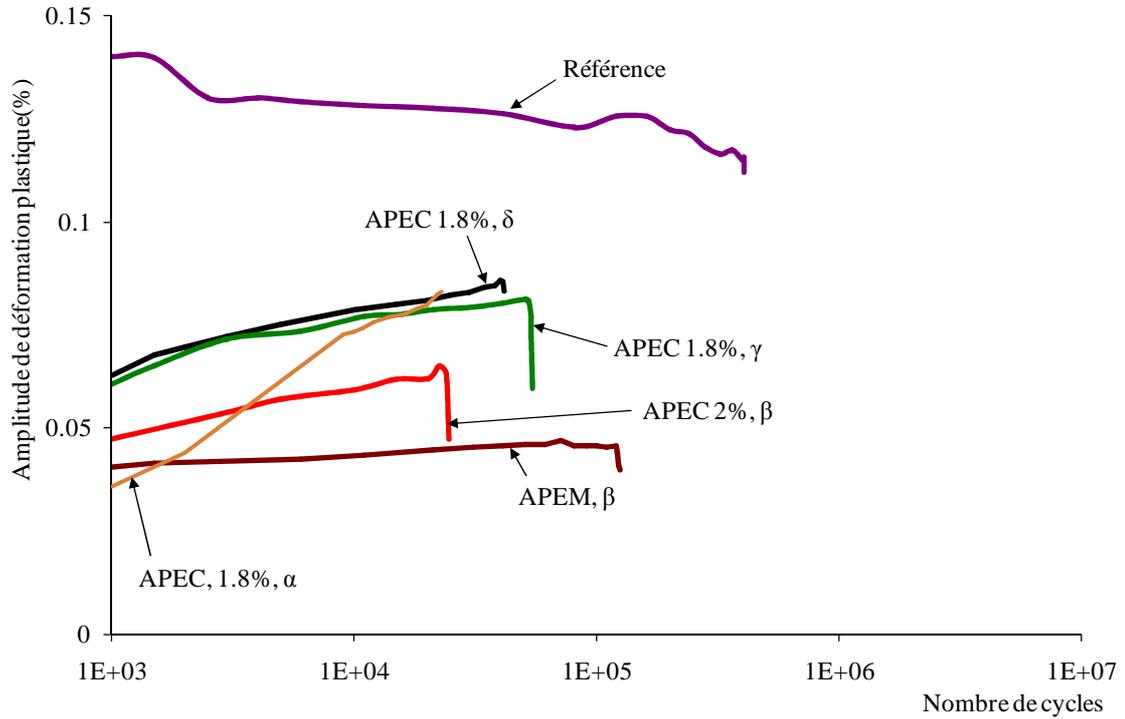


Figure III. 27: évolution des amplitudes de déformation plastique au cours des essais de fatigue sur 304L THY vierge, APEM ou APEC

▪ Evolution de la contrainte moyenne après PEC

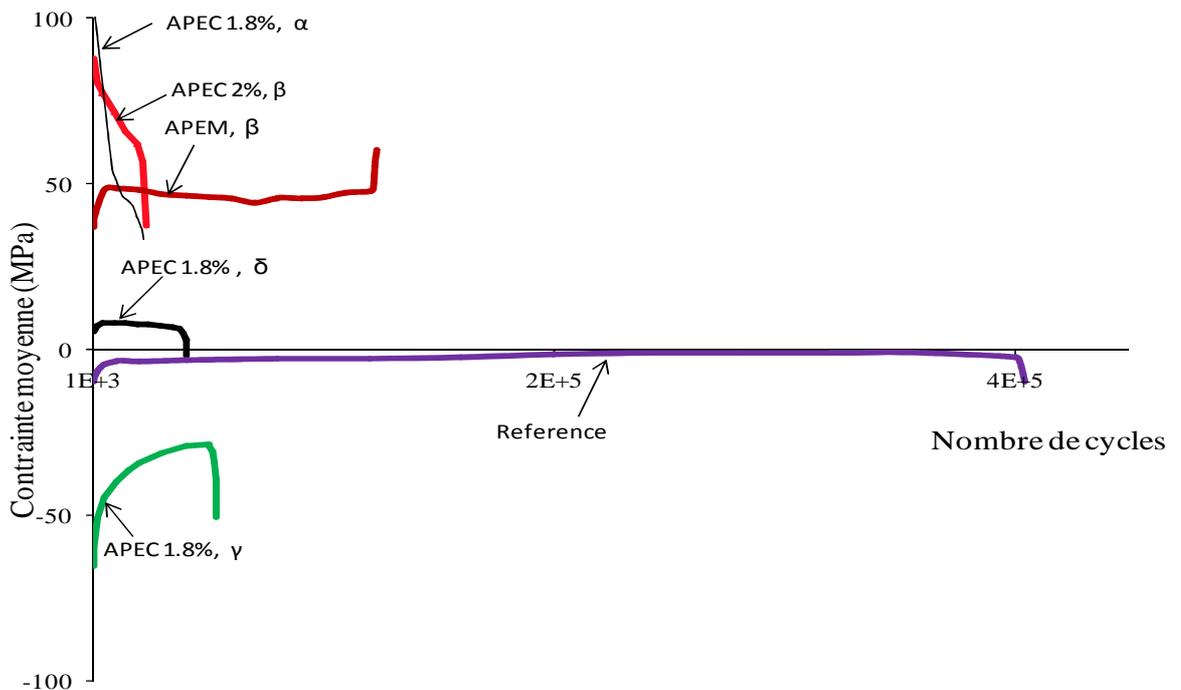


Figure III. 28: évolution de la contrainte moyenne au cours des essais de fatigue sur 304L THY vierge, APEM ou APEC

▪ **Densité d'énergie absorbée par cycle après PEC**

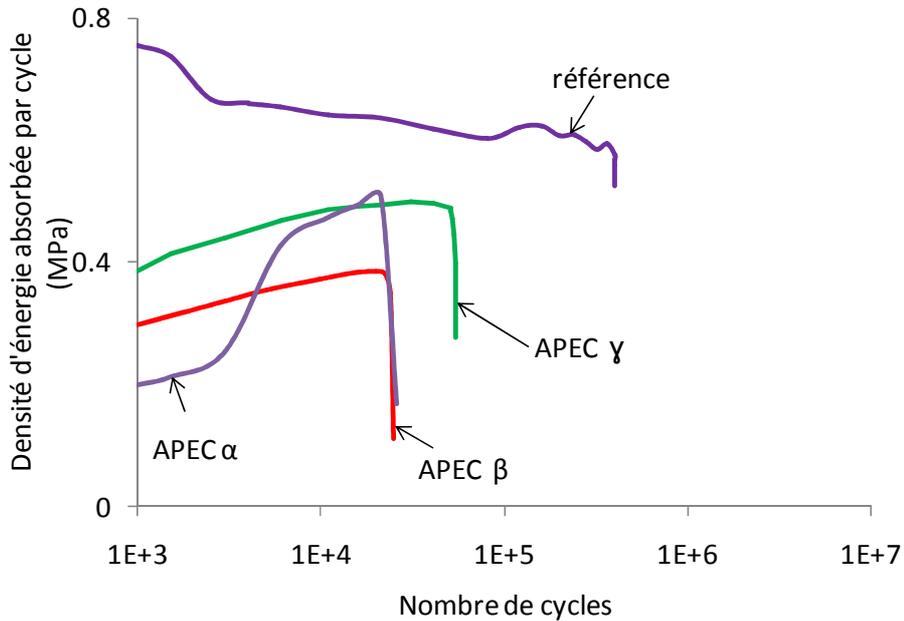


Figure III. 29 : évolution de la densité d'énergie absorbée par cycle au cours d'essais de fatigue à DI, sur un acier 304L THY vierge, ou APEC

D'après la figure III-29 la densité d'énergie absorbée par cycle, après pré-écrouissage cyclique reste inférieure à celle du matériau vierge, pour les différents types de PEC étudiés.

III. 1.3.3 Phase de fatigue en contrainte imposée après PEC

▪ **Boucles d'hystérésis à CI après PEC**

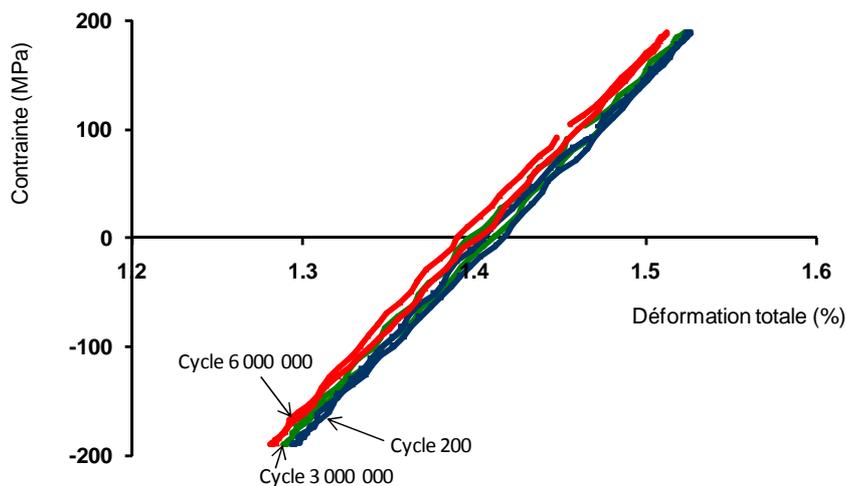


Figure III. 30: boucles d'hystérésis au cours des essais de fatigue à CI sur un acier 304L THY après PEC

D'après la figure III-30, le comportement du matériau devient pratiquement élastique lorsqu'il est sollicité en fatigue à contrainte imposée après PEC.

▪ **Evolution de l'amplitude de déformation plastique à CI après PEC**

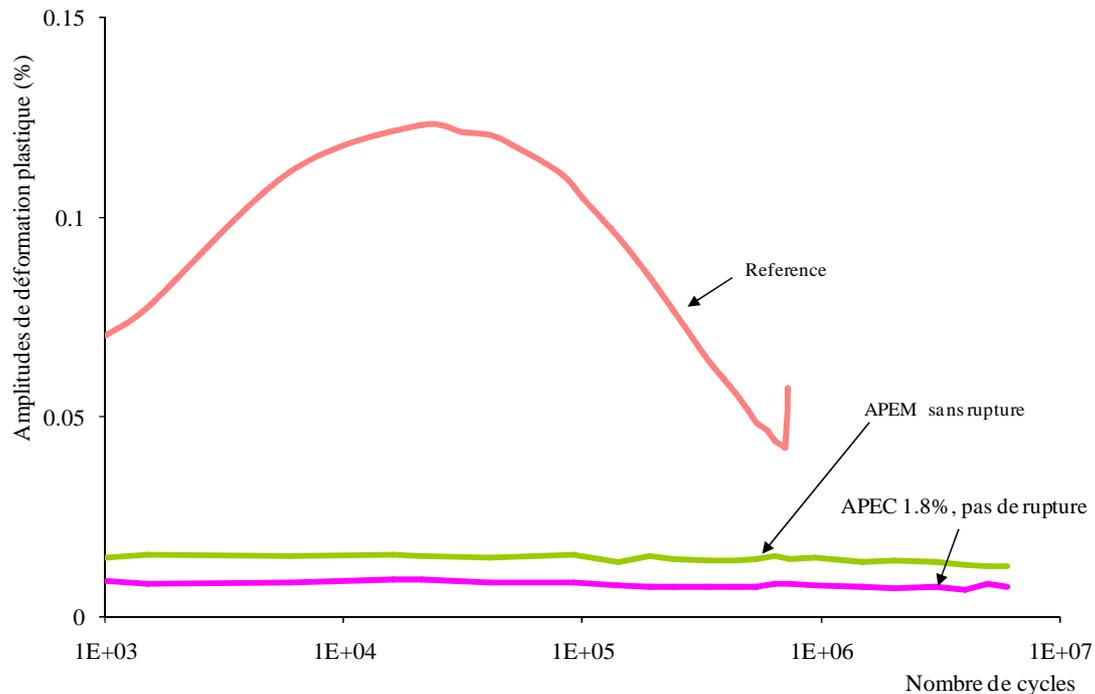


Figure III. 31: évolution de l'amplitude de déformation plastique au cours des essais de fatigue à CI sur un acier 304L THY après PEC

Le très faible niveau de l'amplitude de déformation plastique après PEC ou après PEM (figure III-31) est conforme au fait qu'aucune rupture d'éprouvette ne soit enregistrée jusqu'à 6 millions de cycles.

III. 1.3.4 Synthèse des résultats des essais après PEC

Les essais de fatigue après PEC permettent de faire les principales conclusions suivantes :

A déformation imposée ($\pm 0,226\%$) :

- *Au cours de la phase de fatigue, on observe un adoucissement du matériau pré-écroui, jusqu'à rupture. Aucun durcissement secondaire n'est constaté.*

- *Le PEC conduit à une réduction de la durée de vie pouvant atteindre 95% malgré la présence d'une contrainte moyenne de compression dans certains cas.*

A contrainte imposée (± 190 MPa) :

- *Les éprouvettes pré-écrouies ne se sont pas rompues après 6 millions de cycles*
- *Le matériau semble adopter un comportement quasiment élastique.*

On retiendra que le PEC aussi réduit la durée de vie de l'acier 304L en déformation imposée et semble l'améliorer en contrainte imposée. A déformation imposée ou à contrainte imposée la plasticité apparaît dès les premiers cycles et persiste jusqu'au domaine des grands nombres de cycles. Toutefois cette plasticité est relativement plus faible en CI qu'à DI.

L'histogramme de la figure III-32 donne un synoptique des durées de vie en fonction des différents types de PEC.

Le tableau III-2 récapitule les amplitudes de déformation plastique, les amplitudes de contrainte et les contraintes moyennes, à mi-durée de vie, ainsi que les DDV et les coefficients de réduction de DDV relevés au cours des essais sur matériaux vierges et sur matériaux pré-écrouis.

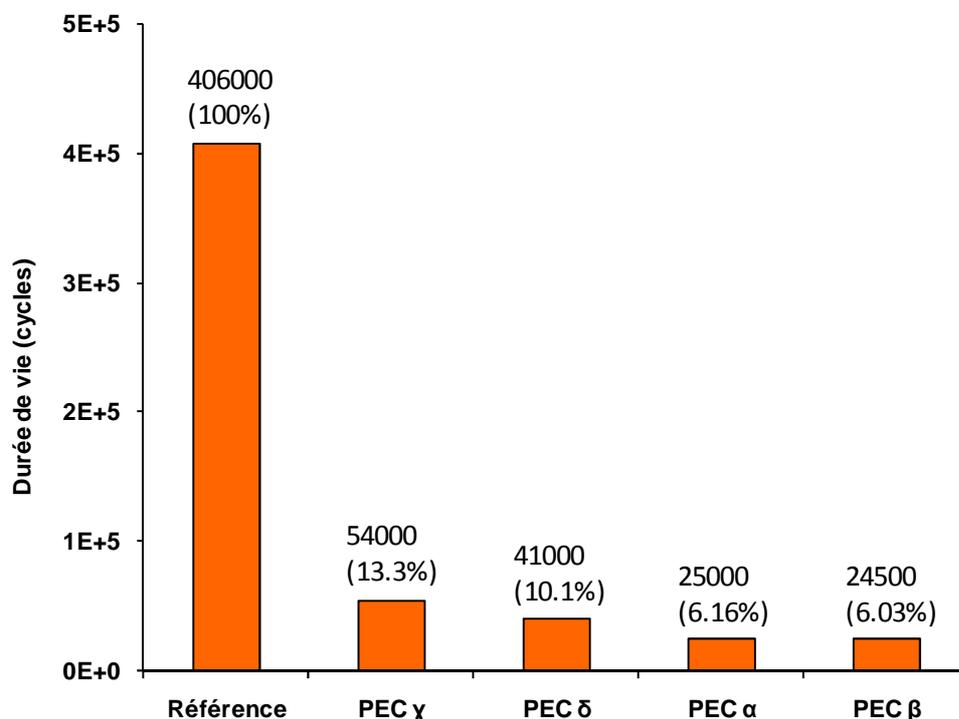


Figure III. 32: durée de vie en fatigue à déformation imposée ($\pm 0.226\%$) sur 304L THY après différents points d'arrêt du PEC

		Point d'Arrêt du pré-écrouissage		Amplitude de déformation plastique	Amplitude de contrainte	Contrainte moyenne	Durée de vie (Cycles)	Réduction (%)
		σ (MPa)	ε (%)	$\Delta\varepsilon/2$ (%)	$\Delta\sigma/2$ (MPa)	σ_m (MPa)		
Déformation imposée	Référence	-	-	0,12	190	0	406000	-
	PEC α	440	0	0,06	270	50	25000	94
	PEC β	0	1,75	0,06	270	66	24500	94
	PEC γ	-440	0	0,08	260	-33	54000	86
	PEC δ	-330	0,085	0,08	260	7	41000	90
	PEM β	0	13,6	0,04	285	45	125000	70
Contrainte imposée	Référence	-	-	0,12	190	0	725000	-
	PEC β	0	1,6	0,007	190	0	>6000000	-
	PEM β	0	13,6	0,01	190	0	>6000000	-

Tableau III-2 : amplitudes de contrainte et de déformation, contrainte moyenne, à mi-durée de vie et durées de vie d'un acier 304L THY vierge ou pré-écroui en fatigue à DI et à CI

Les résultats obtenus pour les différents essais réalisés sur la nuance THY seront maintenant analysés à travers les évolutions du module d'élasticité pour quantifier un endommagement éventuel causé au matériau par le pré-écrouissage.

Nous étudions ensuite, la structure de l'écrouissage de ce matériau à travers les évolutions des variables d'écrouissages isotrope et cinématique.

III. 1.4 Analyses des résultats

III. 1.4.1 Comportement en fatigue de l'acier 304L THY

- **Durcissement et adoucissement**

Les résultats expérimentaux que nous avons présentés montrent que l'acier 304L THY vierge manifeste un adoucissement cyclique suivi d'un durcissement cyclique secondaire (DCS) dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles, à la température ambiante.

(Taleb & Hauet, 2009) ont montré que ce matériau présente un durcissement cyclique initial (DCI) au cours des quelques premiers cycles de chargement à faible amplitude de déformation. En général le DCI est attribué à la multiplication des dislocations et à leurs interactions, du fait de la déformation plastique engendrée par le chargement. D'après (Taleb & Hauet, 2009), le durcissement cyclique initial de l'acier 304L THY, s'explique par l'activation des fautes d'empilement et des micromacles qui apparaissent au niveau d'un petit nombre de grains et qui se superposent, dès les premiers cycles de chargement, à l'activation des systèmes de glissement des dislocations. L'activation des fautes est favorisée par la faible énergie de faute d'empilement de ce matériau (Talonon & Hänninen, 2007). Le durcissement cyclique initial au cours des tout premiers cycles, est observé sur d'autres matériaux de structure cristallographique Cubique à Faces Centrées tels que l'acier 316LN (Ganesh Sundara Raman & Padmanabhan, 1996), l'acier 316L (Hong, Lee, & Byun, 2007), le Nimonic 90 (Ganesh Sundara Raman & Padmanabhan, 1995).

Au cours du chargement à faible amplitude de déformation, un adoucissement cyclique fait suite au DCI. D'après (Hong, Lee, & Byun, 2007) le comportement cyclique d'un matériau est la résultante d'une compétition entre les mécanismes de durcissement et d'adoucissement. L'adoucissement n'est pas la conséquence d'un endommagement, il s'explique par les évolutions internes de la microstructure des dislocations. D'après (Ganesh Sundara Raman & Padmanabhan, 1996) un adoucissement cyclique est observé lorsque le taux d'annihilation des dislocations devient supérieur à leur taux de production ou lorsqu'un réarrangement de la microstructure augmente la mobilité des dislocations. (Mayama & Sasaki, 2006) ont montré que la distribution des dislocations au cours du cyclage, passe progressivement d'une structure homogène à une structure hétérogène (bandes de glissement persistantes, enchevêtrements, murs, canaux, cellules) en fonction du nombre de cycles appliqués (figure III-33). D'après (Evrard, Aubin, & Kondo, 2008) les structures hétérogènes sont constituées de zones dures, riches en dislocations et de zones molles pauvres en dislocations (figure III-34). Ce sont ces zones molles qui permettent au matériau de mieux accommoder la déformation plastique en s'adoucissant.

Dans le cas particulier des aciers inoxydables austénitiques (316L, 316LN), (Degallaix, 1986) a montré que l'augmentation de la teneur en azote diminue l'énergie de faute d'empilement, favorise le glissement plan des dislocations ainsi que l'adoucissement du matériau.

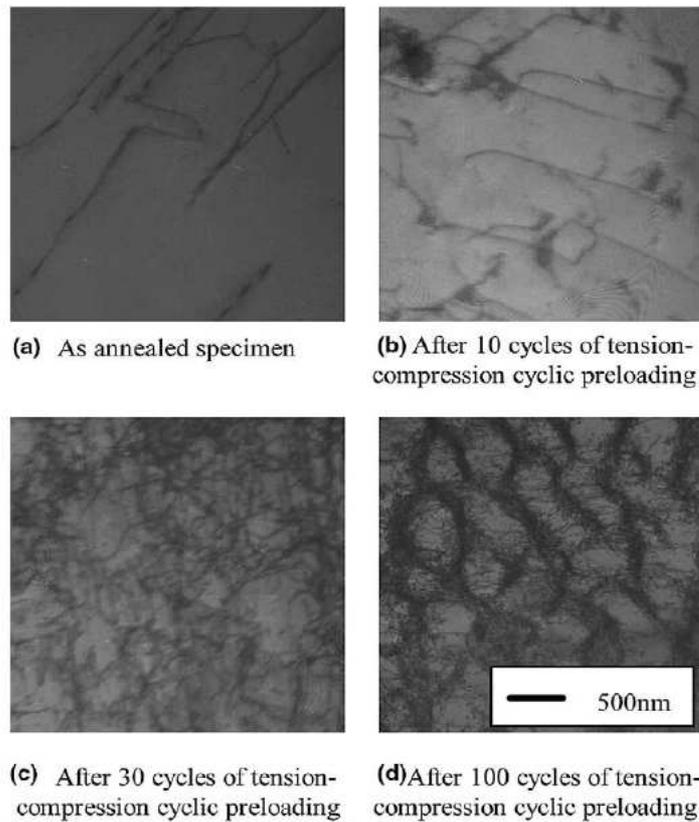


Figure III. 33: structure des dislocations dans un acier 304 soumis à des cycles de fatigue en traction-compression $\Delta\varepsilon = 1\%$: (a) matériau vierge recuit, (b) après 10 cycles (c) après 30 cycles (d) après 100 cycles (Mayama & Sasaki, 2006)

Toutefois la teneur en azote du THY relativement faible ne permet pas d'expliquer, à elle seule, l'adoucissement de ce matériau.

Un durcissement cyclique secondaire (DCS) fait suite à l'adoucissement cyclique du THY vierge dans le domaine de fatigue à grand nombre de cycles, à la température ambiante (figures III.3 et III.6).

(Ganesh Sundara Raman & Padmanabhan, 1995), (Hong, Lee, & Byun, 2007) ont montré que le DCS observé à température ambiante est dû à la transformation martensitique qui se produit au cours de la fatigue oligocyclique avec une amplitude de déformation au moins égale à 0,4%. L'amplitude de chargement de nos essais (0,226%) est plus faible et ne correspond pas à ce critère.

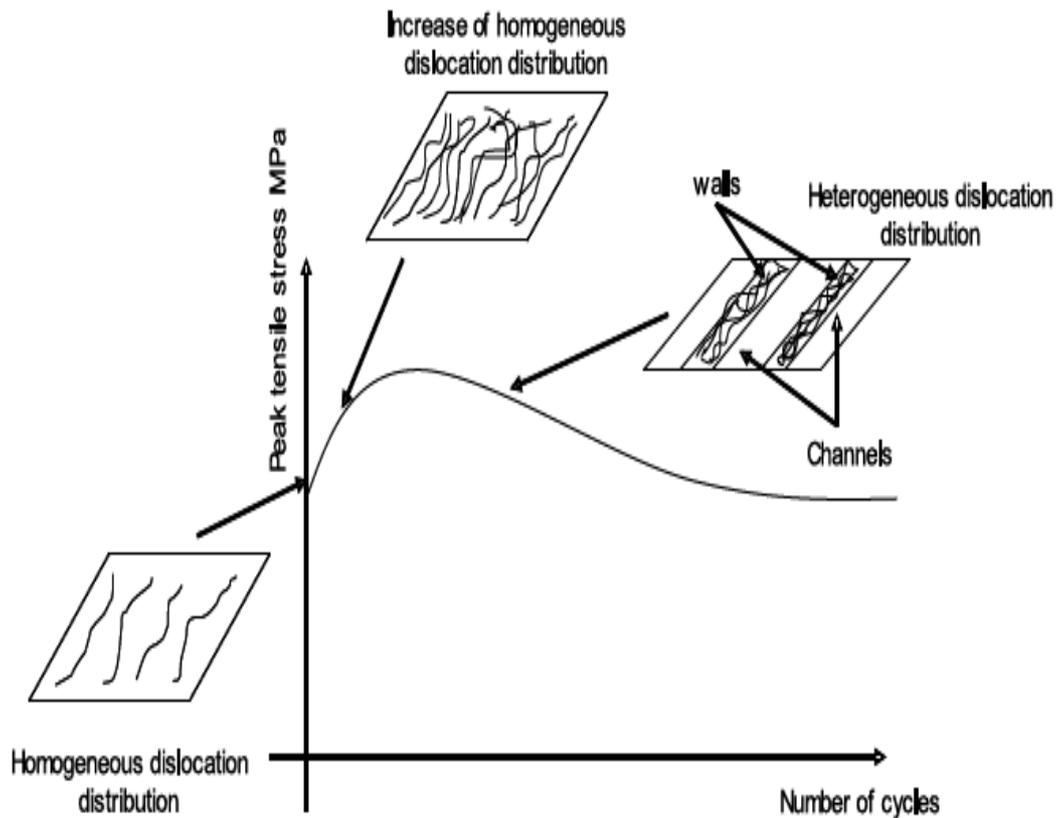


Figure III. 34: schématisation de l'évolution de la distribution des structures de dislocation au cours des cycles de fatigue oligocyclique (Evrard, Aubin, & Kondo, 2008).

D'après (Ganesh Sundara Raman & Padmanabhan, 1995), à faible niveau de chargement, la densité des fautes et bandes de cisaillement dans l'austénite est si faible que la densité des sites de nucléation de la martensite est négligeable.

A chaque cycle de chargement correspond une faible quantité de déformation plastique, un grand nombre de cycles est alors nécessaire pour atteindre le niveau critique de déformation plastique indispensable pour former de la martensite.

Le nombre critique de cycles est parfois si grand que la rupture par fatigue du matériau intervient sans formation de martensite et donc sans DCS. Cette analyse semble correspondre à nos essais dans le sens où le niveau du chargement en fatigue est assez faible (0,226%).

Les nombre de cycles appliqués jusqu'à rupture après PEC ou après PEM paraissent relativement insuffisants pour une accumulation significative de la martensite. Dans le cas du PEM à 14%, (Mészáros & Prohászka, 2005) ont montré (figure I.10b) que la

transformation martensitique ne devient significative qu'à partir de 20% de déformation, ce qui ne correspond pas à nos essais.

Le DCS observé sur l'acier 304L THY rappelle celui constaté dans le vide par (Alain, Violan, & Mendez, 1997), (Gerland, Alain, Ait Saadi, & Mendez, 1997) à différentes températures entre 200°C et 500°C.

D'après ces auteurs, le DCS s'accompagne de la transformation progressive de la microstructure (type Corduroy) du matériau du fait de sa faible énergie de faute d'empilement, de la faible amplitude du chargement uniaxial, du glissement planaire des dislocations et de l'évolution du vieillissement dynamique. Ce dernier phénomène est dû à l'interaction entre les dislocations et les atomes interstitiels de carbone et d'azote. Nous ne disposons que des pourcentages massiques de carbone et d'azote et ne pouvons pas connaître le pourcentage de ces éléments en solution. La microstructure de type corduroy serait le résultat de l'accumulation de débris laissés par le glissement planaire des dislocations lors du cyclage.

Plusieurs auteurs (Lukáš & Kunz, 2001), (Hauet, Taleb, & Taheri, 2009), relient le DCS observé à la température ambiante, à la formation de structures, de cellules et de labyrinthes ou des macles. Nous pensons que ces phénomènes sont présents dans notre matériau.

Le DCS a été observé sur le cuivre par (Mughrabi, 1999) qui le considère comme une caractéristique des matériaux à structure Cubique à Faces Centrées. Toutefois, aucune corrélation directe n'a été établie entre le DCS et la durée de vie en fatigue (Gerland, Alain, Ait Saadi, & Mendez, 1997).

III.1.4.2 Prépondérance de l'effet du pré-écrouissage sur l'amplitude de déformation plastique et sur la contrainte moyenne

Les résultats expérimentaux que nous avons représentés sur la figure III-26 montrent l'évolution des amplitudes de contrainte du matériau vierge ou pré-écroui en fonction du nombre de cycles.

On remarque que malgré l'accroissement de l'amplitude de contrainte provoqué par le DCS dans le matériau vierge, le niveau de l'amplitude de contrainte dans le matériau pré-écroui est supérieur à celui du matériau vierge.

L'amplitude de contrainte du matériau pré-écroui dépend aussi du point d'arrêt du PEC. Comparée aux autres points d'arrêt, elle est plus faible pour le point d'arrêt du PEC à contrainte négative et déformation nulle. Ceci est probablement lié à l'état final de compression en ce point.

Une faible amplitude de déformation plastique conduit normalement à une durée de vie importante (Srinivasan, Sandhya, Valsan, & Mannan, 2004), (Sandhya, Bhanu, Rao, & Mannan S.L., 2001). Pourtant, par rapport aux éprouvettes vierges, les éprouvettes ayant subi un PEC ont une durée de vie plus courte, malgré leur faible niveau d'amplitude de déformation plastique. De plus, cette réduction de durée de vie des éprouvettes pré-écrouies se produit malgré la présence d'une contrainte moyenne de compression (figure III.28). Or une contrainte moyenne de compression devrait améliorer la DDV (Kunz & Lukáš, 2001). La contrainte moyenne de compression apporte certes, une légère amélioration, puisque la DDV est de 41000 cycles environ pour une contrainte moyenne nulle alors qu'elle est de 54000 cycles pour une contrainte moyenne de compression.

Nos résultats montrent qu'un pré-écrouissage (PEC ou PEM) réduit la durée de vie de l'acier 304L THY en déformation imposée. Par conséquent, on peut penser que la compétition entre l'effet bénéfique d'une contrainte moyenne de compression et l'effet néfaste du pré-écrouissage conduit, finalement, à une réduction de la durée de vie du matériau pré-écroui. L'effet du pré-écrouissage paraît donc prépondérant sur celui de la contrainte moyenne (Tableau III-2 p.119).

En contrainte imposée (contrainte moyenne nulle), les éprouvettes pré-écrouies de façon monotone ou cyclique ne sont pas rompues au-delà de 6 millions de cycles.

On conclut donc que le pré-écrouissage semble bénéfique en contrainte imposée mais néfaste en déformation imposée, pour la durée de vie de l'acier 304L THY.

Ce résultat est en accord avec (Taheri, 2007). Le type de chargement (DI ou CI) après pré-écrouissage apparaît comme un facteur déterminant de la durée de vie de l'acier 304L THY.

III.1.4.3 Détermination et évolution du module d'élasticité

Nous avons constaté que le pré-écrouissage est néfaste à la durée de vie de l'acier 304L THY en déformation imposée. Par conséquent il est important de savoir s'il provoque un endommagement qui réduirait la durée de vie du matériau en fatigue.

Une première réponse peut être donnée en remarquant que, malgré un état pré-écroui (PEC ou PEM), l'acier 304L THY a eu une durée de vie supérieure à 6 millions de cycles sans rompre, au cours de la phase de fatigue en contrainte imposée. On peut donc penser que, le pré-écrouissage monotone ou cyclique n'endommage pratiquement pas le matériau. En revanche le pré-écrouissage induit un comportement du matériau qui varie avec le mode de chargement (DI ou CI). Ce comportement est déterminant pour la DDV de ce matériau au cours de la phase de fatigue subséquente au pré-écrouissage.

Des informations complémentaires peuvent être recherchées par l'analyse des boucles d'hystérésis générées au cours des différents essais réalisés sur l'acier 304L THY.

Nous commencerons par examiner le module d'élasticité longitudinale (module de Young) dont l'évolution peut être un indicateur de l'endommagement du matériau.

Dans ce travail, le module d'élasticité a été déterminé par la pente d'une droite de régression construite sur les points du domaine élastique lors de la décharge, sur chaque boucle d'hystérésis. Après analyse des différentes boucles nous avons fixé, par convention, la partie linéaire considérée à 150MPa environ. Des détails sur les précautions de détermination du module d'élasticité peuvent être trouvés dans (Michno Jr. & Findley, 1976), (Kandil, 1999), (Yoshida, Uemori, & Fujiwara, 2002).

Les figures III-35 et III-36 représentent les évolutions du module d'élasticité au cours des essais sur matériau vierge et sur matériaux pré-écrouis.

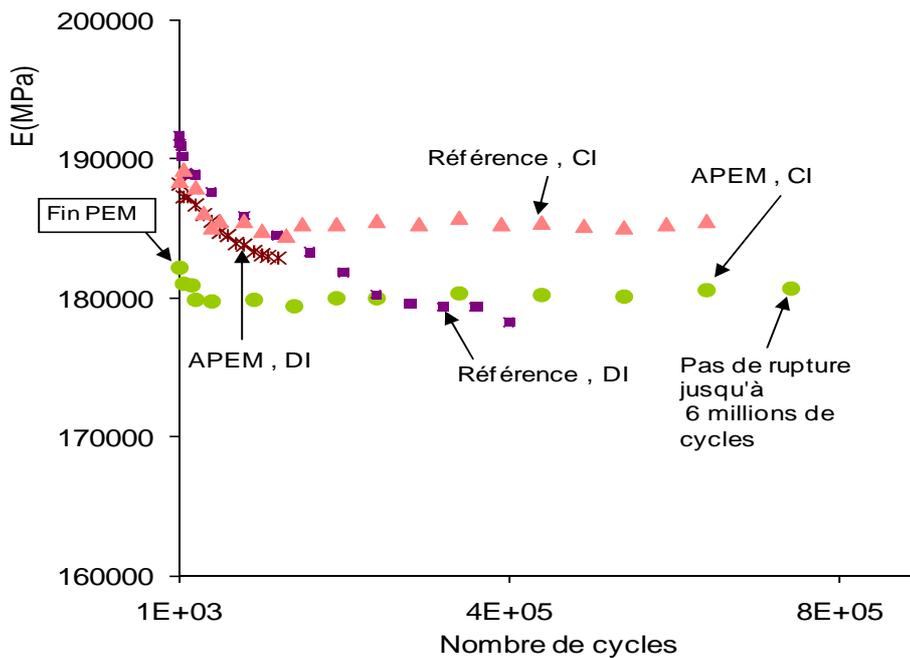


Figure III. 35 : évolution du module d'élasticité au cours des cycles de fatigue d'un acier 304L THY vierge et après pré-écrouissage monotone (APEM) à DI et CI

Sur la figure III-36 nous représentons l'évolution du module d'élasticité pendant la phase du PEC suivie des évolutions subséquentes en phase de fatigue.

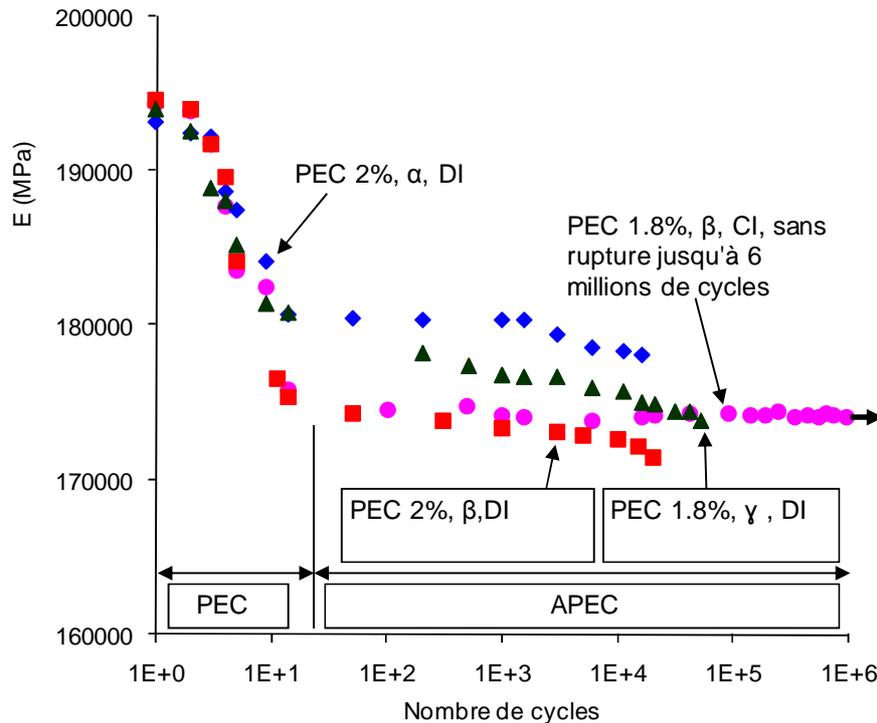


Figure III. 36: évolution du module d'élasticité au cours du PEC et après PEC à DI et CI d'un acier 304L THY

Les valeurs atteintes à la fin du PEC ou du PEM évoluent peu au cours de la phase de fatigue subséquente au pré-écrouissage. Après avoir mesuré le module de Young de certains aciers à haute ou moyenne résistance, (Yoshida, Uemori, & Fujiwara, 2002) ont montré, aussi, que le module de Young décroît fortement jusqu'à une valeur asymptotique lorsque la déformation plastique cumulée atteint un niveau suffisant, sans influence majeure du chemin de chargement. (Yamaguchi, Adachi, & Takakura, 1998) ont fait le même constat sur des aciers de faible teneur en carbone comme l'acier inoxydable austénitique 304.

D'après les figures III-35 et III-36, un PEM et un PEC réduisent le module d'élasticité de l'acier 304L THY de l'ordre de 5% et 10% respectivement, traduisant ainsi que le PEM est probablement moins pénalisant que le PEC.

Toutefois ces taux de réduction du module d'élasticité sont assez faibles pour pouvoir affirmer un endommagement significatif du matériau. Par conséquent, on peut penser que la durée de vie du 304L THY pré-écroui dépend de son comportement induit, en fatigue, par le PEC ou le PEM qu'il a subi.

Dès lors il est important de procéder à des investigations micromécaniques qui permettront de caractériser les mécanismes physiques liés à la plasticité de ce matériau.

III.1.4.4 Estimation et évolution des écrouissages isotrope et cinématique

Nous commençons par postuler l'existence d'un domaine élastique à l'intérieur duquel les contraintes sont proportionnelles aux déformations. La taille de ce domaine élastique est reliée à la variable d'écrouissage isotrope R (effective stress), la position de son centre est déterminée par le paramètre d'écrouissage cinématique X (Back stress). La densité des dislocations est reliée à R , et les incompatibilités de déformation sont reliées à X . Ces variables sont largement commentées dans notre étude bibliographique.

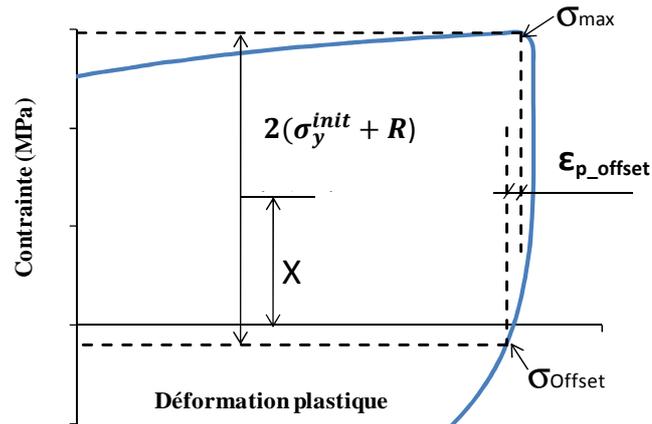


Figure III. 37: estimation des écrouissages isotrope R et cinématique X sur une boucle contrainte déformation d'un acier 304L.

Les variables d'écrouissage isotrope et cinématique ont été estimées en appliquant les équations I-15 et I-16 (rappelées ci-dessous) à chaque boucle contrainte-déformation plastique, conformément au schéma suivant :

$$R = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{offset}}{2} - \sigma_y^{init} \quad (III-1)$$

$$X = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{offset}}{2} \quad (III-2)$$

Nous avons fixé un offset de la déformation plastique à $2 \cdot 10^{-4}$ afin de définir le domaine élastique et d'extraire assez précisément les valeurs de σ_{offset} .

D'après (Gaudin, Guillemer-Neel, & Feugas, 2001), l'offset de la déformation plastique dépend de la sensibilité de l'extensomètre, de la fréquence d'échantillonnage et d'analyse des acquisitions au cours des différents essais. La valeur de l'offset a une importante influence sur les résultats. Un accroissement de l'offset accroît la valeur de l'écrouissage isotrope et réduit l'écrouissage cinématique. Une discussion sur l'influence de l'offset peut être trouvée dans (Michno Jr. & Findley, 1976) et (Wu & C., 1991).

Les calculs de X et R nécessitent la connaissance de la limite d'élasticité initiale. Nous avons déterminé ce paramètre matériau en considérant la courbe de traction monotone (Figure III-38) : $\sigma_y^{init} = 120\text{MPa}$; on en déduit un module d'élasticité de 190 000 MPa environ.

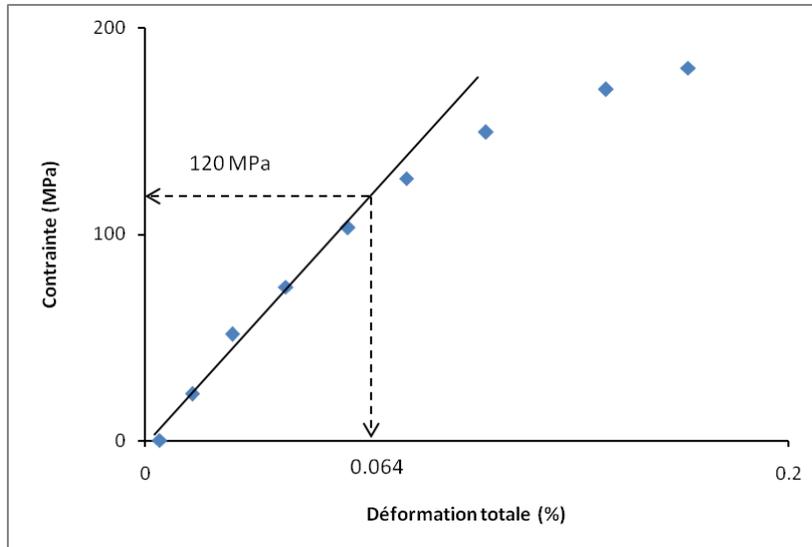


Figure III. 38: identification de la limite d'élasticité initiale σ_y^{init} de l'acier 304L THY.

▪ Ecroissements isotrope et cinématique du THY vierge

Les évolutions des variables d'écroissage isotrope R et cinématique X déterminées sur l'acier 304L THY vierges sont représentées sur la figure suivante III-39.

- L'acier 304L vierge manifeste peu d'écroissage isotrope. La variable d'écroissage R reste faible, évolue peu mais s'accroît significativement lors du DCS à CI et décroît légèrement à DI. Ce comportement est cohérent avec le comportement de ce matériau à CI où le DCS est plus élevé alors qu'il est à peine perceptible en DI, dans le domaine de fatigue à grand nombre de cycles.
- L'écroissage cinématique est plus important que l'écroissage isotrope. La variable d'écroissage X reste pratiquement stable jusqu'à la phase du durcissement secondaire au cours de laquelle elle tend à croître à DI ou décroître à CI.

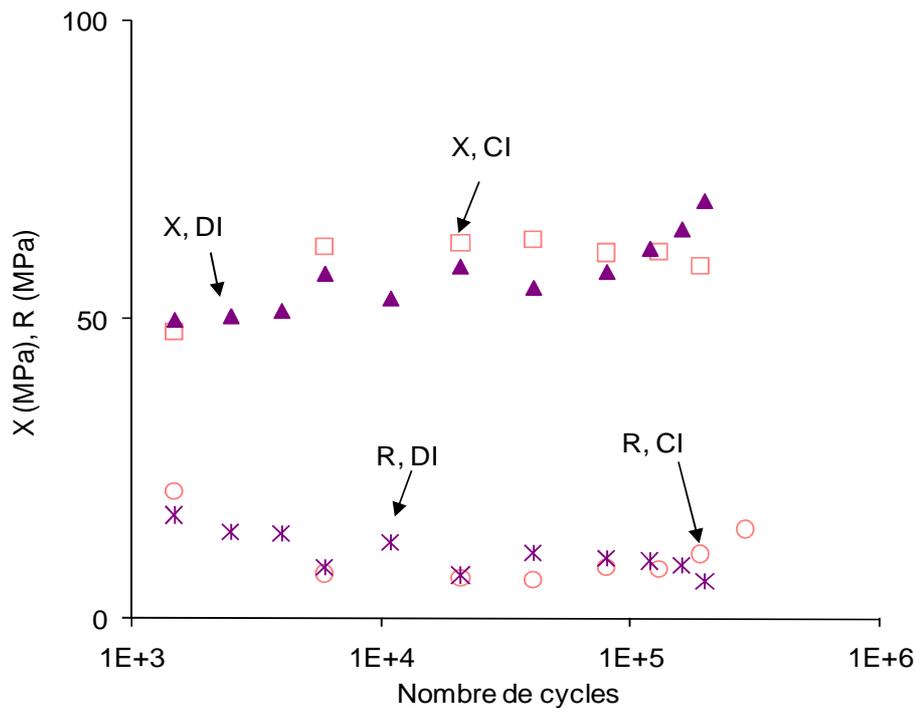


Figure III. 39: évolution des écrouissages isotrope R et cinématique X sur un acier 304L THY vierge

▪ **Ecrouissages isotrope et cinématique du THY pré-écroui**

Pendant la phase de fatigue subséquente au PEC à DI, les évolutions de X et R sont sensiblement du même ordre (Figure III-40).

X et R semblent stationnaires en phase de fatigue subséquente au PEM. L'état stationnaire de X après PEM correspond à des microstructures plus homogènes après PEM qu'après PEC. On comprend que la durée de vie soit plus importante après PEM qu'après PEC.

En somme les variables d'écrouissage ont peu évolué au cours de la durée de vie du matériau, elles le font d'autant moins lorsque le pré-écrouissage est monotone. On peut penser que les microstructures mises en place par le pré-écrouissage n'évoluent pratiquement pas au cours de la phase de fatigue (Lieurade, Ribes, & Bollinger, 1986).

Cette idée est en accord avec (Al-Rubaie, Del Grande, Travessa, & Cardoso, 2007) qui ont montré sur l'aluminium que le pré-écrouissage anticipe certaines microstructures propres à la fatigue, telles que les bandes de glissement persistantes qui conduisent finalement à la réduction de durée de vie.

Des observations in-situ (en cours d'essais) sont nécessaires pour améliorer nos connaissances des effets du pré-écrouissage cyclique ou monotone sur la durée de vie de l'acier 304L.

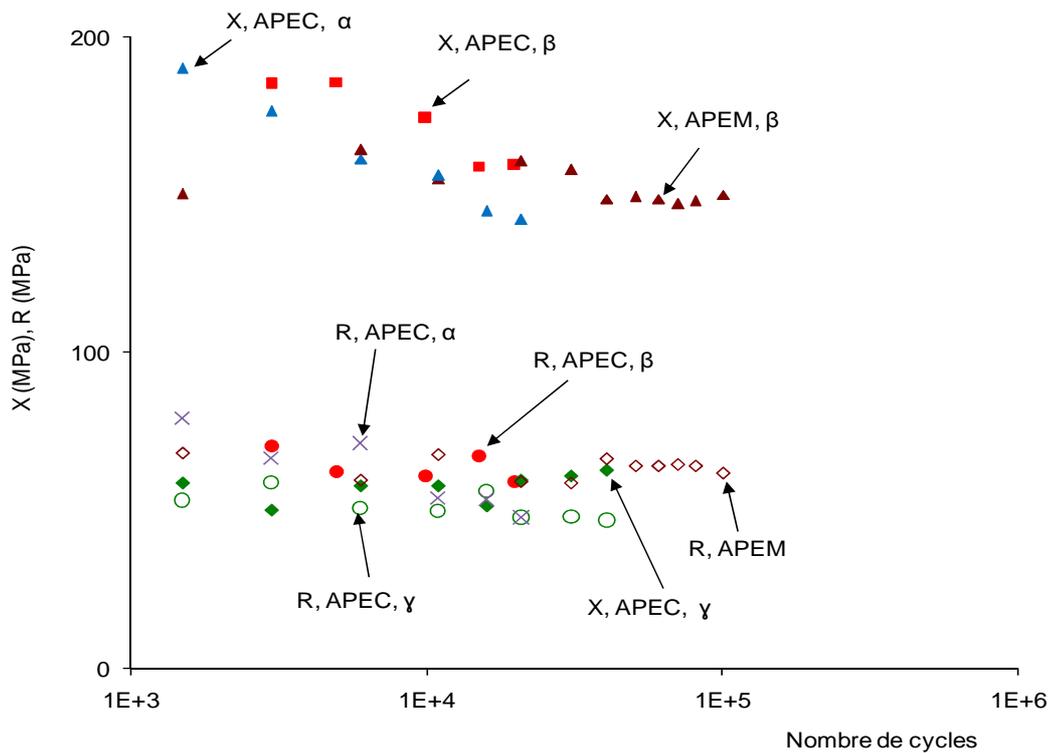


Figure III. 40: évolution des écrouissages isotrope R et cinématique X sur un acier 304L THY après pré-écrouissage monotone (APEM) ou cyclique (APEC)

Les résultats et analyses réalisés sur la nuance THY vont maintenant être vérifiés sur la deuxième nuance CLI afin de réaliser des comparaisons.

III. 2 Etude comparative du comportement et de la durée de vie des nuances THY et CLI

Les compositions chimiques de ces deux nuances sont données dans le tableau II-1.

On rappelle que, globalement, CLI contient un peu plus d'élément gammagène et un peu moins d'élément alphasène que THY. Ces deux nuances ne présentent probablement pas le même rapport qualité-prix. Il est important de les caractériser, particulièrement en terme de durée de vie, afin d'optimiser nos choix.

Nous avons réalisé, sur ces deux nuances, des essais de fatigue en déformation imposée d'amplitude 0,2% sur matériaux vierges, et sur matériaux pré-écrouis par PEC à 1,8% ou PEM à 14%. L'arrêt du PEC s'est fait à contrainte négative et déformation positive avec retour à un point qui permet d'obtenir une contrainte moyenne nulle au cours de la phase de fatigue.

Nous présentons dans ce qui suit les comparaisons des boucles d’hystérésis contrainte-déformation à mi-durée de vie, ainsi que les évolutions des paramètres macroscopiques classiques que sont l’amplitude de contrainte, l’amplitude de déformation plastique, la contrainte moyenne, et la densité d’énergie absorbée par cycle.

Les boucles d’hystérésis de THY et CLI indiquent des comportements similaires pour ces deux nuances de l’acier 304L qui présentent néanmoins une grande différence de durée de vie. Les comportements observés sont cohérents avec ceux que nous avons constatés à DI à 0,226%.

III. 2.1 Essais de référence sur THY et CLI

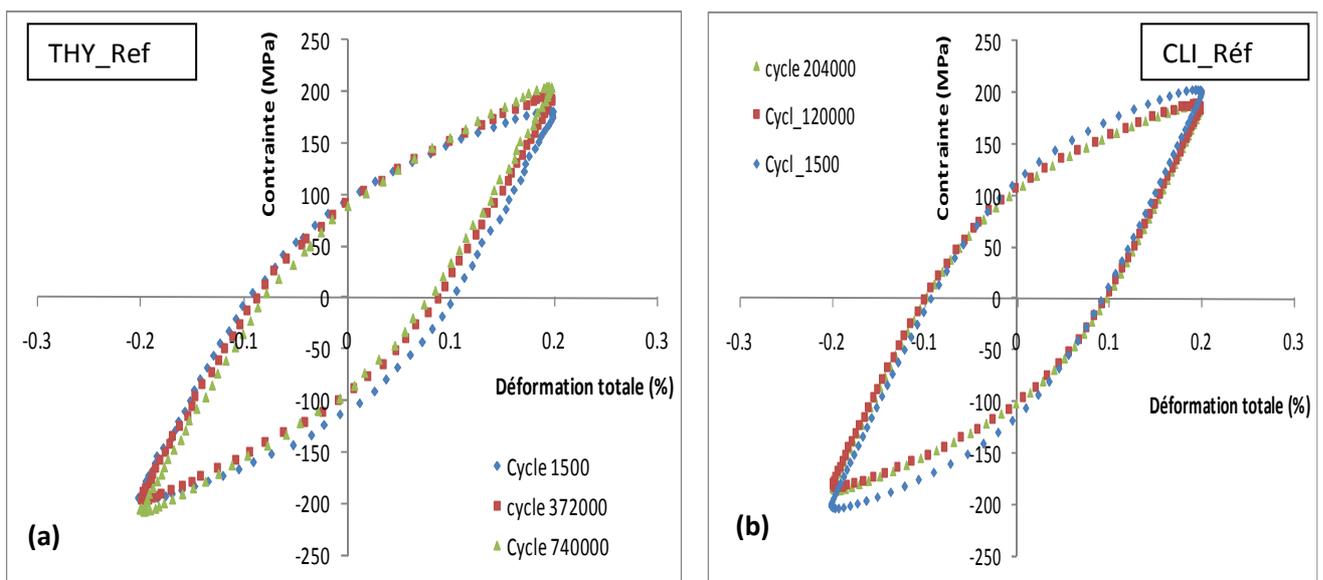


Figure III. 41: boucles d’hystérésis au début, à mi-durée de vie et proche de la rupture pour THY (a) et CLI (b) en fatigue à DI à $\pm 0,2\%$

Les boucles contrainte-déformation de la figure III-41 montrent une tendance au durcissement du THY et plutôt une tendance à l’adoucissement du CLI.

La figure III-42 représente la densité d’énergie absorbée par cycle pour un chargement en DI à 0,2%. Elle semble plus élevée pour CLI que pour THY.

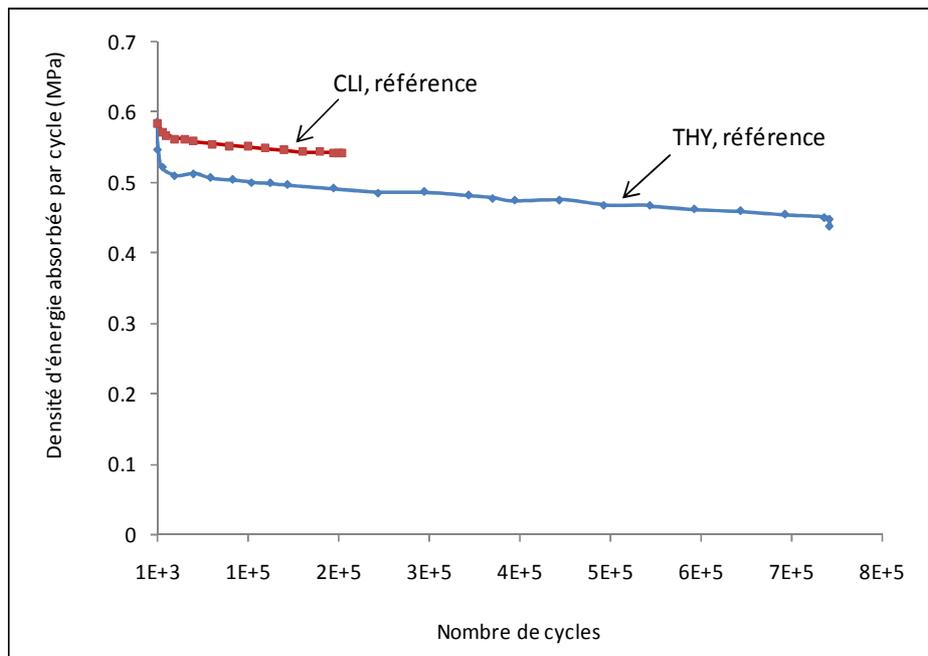


Figure III. 42: densités d'énergie absorbée par cycle pour THY et CLI vierges en fatigue à DI à $\pm 0,2\%$

III. 2.2 Essais de fatigue après pré-écrouissage monotone sur THY et CLI

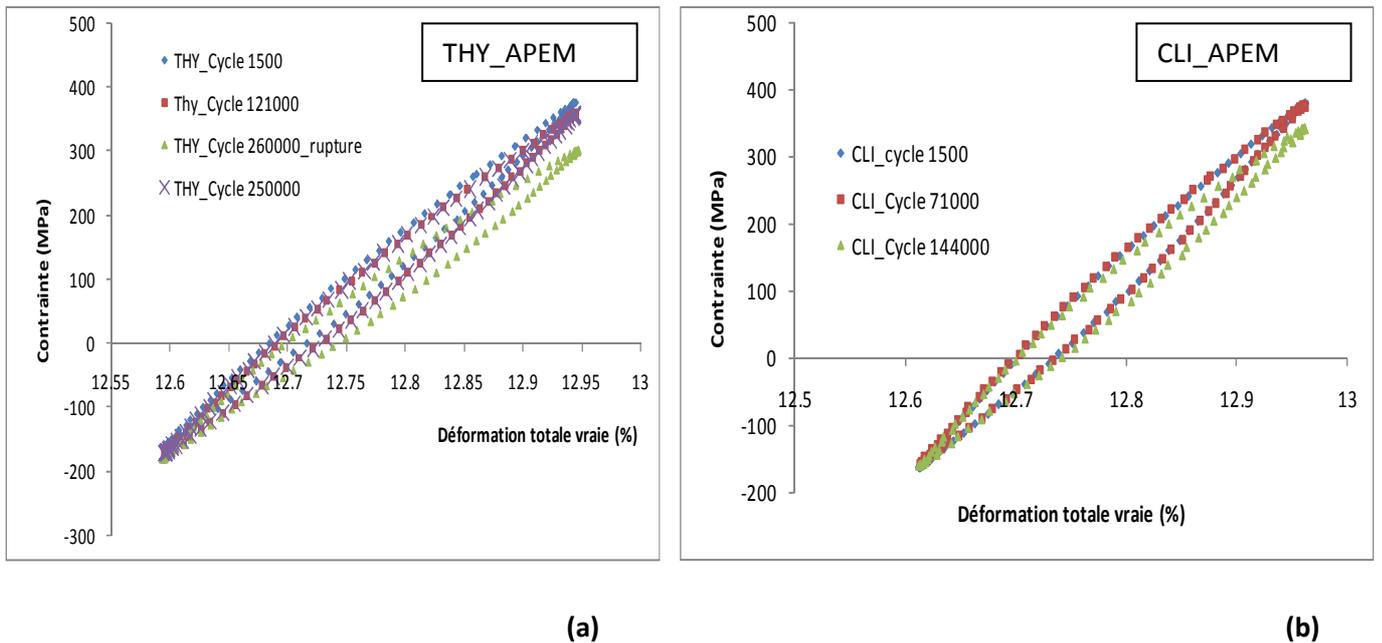


Figure III. 43: Boucles d'hystérésis au début, à mi-durée de vie et proche de la rupture pour THY (a) et CLI (b) en fatigue à DI à $\pm 0,2\%$, après pré-écrouissage monotone à 14%

Après pré-écrouissage monotone, les comportements de THY et CLI sont similaires. Les deux nuances présentent des boucles "concentriques", ce qui correspond à un état pratiquement stationnaire. L'énergie absorbée par cycle demeure plus élevée pour CLI que pour THY.

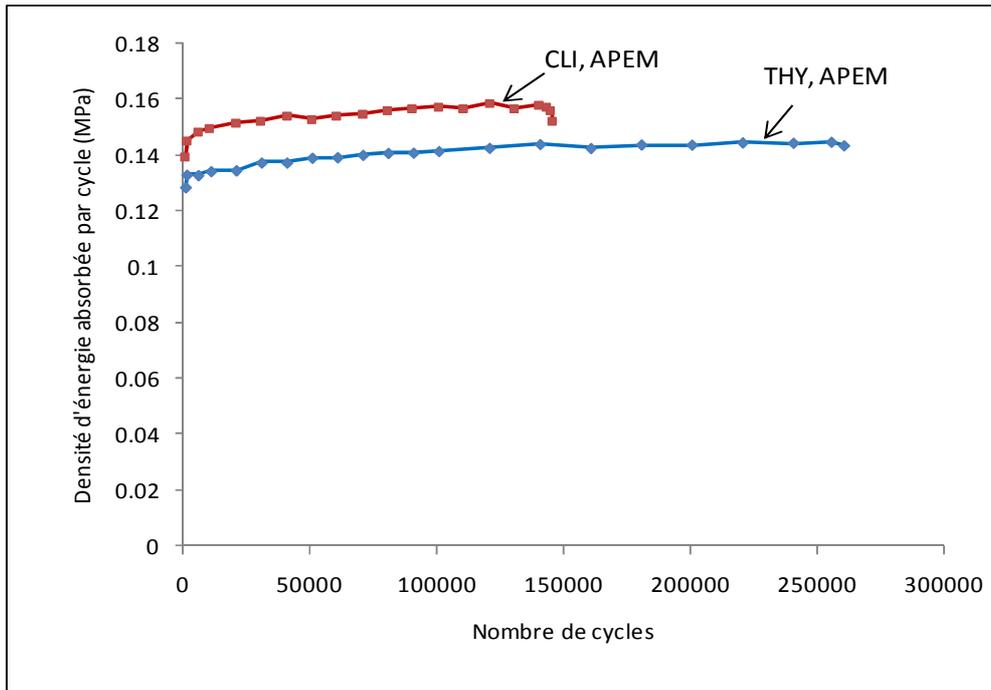


Figure III. 44: densités d'énergie absorbée par cycle, après pré-écrouissage monotone pour THY et CLI en fatigue à DI à $\pm 0,2\%$

III. 2.3 Essais de fatigue après pré-écrouissage cyclique sur THY et CLI

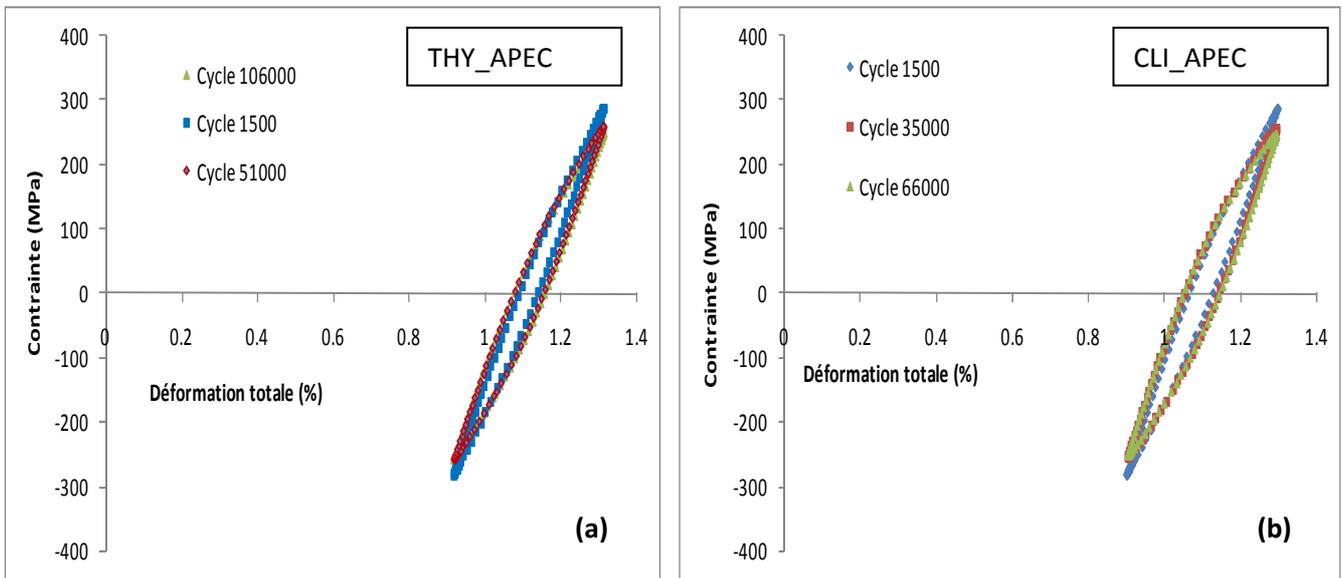


Figure III. 45: boucles d'hystérésis au début, à mi-durée de vie et proche de la rupture pour THY (a) et CLI (b) en fatigue à DI à $\pm 0,2\%$, après pré-écrouissage cyclique

La phase de pré-écrouissage cyclique a été arrêtée chaque fois à un point qui permet d'obtenir une contrainte moyenne nulle au cours de la phase de fatigue subséquente. On

note des comportements cycliques similaires pour les deux nuances, avec une énergie absorbée par cycle plus élevée pour CLI comparée à THY.

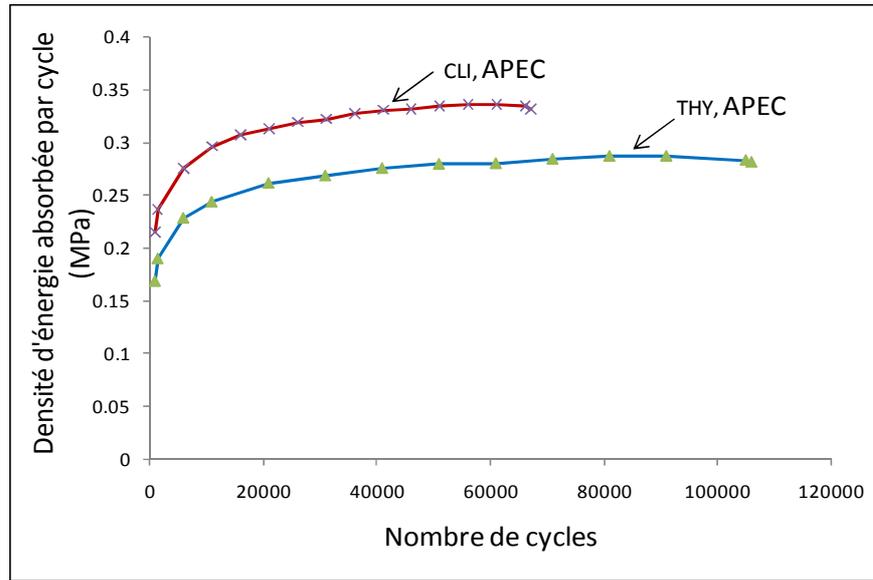


Figure III. 46: densités d'énergie absorbée par cycle, après pré-écrouissage cyclique pour THY et CLI en fatigue à DI à $\pm 0,2\%$

La figure III-47 présente un comparatif des densités d'énergie absorbée par cycle pour chaque nuance. Il apparaît que les deux nuances absorbent moins d'énergie après PEM qu'après PEC. Ce dernier mode de pré-écrouissage serait plus pénalisant que le premier.

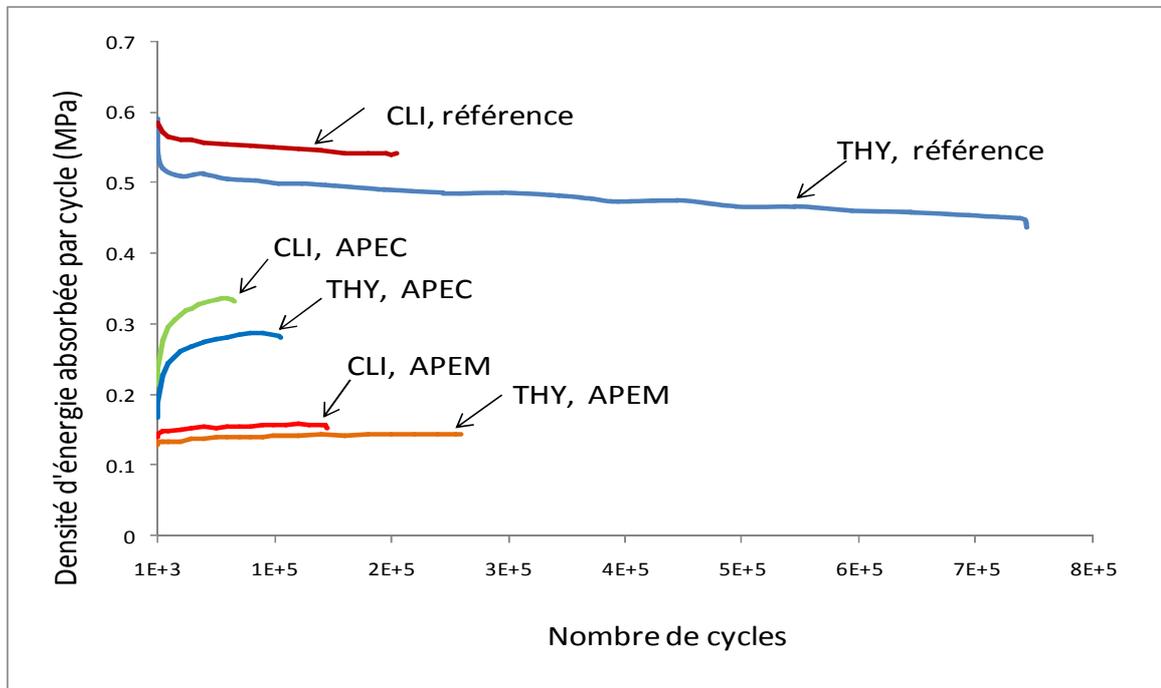


Figure III. 47: comparaison des densités d'énergie absorbée par cycle pour THY et CLI

III. 2.4 Comparaisons

- Comparaison des boucles d'hystérésis contrainte-déformation, à mi-durée de vie de CLI et THY

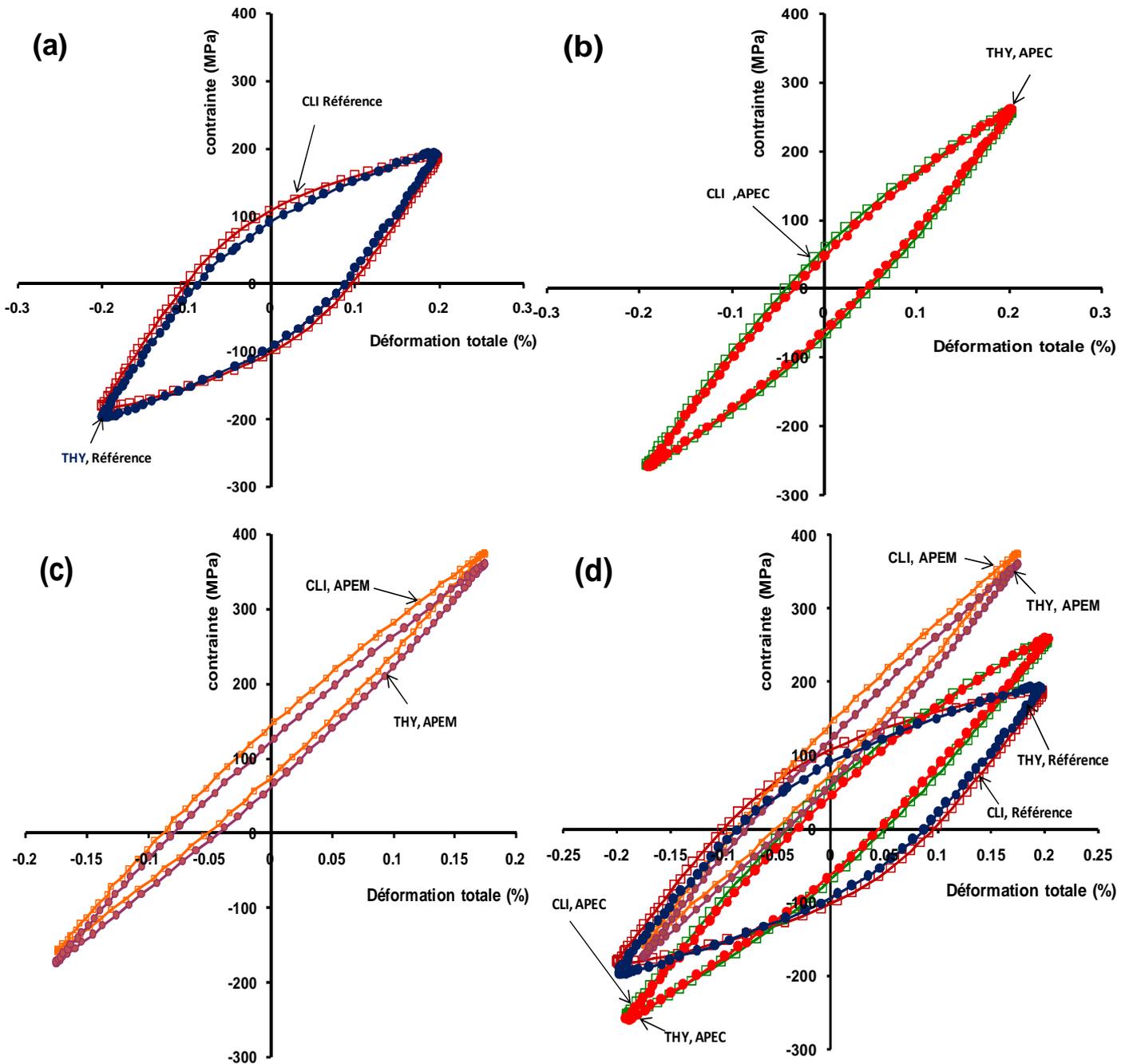


Figure III. 48: Boucles d'hystérésis des nuances THY et CLI à mi-durée de vie de l'acier inoxydable 304L en DI : (a) matériaux vierges ; (b) APEC ; (c) APEM ; (d) synthèse des 3 types de chargement

Les comportements de THY et CLI à mi-durée de vie sont globalement cohérents. L'écart entre les boucles de même type de chargement est faible. Cet écart est plus faible après PEC qu'après PEM.

▪ Comparaison des amplitudes de contrainte de THY et CLI

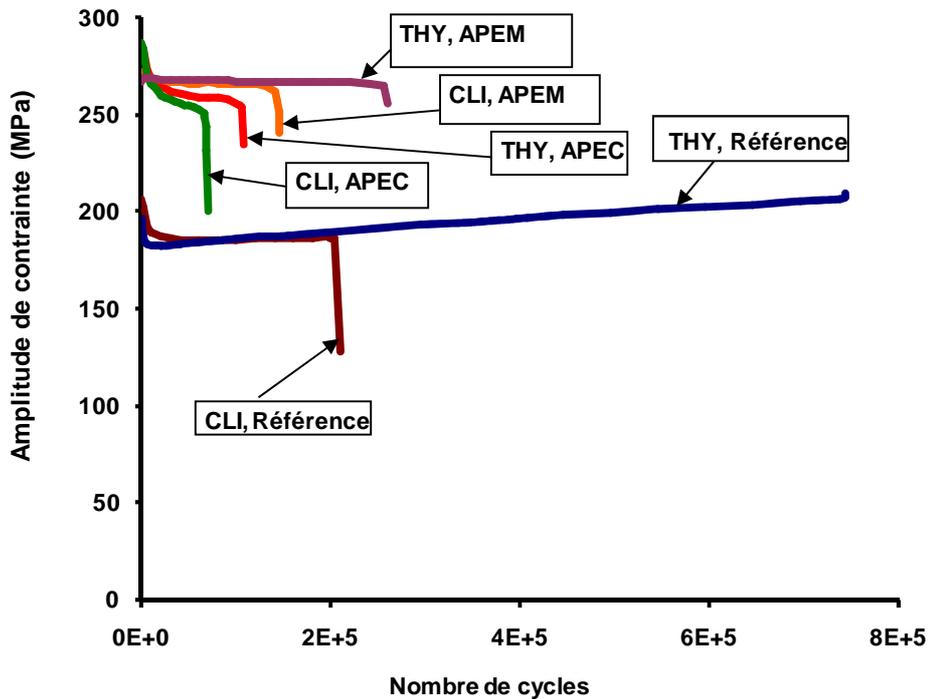


Figure III. 49 : évolution des amplitudes de contrainte des nuances THY et CLI de l'acier inoxydable 304L à DI d'amplitude 0.2%

Les amplitudes de contrainte obtenues en déformation imposée à 0,2% sont du même ordre de grandeur qu'à 0,226%.

Globalement, en fatigue à $\pm 0,2\%$, le THY vierge a un comportement semblable à celui observé à 0,226%. La nuance CLI vierge manifeste un adoucissement suivi d'un quasi-plateau et ne présente aucun DCS perceptible.

Après PEC, les deux nuances THY et CLI s'adoucissent en phase de fatigue jusqu'à rupture.

Après PEM, ces deux nuances semblent présenter un bref adoucissement suivi d'un quasi plateau jusqu'à rupture. D'après (Feaugas X. G., 2001), ce quasi plateau résulterait de la compétition entre la composante intergranulaire, décroissante, et la composante intragranulaire, croissante, de l'érouissage cinématique.

D'après (Haddoua, Risbet, & Feaugas, 2004) des données expérimentales supplémentaires sont encore nécessaires pour confirmer cette assertion d'autant plus que ces valeurs sont relativement faibles.

▪ **Comparaison des amplitudes de déformation plastique de THY et CLI**

Les évolutions des amplitudes de déformation plastique des deux nuances sont aussi similaires même si CLI présente des niveaux de déformation plastique légèrement supérieurs à ceux de THY.

Les amplitudes de déformation plastique de CLI et THY pré-écrouis sont bien inférieures à celles obtenues sans pré-écrouissage. Nous l'avons déjà remarqué au cours de la première campagne d'essais.

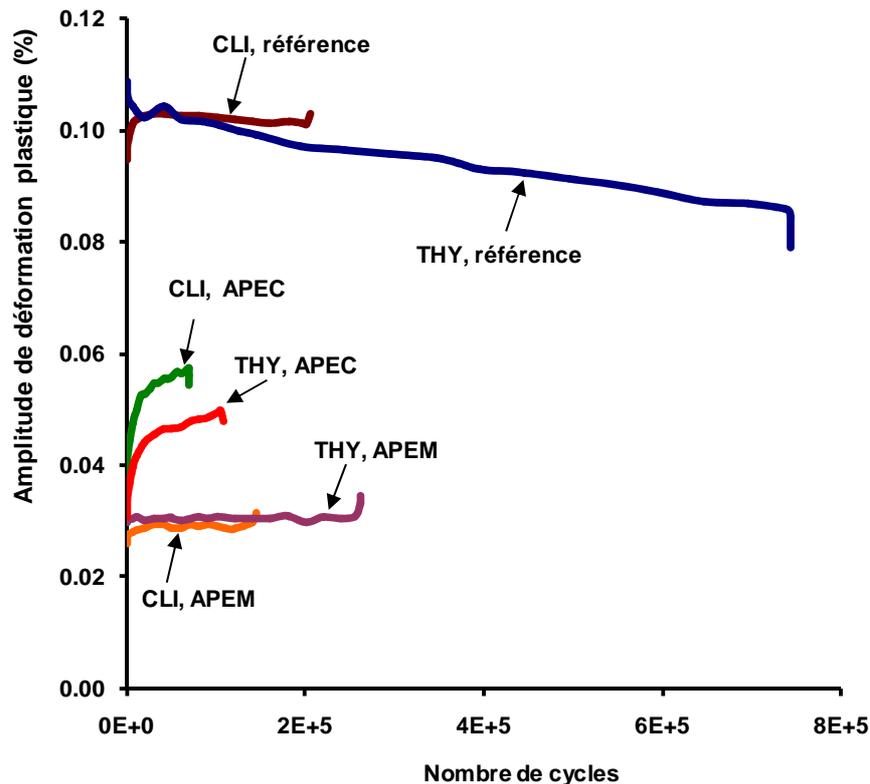


Figure III. 50 : évolution des amplitudes de déformation plastique des nuances THY et CLI de l'acier inoxydable 304L à DI d'amplitude 0,2%

▪ **Comparaison des contraintes moyennes**

Le bon pilotage du point d'arrêt du pré-écrouissage cyclique a permis d'obtenir une contrainte moyenne négligeable ou nulle.

Par contre, le faible niveau de chargement (0,2%) n'a pas permis de relaxer complètement la contrainte moyenne due au PEM. Les valeurs de la contrainte moyenne après PEM sont, respectivement, de l'ordre de 100 MPa et 90 MPa environ, pour THY et CLI.

On peut penser que la réduction de durée de vie de ces deux nuances est une conséquence de l'importance de la contrainte moyenne.

Pourtant la durée de vie des deux nuances de ce matériau en fatigue après PEC, sont aussi considérablement réduites par rapport au matériau vierge, malgré la contrainte moyenne pratiquement nulle. On peut conclure que la réduction de la durée de vie est fortement influencée par la nature cyclique ou monotone du pré-écrouissage.

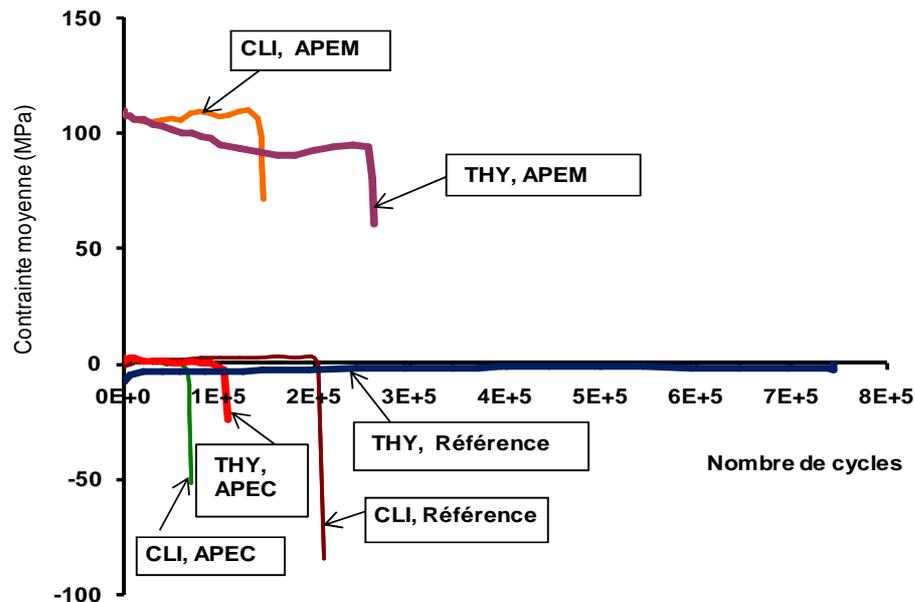


Figure III. 51 : évolution de la contrainte moyenne des nuances THY et CLI de l'acier inoxydable 304L à DI d'amplitude 0.2%

▪ Synthèse des observations macroscopiques sur THY et CLI

Nous avons montré que :

- Au cours de la phase de fatigue, le comportement de la nuance THY sollicitée à DI d'amplitude 0,2% est similaire à son comportement à 0,226%.
- La nuance CLI vierge manifeste un durcissement suivi d'un adoucissement cyclique puis d'un quasi-plateau jusqu'à rupture. Contrairement à la nuance THY, la nuance CLI ne présente aucun DCS.
- Lorsqu'elles sont pré-écrouies, les deux nuances ne présentent pas de DCS, elles s'adoucissent jusqu'à rupture après PEC et semblent présenter un état stationnaire après PEM.

- Comparée au matériau vierge, l'amplitude de déformation plastique au sein du matériau pré-écroui est plus faible.
- La contrainte moyenne n'est pas relaxée au cours de la phase de fatigue après PEM. Elle se situe autour de 106 MPa environ pour CLI et 95 MPa environ pour THY.
- La densité d'énergie absorbée par cycle en DI, par la nuance CLI est légèrement supérieure à celle de THY.
- Les durées de vie (DDV) de référence sans pré-écrouissage à $\pm 0,2\%$ de THY et CLI sont respectivement de 744000 et 208000 cycles environ. CLI a donc une durée de vie 4 fois plus courte que THY dans ces conditions de sollicitations.
- Un PEM réduit la DDV de référence de THY de 65% contre 30% environ pour CLI, alors qu'après PEC on constate 85% et 67% environ de réduction de DDV respectivement pour THY et CLI.

L'histogramme (figure III.52) et le tableau III.3 récapitulent les principaux résultats.

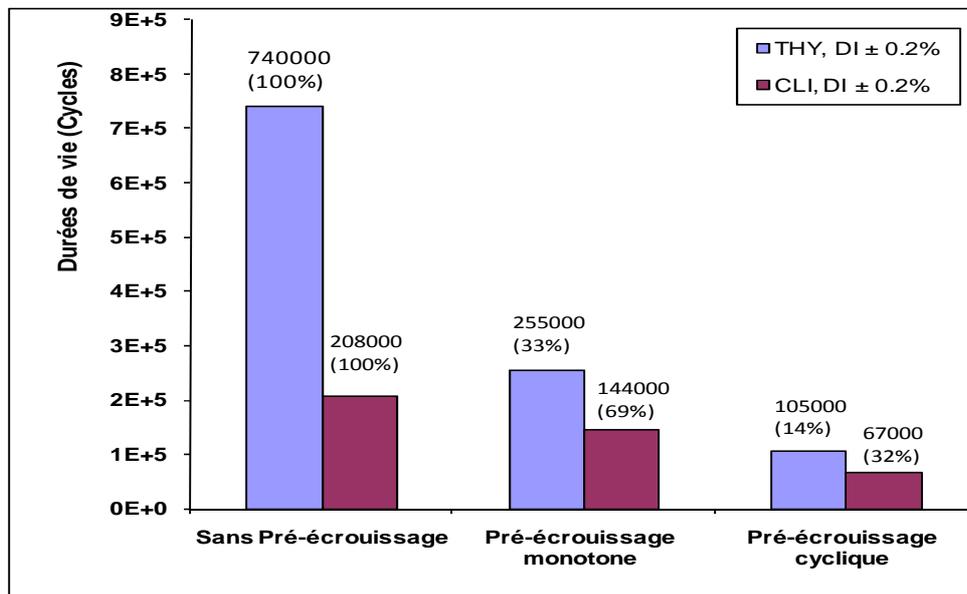


Figure III. 52 : influence du pré-écrouissage sur la durée de vie en fatigue de THY et CLI

		Point d'Arrêt du pré-érouissage		Amplitude de déformation plastique à MDDV	Amplitude de contrainte à MDDV	Contrainte moyenne à MDDV	Durée de vie (Cycles)	Réduction (%)
		σ (MPa)	ϵ (%)	$\Delta\epsilon_p/2$ (%)	$\Delta\sigma/2$ (MPa)	σ_m (MPa)		
THY	Référence	-	-	0.08	190	0	740000	-
	PEC δ	35.8	1.11	0.06	257	0	105000	86
	PEM β	0	13.6	0.07	235	80	255000	67
CLI	Référence	-	-	0.104	186	0	208000	-
	PEC δ	45.76	1.09	0.068	253	0	67000	68
	PEM β	0	13.6	0.08	235	95	144000	31

Tableau III-3 : amplitudes de contrainte et de déformation, contrainte moyenne, à mi-durée de vie et durées de vie en fatigue à DI des nuances THY et CLI

III. 2.5 Analyses des résultats

▪ Comportements cycliques de THY et CLI

La nuance THY manifeste un durcissement cyclique secondaire (DCS) alors que la nuance CLI n'en présente pratiquement pas. De plus CLI a une durée de vie 4 fois plus courte que THY. Pour le niveau de chargement (0,2%) considéré dans nos travaux, deux raisons peuvent expliquer la durée de vie plus faible de CLI : la différence des tailles des grains et la différence des microstructures mises en place au cours de la déformation.

- Effet de la taille de grain : les joints de grains sont des obstacles aux mouvements des dislocations. Il a été montré (Di Schino & Kenney, 2003) que la durée de vie décroît lorsque la taille des grains augmente. Nous avons effectué une mesure des tailles de grains et obtenu 55 microns environ pour THY et 80 microns environ pour le CLI (figure III-53).

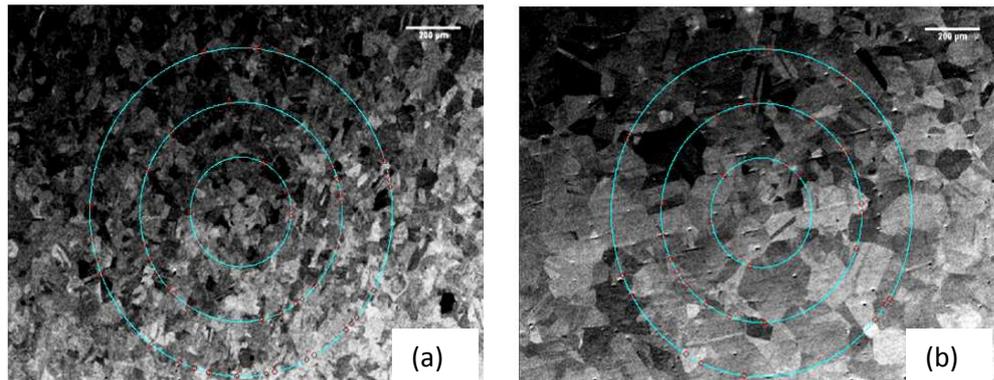


Figure III. 53: Diamètres moyens des grains de l'acier 304L , échelle 200 microns (a) THY - (b) CLI (les cercles concentriques servent aux mesures)

- Au niveau des microstructures (MET), dans les 2 nuances, on observe essentiellement, d'après (Hauet, Taleb, & Taheri, 2009), des structures planaires de dislocations (empilement de dislocations et fautes d'empilement), en accord avec ce qui est toujours observé sous faible amplitude de chargement (Gerland, Alain, Ait Saadi, & Mendez, 1997). Dans certains grains, on peut voir des veines et plus rarement (quelques % des grains) des bandes de glissement persistantes et des cellules. Dans ces zones fragiles, des microfissures peuvent être initiées ; de telles zones sont probablement responsables de la rupture. Les 2 nuances présentent toutefois des différences. On observe davantage de :
 - fautes d'empilement étendues, de micromacles et de martensite ϵ dans la nuance THY. Ceci est en accord avec une EFE plus élevée dans la nuance CLI (Talonen & Hänninen, 2007).
 - veines et de grandes cellules dans la nuance CLI. Ceci indique que le glissement dévié se produit plus tôt (à nombre de cycles moindre), en accord aussi avec l'écart des EFE.

Le DCS mis en évidence dans la nuance THY peut être une conséquence de l'accumulation des fautes d'empilement, macles et martensite ϵ , formant des bandes de cisaillement (Taleb, Hauet, 2009). Dans la nuance CLI le glissement dévié se produit plus tôt, d'où la formation plus rapide de structures adoucissantes et une durée de vie moindre.

Des informations complémentaires peuvent être obtenues au sujet de la différence de comportement de ces deux nuances par l'analyse des boucles d'hystérésis générées au cours des essais de fatigue.

Nous avons examiné les évolutions du module d'élasticité ainsi que les variables d'érouissages cinématiques et isotropes.

▪ **Evolution du module d'élasticité (ou module de Young) de THY et CLI**

Les figures III.54 et III.55 représentent les évolutions des modules d'élasticité de CLI et THY. Sans pré-écrouissage, le module d'élasticité effectif du CLI semble légèrement supérieur à celui du THY, cette hiérarchie est inversée après PEM.

La forte décroissance du module d'élasticité du THY peut s'expliquer par un changement de lot d'éprouvettes intervenu au cours de la nouvelle campagne.

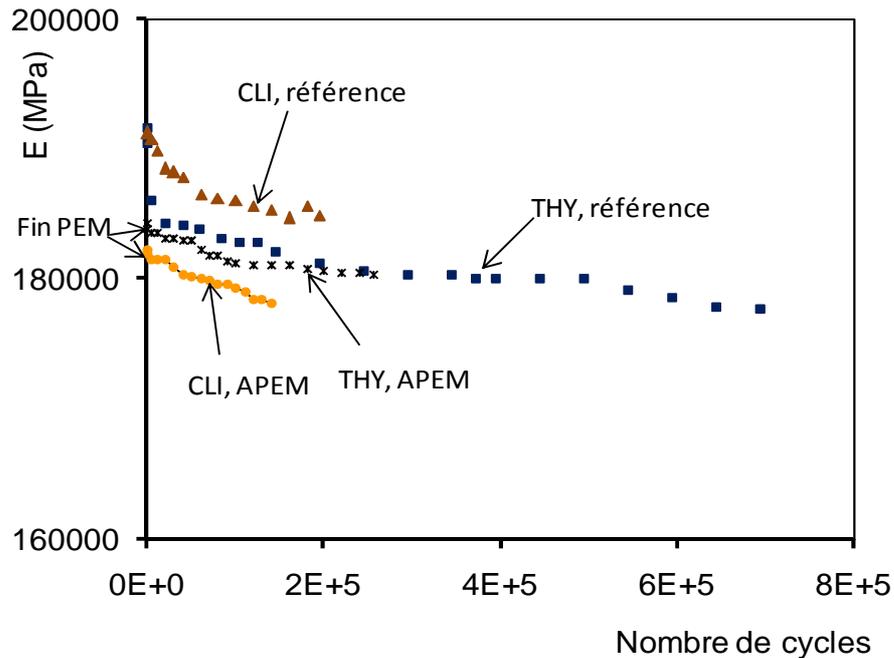


Figure III. 54 : Evolution du module d'élasticité de THY et CLI vierges et après PEM

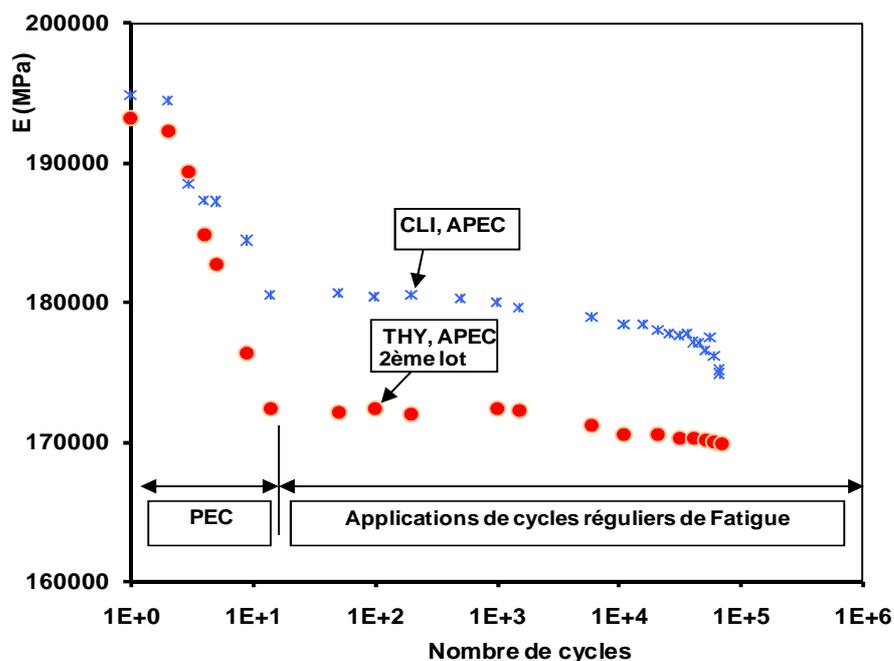


Figure III. 55: Evolution du module d'élasticité de THY et CLI au cours du PEC et après PEC

▪ Evolution des écrouissages de THY et CLI vierges

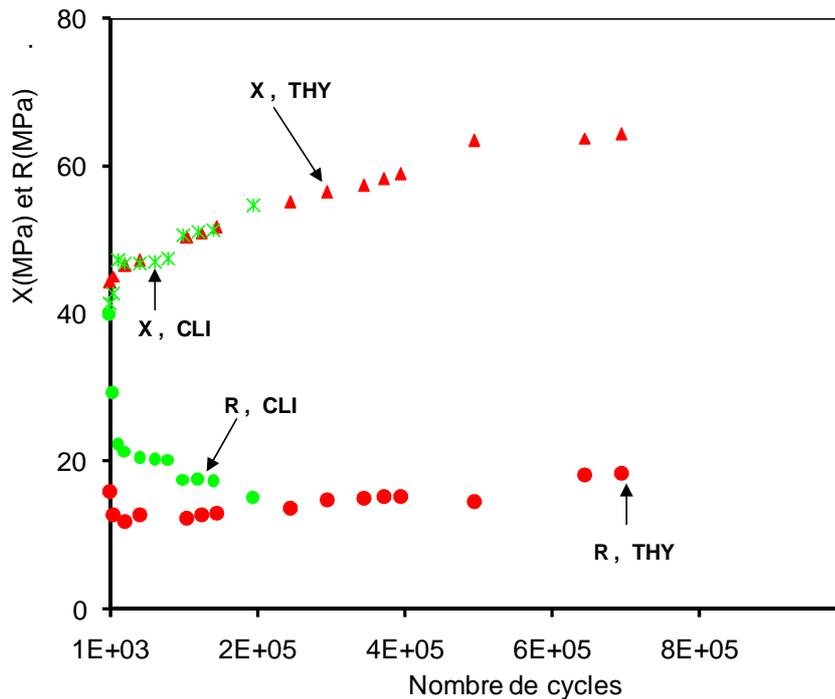


Figure III. 56: Evolution des écrouissages cinématique et isotrope pour les nuances THY et CLI vierges

Les évolutions de la variable d'écrouissage cinématique X sont similaires pour les deux nuances. X est croissante jusqu'à rupture, ceci correspond à des microstructures peu stables et peu homogènes. Ce qui n'est pas favorable à des durées de vie très grandes. L'écrouissage cinématique X semble au moins deux fois plus important que l'écrouissage isotrope R.

Les valeurs initiales de R pour la nuance CLI sont légèrement supérieures à celles de THY. De plus, les évolutions de la variable d'écrouissage isotrope R semblent décroissantes pour CLI et croissantes pour THY. Ceci est en relation avec une densité de dislocations plus forte dans THY que dans CLI, conduisant à l'apparition du DCS à grand nombre de cycles pour le THY.

La rupture prématurée de CLI par rapport à THY peut s'expliquer par une différence de l'EFE entre ces deux nuances. L'EFE plus élevée dans CLI favorise la mise en place, assez tôt, d'un système de glissement dévié des dislocations conduisant à la rupture, alors que l'EFE assez faible de THY, favorise l'arrangement en structure planaire des dislocations, synonyme d'une durée de vie plus importante avec mise en place probable de la microstructure de type Corduroy lorsqu'un nombre suffisant de cycles est atteint.

Ces explications doivent être complétées par une analyse microstructurale d'un plus grand nombre d'éprouvettes avec observations des éprouvettes in-situ (en cours d'essais).

▪ Evolution des écrouissages de THY et CLI après PEC

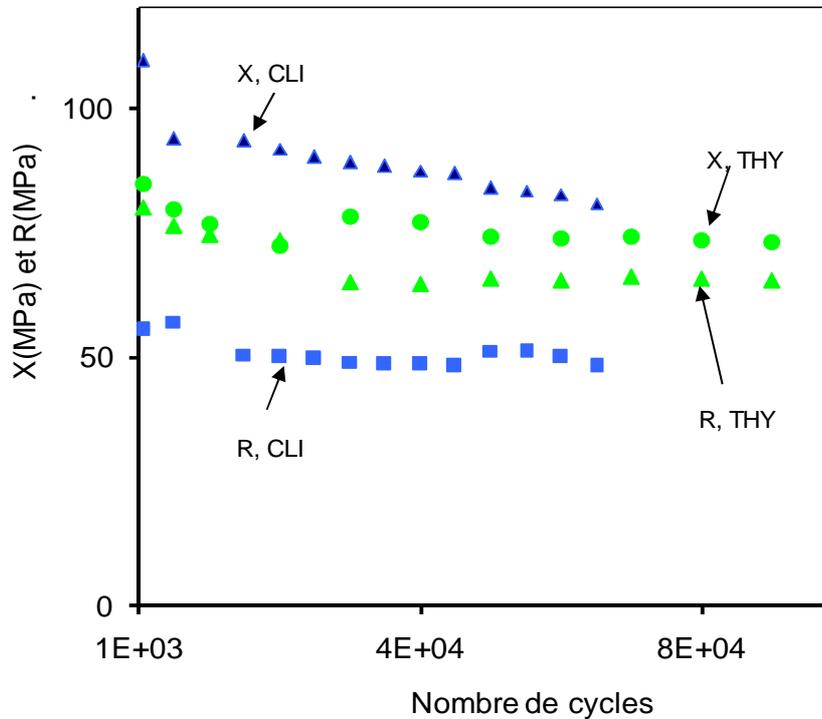


Figure III. 57: Evolution des écrouissages cinématique et isotrope pour les nuances THY et CLI après PEC

La variable d'écrouissage cinématique X paraît stable, après 20000 cycles, pour THY alors qu'elle présente une tendance à la baisse pour CLI. Les valeurs prises par X pour CLI sont légèrement supérieures à celles prises pour THY.

On note que l'écrouissage isotrope de THY est plus important que celui de CLI. La variable d'écrouissage isotrope R reste stationnaire jusqu'à rupture, pour THY après 20000 cycles, et pratiquement depuis le début du cyclage pour CLI.

Avec un écrouissage cinématique X plus stable et un écrouissage isotrope R plus élevé, pour THY, par rapport à CLI, on peut comprendre que la durée de vie, après PEC, de cette dernière nuance soit moins importante que celle de THY.

▪ Evolution des écrouissages de THY et CLI après PEM

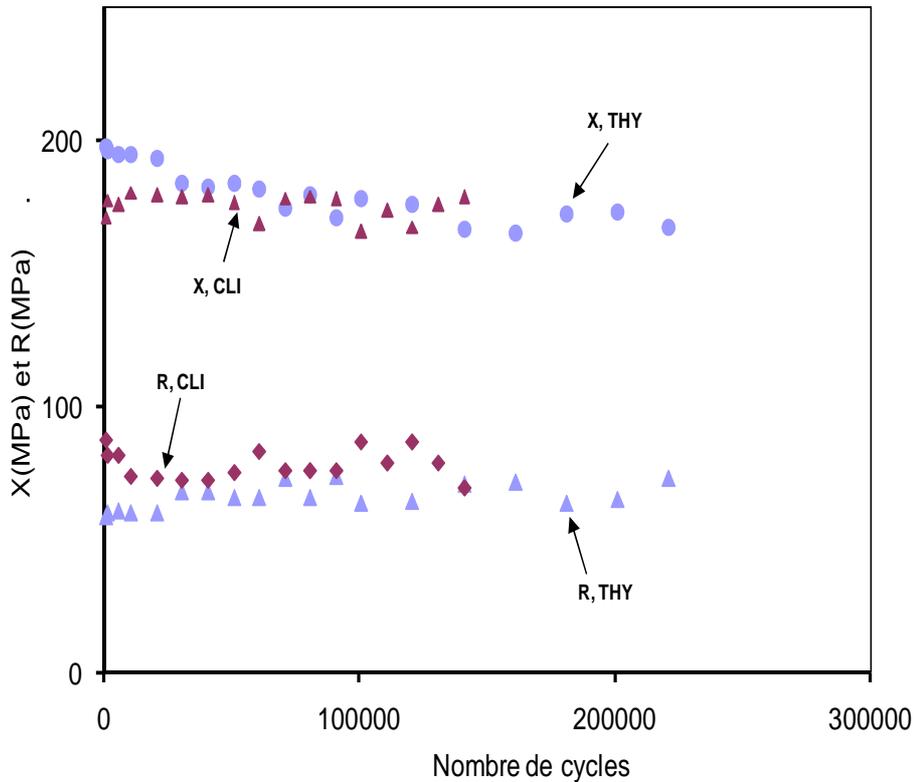


Figure III. 58 : Evolution des écrouissages cinématique et isotrope pour les nuances THY et CLI après PEM

Les évolutions des écrouissages isotropes et cinématiques après pré-écrouissage monotone sont similaires pour THY et CLI (Figure III-58). On note un état pratiquement stationnaire des deux variables d'écrouissage. La différence de durée de vie peut être liée à la différence de distribution ou de réarrangement des dislocations dans chaque nuance. Les structures mises en place dans THY, combinées à une amplitude de déformation plastique plus faible, seraient plus favorables à une DDV plus importante.

Conclusion Générale

Conclusion

Le travail réalisé est relatif à l'effet du pré-écrouissage dans ses différentes formes sur la durée de vie d'un acier austénitique inoxydable de type 304L.

Les principales conclusions qui peuvent être faites à partir de nos travaux sont les suivantes:

- Sous faible amplitude de chargement à déformation imposée, les durées de vie observées à deux fréquences différentes (5Hz et 10Hz) sont similaires.
- Deux nuances de l'acier 304L ont fait l'objet de nos investigations : une première nommée CLI, qui contient un peu plus de carbone et un peu moins de chrome qu'une deuxième nuance THY. A déformation imposée (amplitude $\approx 0,2\%$), la durée de vie observée pour la nuance CLI est d'environ 4 fois inférieure à celle de THY. Cette dernière absorbe moins d'énergie par cycle que la première.
- Sollicité à déformation imposée, à faible niveau de chargement (amplitude $\approx 0,2\%$), l'acier 304L manifeste un durcissement cyclique, au cours des tout premiers cycles, suivi d'un adoucissement cyclique, puis enfin un durcissement cyclique à grand nombre de cycles dans certains cas.
- Le durcissement cyclique secondaire a été observé sur la nuance THY vierge et non sur la nuance CLI. Ce qui peut s'expliquer, entre autres, par une énergie de faute d'empilement plus faible pour THY que pour CLI qui, de plus, a une durée de vie plus courte.
- L'acier 304L pré-écroui ne présente pas de durcissement cyclique secondaire, il s'adoucit jusqu'à rupture.
- Un pré-écrouissage (cyclique ou monotone) réduit la durée de vie de l'acier 304L (THY ou CLI) en fatigue à déformation imposée mais l'améliore à contrainte imposée. Les éprouvettes de THY pré-écrouies, de façon cyclique ou monotone, ne se sont pas rompues en fatigue jusqu'à 6 millions de cycles où les essais ont été interrompus.
- Le taux de réduction de la durée de vie de l'acier 304L à déformation imposée dans le cas du pré-écrouissage cyclique appliqué est de l'ordre de 67% pour CLI et 85% pour THY.
- Le taux de réduction de la durée de vie de l'acier 304L à déformation imposée dans le cas du pré-écrouissage monotone appliqué est de l'ordre de 30% environ pour CLI et 65% environ pour THY.

Conclusion générale

- Le point d'arrêt (σ , ϵ) du pré-écrouissage cyclique est un paramètre déterminant de la réduction de la durée de vie. Sans surprise, un pré-écrouissage cyclique arrêté à contrainte négative conduit à une durée de vie plus importante qu'un pré-écrouissage cyclique arrêté à contrainte positive.

Nous avons cherché à comprendre d'une part, si le pré-écrouissage endommage l'acier 304L, et d'autre part, voir l'évolution des deux parties de l'écrouissage (cinématique ou isotrope) en cours de durée de vie :

- Un pré-écrouissage monotone ou cyclique de ce matériau s'accompagne d'une décroissance du module d'élasticité de 5% environ et 10% environ respectivement pour CLI et THY. Ceci ne nous permet pas de conclure quant à l'importance de l'endommagement notamment en se référant aux essais à contrainte imposée où la durée de vie était nettement plus importante par rapport au cas sans écrouissage !
- L'écrouissage cinématique semble nettement plus important que l'écrouissage isotrope dans les essais réalisés.
- Les évolutions de la contrainte interne (back stress) et de la contrainte effective (effective stress) par rapport aux valeurs atteintes à la fin du pré-écrouissage, sont globalement faibles. Ceci peut nous amener à penser que la phase de pré-écrouissage conduit à une microstructure qui resterait quasiment inchangée en phase de fatigue subséquente.

Comme suite à notre travail, on peut envisager :

- de compléter l'analyse des effets du pré-écrouissage par des analyses microstructurales in situ, et à la rupture, en MET ou en MEB.
- d'évaluer les effets du pré-écrouissage sous chargement multiaxial.
- d'évaluer les lois de comportement et les méthodes existantes de prévision de durée de vie de l'acier 304L à l'aide des données de notre base expérimentale

Le travail a fait l'objet de quelques publications : (Kpodekon et al., 2006), (Kpodekon et al., 2009a et b), (Kpodekon et al., 2010)

**Premières investigations sur la durée
de vie sous trajets de chargements
autres que la traction – compression**

Premières investigations sur la durée de vie sous trajets de chargements autres que la traction-compression

Des essais de fatigue en torsion alternée à contrainte imposée ont été réalisés. L'objectif de ces essais est de déterminer la courbe de Wöhler en torsion pour l'acier 304 L, nuance THY. Ce travail est un premier pas pour une étude future plus complète visant la durée de vie du matériau sous des trajets de chargements complexes.

Des éprouvettes cylindriques creuses ont été utilisées pour les essais de fatigue menés à la même fréquence de 5Hz. A cette dernière, la dissipation mécanique est importante pour certaines amplitudes de cisaillement, ce qui a nécessité l'emploi d'un dispositif de refroidissement à l'air pour maintenir la température près de l'ambiante.

La figure 1 présente l'évolution de la température au cours des différents essais.

Les pics de température enregistrés correspondent à la rupture des éprouvettes, au cours de laquelle la dissipation est au maximum.

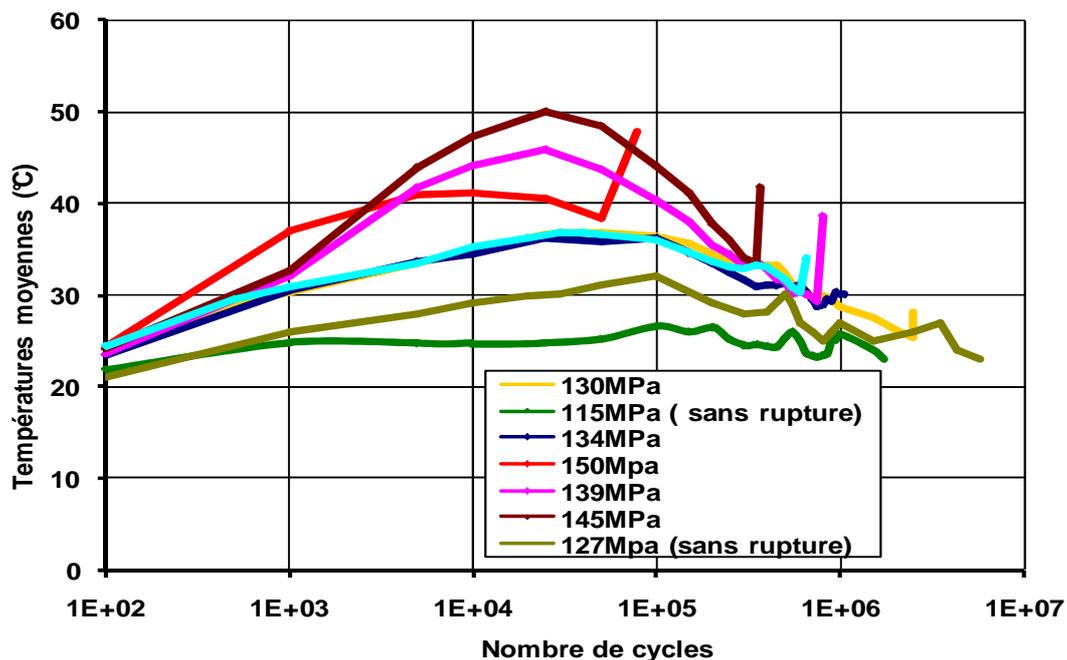


Figure 1 : Evolution de la température au cours des essais de torsion sur un acier 304L THY

La figure 2 représente l'évolution de l'amplitude de contrainte de cisaillement ($\Delta\tau/2$), imposée pour les différents essais de cette campagne.

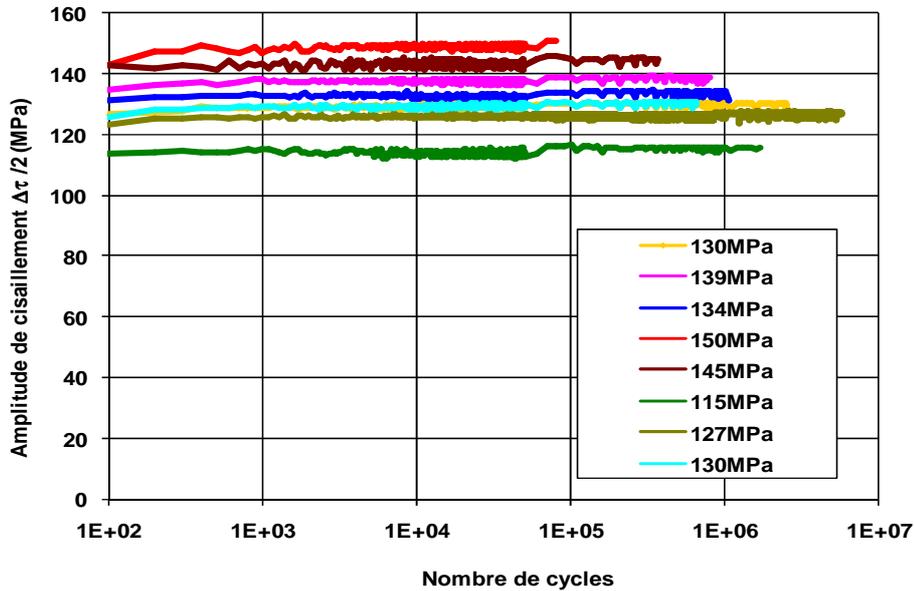


Figure 2 : Evolution des amplitudes de cisaillement au cours des essais de torsion sur un acier 304L THY

La figure 3 suivante donne l'évolution de l'amplitude du glissement en fonction du nombre de cycles durant les différents essais réalisés.

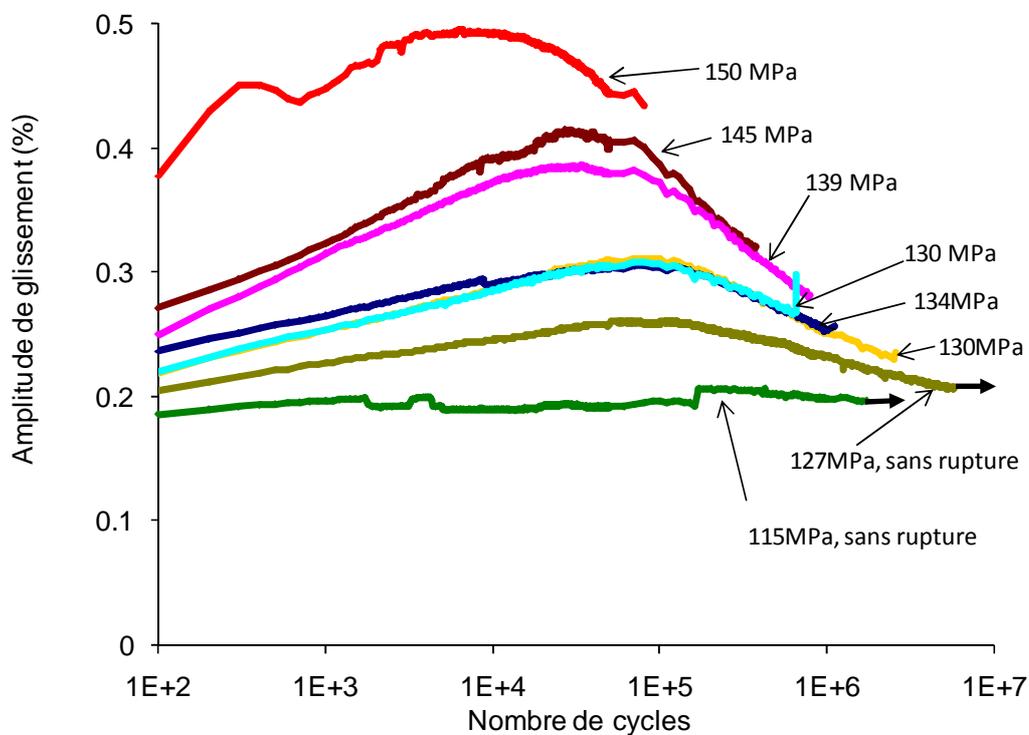


Figure 3 : Evolution des amplitudes de glissement au cours des essais de torsion sur un acier 304L THY

Le comportement de l'acier inoxydable 304L THY en torsion est caractérisé par une phase d'adoucissement suivie d'un durcissement secondaire aux environs de 30 000 cycles, sauf pour l'essai avec une amplitude de torsion de 150 MPa pour lequel le durcissement secondaire apparaît plus tôt.

Courbe de Wöhler

A partir de ces essais, la courbe de Wöhler a été déterminée entre 80 000 cycles et 2 500 000 cycles (Figure 4), ces extrêmes correspondant à des amplitudes de cisaillement respectifs de 150 MPa et 130 MPa.

On notera que ces valeurs de cisaillement ne constituent qu'une moyenne dans l'épaisseur, le maximum étant au niveau de la surface extérieure et le minimum au niveau de la surface interne. Cependant la différence n'est pas très significative, l'épaisseur étant relativement petite.

Un essai à une amplitude de contrainte imposée de 127 MPa a été conduit jusqu'à 5,7 millions de cycles sans rupture.

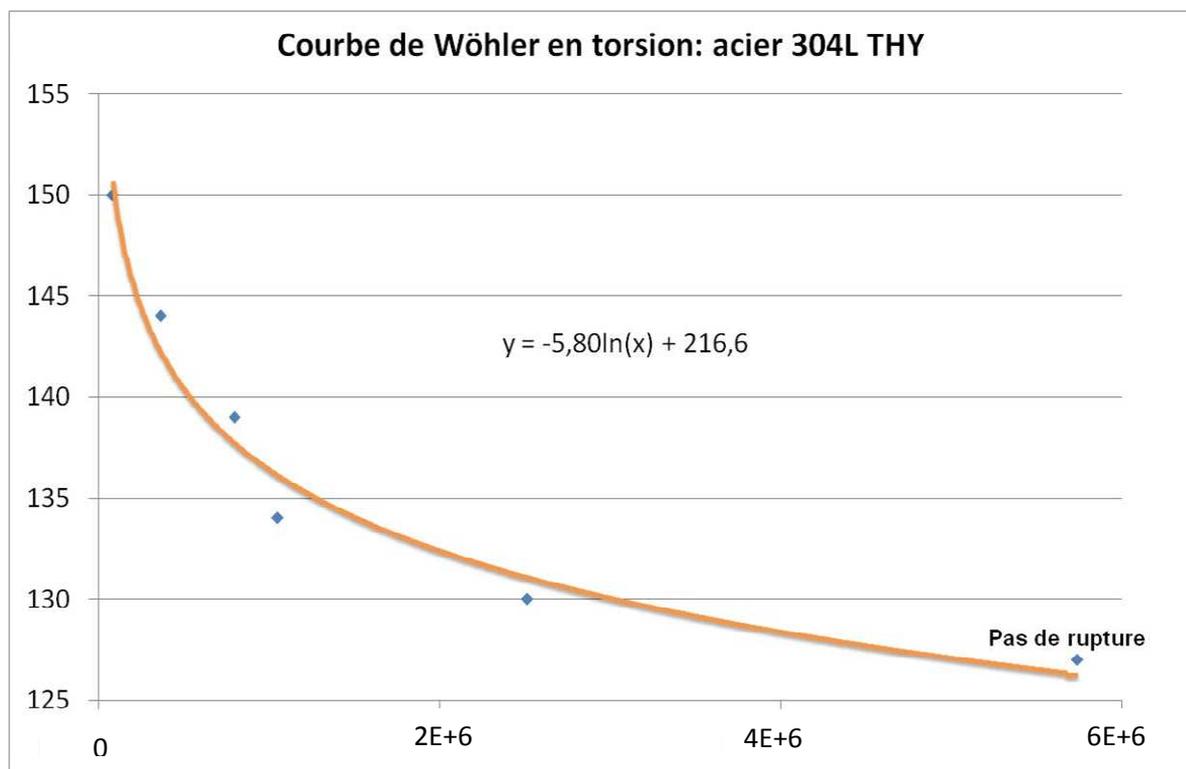


Figure 4 : Courbe de Wöhler d'un acier 304L THY en torsion

Annexe

Endommagement d'une portion du Circuit de refroidissement du réacteur à l'arrêt (RRA), centrale nucléaire Civaux 1

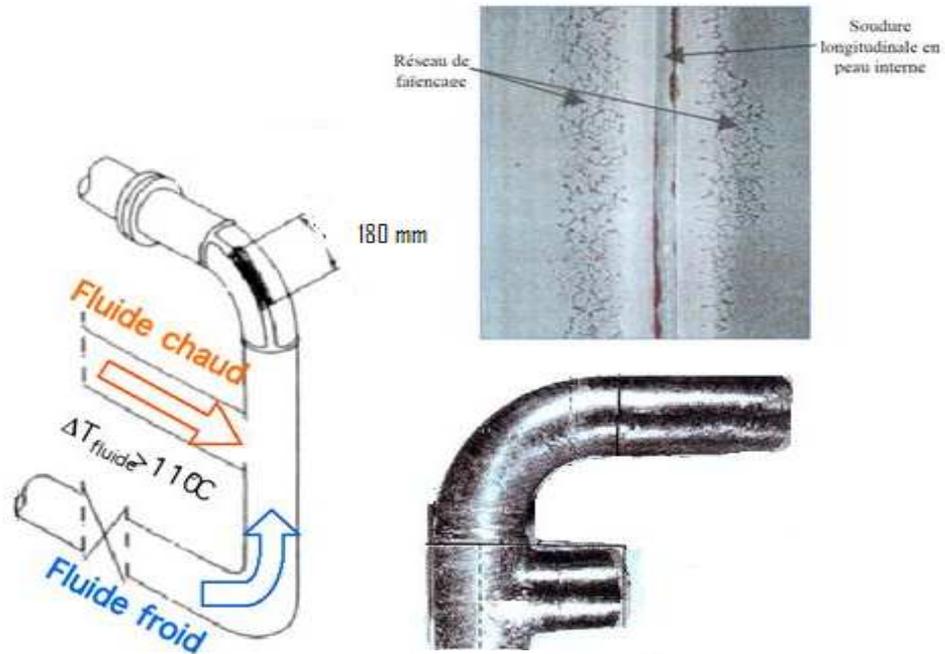


Figure A-1 : Portion du circuit de refroidissement du réacteur à l'arrêt (RRA), centrale nucléaire Civaux 1, Mai 1998 d'après (Faidy, 2002)

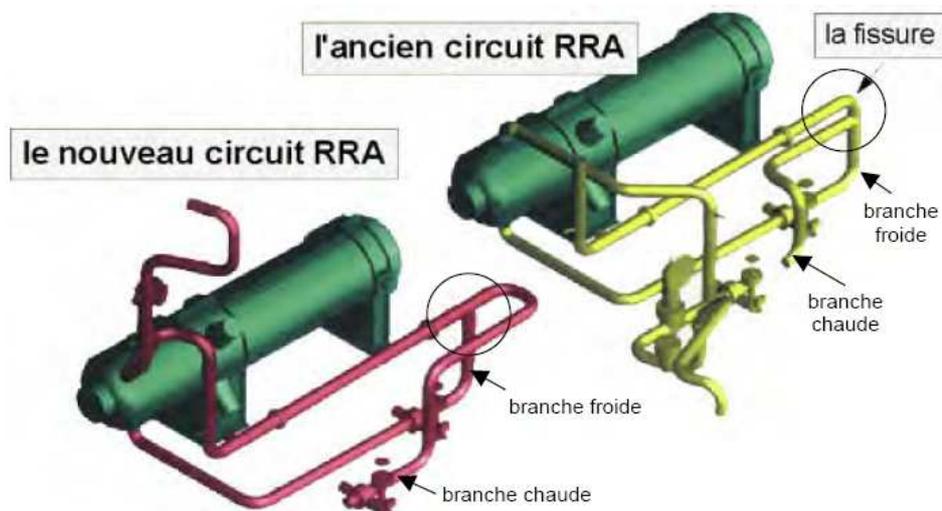


Figure A-2 : Nouvelles conceptions du circuit RRA après l'incident de Civaux 1 d'après la Direction Régionale de l'Industrie, de la Recherche, et de l'Environnement de la région Aquitaine http://www.aquitaine.drire.gouv.fr/surete/RRA_N4.html cité par (Maillot, 2003)

Références bibliographiques

A. Fissolo, S. Amiable (2009), Crack initiation under thermal fatigue : An overview of CEA experience, Part I : Thermal fatigue appears to be more damaging than uniaxial isothermal fatigue, *Int. J. of Fatigue* 31, 587–600.

Akamatsu M., Chevallier E. (2000), Caractérisation chimique et mécanique des matériaux approvisionnés pour l'étude du comportement en fatigue des aciers inoxydables austénitiques, *Projet HT-42/00/020/A*, EDF .

Alain R., Violan, P., Mendez J. (1997), Low cycle fatigue behavior in vacuum of a 316L type austenitic stainless steel between 20 and 600°C Part I : fatigue resistance and cyclic behavior, *Mat. Sc. and Eng. A229*, 87-94.

Al-Rubaie K. A., Del Grande M. A., Travessa D. N., Cardoso K. R. (2007), Effect of pre-strain on the fatigue life of 7050-T7451 aluminium alloy, *Mater. Sc. and Eng. A464*, 141-150.

Amiable S. (2006), Prédiction de durée de vie des structures sous chargement de fatigue thermique, Thèse de doctorat de l' Université de Versailles-Saint Quentin en Yveline.

Amiable S., Chapuliot S. , Constantinescu A., Fissolo A. (2006), A comparison of lifetime prediction methods for a thermal fatigue experiment, *Int. J. Fatigue* 28, 692–706.

Aubin V., Bulthé A., Degallaix S., Quaegebeur P. (2003), Ratcheting behavior of a duplex stainless steel: characterization and modeling, *Proceedings of the 9th International Conference on the Mechanical Behavior of Materials* 25–29 May.

Barralis J., Maeder G. (1993), Précis de métallurgie. Elaboration, structures-propriétés et normalisation, Paris: AFNOR Nathan.

Bathias C., Bailon J. (1997), La fatigue des matériaux et des structures, Paris, 2nde Edition, Hermes.

Bauschinger J. (1881), Ueber die Veränderung der Elasticitätsgrenze und des Elasticitätsmoduls verschiedener, Metalle. *Civiling N.F.* 27 (19) , 289–348.

Bavay J. (1990). Les aciers inoxydables. Editions de physique .

Bayerlein H., Christ H. -J., Mughrabi H. (1989), Plasticity induced martensitic transformation during cyclic deformation of AISI 304L stainless steel, *Mat. SC. and Eng. A* 114 , L11- L16.

Benallal A., Le Gallo P., Marquis D. (1989), An experimental investigation of cyclic hardening of 316 stainless steel and of 2024 aluminum alloy under multiaxial loading, *Nucl. Eng. Des.* 114 , 345–353.

Bernard-Connoly M., Bui Quoc T. B. (1983), Multilevel strain controlled fatigue on a type 304 stainless steel. *Trans. of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 105 , 188-194.

Caceres C., Griffiths J., Reiner P. (1996), Influence of microstructure on the Bauschinger effect in an Al–Si–Mg casting alloy, *Acta mater.* Vol. 44, No. 1, 15-23.

- Cailletaud G. (1992)**, A micromechanical approach to inelastic behaviour of metals, *Int. J. Plast.* 8, 55-73.
- Cailletaud G., Kaczmarek H., Policella H. (1984)**, Some elements on multiaxial behavior of 316L stainless steel at room temperature, *Int. J. Mech. Mater.* 3, 333–347.
- Charkaluk E., Constantinescu A. (2000)**, An energetic approach in thermomechanical fatigue for silicon molybdenum cast iron, *Materials at High Temperatures*, 17 (3), 373 - 380.
- Chopra O. K., Gavenda D. J. (1998)**, Effects of LWR coolant environments on fatigue lives of austenitic stainless steel, *J. of Pressure Vessel Technology, Transactions of ASME* 120 (2) , 116-121.
- Choteau M., Quaegebeur P., Degallaix S. (2005)**, Modelling of Bauschinger effect by various constitutive relations derived from thermodynamical formulation. *Mech. Mater.* 37, 1143–1152.
- Clavel M., Feugas X. (1996)**, Micromechanisms of plasticity under multiaxial cyclic loading. **In:** Pineau, A., Cailletaud, G., Lindley, T.C. (Eds.), *Multiaxial Fatigue and Design*, ESIS 21. Mech. Eng. Publ. London, pp. 21- 41.
- Colombié M. et coll. (2000)**, *Matériaux industriels Matériaux Métalliques*, Edition Dunod, Paris, pages 200 - 201
- Cottrell A. (1953)**, *Dislocations and plastic flow in crystals*, London Oxford University Press.
- Crossland B. (1956)**, Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel, *Proceeding of the international Conference of Fatigue of Metals*, London:Institution of Mechanical Engineers.
- Cunat J.-P. (2000)**, *Aciers inoxydables, Critères de choix et structure*, Technique de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques , vol MB4, dossier M4540, Paris.
- Dang Van K. (1973)**, Sur la résistance à la fatigue des métaux. *Sciences et techniques de l'armement* n° 3, 647-722.
- Davis, E. A., Connelly F. M. (1959)**, Stress distribution and plastic deformation in rotating cylinders of strain hardening materials, *Journal of Applied Mechanics*, 25-30.
- Degallaix S. (1986)**, Rôle de l'azote interstitiel et combiné sur le comportement en plasticité cyclique et monotone d'aciers inoxydables austénitiques Z2CND 17-12 (AISI 316L - 316LN), Lille 1: Thèse de 3è cycle, Université de Sciences et Technologie.
- Desestret, A., Charles, J. (1990)**, *Aciers inoxydables austéno-ferritiques*, Les aciers inoxydables. Editions de physique.
- Di Schino I., Kenney J. M. (2003)**, Grain size dependance on the fatigue behaviour of a ultrafine-grained AISI 304 stainless steel, *Materials Letter* v57 n° 21, 3182-3185.
- Dickson I., Boutin J., Handfield L. (1984)**, A comparison of two simple methods for measuring cyclic internal and effective stresses, *Mater. Sc. and Eng.*, vol.64, , L7- L11.

- Doong S.-H., Socie D. F., Robertson I. M. (1990)**, Dislocation substructures and nonproportional hardening, *J. of Eng. Mat. and Tech.*, Vol. 112, p. 456-464.
- Doquet V. (1989)**, Comportement et endommagement de deux aciers à structure cubique centrée et cubique à face centrée en fatigue oligocyclique sous chargement multiaxial non-proportionnel, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, .
- Doquet V., Clavel M. (1996)**, Stacking-fault energy and cyclic hardening of FCC solid solutions undermultiaxial nonproportional loadings, In: Pineau, A., Cailletaud, G., Lindley, T.C. (Eds.), *Multiaxial Fatigue and Design*, ESIS 21. Mech. Eng. Publ., London , pp. 43–60.
- Doquet V., Taheri S. (2000)**, Effet d'un précrouissage ou d'un surécrouissage sur la durée de vie en fatigue de divers aciers à contrainte ou déformation imposées, *Revue Française de Mécanique* , 28-33.
- Doquet V., Taheri S. (2001)**, Evaluation of non conservatism of combined rainflow counting and miner's rule for damage cumulation in strain controlled fatigue, *Transactions, SMiRT 16* , 1598-1605.
- Duand-Charre M. (2003)**, La microstructure des aciers et des fontes, genèse et interprétation, Paris: Sirpe.
- Dupeux M. (2008)** Aide-mémoire science des matériaux. Paris: Dunod.
- Evrard, P., Aubin V., Kondo D. (2008)**, Formulation of a new single crystal law for modeling the cyclic softening, *Mechanics Research Communications* 35, 589–594.
- Faidy C. (2002)**, La fatigue thermique dans les centrales nucléaires : enseignement du retour d'expérience, Note EDF/DIS/SEPTEN.
- Fatemi A., Yang L. (1998)**, Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials, *Int. J. Fatigue* Vol. 20. No. I , 9-34.
- Feugas X. (1999a)**, On the origin of the tensile flow stress in the stainless steel AISI 316L at 300 K: back stress and effective stress, *Acta Mater.* 47, 3617–3632.
- Feugas X. (1999 b)**, Contribution à la compréhension des mécanismes de déformation plastique et d'endommagement des matériaux : un point de vue expérimental, Mémoire d'Habilitation à Diriger des Recherches, Compiègne : Université de Technologie.
- Feugas X., Gaudin C. (2001)**, Different levels of plastic strain incompatibility during cyclic loading: in terms of dislocation density and distribution, *Mat. Sc. and Eng.* A309–310 , 382–385.
- Feugas X., Gaudin C. (2004)**, Ratcheting process in the stainless steel AISI 316L at 300 K: an experimental investigation, *Int. J. Plast.* 20 , 643–662.
- Fissolo A. (2001)**, Fissuration en fatigue thermique des aciers inoxydables austénitiques, HDR Université des Sciences et Techniques, Lille.
- Fissolo A., Stelmaszyk J. M. (2009)**, Investigation on cumulative fatigue life for a type 304-L stainless steel used for Pressure Water Reactor, Proceeding Congrès Algérien de Mécanique (CAM) 2009, Biskra.

Fissolo A., Amiable S., Constantinescu A., Ancelet O., Chapuliot S., Gourdin C., Demassieux A., Vincent L., Sterlmaszyk J. M. (2007), Thermal Fatigue Appears to be more damaging than uniaxial isothermal fatigue for the austenitic stainless steels, and application of multiaxial fatigue criteria, fatigue design, Senlis.

François D., Pineau A., Zaoui A. (1991), Comportement mécanique des matériaux – élasticité et plasticité (tome 1). Paris: Hermès.

Ganesh Sundara Raman S., Padmanabhan K. (1995), A comparison of the room-temperature behaviour of AISI 304LN stainless steel and Nimonic 90 under strain cycling, Int. J. Fatigue Vol. 1, No. 4, pp. 271-277.

Ganesh Sundara Raman, S., Padmanabhan K. (1996), Effect of prior cold work on the room temperature low-cycle fatigue behaviour of AISI 304LN stainless steel. Int. J. Fatigue Vol. 18, No. 2, , pp.71-79.

Garud Y. S. (1979), A new approach to the evaluation of fatigue under multiaxial loadings. Methods for predicting material life in fatigue, ASME, New York, 247-263.

Gaudin C., Guillemer-Neel C., Feaugas X. (2001), Hardening rate reverse loading in 316L : Back stress and effective stress evolutions, J. Phys. IV France 11, 285-292.

Gerland M., Alain R., Ait Saadi B., Mendez J. (1997), 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, Mater. Sc. and Eng. A229, 68-97.

Germain, P. (1973), Cours de mécanique des milieux continus. Masson.

Haddar N. (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, Ecole nationale Supérieure des mines, Paris.

Haddou H., Gaudin C., Feaugas X. (2001), Stacking fault energy (s.f.e.) and grain size effects on the tensile behaviour of f.c.c. polycrystalline alloys at 300K : Back stress and effective stress evolutions, Journal de Physique IV France, vol. 11, Pr 4-283.

Haddoua H., Risbet M. M., Feaugas, X. (2004), The effects of grain size on the cyclic deformation behaviour of polycrystalline nickel, Mat. Sci. and Eng. A 379, 102–111.

Hassan T., Taleb L., Krishna S. (2008), Influence of non-proportional loading paths on ratcheting responses and simulations by two recent cyclic plasticity models, Int. J. Plast. 24, 1863–1889.

Hauet A., Taleb L., Taheri S. (2009), Mécanismes explicatifs de l'influence du pré-écrouissage sur la fatigue de deux nuances d'aciers 304. Proceeding Congrès Algérien de Mécanique. Biskra, Algérie.

Hayashi M. (1995), Thermal fatigue strength of 304 stainless steel in simulated BWR environment, Fatigue and crack growth : environmental effects, modeling studies, and design considerations, ASME pp.71-78.

- Hayashi M., Enomoto K. (2006)** , Effect of preliminary surface working on fatigue strength of type 304 stainless steel at ambient temperature and 288°C in air and pure water environment, *Int. J. of Fatigue* 28 , 1626–1632.
- Hénaff G., Morel F. (2005)**, Fatigue des structures Endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture. Paris: Ellipses.
- Hong S.-G., Lee S.-B., Byun T.-S. (2007)**, Temperature effect on the low-cycle fatigue behaviour of type 316L SS : cyclic non-stabilization and an invariable fatigue parameter, *Mater. Sc. And Eng. A* 457; 2007, 139-147.
- Horstemeyer M. G. (1999)**, A void-crack nucleation model for ductile metals, *Int. J. Solids Struct.* 36, 5029–5055.
- Itoh T., Sakane M., Ohnami M., Ameyama K. (1992)**, Additional hardening due to nonproportional cyclic loading - A contribution of stacking fault energy". *International Seminar on Multiaxial Plasticity, MECAMAT* , p. 43-50.
- Jiang Y., Kurath P. (1997a)**, An investigation of cyclic transient behavior and implications on fatigue life estimates, *ASME J. Eng. Mater. Technol.* 119, 161-170.
- Jiang, Y., Kurath P. (1997b)**, Nonproportional cyclic deformation: critical experiments and analytical modeling, *Int. J. Plast.* 13, 743–763.
- Jiang Y., Zhang J. (2008)**, Benchmark experiments and characteristic cyclic plasticity deformation, *Int. J. Plasticity* 24 , 1481-1515.
- Jin N. Y., Zhong C., Chen X. F. (1990)**, Cyclic deformation of AISI-310 stainless steel II. Saturation dislocation structures, *Acta Metallurgica Materiala*, Vol. 38 , 2141-2148.
- Jixi Zhang, Y. J. (2005)**, An experimental investigation on cyclic plastic deformation and substructures, *Int. J. Plasticity* 21, 2191–2211.
- Jordon, J., Horstemeyer M., Solanki K., Xue Y. (2007)**, Damage and stress state influence on the Bauschinger, *Mech. of Mater.* 39 , 920–931.
- Kandil F. A. (1999)**, Potential ambiguity in the determination of the plastic strain range component in LCF testing, *Int. J. of Fatigue* 21, 1013-1018.
- Kang G., Gao Q., Yang X. (2004)**, Uniaxial and non proportionally multiaxial ratcheting of SS 304 stainless steel at room temperature : experiments and simulations, *Int. J. Non-linear Mechanics* 39, 843-857.
- Khan A. S., Wang X. (1993)**, An experimental study of subsequent yield surface after finite shear prestraining . *Int. J. Plasticity*, Vol. 9 , 889-905.
- Kpodekon C., Taleb L., Taheri S. (2006)**, Effect of overloads on the fatigue of the 304L SS. 12th Int. Symposium on Plasticity and Its Current Applications: Halifax, Nova Scotia, Canada, July 17-22.
- Kpodekon C., Taleb L., Taheri S. (2009)**, Influence d'un pré-écrouissage sur la durée de vie d'un acier inoxydable austénitique 304L. Congrès Algérien de Mécanique CAM2009, Biskra, 16-19 Novembre.

- Kpodekon C., Taleb, L., Taheri S. (2009)**, Etude de l'effet d'un pré-écrouissage sur la durée de vie d'un acier inoxydable austénitique 304L", CFM '09, Marseille, France.
- Kpodekon C., Taleb L., Taheri S. (2010)**, Pre-hardening effect on cyclic behavior and fatigue of a 304L austenitic stainless steel, International Journal of Fatigue (submitted).
- Krempf E., Lu H. (1984)**, The hardening and rate-dependent behavior of fully annealed AISI Type 304 stainless steel under biaxial in-phase and out-of-phase strain cycling at room temperature, ASME J. Eng. Mater. Technol. 106, 376–382.
- Krishna S., Hassan T., Ben Naceur I., Sai K., Cailletaud G. (2009)**, Macro versus micro-scale constitutive models in simulating proportional and nonproportional cyclic and ratcheting responses of stainless steel 304. Int. J. Plast., Vol. 25, Issue 10, , 1910-1949.
- Kruml T., Polák J., Obrtlík K., Degallaix S. (1997)**, Dislocation structures in the bands of localised cyclic plastic strain in austenitic 316L and austenitic-ferritic duplex stainless steels. Acta Metallurgica, Vol. 45 , 5145-5151.
- Krupp U., Christ H.-J., Lezuo P., Maier H., Teteruk R. (2001)**, Influence of carbon concentration on martensitic transformation in metastable austenitic steels under cyclic loading conditions. Materials Science and Engineering A319–321 , 527–530.
- Kuhlmann-Wilsdorf D., Laird C. (1979)**, Dislocation behaviour in fatigue. Mater. Sci. and Eng., part. II et IV, vol. 37 et 39 , 111 -120 et 231-241.
- Kunz L., Lukáš, P. (2001)**, Cyclic stress-strain behavior of 9Cr1Mo steel at positive mean stress, Mater. Sci. and Eng. A319–321 , 555–558.
- Laird C. (1976)**, The limits of metals. Mat. SC. Engng. 22 , 231-236.
- Le Roux J. -C., Taheri S., Sermage J. -P., Colin J., Fatemi A. (2008)**, Cyclic déformation and fatigue behaviors of stainless steel 304L including mean stress and pre-straining effects, ASME Pressure Vessels and Piping Conference, (pp. PVP2008-61789), Chicago.
- Lemaitre J., Chaboche J.-L. (2004)**, Mécanique des matériaux solides, Dunod.
- Lieurade H. P., Ribes A., Bollinger E. (1986)**, Influence d'un préécrouissage sur le comportement d'un acier Z2 CND 17-13, Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie, 547-549.
- Lim J.-Y., Hong S.-G., Lee S.-B. (2005)**, Application of local stress–strain approaches in the prediction of fatigue, Int. J. Fatigue 27 , 1653–1660.
- Lukáš P., Kunz L. (2001)**, Cyclic slip localisation and fatigue crack initiation in fcc single crystals. Mat. Sc. and Eng. A314 , 75–80.
- Maillet V. (2003)**, Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2CrNi 18-09 (AISI 304L), Lille: Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, Université des Sciences et Technologies.
- Maillet V., Fissolo A. D., Degallaix S., Marini B., Akamatsu M. (2002)**, Thermal fatigue of a 304 L type steel, European Structural Integrity Society, Volume 29 , 135-142.

- Man, J., Obrtlík K., Blochwitz C. (2002)**, Atomic force microscopy of surface relief in individual grains of fatigued 316L austenitic stainless steel, *Acta Materialia*, v50, n15, 3767-3780.
- Man J., Obrtlík K., Polák J. (2003)**, Study of surface relief evolution in fatigued 316L austenitic stainless steel by AFM, *Mat. Sc Eng A351*, 123-132.
- Marco S. M., Starkey W. (1956)**, A concept of fatigue damage, *Transaction of ASME vol. 76* , 617-632.
- Massoud J., Berhmont M., Champredonde J. (1991)**, Long term aging of cast duplex stainless steels between 300 and 400°C – relationship between toughness properties and metallurgical parameters, *Duplex stainless steels*, vol. 1 , 93.
- Mateo A., Llanes L., Iturgoyen L., M. Anglada (1996)**, Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel, *Acta Materialia*, Vol. 44 , 1143-1153.
- Mayama T., Sasaki K. (2006)**, Investigation of subsequent viscoplastic deformation of austenitic stainless steel subjected to cyclic preloading, *Int. J. Plast. , Vol . 22* , pp. 374 -390.
- Mayama T., Sasaki K., Ishikawa H. (2007)**, A constitutive model of cyclic viscoplasticity considering changes in subsequent viscoplastic deformation due to the evolution of dislocation structures, *Int. J. Plast.*, 23, 915-930.
- Meftah S. (2007)**, Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans un acier, Thèse de doctorat, INSA de Rouen.
- Mendez, J. (1999)**, On the effects of temperature and environment on fatigue damage processes in Ti alloys and in stainless steel, *Materials Science and Engineering A263* , 187–192.
- Mesmacque G., Garcia S., Amrouche A. (2005)**, Sequential law in multiaxial fatigue: a new damage indicator, *Int. J. of Fatigue Vol 27, Issue 4* , , 461-467.
- Mészáros I., Prohászka J. (2005)**, Magnetic investigation of the effect of α' - martensite on the properties of austenitic stainless steel, *J. Materials Processing Technology*, vol. 161, issues 1-2 , 162-168.
- Michno Jr., M. J., Findley, W. N. (1976)**, An historical perspective of yield surface investigations for metals. *Int. Non linear Mechanics*, Pergamon Press. Vol. I I., Printed in Great Britain, pp. 59-82.
- Miner M. A. (1945)**, Cumulative damage in fatigue. *Journal of applied Mechanics* 67, A159-A164.
- Mineur M., Villechaise P., Mendez J. (2000)**, Influence of the crystalline texture on the fatigue behavior of a 316L austenitic stainless steel, *Mater. Sc. Eng. A* 286 , 257-268.
- Mollica F., Rajagopal K., Srinivasa A. (2001)**, The inelastic behavior of metals subject to loading reversal, *Int. J. Plasticity* 17 , 1119–1146.
- Mughrabi H. (1983)**, Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals, *Acta Materialia & Metallurgica*, vol. 31 , 1367-1379.

- Mughrabi H. (1999)**, On the life-controlling microstructural fatigue mechanism in ductile metals and alloys in giga-cycle regime, *Fat. Fract; Eng. Mat. Struct.* 22 , 633-641.
- Mughrabi H. (1978)**, The cyclic hardening and saturation behaviour of copper single crystals, *Mat. Sc. and Eng.*, V 33, Issue 2, , 207-223.
- Murry G. (1998)**, Transformation dans les aciers, *Technique de l'ingénieur, traité de matériaux métalliques*, vol. MD1, dossier M1115.
- Papadopoulos I. (1987)**, Fatigue polycyclique des métaux, une nouvelle approche. Thèse ENPC.
- Pilvin P. (1990)**, Approches multiéchelles pour la prévision du comportement anélastique des métaux. Thèse de doctorat, Université de Paris 6 .
- Pilvin P. (1994)**, The contribution of micromechanical approaches to the modeling of Inelastic behaviour of polycrystals, *Int. Conf. on Biaxial/Multiaxial fatigue*, France, (pp. 31-46).
- Polák J., Obrtlík K., Hajek M. (1994)**, Cyclic Plasticity in 316L austenitic stainless steel., *Fatigue Fracture Engineering Materials and Structure*, v17, n17 , 773-782.
- Rho B. S., Hong H. U., Nam S. W. (1998)**, The fatigue crack initiation at the interface between matrix and δ -ferrite in 304L stainless steel, *Scripta Materialia*, Vol. 39, No. 10 , 1407–1412.
- Rho B. S., Hong H. U., Nam S. W. (2000)**, The effect of δ -ferrite on fatigue cracks in 304L steels, *Int. J. Fatigue* 22 , 683–690.
- Rolim Lopes L., Charlier J. (1993)**, Effect of grain size and intergranular stresses on the cyclic behaviour of a ferritic steel, *Mater. Sc. and Eng.*, A169 , 67-77.
- Sai K., Cailletaud, G. (2007)**, Multi-mechanism models for the description of ratchetting : Effect of the scale transition rule and of the coupling between hardening variables, *Int. J. Plast.*, 23, , 1589-1617.
- Salam I., Tauqir A., Khan A. Q. (1997)**, Causes of fatigue failure in an aero-engine component . *Engineering Failure Analysis*, Vol. 4, No. 1; , 39-47.
- Sandhya R., Bhanu K., Rao S., Mannan S.L., D. R. (2001)**, Substructural recovery in a cold worked Ti-modified austenitic stainless steel during high temperature low cycle fatigue, *Int. J. of Fatigue* 23, 789–797.
- Sauzay M. (2008)**, Analytical modeling of intragranular backstresses due to deformation-induced dislocation microstructures, *Int. J. Plast.* 24 , 727–745.
- Sbitti A., Taheri S. (2010)**, Crack arrest in high cycle thermal fatigue crazing, *Nuclear Engineering and Design* 240 , 30–38.
- Sines G. (1959)**, Behaviour of metals under complex stresses, New York Mc Graw Hill: J.L. Weisman editors, *Metal Fatigue*, pp. 145-169.
- Smith K. N., watson T., Topper T. H. (1970)**, A stress-strain function for the fatigue of metals, *J. Mater.* 5 (4) , 767-778.

- Srinivasan V., Sandhya R., Valsan M. B., Mannan S. (2004)**, Comparative evaluation of strain controlled low cycle fatigue behaviour of solution annealed and prior cold worked 316L(N) stainless steel, *Int. J. of Fatigue* 26 , 1295–1302.
- Suresh S. (2001)**, *Fatigue of materials*. Cambridge University Press.
- Taheri S. (2007 a)**, Some advances on understanding of high cycle thermal fatigue crazing. *Transactions of the ASME* 19(3), 400-410.
- Taheri S. (2007 b)**, Limite de validité des règles de cumul (linéaire et non linéaire) en fatigue et proposition d'une règle de cumul intégrant l'effet de pré-chargement, *Proc. Fatigue Design*, Senlis.
- Taleb L., Hassan T. (2006)**, Influence on non proportionality on ratcheting response, In : *Plasticity'06, 12th International Symposium on Plasticity and its Current Applications*, 17-22 July, Halifax, Nova Scotia, Canada.
- Taleb L., Cailletaud G. (2009)**, An updated version of the multimechanism model for cyclic plasticity, *Int. J. Plasticity*, doi : 10.1016/J.PLAS.2009.11.002.
- Taleb L., Hauet A. (2009)**, Multiscale experimental investigations about the cyclic behavior of the 304L SS. *Int. J. of Plasticity* 25, 1359–1385.
- Taleb L., Cailletaud G., Vieille B. (2010)**, Creep-ratcheting interaction for 304L stainless steel at room temperature. *PLasticity 2010*, January 3-8,. St. Kitts.
- Talonen J., Hänninen, H. (2007)**, Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels, *Acta Materialia* 55, 6108–6118.
- Tanaka E. (1994)**, A nonproportionality parameter and a cyclic viscoplastic constitutive model taking into account amplitude dependences and memory effects of isotropic hardening, *Eur. J. Mech. A/Solids* 13 , 155–173.
- Tchankov D., Vesselinov K. (1998)**, Fatigue life prediction under random loading using total hysteresis energy, *Int. J. Pressure Vessels and Piping* 75, 955–960.
- Verger E., Constantinescu A., Charkaluk E. (2001)**, Life-time prediction of aluminium automotive components under thermo-mechanical cyclic loadings, in *Temperature Fatigue Interaction*
- Vieille B., Kpodekon C., Taleb L. (2008)**, Numerical simulation of the behavior of polycrystals under multiaxial cyclic loading, *Proceeding of Relmas*, Saint - Petersburg.
- Vincent L. (2007)**, On the ability of some cyclic plasticity models to predict the evolution of stored energy in a type 304L stainless steel submitted to high cycle fatigue, *European Journal of Mechanics - A/Solids* Vol.27, Issue 2, 161-180.
- Weber B. (1999)**, *Fatigue multiaxiale des structures industrielles sous chargement quelconque*, Thèse de Doctorat, INSA Lyon
- Wu H. C., Yeh W. C. (1991)**, On the experimental determination of yield surfaces and some results of annealed 304 stainless steel, *Int. J. Plasticity*, Vol. 7 , 803-826.
- Xiang Y., Vlassak J. (2005)**, Bauschinger effect in thin metal films, *Scripta Mater.* 53 , 177–182.

Xiao L., Kuang Z.-B. (1996), Biaxial path dependence of macroscopic response and microscopic dislocation substructure in Type 302 stainless steel, *Acta Metall.* 44, 3059–3067.

Yamaguchi K., Adachi H., Takakura N. (1998), Effects of plastic strain path on Young's modulus of sheet metals. *Metals and Materials* 4 , 420-425.

Ye D., Matsuoka S., Nagashima N., Suzuki N. (2006), The low-cycle fatigue, deformation and final fracture behaviour of an austenitic stainless steel. *Mat. Sc. and Eng. A* 415 , 104–117.

Yoshida F. (1990), Uniaxial and biaxial creep-ratcheting behavior of SUS304 stainless steel at room temperature. *Int. J. Pres. and Piping* , 207-223.

Yoshida F., Uemori T., Fujiwara K. (2002), Elastic-plastic behavior of steel sheets under in-plane cyclic tension-compression at large strain, *Int. J. Plasticity* 18 , 633-659.

Zhang J., Jiang Y. (2005), An experimental investigation on cyclic plastic deformation and substructures of polycrystalline copper, *Int.l J. Plasticity* 21, 2191–2211.