

N° D'ordre : 1998



50346
1997
101
Avril 1997

THESE

présentée à

L'UNIVERSITE DE SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

pour obtenir le titre de

DOCTEUR EN MECANIQUE

par

Seyed Ebrahim MOUSSAVI TORSHIZI

**ECROUISSAGE CYCLIQUE D'ACIERS INOXYDABLES
AUSTENITIQUE, FERRITIQUE ET AUSTENO-FERRITIQUE :
INFLUENCE DE L'HISTOIRE DU CHARGEMENT**

Soutenue le 29 Avril 1997 devant le jury :

Monsieur J. POLÀK, Professeur invité, EC Lille

Président

Monsieur T. MAGNIN, Professeur, ENSM Saint-Etienne

Rapporteur

Monsieur D. MARQUIS, Professeur, ENS Cachan

Rapporteur

Madame S. DEGALLAIX, Professeur, Directeur de thèse, EC Lille

Examineur

Monsieur J. C. GAGNEPAIN, Ingénieur,

CRMC Creusot-Loire Industries, Le Creusot

Examineur

Monsieur R. TAILLARD, Professeur, Université Lille I

Examineur

Ecole Centrale de Lille

Laboratoire de Mécanique de Lille

URA CNRS 1441

REMERCIEMENTS

Ce travail a été réalisé au Laboratoire de Mécanique de Lille (LML), dans l'équipe "Mécanique et Matériaux" de l'Ecole Centrale de Lille.

Je tiens à remercier tout particulièrement Madame le Professeur S. DEGALLAIX pour m'avoir accueilli au sein de son équipe pour la réalisation de ce travail, pour sa compétence, sa disponibilité et notamment pour son aide à la rédaction de ce mémoire.

Je remercie Monsieur le Professeur J. POLÁK, de l'Institut de Physique des Matériaux de l'Académie des Sciences Tchèque, à Brno pour l'aide et les conseils apportés au cours de ce travail, et pour avoir accepté de faire partie du jury et de le présider.

J'exprime toute ma gratitude à Monsieur T. MAGNIN, Professeur à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Sainte-Etienne et à Monsieur D. MARQUIS, Professeur à l'Ecole Normale Supérieure de Cachan pour avoir accepté d'examiner ce mémoire et d'en être rapporteurs, et d'avoir bien voulu faire partie du jury.

Je remercie sincèrement Monsieur GAGNEPAIN, Ingénieur au Creusot-Loire Industries, et Monsieur R. TAILLARD Professeur à l'Université Lille I, pour avoir accepté d'examiner ce travail et de faire partie du jury.

Enfin, je tiens à exprimer ma sincère reconnaissance à Monsieur G. DEGALLAIX pour son aide, sa gentillesse et sa sympathie au cours de ce travail.

J'adresse également mes remerciements à l'ensemble du personnel de l'équipe "Mécanique et Matériaux" de l'Ecole Centrale de Lille qui m'a aidé par l'amitié et la qualité de son accueil, ce qui m'a permis de mener à bien ce travail, et plus particulièrement à :

- Monsieur F. FARDOUN qui m'a vivement aidé à démarrer mon travail,
- Monsieur L. LAM, Technicien de laboratoire pour l'usinage des éprouvettes.

J'adresse mes remerciements aux Ministères de l'Energie et des Etudes Supérieures d'IRAN, et en particulier aux responsables de la Faculté Technique de l'Eau et de l'Electricité, pour avoir bien voulu financer ma bourse d'étude, ce qui m'a permis de mener à terme cette thèse.

Enfin, je tiens à associer à ces travaux mes parents, qui m'ont depuis toujours encouragé et soutenu dans mes études, au prix de nombreuses sacrifices ainsi que ma femme, pour la compréhension et la patience qu'elle m'a montrées tout au long de ces années.

SOMMAIRE*

INTRODUCTION GENERALE	1
CHAPITRE I: ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	5
INTRODUCTION.....	7
I.1. LES ACIERS INOXYDABLES	7
I.1.1. LES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITQUES	8
I.1.2. LES ACIERS INOXYDABLES FERRITIQUES	9
I.1.3. LES ACIERS INOXYDABLES AUSTENO-FERRITIQUES	10
I.2. FATIGUE PLASTIQUE OLIGOCYCLIQUE.....	11
I.2.1. EVOLUTION DES CONTRAINTES AU COURS DU CYCLAGE.....	13
I.2.2. ECROUISSAGE CYCLIQUE	14
I.3. ECROUISSAGE CYCLIQUE ET MICROSTRUCTURE DES DISLOCATIONS.....	20
I.3.1. METAUX ET ALLIAGES DE STRUCTURE CFC	20
I.3.2. METAUX ET ALLIAGES DE STRUCTURE CC	38
I.3.3. ACIER DUPLEX BIPHASE CFC/CC.....	49
CONCLUSION	54
CHAPITRE II: PROCEDURE EXPERIMENTAL	57
II.1. MATERIAUX ETUDIES.....	59
II.1.1. ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE	59
II.1.2. ACIER INOXYDABLE FERRITIQUE.....	61
II.1.3. ACIER INOXYDABLE AUSTENO-FERRITIQUE (DUPLEX).....	62
II.2. INSTALLATION D'ESSAI	65
II.2.1. MACHINE D'ESSAI.....	65
II.2.2. MORS D'AMARRAGE	66
II.2.3. DISPOSITIF DE MESURE.....	67
II.2.4. EPROUVETTES UTILISEES.....	69
II.3. ESSAIS REALISES.....	71
II.3.1. ESSAIS DE TRACTION MONOTONE.....	71
II.3.3. ESSAIS DE FATIGUE	72
CHAPITRE III: RESULTATS ET INTERPRETATION.....	85
INTRODUCTION.....	87

* Un plan plus détaillé est donné en début de chaque chapitre

III.1. COMPORTEMENT EN TRACTION MONOTONE.....	87
III.2. COMPORTEMENT EN FATIGUE PLASTIQUE OLIGOCYCLIQUE.....	92
III.2.1. METHODE A UNE EPROUVETTE PAR NIVEAU.....	92
III.2.2. METHODES PAR PALIERS CROISSANTS ET PAR PALIERS DECROISSANTS.....	101
III.2.3. METHODES INCREMENTALE ET ALEATOIRE	111
III.2.4. METHODE PAR TRACTION APRES CYCLAGE.....	120
III.2.5. METHODE DE LA DEMI-BOUCLE D'HYSTERESIS.....	121
III.2.6. COMPARAISON DES CEC OBTENUES PAR LES DIFFERENTES METHODES	122
CHAPITRE IV: COMPORTEMENT DE MASING	129
INTRODUCTION.....	132
IV.1. APPROCHE STATISTIQUE (TRAITEMENT MATHEMATIQUE).....	132
IV.2. PRESENTATION DES RESULTATS ET INTERPRETATION.....	137
IV.2.1. METHODE A UNE EPROUVETTE PAR NIVEAU.....	137
IV.2.2. METHODES PAR PALIERS CROISSANTS ET PAR PALIERS DECROISSANTS	142
IV.2.3. METHODES INCREMENTALE ET ALEATOIRE	145
IV.3. MODELISATION DU TRACE σ - ϵ SOUS CHARGEMENT ALEATOIRE	152
IV.3.1. PRESENTATION DU MODELE	154
IV.3.2. APPLICATION DU MODELE.....	156
CONCLUSION	160
CONCLUSION GENERALE.....	161
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	166
ANNEXES :	
ANNEXE I : ANALYSE DU CHARGEMENT ALEATOIRE.....	AI-1
ANNEXE II : PROGRAMMATIONS DE PILOTAGE DES ESSAIS INCREMENTAUX ET ALEATOIRES	AII-22
ANNEXE III : DIFFERENCE ENTRE LES DEMI-BLOCS ASCENDANT ET DESCENDANT DANS UN BLOC INCREMENTAL.....	AIII-30
ANNEXE IV : PROGRAMME DE MODELISATION DU TRACE σ - ϵ SOUS CHARGEMENT ALEATOIRE, A PARTIR D'UNE BOUCLE D'HYSTERESIS STABILISEE.....	AIV-34

INTRODUCTION GENERALE

Si la majorité des pièces mécaniques sont sollicitées à des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité, dans certains cas, au moins localement, cette limite peut être dépassée, par exemple au droit d'entailles mécaniques telles que des filetages, des trous, des congés de raccordement. C'est en particulier le cas pour des structures construites en acier inoxydable austénitique, de faible limite d'élasticité mais à fort taux d'érouissage. Dans les structures sollicitées en fatigue, on peut de même rencontrer des zones qui, au moins lors de fonctionnements transitoires (décollages et atterrissages d'avions, démarrages et arrêts d'installations nucléaires, etc.), présentent des déformations plastiques cycliques locales. Ainsi, on se trouve en présence de fatigue plastique oligocyclique : déformation plastique et nombre limité de cycles. L'analyse de la tenue en service de ces structures passe par le calcul des contraintes et des déformations auxquelles est soumis le composant majeur. Le calcul est souvent effectué à l'aide de la théorie de l'élasticité, mais peut faire appel à des calculs élastoplastiques dans des cas plus complexes [PINEAU 80]. Les moyens modernes de calcul des structures - calculs par éléments finis par exemple - cherchent à définir au plus près le comportement des structures, dans le but de réduire les incertitudes et les coefficients de sécurité souvent exagérément prudents, et de ce fait très pénalisants. Ceci conduit au développement de codes de calcul sophistiqués, élasto-plastiques ou même élasto-visco-plastiques qui, pour pouvoir fonctionner, nécessitent une formulation précise du comportement des matériaux. Les lois de comportement élasto-plastiques monotones ou cycliques sont très complexes, varient notablement d'un matériau à l'autre, et sont souvent mal connues. C'est actuellement un champ important de recherches où la fatigue plastique oligocyclique est impliquée.

Les propriétés mécaniques d'un matériau tel que l'acier sont sensiblement modifiables par l'application de cycles de sollicitations élevées, même en petit nombre. Selon sa nature et le traitement thermique ou thermomécanique qu'il a subi, l'acier peut durcir ou s'adoucir cycliquement, par rapport à son comportement sous sollicitations monotones. Par ailleurs, le comportement des métaux dépend de l'histoire du chargement. Il est donc indispensable, lors du calcul d'une structure en fatigue plastique oligocyclique, de prendre en compte les modifications des caractéristiques mécaniques du matériau sous sollicitations cycliques.

Le comportement contrainte-déformation stabilisé d'un matériau sous sollicitations cycliques est caractérisé par la courbe d'érouissage cyclique (CEC), qui représente la réponse stabilisée en contrainte du matériau aux différents niveaux de

déformation appliqués. Différentes méthodes de détermination de la CEC ont été proposées, définies sous différentes histoires de chargement. Bon nombre de matériaux étant sensible à l'histoire du chargement, il en résulte que les CEC obtenues par les différentes méthodes ne sont pas identiques.

Le but de ce travail est l'étude du comportement d'écrouissage cyclique de trois aciers inoxydables austénitique, ferritique et austéno-ferritique, sous différentes histoires de chargement cyclique, ou encore l'étude des différentes courbes d'écrouissage cyclique obtenues par différentes méthodes.

L'acier inoxydable austénitique a largement été étudié dans le domaine de la fatigue plastique oligocyclique et sous différentes histoires de chargement. En revanche, les mêmes études sur l'acier ferritique sont beaucoup moins nombreuses, et pour l'acier duplex, encore peu d'études ont été publiées à ce jour sur le sujet, et aucune à notre connaissance, sur le comportement de ces aciers sous chargement variable.

Ce travail s'articule autour de quatre chapitres complétés par quatre annexes.

Le premier chapitre est consacré à une étude bibliographique. Sont données dans un premier temps les définitions de la fatigue plastique oligocyclique, de la CEC et des différentes méthodes proposées pour l'obtention de cette courbe. Nous présentons ensuite, pour les métaux CFC et pour les métaux CC successivement, leurs modes de déformation plastique, leurs CEC et les microstructures de dislocations associées aux différents stades de ces courbes. Nous prenons plus particulièrement les exemples de l'acier inoxydable austénitique 316L (CFC), du fer α (CC) et d'un acier duplex (CFC/CC).

Le second chapitre présente les procédures expérimentales adoptées. Dans un premier temps, les matériaux utilisés, leurs compositions chimiques, les éprouvettes utilisées sont définis et le dispositif expérimental (machine de fatigue) est brièvement décrit. Puis les conditions d'essais de traction monotone et de fatigue plastique oligocyclique et les paramètres des différents types d'essais de fatigue réalisés sont présentés.

Les résultats des essais de traction monotone et de fatigue plastique oligocyclique, pour les trois aciers étudiés, sont présentés dans le troisième chapitre. L'évolution des contraintes, les CEC, et les durées de vie sous différents types de

chargement (quand elles existent) sont alors discutées et interprétées. Les CEC obtenues par les différentes méthodes, ainsi que la courbe de traction monotone pour chaque acier sont comparées à la fin de ce chapitre.

Enfin, le quatrième et dernier chapitre est consacré au comportement de Masing. Après avoir présenté le modèle de Masing et le modèle d'Approche Statistique, les boucles d'hystérésis stabilisées obtenues sous différentes histoires de chargement sont étudiées relativement à ce comportement. Puis nous proposons une modélisation du tracé σ - ε sous chargement variable, pour les matériaux manifestant un comportement de Masing.

Nous terminons bien sûr par un résumé des principales conclusions de ce travail.

Pour ne pas alourdir le texte, nous avons regroupé en annexes des éléments utiles mais non primordiaux. Etant donné le grand nombre de méthodes d'analyse des chargements aléatoires existantes, l'annexe I résume les méthodes les plus rencontrées dans la littérature. Cette annexe présente également les programmes informatiques utilisés pour la méthode Rain-flow, la plus utilisée. L'annexe II définit les démarches de programmation et les programmes de pilotage des différents essais effectués sous chargement variable. L'annexe III présente une remarque sur les boucles d'hystérésis issues des blocs incrémentaux stabilisés. Enfin, le programme informatique utilisé pour la modélisation du tracé σ - ε est donné dans l'annexe IV.

CHAPITRE I

Etude bibliographique

SOMMAIRE DU CHAPITRE I

INTRODUCTION.....	7
I.1. LES ACIERS INOXYDABLES	7
I.1.1. LES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIKES	8
I.1.2. LES ACIERS INOXYDABLES FERRITIQUES	9
I.1.3. LES ACIERS INOXYDABLES AUSTENO-FERRITIQUES	10
I.2. FATIGUE PLASTIQUE OLIGOCYCLIQUE.....	11
I.2.1. EVOLUTION DES CONTRAINTES AU COURS DU CYCLAGE.....	13
I.2.2. ECROUISSAGE CYCLIQUE	14
<i>I.2.2.1. Méthode utilisant une éprouvette par niveau.....</i>	<i>15</i>
<i>I.2.2.2. Méthode par paliers de déformation successifs</i>	<i>15</i>
<i>I.2.2.3. Méthode par incréments (ou méthode incrémentale)</i>	<i>16</i>
<i>I.2.2.4. Méthode par chargement aléatoire (ou méthode aléatoire)</i>	<i>18</i>
<i>I.2.2.5. Méthode par traction après cyclage</i>	<i>19</i>
<i>I.2.2.6. Méthode de la demi-boucle d'hystérésis</i>	<i>19</i>
I.3. ECROUISSAGE CYCLIQUE ET MICROSTRUCTURE DES DISLOCATIONS.....	20
I.3.1. METAUX ET ALLIAGES DE STRUCTURE CFC	20
<i>I.3.1.1. Cas des monocristaux CFC.....</i>	<i>20</i>
I.3.1.1.1. Cas des monocristaux de cuivre orientés pour le glissement simple	23
I.3.1.1.2. Cas des monocristaux de cuivre orientés pour le glissement double ou multiple.....	31
<i>I.3.1.2. Cas des polycristaux de cuivre.....</i>	<i>31</i>
<i>I.3.1.3. Cas de l'acier type AISI 316.....</i>	<i>34</i>
I.3.2. METAUX ET ALLIAGES DE STRUCTURE CC	38
<i>I.3.2.1. Cas du monocristal de fer α.....</i>	<i>41</i>
<i>I.3.2.2. Cas des monocristaux de fer α avec impuretés en solution solide.....</i>	<i>45</i>
<i>I.3.2.3. Cas des polycristaux de fer α.....</i>	<i>48</i>
I.3.3. ACIER DUPLEX BIPHASE CFC/CC	49
CONCLUSION	54

Introduction

Dans la première partie de ce chapitre, nous présentons brièvement les aciers inoxydables austénitiques, ferritiques et austéno-ferritiques. Dans la deuxième partie nous définissons la fatigue plastique oligocyclique, la courbe d'érouissage cyclique (CEC) et les différentes méthodes d'obtention de cette courbe. La dernière partie de ce chapitre est consacrée à la présentation des différents aspects microstructuraux de la déformation plastique des métaux cubiques à faces centrées (CFC) et cubiques centrés (CC) et leur évolution au cours du cyclage.

I.1. Les aciers inoxydables

Le phénomène de l'inoxidabilité de certains aciers est connu depuis le début du XX^{ème} siècle. Selon Castro [CASTRO 90], c'est entre 1904 et 1909 que l'allemand Goldschmidt et les français Guillet et Portevin publièrent leurs premiers travaux portant sur des nuances d'aciers au chrome. La résistance à la corrosion de ces aciers est due à la formation d'une couche d'oxyde de chrome protectrice à la surface de l'alliage, dite couche de passivation. La formation de cette couche nécessite que la teneur en chrome de l'alliage soit au moins de 12%. Ce mécanisme de passivation fut découvert par l'allemand Monnartz dans les années 1930 [CASTRO 90].

Dans les débuts du développement des aciers inoxydables, la découverte du rôle d'additions croissantes de chrome sur la résistance à la corrosion atmosphérique et acqueuse conduisit naturellement à classer les aciers inoxydables en fonction de leur composition chimique. Par la suite, d'autres paramètres de classification furent envisagés, au fur et à mesure de l'extension de la connaissance des propriétés de ces aciers dans des domaines de plus en plus vastes, tant chimiques que mécaniques.

Les aciers inoxydables peuvent par exemple être classés suivant leur structure cristallographique, fonction de leur composition en Cr et Ni. C'est en effet la désignation de cette structure (associée à la composition chimique) qui permet de définir le plus complètement les grandes familles d'aciers inoxydables. Les quatre principales familles sont :

- les aciers martensitiques,
- les aciers ferritiques,
- les aciers austénitiques,
- les aciers austéno-ferritiques (duplex).

Des structures de transition ou des particularités d'analyse donnent naissance à des familles pouvant s'intercaler entre ou s'ajouter aux quatre précédentes, du fait de l'intérêt de leurs propriétés et du rôle qu'elles ont acquis dans la production industrielle. Ce sont par exemple :

- les structures martensito-ferritiques,
- les structures martensitiques ou austénitiques à phases durcissantes.

Notre étude concernant les aciers inoxydables austénitiques, ferritiques et austéno-ferritiques, nous nous limiterons ci-dessous, à la description de ces trois familles.

I.1.1. Les aciers inoxydables austénitiques

Les années 1960 virent la domination des nuances austénitiques. Ces aciers inoxydables sont dits austénitiques, parce qu'ils conservent la structure cubique à faces centrées (CFC) à température ambiante. Ces aciers inoxydables sont des aciers au chrome (16-26%), leur conférant "l'inoxidabilité", alliés au nickel (6-22%), leur conférant la structure austénitique pour la série AISI 300, tandis que les aciers austénitiques de la série AISI 200 sont alliés à de moindres quantités de nickel (3,5-6%), cet élément coûteux étant alors remplacé par une addition d'azote et/ou de manganèse (le manganèse ayant de plus la propriété d'accroître la solubilité de l'azote dans la matrice austénitique).

Les deux séries d'aciers inoxydables austénitiques précédentes comprennent un certain nombre de nuances dont les différences de composition chimique sont destinées à répondre à des problèmes particuliers. Le facteur déterminant le choix d'un acier inoxydable austénitique est en général sa résistance à la corrosion. Parfois, le critère principal de sélection est d'ordre mécanique, tel que l'absence de fragilité à basse température, la bonne résistance au fluage, l'aptitude à la mise en forme ; d'autres fois, le critère est d'ordre physique, par exemple l'amagnétisme.

Les aciers inoxydables austénitiques sont généralement utilisés à l'état hyperefforté. Le traitement thermique d'hyper-efforté consiste en une mise en solution de tous les éléments d'alliage à une température suffisamment élevée pour que tous les précipités possiblement présents soient dissous et mis en solution solide dispersée. Un refroidissement rapide à l'eau (occasionnellement à l'air) est ensuite appliqué de manière à obtenir, à température ambiante, un gel de la solution solide.

Les aciers inoxydables austénitiques ont des caractéristiques mécaniques relativement faibles (limite élastique et résistance à la rupture, respectivement de l'ordre de 250 et 550 MPa, voir tableau I-1), mais qui peuvent être fortement accrues par un ou plusieurs procédés de durcissement (par solution solide, par affinage du grain, par précipitation et/ou par écrouissage). Une amélioration des caractéristiques mécaniques de ces aciers résulte en particulier de l'addition d'azote en solution solide. Enfin ces aciers se caractérisent par une absence de transition fragile-ductile.

I.1.2. Les aciers inoxydables ferritiques

Comme nous l'avons indiqué précédemment, l'addition de chrome (élément alphagène) dans un alliage de base fer est la condition essentielle de l'inoxidabilité ; le diagramme d'équilibre Fe-Cr (Figure I-1) montre que le chrome est un élément α -gène, c'est à dire qu'il stabilise la structure ferritique. Les aciers inoxydables ferritiques sont certainement les plus simples de tous les aciers inoxydables et les moins coûteux économiquement. Le pourcentage de chrome peut être de 11 - 12% minimum, jusqu'à 24%, voire 28% dans les aciers ferritiques dits "à haute teneur en chrome" [BAVAY 90(a)].

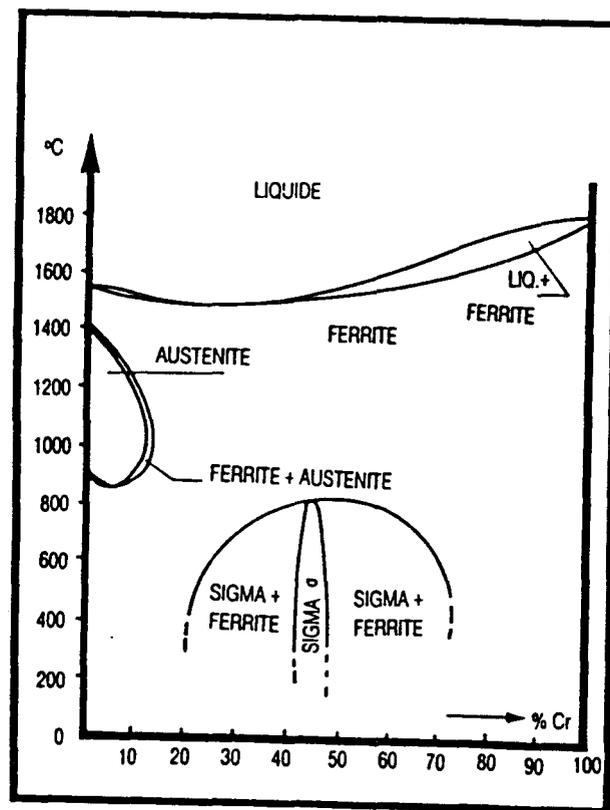


Figure I-1 : Diagramme d'équilibre Fe - Cr [BAROUX 90]

Les aciers inoxydables ferritiques contiennent évidemment d'autres éléments que le chrome et le fer. Dans tous les cas, en particulier dans les cas d'utilisation en milieu corrosif, on peut ajouter d'autres composants tels que le Mo en faible quantité ($0,2\% < \text{Mo}$) pour un milieu acide, le titane pour un milieu chloruré, et le zirconium pour résister à l'oxydation à chaud. Récemment, les aciers ferritiques ont fait l'objet de nouveaux développements avec des teneurs en chrome supérieures à 25% et en molybdène supérieures à 3%. Ces nouvelles compositions les rendent très résistants à la piqûre dans les milieux neutres chlorurés et dans l'eau de mer [DEVERELLE 89].

La différence la plus apparente avec les aciers inoxydables austénitiques est leur comportement ferromagnétique, tout au moins jusqu'à une température critique appelée "température de Curie", où l'ordre magnétique disparaît.

Concernant leurs caractéristiques mécaniques, les aciers inoxydables ferritiques ont une résistance à la rupture du même ordre que les aciers austénitiques, mais un allongement à rupture nettement plus faible (Tableau I-1). Les aciers ferritiques ne sont pas durcissables par traitement thermique ; leur ténacité se caractérise par une transition ductile-fragile assez marquée. La structure cubique centrée (CC) de la ferrite est corrélativement très sensible à l'effet d'entaille. L'abaissement de la teneur en carbone diminue par ailleurs significativement leur température de transition.

I.1.3. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques

Les aciers où les deux phases austénitique et ferritique coexistent, présentent certains avantages par rapport aux nuances purement austénitiques ou purement ferritiques. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (appelés encore "duplex") sont obtenus en ajustant les teneurs en éléments alphagènes (Cr, Mo, Si...) et gammagènes (C, N, Mn, Ni...) afin d'obtenir une structure biphasée de composition en phases α et γ donnée. Ces alliages constituent un compromis au niveau des propriétés mécaniques entre la grande ductilité de l'austénite et les caractéristiques mécaniques (limite d'élasticité en particulier) plus élevées de la ferrite. En fait, ils n'ont pas la fragilité de leurs homologues ferritiques, tout en étant mécaniquement plus résistants à la fois que les aciers austénitiques et que les aciers ferritiques (Tableau I-1), dû essentiellement à leur faible taille de grain (de l'ordre de $5 \mu\text{m}$), tandis que celle des aciers ferritiques et des aciers austénitiques est d'environ $50 \mu\text{m}$. On trouvera en particulier des données intéressantes sur les qualités mécaniques et microstructurales de ces aciers dans [DESESTRET 90, CHARLES 91(a) et 91(b) et NILSSON 92].

Acier inoxydable	austénitique	ferritique	austéno-ferritique
Température d'hypertrempe (°C)	1050	≥900	1050
Module d'élasticité E (MPa)	200	200	200
Limite d'élasticité à 0,2% R _{p0,002} (MPa)	200 à 300	350 à 400	400 à 600
Résistance à la rupture R _m (MPa)	550 à 650	450 à 650	600 à 700
Allongement à la rupture A(%)	30 à 50	10 à 20	15 à 25

Tableau I-1 : Propriétés mécaniques moyennes de trois nuances d'aciers inoxydables après traitement d'hypertrempe à l'eau.

Les fractions volumiques et la morphologie des phases α et γ des aciers austéno-ferritiques dépendent non seulement de la composition chimique de l'alliage, mais aussi des vitesses de solidification et de refroidissement à l'état solide, du mode d'élaboration et des traitements thermo-mécaniques subis [BAVAY 90(b)].

I.2. Fatigue plastique oligocyclique

Les structures mécaniques sont en général conçues de manière à ce que les matériaux constitutifs ne soient pas sollicités, en fonctionnement normal, dans le domaine plastique. Si cela est vrai d'un point de vue global, certaines zones d'une pièce fortement sollicitée peuvent cependant être le siège de déformations plastiques localisées (congés de raccords, épaulements...).

Certains matériaux, tels les aciers inoxydables austénitiques, sont utilisés dans le domaine des déformations plastiques, compte tenu de leur faible limite d'élasticité à l'état non écroui et de leur forte capacité d'écrouissage.

Par ailleurs de nombreuses structures sont soumises à des sollicitations variables dans le temps, donc à de la fatigue. C'est pourquoi il est important de connaître le comportement des matériaux soumis à ce type de sollicitations, avec passage dans le domaine plastique à chaque cycle : c'est le domaine de la fatigue plastique oligocyclique (FPO).

La FPO présente, comme son nom l'indique, deux caractéristiques fondamentales :

- elle est plastique, c'est à dire qu'une déformation plastique significative se produit à chaque cycle de chargement,

- elle est oligocyclique, c'est à dire que les matériaux ont alors une durée de vie limitée (nombre de cycles à rupture inférieur à 10^5).

Dans un élément de structure chargé élastiquement, une zone plastifiée peut apparaître au voisinage d'une discontinuité géométrique. Du fait que les contraintes nominales sont élastiques, la zone de métal déformée plastiquement reste contenue dans un champ globalement élastique. Dans cette zone, les déformations sont commandées par les déformations des régions élastiques voisines. Aussi les concentrations de contrainte en fond d'entaille d'une pièce mécanique peuvent être simulées par les deux types d'essais définis en figure I-2 [RABBE 80]. Autrement dit, même si la structure est sollicitée à charge imposée, les zones de déformation plastique localisée sont sollicitées à déformation imposée [RABBE 80]. Il s'ensuit que les essais de fatigue oligocyclique sur éprouvette lisse sont pilotés en déformation, tandis que les essais de fatigue oligocyclique sur éprouvettes entaillées sont pilotés en charge imposée.

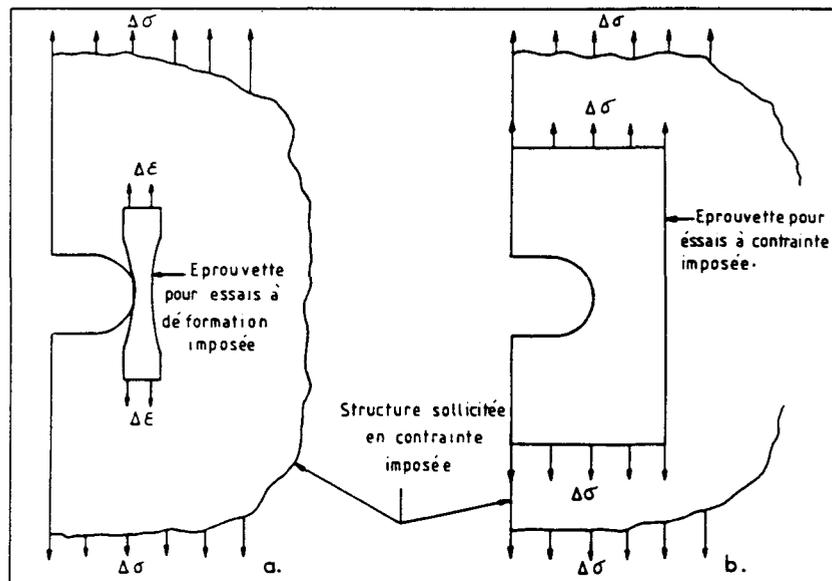


Figure I-2 : Eprouvettes de simulation des concentrations de contrainte dans une structure [RABBE 80].

A des titres différents, la fatigue plastique oligocyclique intéresse le métallurgiste, le mécanicien et le physicien du solide [BATHIAS 76].

Du point de vue de l'évaluation du comportement des matériaux en FPO, on en tire d'abord une durée de vie, caractérisée par un nombre de cycles à la rupture, en

fonction de la sollicitation appliquée et de l'environnement (en particulier la température).

Du point de vue de leur comportement mécanique sous FPO, l'étude de l'érouissage cyclique conduit à la connaissance de la limite d'élasticité cyclique, de la loi contrainte-déformation cyclique, et des coefficient et exposant d'érouissage cyclique. Sur un plan pratique, la connaissance de ces propriétés mécaniques cycliques permet de prévoir la réponse et la tenue du matériau à la FPO.

I.2.1. Evolution des contraintes au cours du cyclage

Pour obtenir la courbe d'évolution des contraintes au cours d'un cyclage à déformation imposée, l'éprouvette est soumise à une déformation périodique, en général à vitesse de déformation constante (Figure I-3) ; on étudie alors l'évolution de l'amplitude de contrainte, σ_a , (ou demi-variation de contrainte, $\Delta\sigma/2$) en fonction du nombre de cycle :

$$\sigma_a = f(N)$$

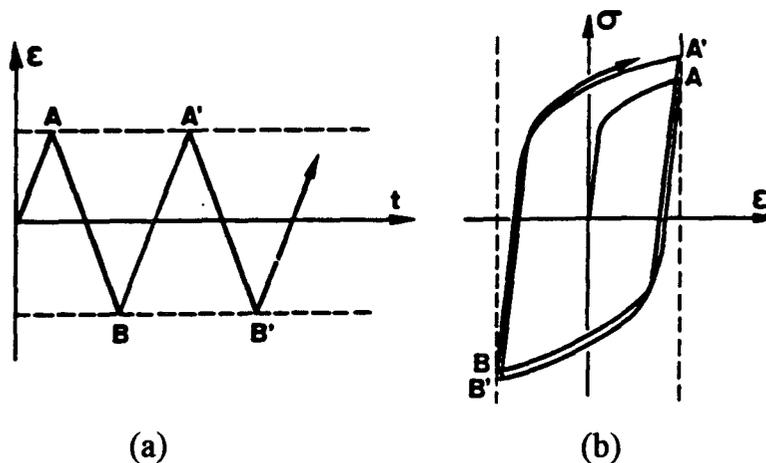


Figure I-3 : Essai de fatigue oligocyclique à déformation imposée ; (a) Signal de pilotage (b) Enregistrement σ - ϵ [LEMAITRE 88].

Cette évolution comporte généralement trois phases :

- une phase d'accommodation en début de cyclage, au cours de laquelle les contraintes maximales varient sensiblement, en croissant dans le cas d'un durcissement, en décroissant dans le cas d'un adoucissement, pour s'accommoder au niveau de déformation imposé ; cette phase dure environ 5 à 10% de la durée de vie N_R ;

- une phase de stabilisation, où les contraintes varient peu ou pas du tout ; cette phase couvre la majeure partie de la durée de vie (80 - 90% N_R) ;

- une phase de déconsolidation, où le pic de contrainte en traction décroît sensiblement avant rupture (apparition, puis propagation d'une macrofissure) ; cette phase couvre les 5 à 10 derniers pourcents de la durée de vie N_R .

I.2.2. Ecrouissage cyclique

Ainsi, dans un essai de fatigue plastique oligocyclique à déformation imposée, la réponse en contrainte tend à se stabiliser au bout d'un certain nombre de cycles. On définit alors la courbe d'écrouissage cyclique, qui représente le lieu des sommets des boucles contrainte-déformation stabilisées correspondant à différents niveaux de déformation appliqués [LEMAITRE 88]. La courbe d'écrouissage cyclique d'un matériau représente donc la réponse en contrainte stabilisée du matériau à la déformation imposée :

$$\sigma = f(\varepsilon_p) \text{ ou } f(\varepsilon)$$

où $\varepsilon_p = \Delta\varepsilon_p/2$ et $\varepsilon = \Delta\varepsilon/2$ représentent l'amplitude de déformation plastique et l'amplitude de déformation totale respectivement (Figure I-4).

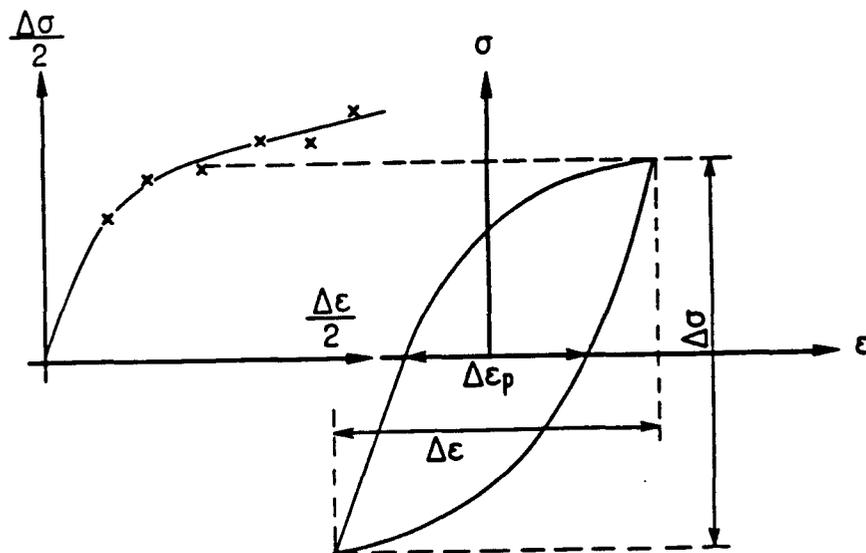


Figure I-4 : Courbe d'écrouissage cyclique [LEMAITRE 88].

Il existe différentes méthodes d'obtention de la courbe d'écrouissage cyclique. Leur caractéristique commune est qu'elles soumettent le matériau à des cycles de déformation totale purement alternée de différents niveaux et expriment la réponse

stabilisée ou quasi-stabilisée du matériau en contrainte. Ci-dessous, nous présentons ces différentes méthodes.

I.2.2.1. Méthode utilisant une éprouvette par niveau

Cette méthode consiste à faire subir à une éprouvette une succession de cycles purement alternés d'amplitude de déformation constante. Après stabilisation des valeurs maximales des contraintes, le relevé des amplitudes de déformation et de contrainte permet d'obtenir un point de la courbe d'écrouissage cyclique.

On répète l'opération avec d'autres éprouvettes en changeant de niveau de déformation, ce qui permet de tracer la courbe point par point (Figure I-5). Cette méthode est considérée comme la méthode de référence [LIEURADE 76].

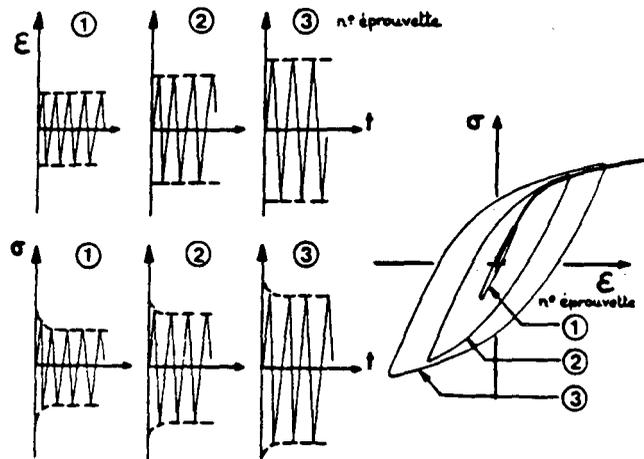


Figure I-5 : Méthode utilisant une éprouvette par niveau

Dans le cas où l'accommodation dure jusqu'à rupture, c'est à dire où la stabilisation n'est pas parfaite, par convention, la mi-durée de vie est choisie comme cycle caractéristique.

I.2.2.2. Méthode par paliers de déformation successifs

Dans cette méthode, une seule éprouvette est sollicitée à différents paliers croissants de déformation (Figure I-6). Le passage d'un palier au suivant se fait après stabilisation ou quasi-stabilisation de la contrainte au palier actuel [LIEURADE 76]. Couramment, on applique 50 à 200 cycles par niveau, ou un nombre de cycles à chaque palier tel que le dommage par palier soit le même suivant la règle de MINER

par exemple. A chaque fin de palier, le dernier cycle permet de définir un point $\sigma - \epsilon$ ou ϵ_p de la courbe d'érouissage cyclique.

On utilise parfois des paliers successifs décroissants.

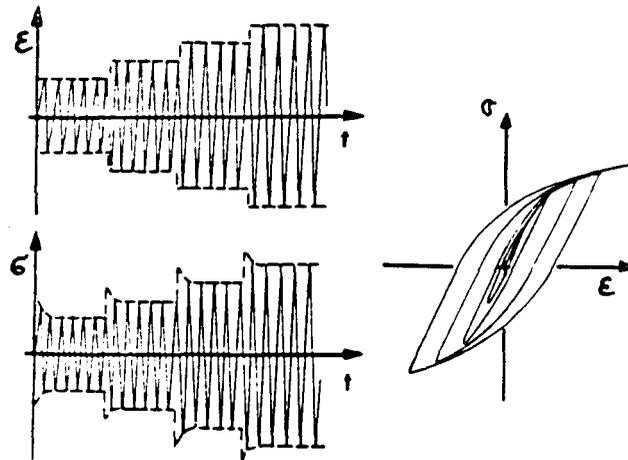


Figure I-6 : Méthode d'essai par paliers successifs croissants

I.2.2.3. Méthode par incréments (ou méthode incrémentale)

Dans cette méthode, on fait subir au matériau une succession de blocs d'amplitudes de déformation croissantes puis décroissantes.

La figure I-7-a présente la variation de la déformation imposée en fonction du temps, et la réponse en contrainte en fonction du temps est représentée sur la figure I-7-b. La courbe d'érouissage cyclique est alors le lieu des maxima des boucles d'hystérésis mécanique correspondant à la stabilisation de la réponse du matériau (Figure I-8). Généralement, cette stabilisation est atteinte au bout de 3 ou 4 blocs d'environ 60 cycles [LIEURADE 76]. On peut approximer aussi les amplitudes de contrainte et de déformation par la moitié des variations sur chaque demi-cycle [POLÁK 91(b)]. Si le nombre de cycles dans le bloc est petit, il est nécessaire d'effectuer une analyse de type Rain Flow, pour identifier des cycles fermés (cf. Annexe I).

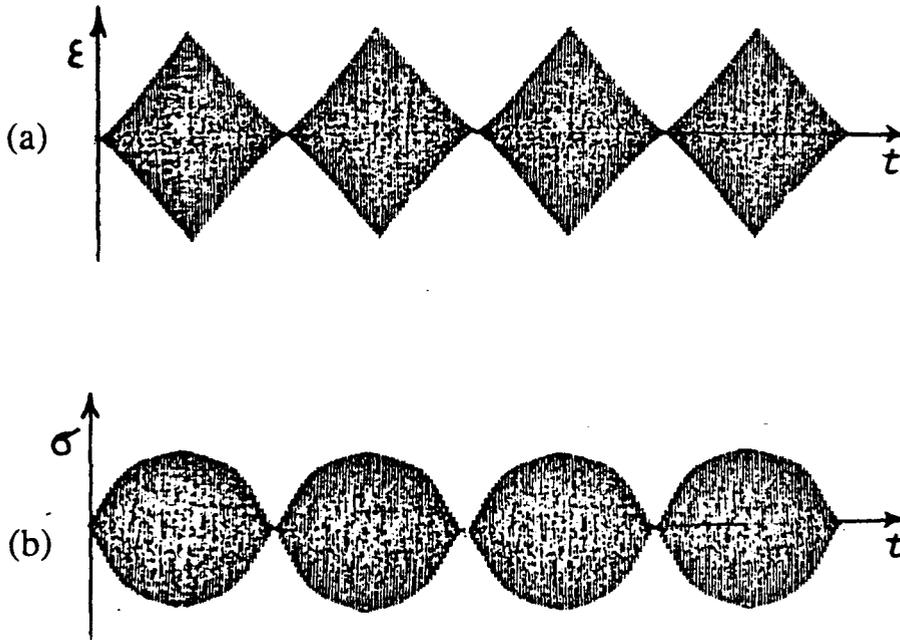


Figure I-7 : Méthode incrémentale : (a) variation de la déformation imposée en fonction du temps, (b) réponse en contrainte en fonction du temps

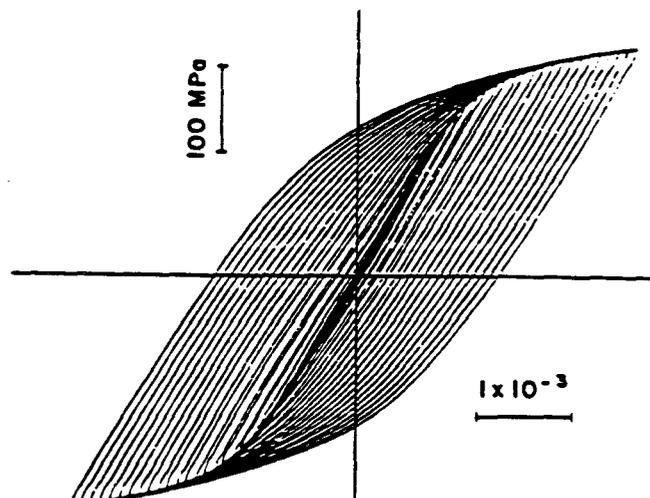


Figure I-8 : Boucles d'hystérésis fermées dans un bloc stabilisé appliqué à un acier à bas carbone (nombre de cycles dans le bloc : $M = 30$ et $\epsilon_{max} = 3 \cdot 10^{-3}$)

I.2.2.4. Méthode par chargement aléatoire (ou méthode aléatoire)

Souvent une pièce ou une structure est soumise, en service, à des sollicitations qui ne gardent pas une même valeur d'amplitude, mais qui peuvent avoir différents niveaux d'amplitude de type aléatoires au cours de sa durée de vie. Un exemple de relevés de sollicitations en service (sur une fusée de camion) est donné sur la figure I-9. Il semble alors préférable, pour prévoir la durée de vie ou/et le comportement du matériau, d'effectuer des essais dans des conditions de sollicitation aussi voisines que possibles des conditions de service.

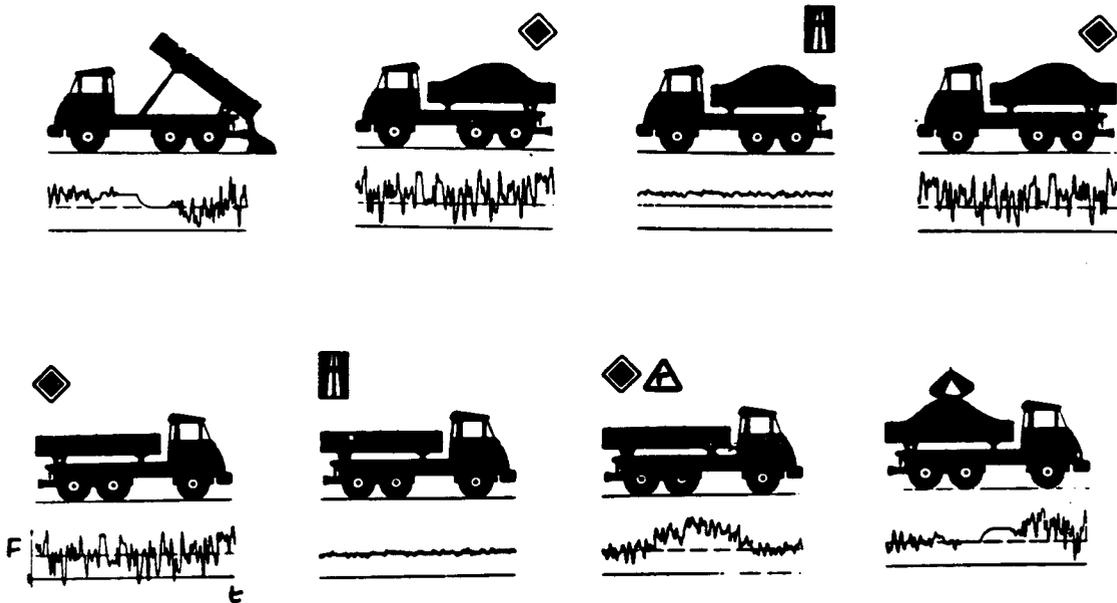


Figure I-9 : Relevés des charges sur une fusée de camion dans différentes conditions [LIEURADE 80]

La méthode par chargement aléatoire utilise la notion de bloc, la variation des amplitudes de déformation dans le bloc étant aléatoire.

Une analyse Rain Flow est alors indispensable pour identifier des paires de pics de déformation formant des boucles d'hystérésis fermées.

Par cette méthode, la courbe d'érouissage cyclique sera obtenue par les amplitudes de contrainte $\sigma = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$ des boucles fermées obtenues par la méthode Rain Flow en fonction de l'amplitude de déformation $\varepsilon = (\varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min})/2$ de ces mêmes boucles, sur le bloc stabilisé.

I.2.2.5. Méthode par traction après cyclage

Après avoir utilisé la méthode par incréments et donc adapté le métal à une amplitude de déformation variable, on effectue un essai de traction après stabilisation de la contrainte et retour à charge nulle, ce point étant pris comme référence - origine : charge nulle, déformation nulle [LIEURADE 76]. La courbe d'écroissage cyclique obtenue par cette méthode est cette courbe de traction après cyclage. (Figure I-10).

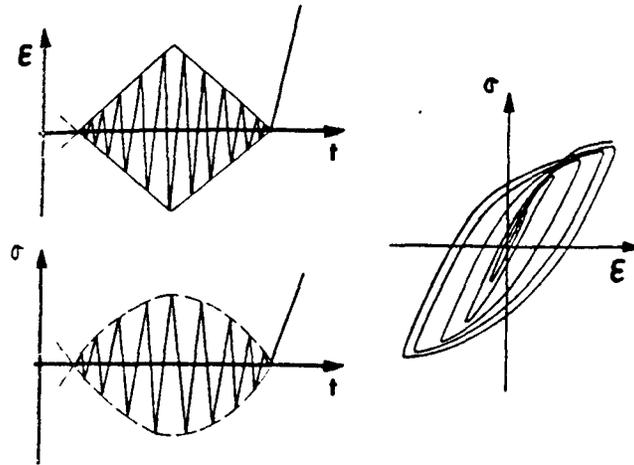


Figure I-10 : Méthode par traction après cyclage.

I.2.2.6. Méthode de la demi-boucle d'hystérésis

Cette méthode d'obtention de la courbe d'écroissage cyclique est basée sur l'hypothèse de Masing. Nous détaillerons cette hypothèse au chapitre IV. Selon cette méthode, on applique à une éprouvette des cycles d'amplitude de déformation constante élevée. La boucle d'hystérésis, après stabilisation, est reportée sur un système d'axes dont l'origine est le minimum de la boucle, et dont les échelles sont divisées par deux [LIEURADE 76]. La courbe ainsi obtenue est définie comme la courbe d'écroissage cyclique (Figure I-11).

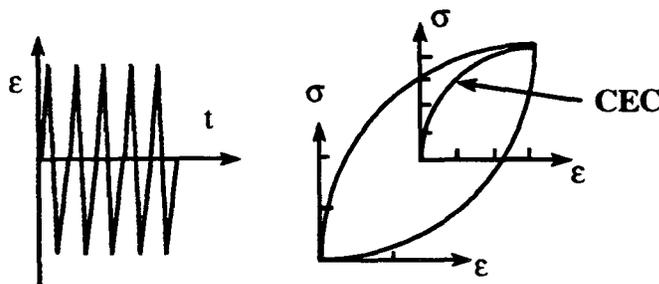


Figure I-11 : Méthode de la demi-boucle d'hystérésis

I.3. Ecrouissage cyclique et microstructure des dislocations

Les mécanismes de déformation plastique cyclique dans un métal sont liés à sa microstructure et conduisent à la construction d'une certaine structure des dislocations, au cours du cyclage. Les métaux utilisés dans les applications industrielles sont en général des métaux polycristallins. C'est pourquoi, les premières études sur la relation entre la plasticité cyclique et la microstructure des dislocations ont été effectuées sur les polycristaux. Mais peu après, des études sur les monocristaux ont été menées, parce qu'elles mettent plus facilement en évidence les mécanismes fondamentaux mis en jeu. En effet, les plans et les directions de glissement dans les monocristaux sont bien définis, et l'arrangement spatial des dislocations qui se construit sous chargement cyclique peut être relié au glissement alterné dans un système particulier de glissement. Dans le cas des métaux polycristallins, la situation est plus complexe, car la contrainte locale dans un grain dépend non seulement de la contrainte appliquée et de l'orientation propre de ce grain, mais aussi de l'orientation des grains voisins.

Dans ce paragraphe, nous nous limiterons à la description des différentes microstructures stabilisées de dislocations en fonction de l'amplitude de la déformation plastique, dans des essais de fatigue plastique oligocyclique effectués sur des métaux de structures CFC et CC.

I.3.1. Métaux et alliages de structure CFC

Les métaux CFC recuits possèdent une structure initiale très simple, caractérisée par une faible densité de dislocations, qui résulte en une faible limite d'élasticité. La plasticité cyclique accroît la densité des dislocations et construit des sous-structures de dislocations caractéristiques de la charge appliquée. Simultanément à la formation de ces nouveaux arrangements de dislocations et à l'augmentation de leur densité, la limite d'élasticité augmente. Nous présenterons dans un premier temps les mécanismes de déformation plastique cyclique des monocristaux CFC, puis nous détaillerons le cas des matériaux CFC monophasés polycristallins.

I.3.1.1. Cas des monocristaux CFC

Au cours des dernières décennies, plusieurs chercheurs ont étudié les structures de dislocations dans les monocristaux CFC. Ces études portent essentiellement sur le cuivre [LAUFER 64, BASINSKI 69, WOODS 73, WINTER 74, MUGHRABI 79, WANG 84, POLÁK 88...], le nickel [MUGHRABI 79, MECKE 82...] et l'aluminium [VORREN 87...]. Les résultats rapportés sont très voisins. La

figure I-12 montre l'allure de l'évolution de l'amplitude de la contrainte de cisaillement résolue stabilisée (τ_s) en fonction de l'amplitude du cisaillement résolu appliquée (γ_{pl}), en coordonnées semi-logarithmiques $\tau_s = f(\log \gamma_{pl})$. Une telle courbe d'écroissage cyclique a été proposée par WINTER [WINTER 74], suite à des études fondamentales sur la structure des bandes de glissement persistantes (BGP) en fonction de γ_{pl} . Conformément à la figure I-12, la CEC présente trois stades : dans la zone A, il y a une augmentation plus ou moins continue de la contrainte stabilisée (τ_s) en fonction de la déformation plastique appliquée (γ_{pl}). La zone B est caractérisée par un plateau. Le début de la zone B correspond au développement des premières BGP en lames minces, parallèles au plan de glissement primaire [HELGELAND 65, WOODS 73...]. La structure des dislocations dans les BGP est fondamentalement différente de celle entre les BGP. La présence de BGP conduit à une structure à deux phases : une phase molle constituée des BGP, et une phase dure appelée "matrice" [HELGELAND 65]. La déformation plastique est alors non homogène, car essentiellement localisée dans les BGP. Pendant tout le temps où γ_{pl} augmente, dans la zone B, la déformation plastique dans la matrice, $\gamma_{pl,M}$, reste constante, de même que la déformation plastique dans les BGP, $\gamma_{pl,BGP}$; c'est la fraction volumique des BGP qui augmente. La contrainte stabilisée τ_s , qui représente la contrainte nécessaire pour créer une déformation plastique localisée dans les BGP, reste constante jusqu'à la fin du plateau ; le monocristal est alors entièrement occupé par des BGP. Une amplitude de déformation plastique appliquée supérieure à $\gamma_{pl,BGP}$ (cf. Figure I.12) conduit à une nouvelle structure de dislocations, et correspond à une nouvelle augmentation de la contrainte stabilisée τ_s .

WINTER [WINTER 74] puis FINNEY et al. [FINNEY 75] ont établi une analogie entre le comportement de la matrice et des BGP et celui d'un mélange à deux phases. Les observations de surface donnent une bonne mesure approximative de la fraction volumique f , de la phase déformable (BGP) et montrent que, à saturation, f augmente linéairement avec γ_{pl} . La fraction volumique occupée par la phase non déformable (matrice), est alors $(1-f)$. L'évaluation de f est d'autant plus précise que γ_{pl} est faible. En effet, à forte amplitude, les BGP se regroupent en macrobandes, ou forment une structure en labyrinthes, et il devient alors difficile de juger de leur activité.

Dans ce modèle, le cristal adapte la fraction volumique f à l'amplitude de déformation plastique imposée de sorte que f satisfasse à l'équation :

$$\gamma_{pl} = f \cdot \gamma_{pl,BGP} + (1-f) \cdot \gamma_{pl,M}$$

Dans le modèle de WINTER, les valeurs de $\gamma_{pl,M}$ et $\gamma_{pl,BGP}$, extrémités de la zone B (Figure I-12), sont identifiées comme les amplitudes de déformation plastique qui peuvent être accommodées par la matrice et par les BGP respectivement.. D'après MUGHRABI [MUGHRABI 79], dans du cuivre monocristallin :

$$\gamma_{pl,BGP} \approx 7,5 \cdot 10^{-3}$$

$$\gamma_{pl,M} \approx 6,5 \cdot 10^{-5}$$

Selon le modèle idéal de WINTER, les propriétés de la matrice et des BGP ne dépendent pas de γ_{pl} dans la zone B, tandis qu'à la fin du plateau, la structure se transforme en une structure en labyrinthes ou en macrobandes de glissement persistantes.

Ci-dessous, nous décrivons les différentes microstructures observées après stabilisation de la contrainte, leur formation et leur évolution dans le cuivre monocristallin orienté pour le glissement simple. Ensuite, nous présenterons brièvement les résultats obtenus sur le cuivre orienté pour le glissement double ou multiple.

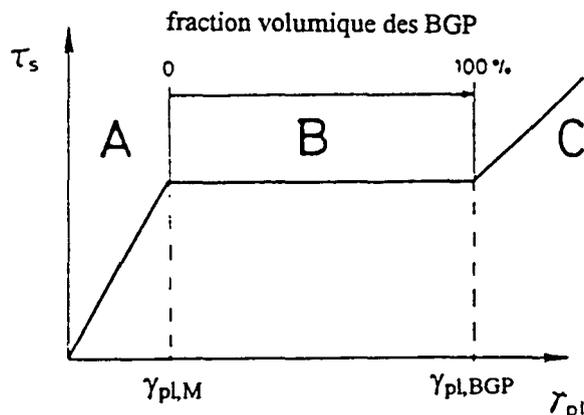


Figure I-12 : Courbe d'écrouissage cyclique schématique pour les monocristaux CFC [MUGHRABI 79]

Les études sur la déformation plastique des monocristaux de cuivre mettent ainsi en évidence le rôle primordial des bandes de glissement persistantes (BGP). C'est pourquoi nous insisterons sur les mécanismes de leur formation et de la déformation dans ces BGP.

I.3.1.1.1. Cas des monocristaux de cuivre orientés pour le glissement simple

La courbe d'érouissage cyclique $\tau_s - \gamma_{pl}$ du cuivre monocristallin orienté pour le glissement simple, obtenue après cyclage à température ambiante, sous des amplitudes de déformation plastique constantes, en coordonnées semi-logarithmiques $\tau_s = f(\log \gamma_{pl})$, est conforme au modèle de Winter présenté précédemment, caractérisé par les trois stades A, B et C [MUGHRABI 78] (Figure I-13).

Stade A : $\gamma_{pl} \leq 10^{-4}$ (Structure en matrice)

Dans ce stade, la contrainte à saturation (τ_s) augmente lorsque l'amplitude de déformation plastique (γ_{pl}) croît.

La seule structure observée est la structure en "matrice", ou structure en veines et canaux [WINTER 74, POLÁK 91(a)].

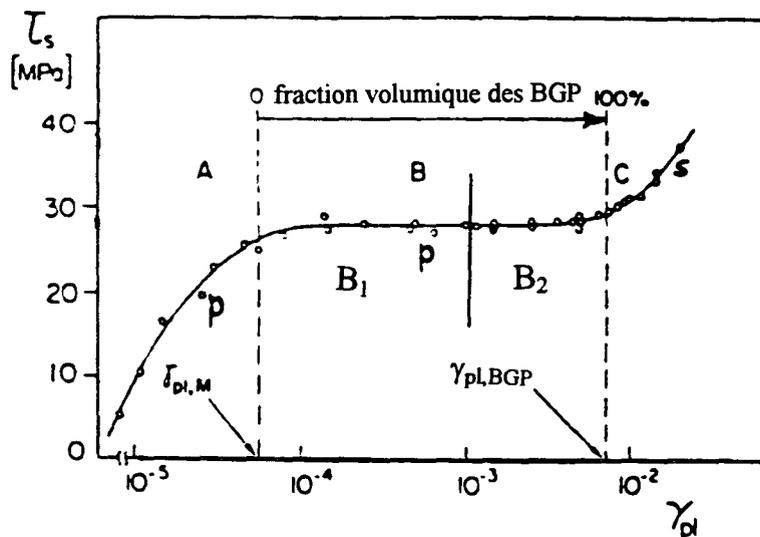


Figure I-13 : Courbe d'érouissage cyclique du cuivre monocristallin orienté pour le glissement simple, à température ambiante [MUGHRABI 78], P : glissement primaire et S : glissement secondaire

La matrice présente, dans les plans de glissement $\{111\}$, l'aspect de longues veines denses en dislocations, allongées suivant la direction des dislocations coins $\langle \bar{1}\bar{2}1 \rangle$ (approximativement perpendiculairement au vecteur de Burgers primaire). Ces veines délimitent des canaux pauvres en dislocations (Figure I-14) [BASINSKI 69, WOOD 73, MECKE 74, GROSSKREUTZ 75, BROWN 77, POLÁK 91(a) ...]

Les veines et les canaux, de largeur moyenne $1,2 \mu\text{m}$, occupent environ le même volume : 50% - 50% (Figure I-15). Les canaux contiennent essentiellement des

dislocations vis dont la densité est d'environ 10^{12} m^{-2} [ACKERMANN 76]. Les veines contiennent surtout des dislocations coins dont la densité est d'environ $3 \cdot 10^{15} \text{ m}^{-2}$ [ANTONOPOULOS 76]. La forte densité moyenne de dislocations dans cette structure explique sa faible déformabilité. Elle constitue la phase dure du modèle de WINTER.

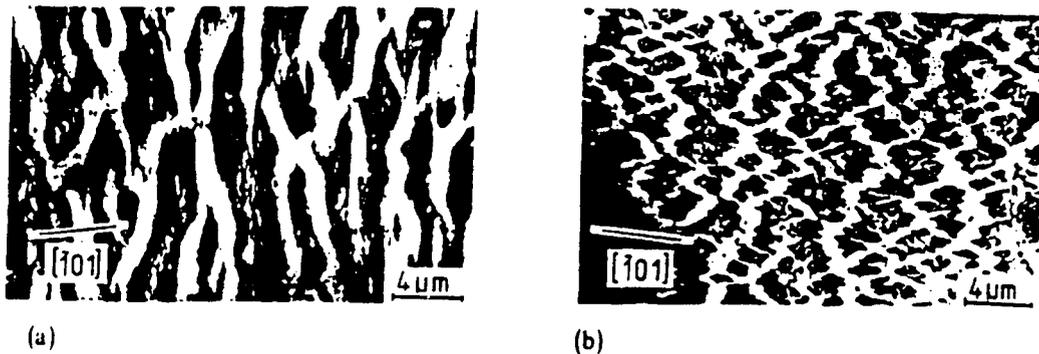


Figure I-14 : Exemple de structure en veines et canaux ; (a) dans le plan de glissement primaire (111), (b) dans le plan de glissement dévié ($1\bar{1}1$) [POLÁK 91(a)]

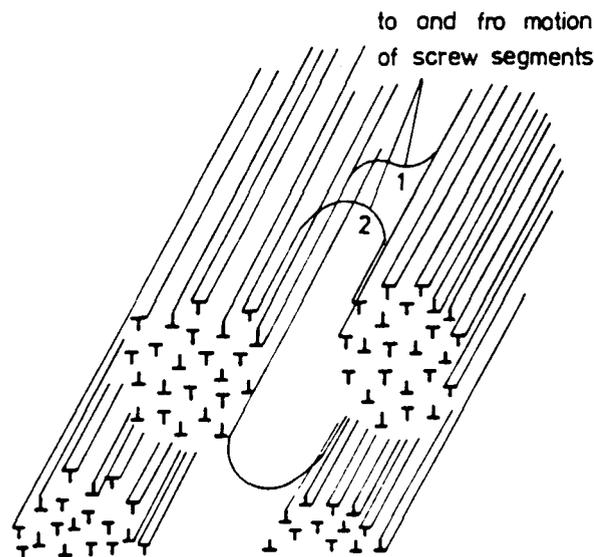


Figure I-15 : Représentation schématique de la microstructure "matrice" [POLÁK 91]

Stade B : $10^4 \leq \gamma_{pl} \leq 10^2$

Dans ce stade, la contrainte à saturation reste constante. Ce stade peut être divisé en deux sous-domaines B1 et B2.

- Domaine B1 : $10^{-4} \leq \gamma_{pl} \leq 10^{-3}$ (BGP)

Le domaine B1 correspond au domaine des faibles amplitudes de déformation sur le plateau de la courbe d'écrouissage cyclique (Figure I-13). La déformation y est inhomogène, et fortement localisée dans les BGP. τ_s représente essentiellement la contrainte nécessaire à la localisation de la déformation plastique, autrement dit à la formation des BGP. La microstructure est en accord avec le modèle de Winter. Il n'existe alors dans le monocristal que deux phases : la matrice et les BGP. Dans ce domaine, le glissement primaire prédomine. Nous décrivons ci-dessous les observations de surface, la microstructure des dislocations et les mécanismes de germination des BGP.

a) Observations de surface

Quand on observe au microscope électronique à balayage une éprouvette de monocristal de Cu, fatiguée à saturation, on relève en surface la présence de bandes de glissement (figure I-16), qui ne disparaissent pas par simple polissage électrolytique [FORSYTH 53] : elles réapparaissent au cours d'un cyclage ultérieur aux mêmes lieux qu'avant polissage. C'est pourquoi ces bandes sont appelées bandes de glissement persistantes. Les observations par interférométrie montrent que les BGP sont associées en macrobandes, de quelques dizaines à quelques centaines de microns de large, et traversent tout le cristal [FINNEY 82]. La figure I-16 présente la surface d'un monocristal de cuivre cyclé jusqu'à saturation, sous l'amplitude de déformation plastique constante $\gamma_{ap} = 1,5 \cdot 10^{-3}$. Les BGP individuelles et les macrobandes de glissement persistantes couvrent environ 30% de la surface de l'échantillon. La longueur des BGP individuelles varie entre 20 μm et plusieurs dizaines de mm, tandis que les macrobandes font le tour de l'éprouvette [POLÁK 91(a)].

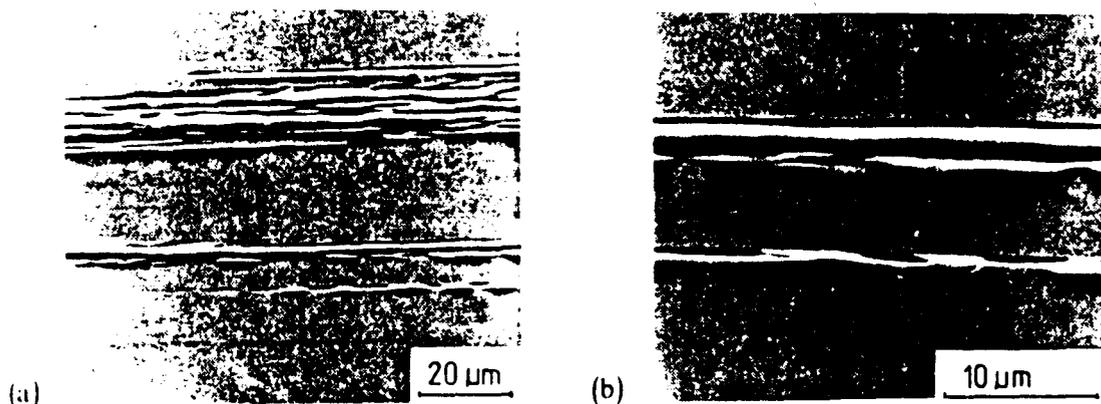


Figure I-16 : Aspect surfacique d'un monocristal de cuivre fatigué observé par MEB, (a) une macrobande et portion d'une BGP individuelle, (b) détail d'une BGP [POLÁK 91(a)]

b) Etude microstructurale

Une structure en BGP est constituée de murs denses, perpendiculaires au vecteur de Burgers, délimitant des canaux. Alors que les veines, dans la matrice, occupent 50% du volume, ces murs ne représentent qu'environ 10% du volume (Figure I-17), ce qui explique la plus grande déformabilité, et l'accommodation encore possible de la déformation par les BGP.

Le plus souvent, la largeur des BGP individuelles est d'environ 1,2 - 1,3 μm (Figure I-17 et I-18) [WOODS 73, WINTER 73, BASINSKI 80 et MUGHRABI 81(b)]. Dans le plan $(1\bar{2}1)$ perpendiculaire à la direction des dislocations coins, les murs sont vus par le bout, et les BGP présentent alors l'aspect d'une structure en échelle (Figure I-18). Dans les canaux des BGP, les dislocations sont essentiellement vis, et leur densité est de 1 à $2 \cdot 10^{13} \text{ m}^{-2}$ [WOODS 73, MUGHRABI 81(b), et LEPINOUX 83]. Dans les murs, les dislocations sont essentiellement coins et leur densité est de 3 à $6 \cdot 10^{15} \text{ m}^{-2}$ [ANTONOPOULOS 76].

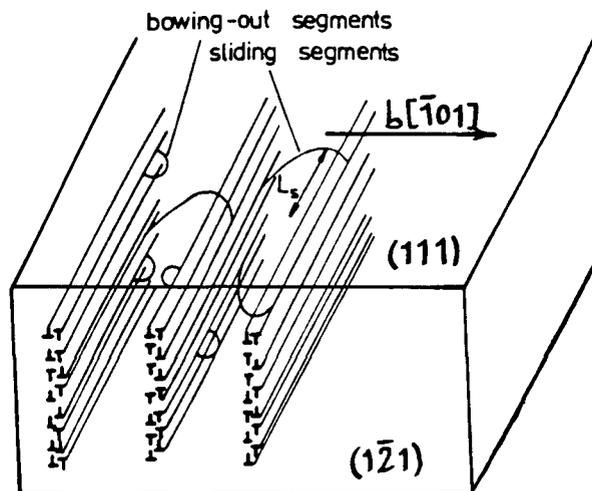


Figure I-17 : Représentation schématique de la microstructure des BGP [POLÁK 91(a)]

c) Mécanismes de formation des BGP

Il semble bien établi que les BGP se forment à partir de la structure matrice [MUGHRABI 79, LEPISTO 82, WOODS 73]. Au-delà d'une valeur critique de la déformation γ_{pl} imposée, la structure de la matrice ne peut plus accommoder la déformation, elle se déstabilise. WILSDORF et LAIRD [WILSDORF 77] supposent que la partie externe des veines de la matrice durcit par ses interactions avec les dislocations se déplaçant dans les canaux. La partie interne des veines se trouve alors dans l'impossibilité d'évoluer, car elle n'échange plus de dislocations avec l'extérieur.

C'est donc la déstabilisation de la partie interne des veines de la matrice qui conduirait à la formations des BGP dont les murs devraient correspondre à la partie externe des veines.

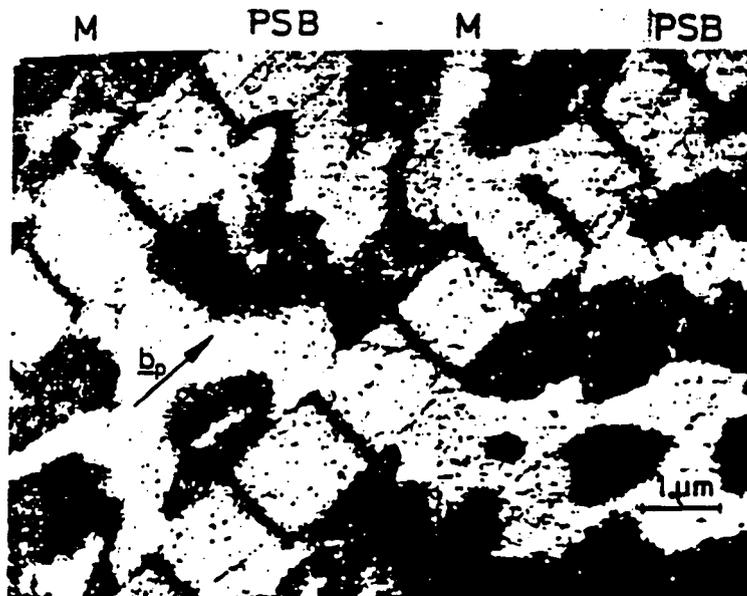


Figure I-18 : Structure en échelle des BGP dans le plan $(\bar{1}21)$ [MUGHRABI 79]

D'après MUGHRABI [MUGHRABI 79], le seuil d'apparition des BGP est assez bien défini pour le cuivre, le nickel et l'argent. Les BGP apparaissent pour une amplitude de déformation plastique (γ_{pl}) comprise entre 6.10^{-5} et 10^{-4} , soit pour une contrainte à saturation telle que σ_s/μ soit égal à $(6,55 \pm 0,50).10^{-4}$ pour ces trois métaux (μ représente le module de cisaillement). YAN et LAIRD [YAN 86] trouvent que la contrainte de nucléation des BGP, dans les monocristaux de cuivre, varie entre 30 et 32 MPa, quand les cristaux sont testés à une fréquence de 2 Hz. NEUMANN [NEUMANN 69] a observé que cette contrainte de nucléation dépend de la fréquence de sollicitation, une réduction de celle-ci de 34 Hz à 2 Hz augmentant la contrainte de formation des BGP de 28 à 32 MPa. Ces résultats sont conformes à la valeur σ_s/μ proposée par MUGHRABI.

- **Domaine B2** : $10^{-3} \leq \gamma_{pl} \leq 10^{-2}$

La formation des BGP et leur disparition en fin du plateau de saturation ne sont pas des phénomènes aussi abrupts que le suggère le modèle de WINTER ; selon POLÁK et OBRTLÍK [POLÁK 88], le domaine B2 correspond à l'apparition de macrobandes de glissement persistantes, tandis que plusieurs auteurs ont observé dans ce domaine une structure en labyrinthe [LEPINOUX 83, ACKERMANN 84]

semblable à celle observée dans les polycristaux. Selon ces auteurs, dans ce domaine, la microstructure évolue et tend vers une structure cellulaire, sous l'influence du glissement secondaire (Figure I-19). La transition entre les domaines B et C (figure I-13) est caractérisée par une contribution croissante du glissement secondaire, lorsque γ_{pl} augmente. Nous présentons ci-dessous les deux microstructures de dislocations observées dans ce domaine.

a) Les labyrinthes

Cette structure, d'abord observée dans les polycristaux, était supposée résulter de l'interaction entre grains voisins [JIN 84]. Elle a été depuis observée également dans les monocristaux de cuivre [LEPINOUX 83, ACKERMANN 84, WANG 84] (Figure I-20). A $\gamma_{pl} > 2.10^{-3}$ (domaine B2), la plus grande partie de la matrice et une partie de la phase déformable (BGP) se transforment en une configuration en labyrinthe (ACKERMANN 84). Cette configuration constitue une étape intermédiaire entre les configurations murs-canaux (BGP) et cellules.



Figure I-19 : Exemple de transformation des BGP, en cellules dans du cuivre monocristallin fatigué à $\gamma_{pl} = 2.10^{-3}$ [WANG 84].

b) Les macrobandes de glissement persistantes

Certains auteurs ont observé aussi une structure en macrobandes de glissement persistantes dans la partie B2 du plateau. Les résultats de ACKERMANN et al [ACKERMANN 84], et WANG et al. [WANG 84] montrent que le cyclage dans cette zone résulte en l'activation d'un glissement secondaire, conduisant à un écrouissage additionnel et en la transformation de la structure en échelle des BGP en structure cellulaire. POLÁK et OBRTLÍK [POLÁK 88] ont étudié la structure des dislocations dans ces macrobandes de glissement persistantes. Ils ont observé deux types de structures (Figure I-21) : des macrobandes constituées de BGP individuelles, séparées par des bandes minces de structure matrice (Figure I-21-a) et des macrobandes constituées d'une structure cellulaire limitée par deux BGP individuelles (Figure I-21-b).

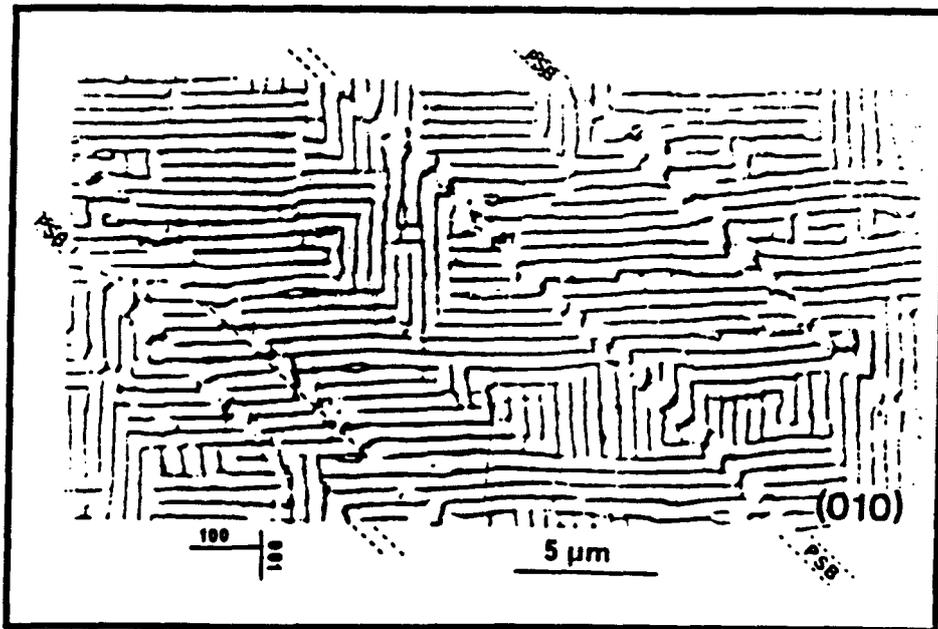


Figure 1-20 : Exemple de microstructure de type labyrinthe relevée dans un monocristal de cuivre fatigué [ACKERMANN 84]

Stade C : $\gamma_{pl} > 10^2$ (Cellules de dislocations)

Une déformation plus élevée conduit à une nouvelle augmentation de la contrainte à saturation τ_s . Les cellules constituent alors la seule structure présente et le glissement multiple prédomine. Cette structure (Figure I-22) est semblable à celle observée en déformation monotone [TSOU 83], mais est plus stable. De nombreux auteurs ont montré que la taille moyenne des cellules diminue quand l'amplitude de la déformation plastique augmente [FELTNER 67, BHAT 79]. Cet effet est réversible, c'est à dire

que, si on diminue l'amplitude de déformation appliquée, on voit la taille des cellules augmenter [RABBE 80]. La structure des murs des cellules est complexe et contient plusieurs types de dislocations de vecteurs de Burgers différents ; leur orientation est différente de celle des murs observés dans la zone B. La distance moyenne entre les murs dans la région C est plus faible que celle dans les BGP dans la région B [POLÁK 91(a)]. La taille des cellules augmente par ailleurs avec la température [FELTNER 67, BHAT 79, RABBE 80].

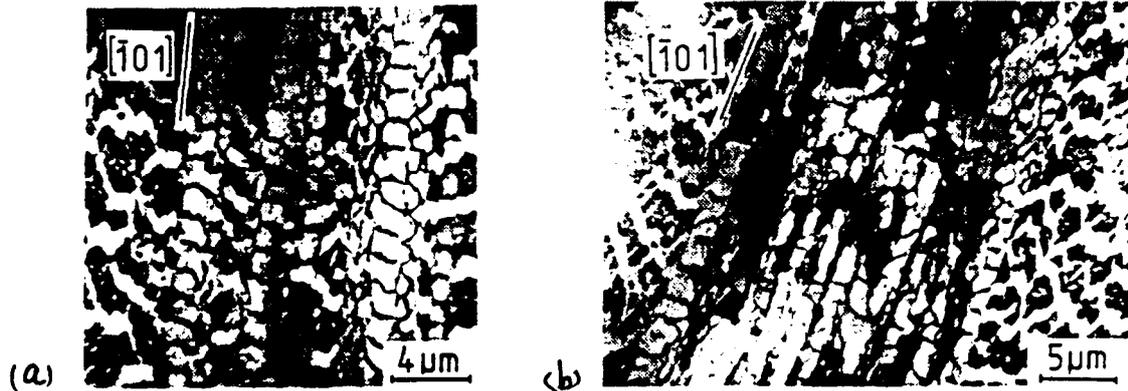


Figure I-21 : Structure des dislocations dans une macrobande de glissement persistante dans le plan de glissement dévié $(\bar{1}\bar{1}1)$: (a) Macrobande constituée de plusieurs BGP individuelles, (b) Macrobande avec une structure en cellules à l'intérieur et une structure en échelle sur les frontières avec la matrice [POLÁK 88].



Figure I-22 : Microstructure de type cellulaire observée dans du cuivre monocristallin fatigué [LUKAS 68]

1.3.1.1.2. Cas des monocristaux de cuivre orientés pour le glissement double ou multiple

Les études menées sur des monocristaux de cuivre orientés pour un glissement double ou multiple sont beaucoup moins nombreuses. Les observations au MET effectuées par JIN [JIN 83] révèlent que les structures de dislocations sont d'une grande variété, fonction de l'orientation du grain, et sont différentes de celles observées dans les monocristaux orientés pour le glissement simple. Ces différences semblent dues aux différents modes d'interaction possibles des dislocations.

1.3.1.2. Cas des polycristaux de cuivre

Les relations $\sigma_s(\varepsilon_p)$ obtenues pour les polycristaux peuvent en principe être comparées à celles obtenues sur monocristaux sous la forme $\tau_s(\gamma_p)$, à l'aide de modèles théoriques qui tiennent compte, d'une part de la répartition plus ou moins aléatoire des orientations cristallines dans les polycristaux, et d'autre part des incompatibilités de déformation entre les grains.

Deux modèles relativement simples, dus à Sachs [SACHS 28] et à Taylor [TAYLOR 38], sont souvent utilisés pour comparer ces relations. Ils utilisent un coefficient M tel que :

$$\sigma_s = M \cdot \tau_s$$

$$\varepsilon_p = \gamma_p / M$$

où M est un coefficient moyenné sur l'ensemble des grains, dont la valeur dépend du modèle choisi. D'après le *modèle de Sachs*, chaque grain d'un polycristal se déforme librement, sur le système de glissement le plus favorable, comme s'il n'y avait pas d'interactions avec les grains voisins (incompatibilité nulle). Le facteur M est alors équivalent à l'inverse du facteur de Schmid, moyenné pour l'ensemble des orientations cristallines. Pour une répartition aléatoire des orientations, M vaut 2,24 pour le glissement sur $\{111\} \langle 110 \rangle$ (CFC) ou $\{110\} \langle 111 \rangle$ (CC) et $\sim 2,1$ pour le glissement sur $\{hkl\} \langle 111 \rangle$ (CC). Selon le *modèle de Taylor*, chaque grain est contraint par ses voisins de subir exactement la même déformation plastique que l'ensemble. Selon ce modèle, les conditions de compatibilité entre grains entraînent un glissement multiple dans chaque grain. Dans ce modèle d'incompatibilité maximale, le coefficient M est alors obtenu en faisant la moyenne des facteurs de Taylor pour ce mode de déformation (M=3,07 pour les glissement $\{110\} \langle 111 \rangle$ et $\{111\} \langle 110 \rangle$ et 2,73 pour les glissement $\{hkl\} \langle 111 \rangle$) [MAGNIN 84].

En fait ces modèles décrivent des comportements extrêmes. Le modèle de Sachs correspond au cas du glissement simple et homogène dans chaque grain ; celui de Taylor, qui nécessite l'activation d'au moins cinq systèmes de glissement dans chaque grain, ne serait en principe valable que pour le glissement multiple. Le comportement réel d'un polycristal se situe en fait entre ces deux limites, probablement plus proche du modèle de Sachs pour les déformations plastiques faibles ($\leq 10^{-3}$) et plus proche de celui de Taylor pour les fortes déformations plastiques. Précisons que l'utilisation du facteur M ne tient compte ni de l'influence d'une éventuelle hétérogénéité de déformation, ni de la variation du taux d'écrouissage en fonction de la nature des systèmes de glissement actifs.

Différentes courbes $\Delta\sigma_s/2(\Delta\epsilon_p/2)$ pour du cuivre polycristallin, obtenues par plusieurs auteurs, sont rassemblées sur la figure I-23, en coordonnées semi-logarithmiques $\Delta\sigma_s/2=f(\log \Delta\epsilon_p/2)$ [MAGNIN 84]. Malgré la dispersion des résultats, due aux différentes conditions d'essai et aux différents matériaux étudiés, on note un changement de pente à $\Delta\epsilon_p/2 \sim 10^{-3}$; au-dessous de cette valeur, la pente est relativement faible (mais pas nulle comme dans le cas des monocristaux). Les résultats des études microstructurales ont été décrits par MAGNIN et al. [MAGNIN 84] de la manière suivante :

- lorsque $\Delta\epsilon_p/2 < 2,5 \cdot 10^{-5}$ (région I, figure I-23), il y a formation de dipôles et de veines dipolaires ; le glissement a lieu sur le système primaire et la formation des BGP n'est pas constatée ;

- lorsque $2,5 \cdot 10^{-5} < \Delta\epsilon_p/2 < 10^{-3}$ (région II, figure I-23), des BGP sont observées et l'on reconnaît la même structure "en échelle" que celle observée dans les monocristaux, à la fois en surface et à coeur. Le glissement sur des systèmes secondaires commence à apparaître pour les amplitudes de déformation plus élevées ($> 10^{-4}$) et les microstructures deviennent plus complexes ; la structure type labyrinthe se développe ;

- lorsque $10^{-3} < \Delta\epsilon_p/2 < 10^{-2}$ (région III, figure I-23), on observe une prédominance de cellules équiaxes, signe d'un glissement multiple dans tous les grains.

La figure I-24 présente les courbes d'écrouissage cyclique du cuivre mono- et polycristallin en termes de $\tau_s(\gamma_p)$. Une différence notable entre mono- et polycristaux y est observée ; pour les polycristaux, l'absence d'un plateau marqué est évidente. Par ailleurs, on constate que le modèle de Sachs donne une bonne corrélation mono/polycristaux à $\gamma_p < 10^{-4}$, alors que celui de Taylor semble meilleur au-delà de 10^{-3} .

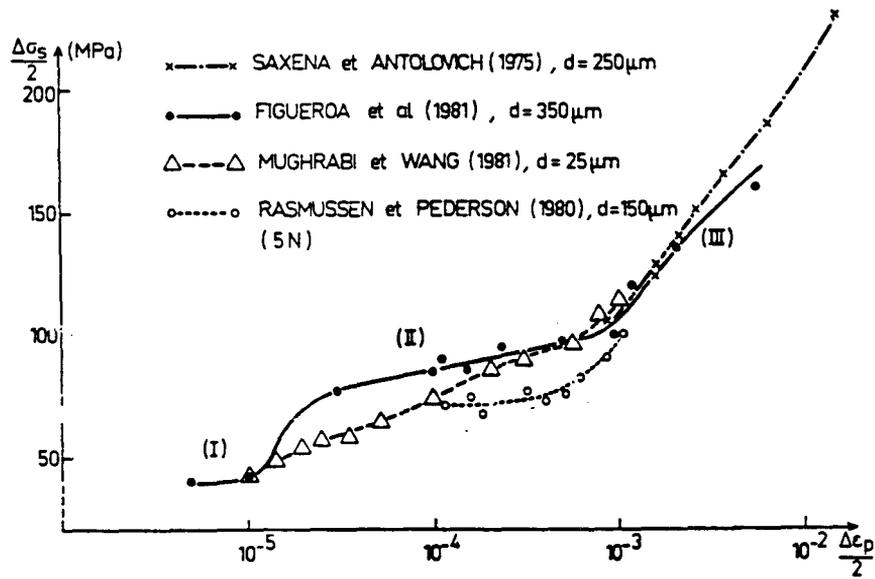


Figure I-23 : Courbes d'écrouissage cyclique du cuivre polycristallin [MAGNIN 84]

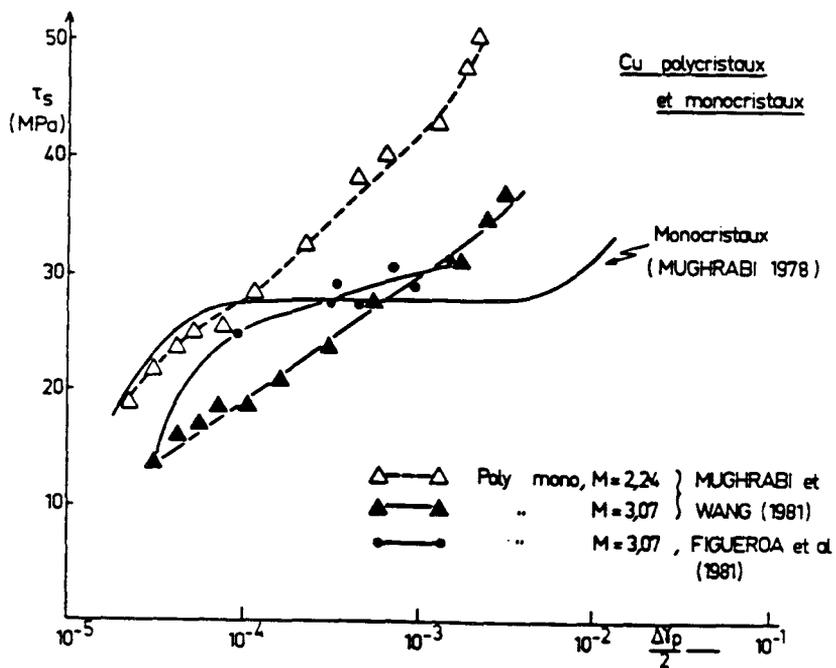


Figure I-24 : Comparaison des contraintes à saturation pour le Cu mono- et polycristallin (à l'aide des coefficients de Sachs et de Taylor) [MAGNIN 84]

Cependant, quelque soit le modèle choisi, le polycristal durcit nettement plus que le monocristal orienté pour le glissement simple [MAGNIN 84].

Pour des déformations plus importantes, les deux modèles, trop simples, ne permettent plus de rendre compte de l'extrapolation monocristal→polycristal, même si le modèle de Taylor semble alors plus correspondre à la réalité (glissement multiple) que celui de Sachs.

En résumé, les comportements des mono- et des polycristaux de cuivre sont comparables lorsque $\Delta\epsilon_p/2 \leq 10^{-3}$. En particulier dans le domaine II de faible pente, les BGP se forment dans le volume des éprouvettes polycristallines. L'absence de plateau sur les courbes $\sigma_s(\epsilon_p)$ obtenues pour les polycristaux résulte, semble-t-il de l'interaction entre BGP et joints de grains [MAGNIN 84].

I.3.1.3. Cas de l'acier type AISI 316

Dû à l'utilisation industrielle de ce type d'acier, à différentes températures, dans différents environnements et sous différents types de chargement, son étude dans le domaine de la fatigue oligocyclique a fait l'objet de nombreuses recherches [PINEAU 76, GORLIER 84, DEGALLAIX 86, AIT SAADI 88, VOGT 91, LI 94, POLÁK 94(b) ...]. Mais les études sur l'acier austénitique monocristallin sont beaucoup moins nombreuses. Le comportement en fatigue plastique des aciers inoxydables austénitiques, à l'état de solution solide, est caractéristique de celui des métaux cubiques à faces centrées [PINEAU 76] dont l'énergie de faute d'empilement est faible (30 mJ/m² pour l'acier Z2 CND 17-12 ou AISI 316L).

Les travaux de GORLIER [GORLIER 84] comparent les microstructures de fatigue obtenues dans l'acier AISI 316L, sur mono- et polycristaux. Dans les deux cas, et contrairement au cuivre, les structures veines et BGP n'ont pas été observées aux trois températures de 20°C, 300°C et 600°C, dans l'intervalle de déformation plastique étudié ($4 \cdot 10^{-5} \leq \Delta\epsilon_p/2 \leq 2 \cdot 10^{-2}$). LI et LAIRD [LI 94] ont également comparé le comportement de l'acier 316L mono- et polycristallin à la température ambiante. La courbe d'érouissage cyclique du monocristal de 316L obtenue par la méthode par paliers successifs croissants présente un plateau identique à celui observé pour le cuivre monocristallin, dans la zone $1 \cdot 10^{-4} \leq \Delta\epsilon_p/2 \leq 4 \cdot 10^{-3}$, avec une contrainte à saturation au plateau d'environ 60 MPa. Ces mêmes auteurs n'ont pas observé de plateau sur la CEC du polycristal du 316L obtenue par la même méthode. Une autre étude effectuée par POLÁK et al. [POLÁK 94(b)] sur deux aciers inoxydables austénitiques polycristallins type 316L, légèrement différents et désignés par 316L-VZ et 316L-TH, présente en revanche un plateau sur la CEC, en coordonnées

bilogarithmiques $\log (\Delta\sigma_s/2)=\log (\Delta\varepsilon_p/2)$ (Figure I-25). Le niveau de contrainte stabilisée sur le plateau est de 235 MPa pour le premier et 215 MPa pour le second (cf. Figure I-25). POLÁK a attribué cette différence entre les contraintes à saturation sur le plateau à l'absence de phase σ et à la taille de grain plus importante dans l'acier 316L-TH ($\sim 100 \mu\text{m}$ contre $\sim 50 \mu\text{m}$ pour l'acier 316L-VZ). La structure des dislocations obtenue sous sollicitation cyclique aux amplitudes de déformation correspondant à la zone II (plateau) contient des BGP qui traversent plusieurs grains [POLÁK 94(b)].

La présence d'un plateau est liée à l'existence de BGP. Ces BGPs sont par ailleurs associées à un adoucissement cyclique. La différence entre les CEC obtenues par POLÁK et par LI, caractérisée essentiellement par l'existence ou non d'un palier, pourrait s'expliquer par :

- la méthode d'obtention de la CEC. LI et LAIRD ont utilisé la méthode par paliers successifs croissants, tandis que POLÁK a obtenu cette courbe par la méthode à une éprouvette par niveau. Dans la méthode par paliers croissants, la stabilisation réelle de la contrainte n'est pas atteinte à chaque palier et par conséquent, le palier, qui résulte de l'adoucissement du matériau, ne se manifeste pas,

- l'énergie de faute d'empilement (EFE). Une différence d'EFE pourrait expliquer l'existence ou non d'un palier sur la CEC ; en effet, dans les aciers inoxydables austénitiques, il y a une valeur critique d'énergie de faute d'empilement, $20\text{-}30 \text{ mJ/m}^2$, au-dessous de laquelle, les BGP ne se forment pas [MAGNIN 89], et donc au-dessous de laquelle la courbe d'écrouissage cyclique ne présente pas de palier. Les aciers type 316L sont très proches de cette condition critique (on ne connaît pas l'EFE des aciers étudiés par POLÁK et LI).

Selon POLÁK [POLÁK 94(b)], la structure des dislocations dans la première zone de la CEC ($\Delta\varepsilon_p/2 < 10^{-4}$) des aciers 316L étudiés consiste en un arrangement planaire des dislocations, parallèle aux plans de glissement primaire. La structure des dislocations sur le plateau de la CEC est un mélange de structure en matrice (veines et canaux) et de BGP. La structure des dislocations à haute amplitude de déformation ($\Delta\varepsilon_p/2 > 10^{-3}$) est la structure cellulaire.

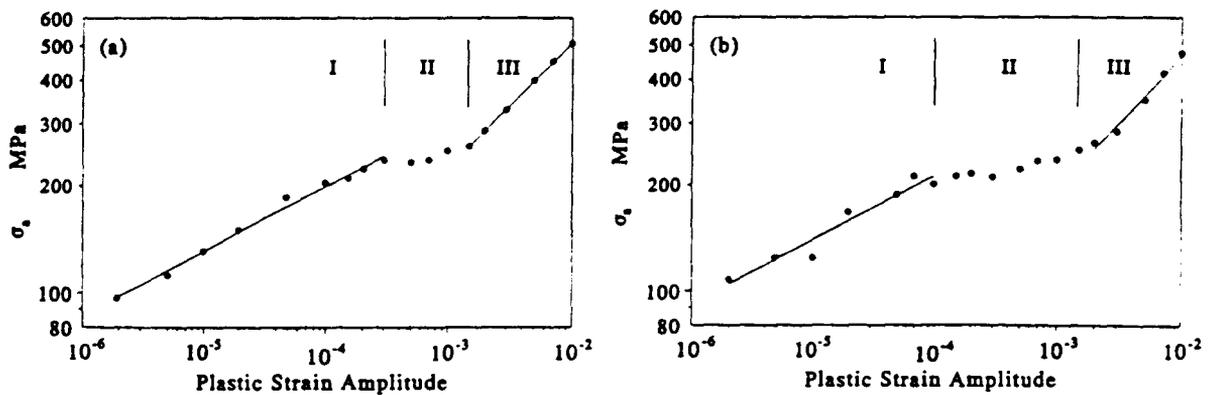


Figure I-25 : Courbe d'écroissage cyclique ; (a) 316L-VZ, produit en République Tchèque et (b) 316L-TH, produit par Thyssen [POLÁK 94]

Bien que nous n'ayons pas trouvé de travaux concernant l'influence de la teneur en azote sur corrélation exacte entre les structures de dislocations et les différents stades (quand ils existent) de la CEC des aciers inoxydables austénitiques, DEGALLAIX [DEGALLAIX 86] a étudié l'influence de l'azote interstitiel sur le comportement en plasticité cyclique d'aciers inoxydables austénitiques type 316L - 316LN. Les aciers étudiés contenaient 0,08% et 0,25% d'azote respectivement. Ces deux alliages fatigués présentaient des configurations de dislocations différentes. La figure I-26 résume les sous-structures de dislocations observées dans les différents échantillons. L'auteur en déduit que le caractère plan de la sous-structure des dislocations en présence d'azote entraîne une meilleure réversibilité de la déformation plastique cyclique entre traction et compression, ce qui explique l'augmentation de résistance à la fatigue des aciers austénitiques avec la teneur en azote, amélioration observée par ailleurs par plusieurs auteurs [NILSSON 85, DEGALLAIX 86, VOGT 91...], à 20°C et 600°C. Les niveaux de déformation étudiés étaient plutôt caractéristiques du dernier stade de la CEC.

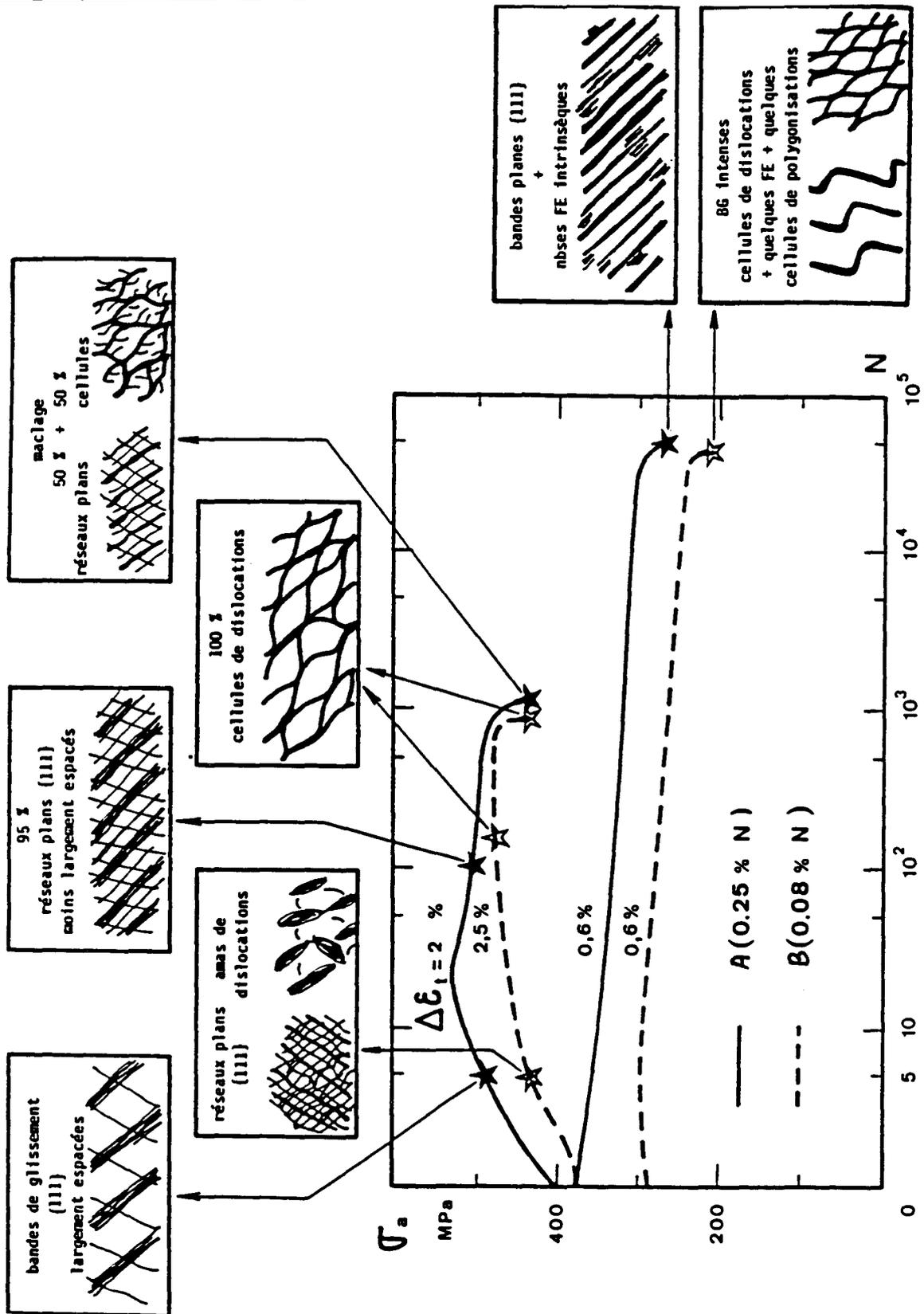


Figure I-26 : Schématisation des sous-structures de dislocations observées après fatigue plastique à température ambiante dans deux aciers inoxydables austénitiques Z2 CND 17-12, alliés à 0,08% (A) et 0,25% (B) [DEGALLIX 86].

I.3.2. Métaux et alliages de structure CC

Les études expérimentales sur le comportement cyclique des métaux CC et leurs structures de dislocations sont moins nombreuses que pour les métaux CFC. Ces études sont essentiellement consacrées au fer α [MUGHRABI 76, IKEDA 79, MUGHRABI 79, MUGHRABI 81], au niobium [ANGLADA 81, DOWLIANG 87], au molybdène [ANGLADA 83], au tungstène [BOWMAN 86] et à l'alliage fer-chrome [MAGNIN 81, SESTAK 87]. Le comportement en plasticité cyclique des métaux de structure CC et sa relation avec la structure des dislocations est beaucoup plus complexe que dans les métaux de structure CFC.

Aspect général du comportement des dislocations dans les réseaux CC

Contrairement à ce qui se passe dans les métaux CFC, la contrainte d'écoulement dans les réseaux CC dépend fortement de la température, de la vitesse de déformation et des impuretés en solution solide interstitielle (même en faible quantité). Ce fait est lié au rôle privilégié des dislocations vis $b=a/2\langle 111 \rangle$ sous l'influence marquée des forces de Peierls. Rappelons que l'énergie de coeur d'une dislocation est minimale lorsque cette dislocation suit une rangée atomique dense. Pour faire passer une dislocation d'une telle rangée à la suivante, il faut augmenter l'énergie pour faire basculer les liaisons atomiques. La dislocation se trouve, en position stable, dans une vallée dite de Peierls (Figure I-27). La profondeur de ces vallées est fonction de l'énergie de liaison. Elle est particulièrement grande dans les matériaux covalents. Dans les métaux, les vallées de Peierls sont beaucoup moins profondes. Cependant dans les métaux CC, la présence de ces vallées explique pourquoi les dislocations tendent à rester rectilignes et en position vis.

La structure de coeur des dislocations vis, dans les métaux CC, n'est pas étendue dans le plan de glissement. Ces dislocations sont faiblement dissociées (quelques b) sur plusieurs plans $\{111\}$ ou $\{112\}$. Pour obtenir un glissement dans un plan $(\bar{1}10)$ par exemple, il faut réaliser des constriction du coeur dans les autres plans $\{110\}$. Il en résulte par ailleurs une anisotropie marquée se traduisant, par exemple, par une dissymétrie des limites d'élasticité en traction et en compression pour les monocristaux CC. La faible mobilité de cette structure tridimensionnelle est à l'origine d'une forte friction de réseau (ou contrainte de Peierls) qui dépend fortement de la température. Par contraste, les dislocations coins et mixtes sont mobiles sous faible contrainte ; la température influence peu cette mobilité, comme dans le cas des métaux CFC.

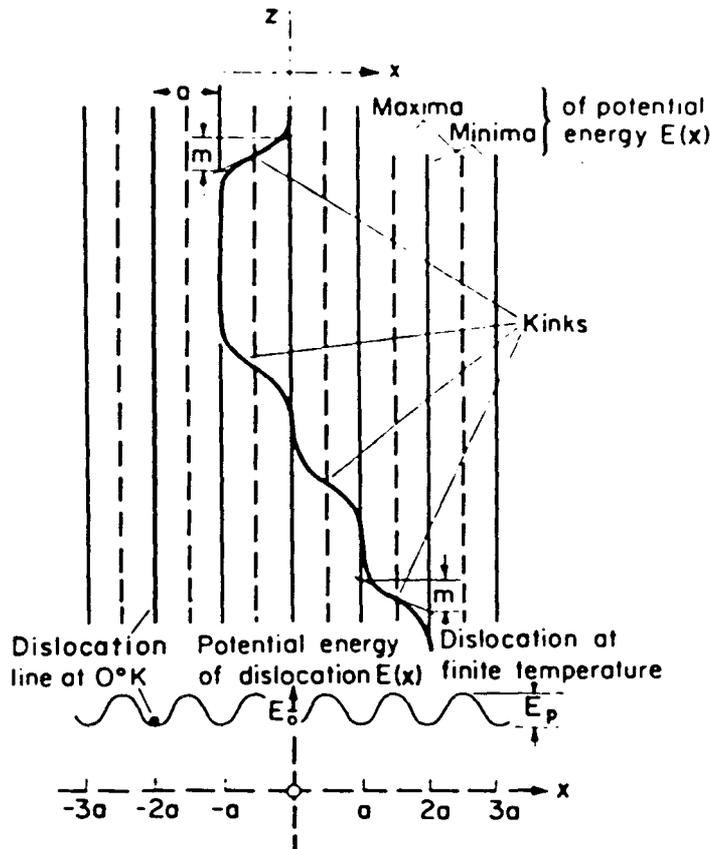


Figure I-27 : Illustration schématique de l'énergie potentielle de la dislocation donnée par la contrainte de Peierls. Les lignes de l'énergie minima correspondent aux vallées de Peierls [HULL 92].

La décomposition de la contrainte appliquée σ en un terme athermique ou interne (σ_i) et un terme thermique ou effectif (σ_{eff}) sensible aux variations de la vitesse de déformation et de la température (Figure I-28) correspond parfaitement aux mécanismes microstructuraux décrits plus haut : le terme σ_i résulte des interactions à longue distance entre les dislocations elles-mêmes et entre dislocations et autres défauts dans le cristal ; le terme σ_{eff} résulte des obstacles à courte distance, c'est à dire essentiellement de la friction du réseau.

Dû à l'importance de la contrainte de Peierls dans les structures CC, et à l'influence de l'activation thermique sur cette contrainte, la contrainte effective (σ_{eff}) y est fortement fonction de la température et de la vitesse de déformation. Des vitesses de déformation élevées ou des basses températures conduisent à des fortes composantes thermiques de la contrainte (σ_{eff}). Alors que pour des faibles vitesses de déformation ou des températures élevées, le comportement se rapproche de celui des métaux CFC : existence d'une forte composante athermique (σ_i) ; contrainte effective σ_{eff} devient négligeable [MUGHRABI 76].

Le comportement des métaux CC est en fait fonction du rapport des mobilités des dislocations coins (ou mixtes) et vis, V_c/V_v . Schématiquement, on distingue deux régimes :

i) $V_c > V_v$: c'est le cas du comportement des métaux CC en dessous de la température dite athermique T_k (Figure I-28), caractérisé par la faible mobilité des dislocations vis ; un haut niveau de contrainte est alors nécessaire pour accommoder la vitesse de déformation ($\sigma_{eff} > \sigma_i$). On observe dans ce domaine des boucles de dislocations très allongées dans la direction de glissement des dislocations coins, car celles-ci sont beaucoup plus mobiles que les dislocations vis (Figure I-28).

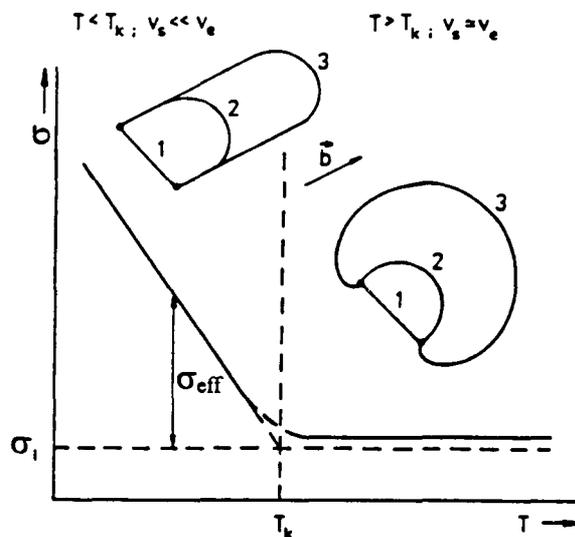


Figure I-28 : Dépendance entre la contrainte d'écoulement, la contrainte effective et la température et représentation schématique du glissement des dislocations dans les deux zones de température [MUGHRABI 80].

ii) $V_c \cong V_v$: dans ce cas, le comportement se rapproche du comportement des métaux CFC. Les boucles de dislocations sont alors "isotropes". On rencontre ce comportement dans les deux cas suivants :

1. à basse température ($T < T_k$), en présence d'atomes de solutés ; ces atomes ont pour effet d'interagir avec les dislocations coins en mouvement, réduisant ainsi leur mobilité V_c . Le comportement microstructural est alors contrôlé par des interactions locales à forte contrainte critique (forces de friction, atomes de soluté), plutôt que par les interaction dislocations-dislocations,

2. à température moyenne ($T > T_k$), où l'agitation thermique annule progressivement l'effet des forces de Peierls. Il en résulte que les interactions à longue

distance entre dislocations prennent le dessus ($\sigma_{\text{eff}} < \sigma_i$). Dans ce cas, le glissement dévié des dislocations vis est favorisé, et le comportement des alliages CC tend à ressembler à celui d'un métal CFC à forte énergie de défaut d'empilement.

Ci-dessous, nous décrivons le comportement cyclique et la microstructure des dislocations du monocristal de fer pur, du monocristal de fer α allié à des impuretés en solution solide, et du polycristal de fer α .

I.3.2.1. Cas du monocristal de fer α

Comme nous l'avons indiqué précédemment, les mécanismes microstructuraux de déformation plastique, dans les métaux CC, sont étroitement fonction de la température et de la vitesse de déformation. Pour tout processus activé thermiquement, la température agit en sens inverse de la vitesse de déformation. Le fer α constitue un cas intéressant pour l'étude des métaux CC, car la zone de transition entre les deux domaines de comportement se situe au voisinage d'une vitesse de déformation de 10^{-4} s^{-1} , et de la température ambiante.

Dû à l'importance de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement de ce matériau, celui-ci peut être divisé en deux domaines :

a) Domaine des faibles températures, $T < T_k$ (ou domaine des forts $\dot{\epsilon}$)

La figure I-29 présente l'allure générale de la courbe d'écrouissage cyclique du monocristal de fer α pur à température ambiante, à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_p \sim 10^{-4} - 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, en coordonnées semi-logarithmiques $\sigma_s = f(\log \Delta \epsilon_p)$. Cette courbe est caractérisée par trois stades de comportement, fonctions de l'amplitude de déformation. Le premier stade correspond à la formation de longs segments de dislocations vis ; ceci est une conséquence de la faible mobilité des dislocations vis, liée à la forte friction du réseau (Figure I-32-a). La déformation est alors accommodée par le mouvement quasi-réversible des dislocations coins. Ce stade est caractérisé par une faible multiplication des dislocations, qui explique le faible taux de durcissement. Si le durcissement cyclique et le changement de structure des dislocations associé sont à l'origine des ruptures par fatigue, alors le premier stade de la CEC devrait correspondre à de grandes durées de vie, quasiment infinies. La fin de ce premier stade correspond effectivement à la limite de fatigue [MUGHRABI 76]. Au deuxième stade, l'initiation du glissement dévié des dislocations vis, sous l'effet de la contrainte, provoque la densification de la microstructure par la constitution d'amas de dislocations formés de dipôles, multipôles et débris. Le mouvement des dislocations vis accélère la densification de ces amas, et augmente la contrainte stabilisée. L'augmentation de

l'amplitude de déformation entraîne une diminution de la pente de la CEC, et la structure des dislocations devient cellulaire. Dans le troisième stade, la structure cellulaire domine à stabilisation de la contrainte (Figure I-30). Tout au long de ce stade, la structure de dislocations évolue peu, et le taux d'érouissage est faible.

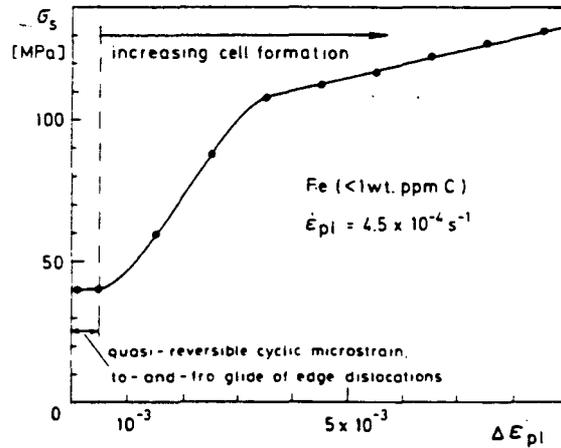


Figure I-29 : Courbe d'érouissage cyclique d'un monocristal de fer α pur [MUGHRABI 79]

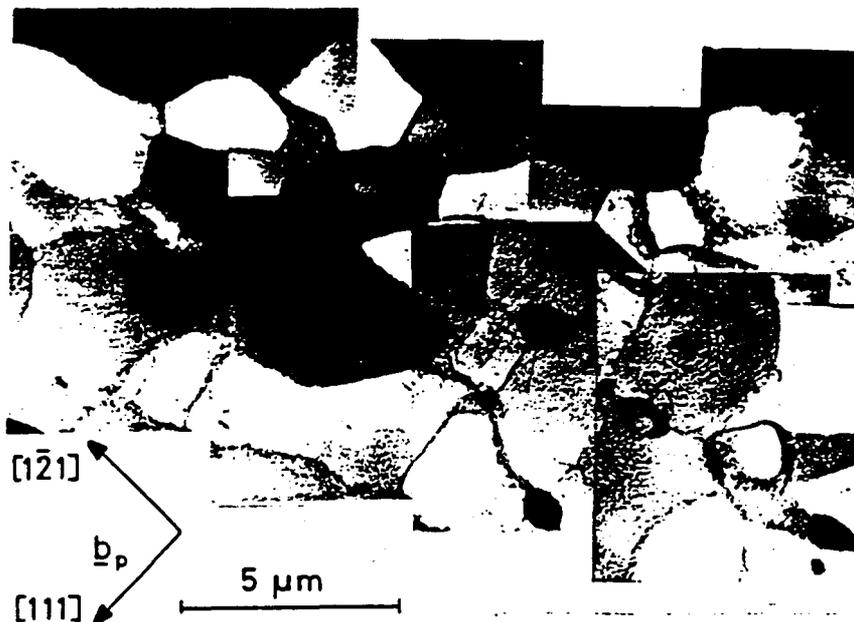


Figure I-30 : Structure cellulaire observée dans un monocristal de fer α sollicité à $\dot{\epsilon}_p = 4,5 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ et $\Delta \epsilon_p = 5 \cdot 10^{-3}$ (Section parallèle au plan $(\bar{1}01)$) [MUGHRABI 79]

MAGNIN [MAGNIN 82] a observé une asymétrie de comportement entre traction et compression sur des monocristaux de Fe-6%Si (Figure I-31) et un changement de forme de l'éprouvette, circulaire à l'origine, qui devient fortement elliptique. Il explique ces phénomènes par l'activation de systèmes de glissement différents en traction et en compression, conduisant à un déplacement irréversible de

matière. Le changement de forme des éprouvettes est faible sur un cycle, mais devient important sur un grand nombre de cycles, en particulier pour $\Delta\epsilon_p \geq 5.10^{-4}$ [ANGLADA 81, MAGNIN 82].

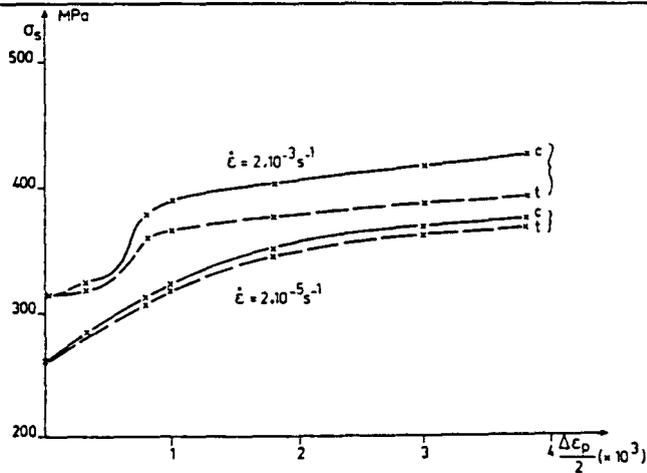


Figure I-31 : Influence de la vitesse de déformation sur les courbes d'érouissage cyclique de monocristaux [001] Fe-6% Si à température ambiante (c = compression, t = traction). Asymétrie de contrainte en traction et en compression [MAGNIN 82]

Aucune structure de dislocations de type BGP n'a été observée, ni à la surface, ni au coeur des éprouvettes de monocristaux de structure CC [MUGHRABI 79]. En effet, celles-ci ne peuvent se former dans des conditions de glissement dévié difficile et de contraintes à longue distance faibles.

b) Domaine des températures moyennes, $T > T_k$ (ou domaine des faibles $\dot{\epsilon}$)

Dans ce domaine, la densité de dislocations est plus importante que dans le domaine des basses températures. Des amas bien formés et alignés perpendiculairement au vecteur de Burgers sont alors observés. Les dislocations mobiles, dans les canaux, se présentent sous forme de boucles et sont donc de caractère mixte (Figure I-32-b). Ceci est le signe d'un comportement où les vitesses des dislocations coins et vis sont égales ($V_c \cong V_v$), dû à la libération du mouvement des dislocations vis par l'activation thermique. Dans ce cas, la courbe d'érouissage cyclique ne présente plus les trois stades précédemment décrits ; la contrainte stabilisée augmente continûment en fonction de l'amplitude de déformation (Figure I-31).

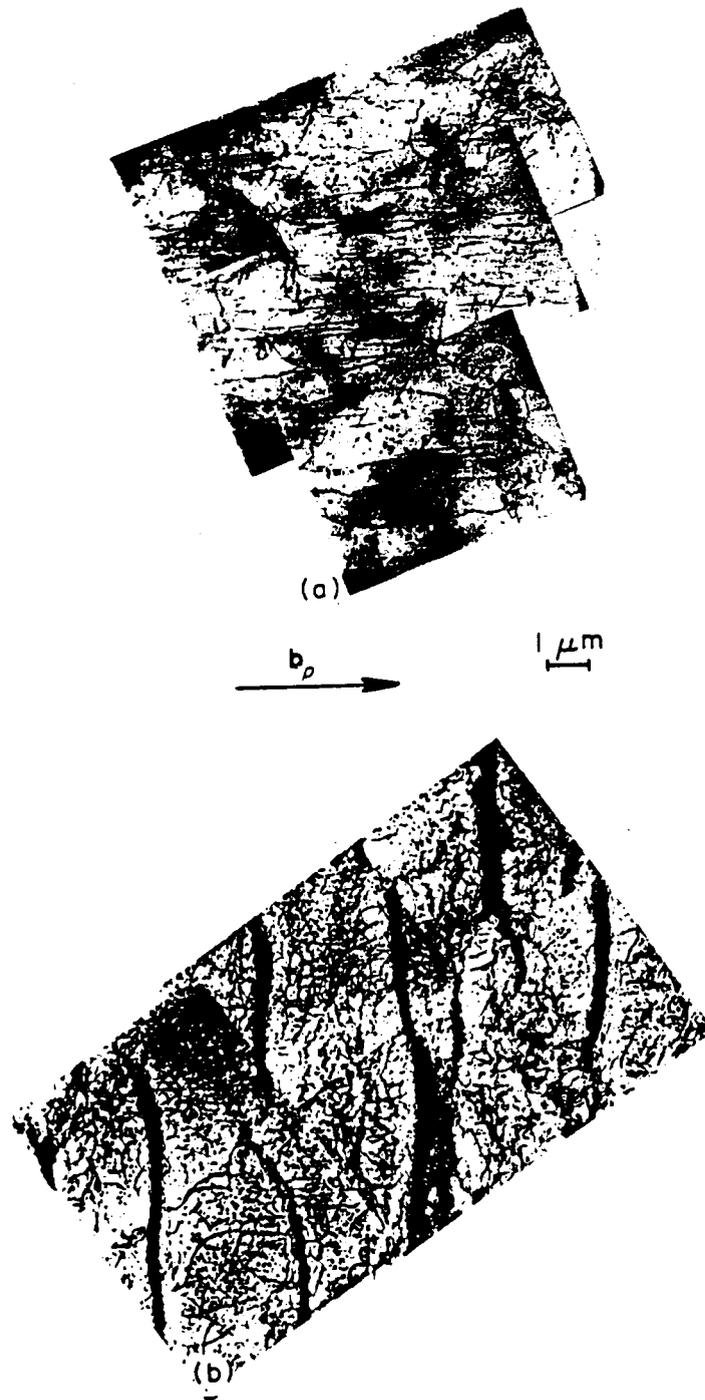


Figure I-32 : Structures des dislocations observées dans un monocristal de fer α dans le plan de glissement $(\bar{1}01)$ après 50 cycles à $\Delta\varepsilon_p = 5 \cdot 10^{-3}$: (a) $\dot{\varepsilon}_p = 10^{-3} s^{-1}$, (b) $\dot{\varepsilon}_p = 2,5 \cdot 10^{-5} s^{-1}$ [MUGHRABI 76].

A faible vitesse de déformation, l'asymétrie entre traction et compression et le changement de forme des éprouvettes sont négligeables (Figure I-31). Contrairement au domaine basses températures, les interactions à longue distance sont prépondérantes

($\sigma_i > \sigma_{eff}$) et le comportement est assez semblable à celui des CFC ; mais pour des raisons encore mal connues, les observations ne révèlent pas de BGP dans les métaux CC purs, tels le fer α et le Nb sollicités dans ce domaine.

I.3.2.2. Cas des monocristaux de fer α avec impuretés en solution solide

Les résultats de la littérature concernant le comportement des monocristaux de fer α en présence d'éléments en solution solide nous ont permis de distinguer deux types de comportement : en effet, le comportement du fer α en présence d'éléments en solution solide interstitielle, comme le carbone, l'oxygène ou l'azote et celui en présence d'éléments en solution solide substitutionnelle, comme le silicium, le chrome ou le nickel.

Le comportement des monocristaux de fer α avec éléments en solution solide substitutionnelle est quasiment identique à celui du fer α pur monocristallin. La CEC présente aussi trois stades caractéristiques, à basse température ou à vitesse de déformation élevée. En plus des structures en veines et canaux et en cellules, la structure en échelle des BGP a également été observée dans les monocristaux Fe-0,5% Si par NOVAK et al. [résultats présentés par POLÁK 91(a)]. La figure I-33 présente ces structures de dislocations, dans le plan de glissement primaire ($\bar{1}01$). La structure en veines et en murs (Figure I-33-a) indique également la présence de BGP dans un volume limité du cristal (Figure I-33-b).

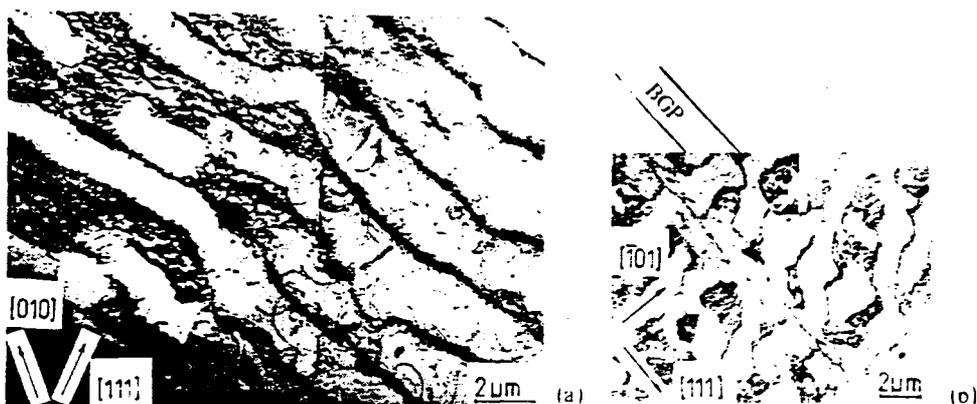


Figure I-33 : Structure en BGP et en matrice dans du Fe-0,5% Si monocristallin, $\Delta\varepsilon = 10^{-2}$: (a) dans un plan parallèle au plan de glissement primaire ($\bar{1}01$) ; (b) dans un plan parallèle au plan de glissement dévié ($1\bar{2}1$) [POLÁK 91(a)]

Ainsi, trois paramètres peuvent rendre la vitesse des dislocations vis quasiment identique à celle des dislocations coins, rendant alors le comportement des métaux CC similaire à celui des métaux CFC :

- 1- une température élevée ($\geq T_k$)
- 2- une faible vitesse de déformation ($\dot{\epsilon} < 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ pour le fer α)
- 3- un ancrage des dislocations coins par des impuretés en solution solide interstitielle.

Nous rapportons ci-dessous le cas d'un monocristal de fer α allié à 30 ppm de carbone en solution solide interstitielle, sollicité à $\dot{\epsilon}_p = 2,5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (vitesse de déformation faible, ancrage des dislocations sur le carbone) [MUGHRABI 79]. La figure I-34 montre l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction de la déformation plastique cumulée ($\epsilon_{p,cum}$), lors d'un essai de fatigue par paliers croissants d'amplitude de déformation plastique. Aux bas niveaux de déformation appliqués (jusqu'à $\Delta\epsilon_p = 2 \cdot 10^{-4}$), un durcissement cyclique important est observé. A $\Delta\epsilon_p = 2 \cdot 10^{-4}$ la CEC, donnée en coordonnées bilinéaires, présente un changement brutal de pente (figure I-35) ; au delà, le métal s'adoucit sur tous les paliers et le taux d'écrouissage cyclique est très faible. Au deuxième stade, les lignes de glissement occupent tout le pourtour de l'éprouvette, parallèlement au plan de glissement primaire ($\bar{1}01$) (Figure I-36-a) ; la densité de ces lignes augmente avec l'augmentation de l'amplitude de déformation plastique appliquée. A fort grossissement, ces lignes présentent un aspect ondulé (Figure I-36-b).

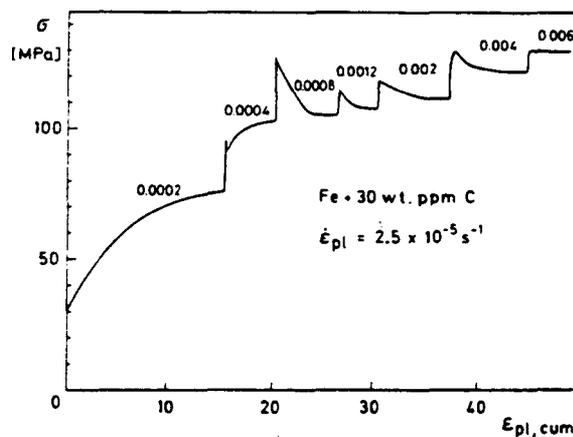


figure I-34 : Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction de $\epsilon_{p,cum}$ dans un essai de fatigue par paliers croissants, pour un monocristal de fer α allié à 30 ppm de carbone, $\dot{\epsilon}_p = 2,5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, (le nombre associé à chaque palier correspond au $\Delta\epsilon_p$ imposé) [MUGHRABI 79]

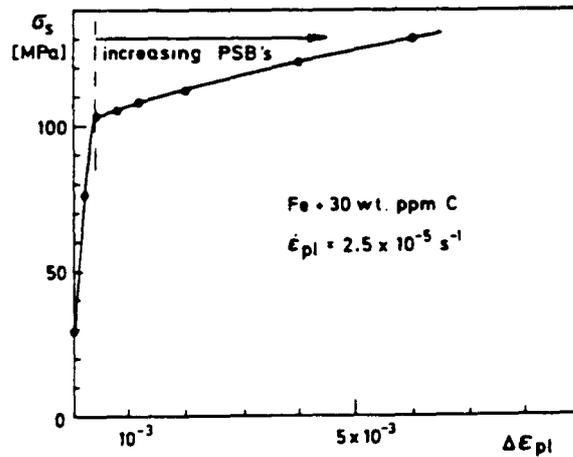


Figure I-35 : Courbe d'érouissage cyclique relative à l'essai présenté en figure I-34
[MUGHRABI 79]

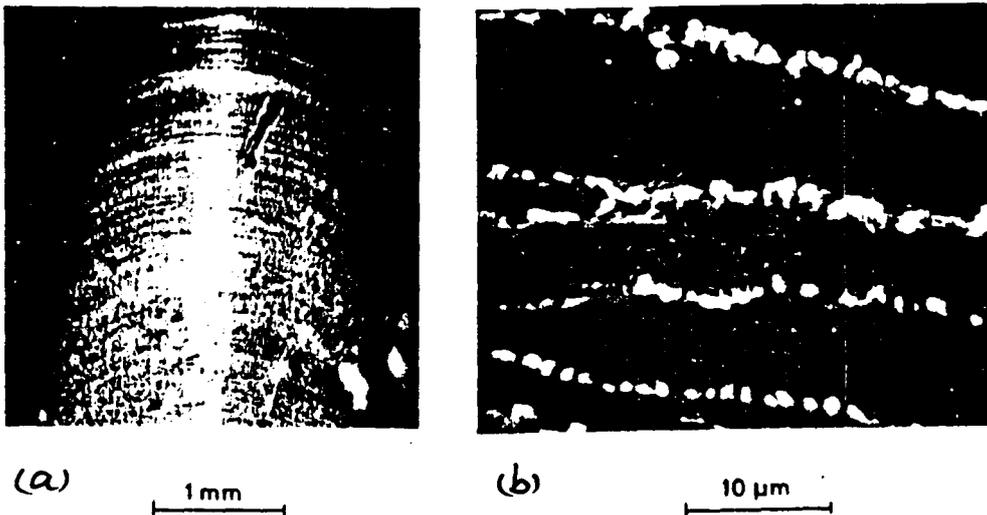


Figure I-36 : Surface de l'éprouvette correspondant à l'essai présenté en figure I-34,
($\Delta\epsilon_p = 6 \cdot 10^{-3}$) [MUGHRABI 79]

Dans une section parallèle au plan de glissement primaire ($\bar{1}01$), des rangées denses de dislocations coins, en configuration de multipôles, sont observées (Figure I-37). L'étude des sections perpendiculaires au plan de glissement primaire montre que ces rangées sont constituées de murs et de veines de dislocations, séparés par des canaux. Selon MUGHRABI [MUGHRABI 79], il y a une ressemblance étroite entre cette structure et la structure en échelle des BGP des métaux CFC, bien que les BGP dans le fer α allié à 30 ppm C soient plus ondulées, et pas strictement parallèles à un plan de glissement. Dans ce matériau, malgré la chute brutale de pente de la CEC, au début de l'apparition des BGP, le taux d'érouissage cyclique n'est pas négligeable. Cet

effet indique qu'un modèle simplifié tel le modèle de WINTER (cf. I.3.1.1 et Figure I-12) ne s'applique pas strictement.

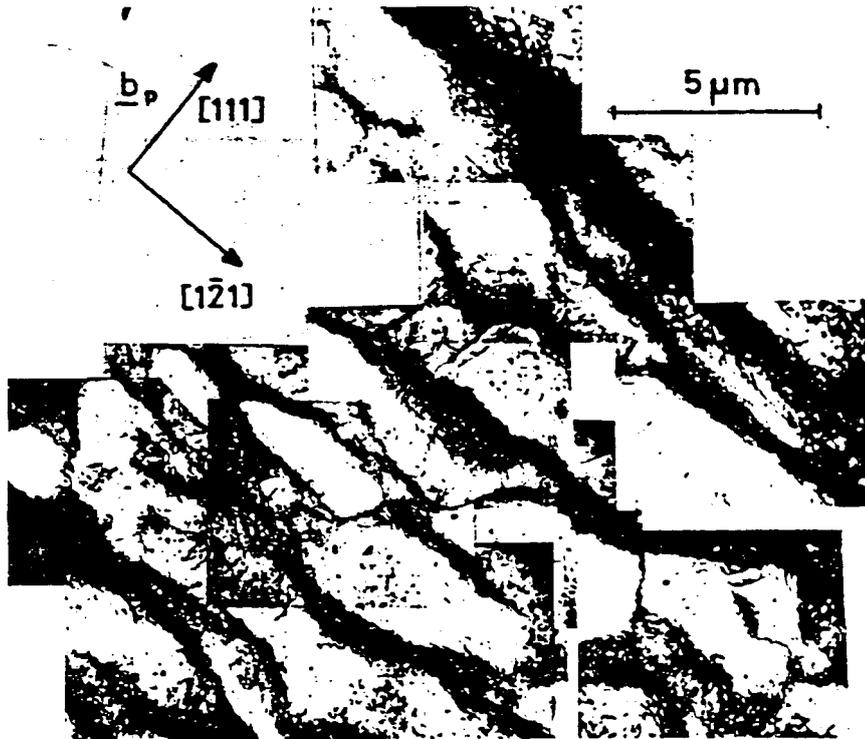


Figure I-37 : Structure des dislocations dans un plan parallèle au plan de glissement $(\bar{1}01)$ dans l'éprouvette relative à l'essai présenté en figure I-34 ($\Delta\varepsilon_p = 6.10^{-3}$), [MUGHRABI 79]

I.3.2.3. Cas des polycristaux de fer α

Le comportement des polycristaux CC peut être qualitativement interprété à partir de celui des monocristaux décrit précédemment. En ce qui concerne la courbe d'écroutissage cyclique, $\sigma_s(\varepsilon_p)$, l'influence de l'activation thermique, se retrouve au niveau de la forme en trois stades [MAGNIN 84]. La comparaison détaillée entre les comportements mécaniques des mono- et des polycristaux CC, au niveau des courbes $\sigma_s(\varepsilon_p)$ et $\tau_s(\gamma_p)$, est très rare. Il est en effet très difficile d'obtenir des compositions chimiques identiques pour des mono- et des polycristaux ; or on sait que ces composition chimiques, notamment en ce qui concerne les interstitiels, jouent un rôle important. Récemment, LUKAS et KUNZ [LUKAS 94] ont comparé les CEC obtenues par MUGHRABI et al. [MUGHRABI 81(a)] pour des mono- et des polycristaux de fer α . La figure I-38 présente ces résultats en coordonnées bilinéaires. La CEC des polycristaux, convertie par le modèle de Taylor, est bien en accord avec

celle obtenue pour les monocristaux. Il faut noter que les auteurs ont ici utilisé le même facteur de Taylor que pour les métaux CFC, à savoir $M=3,06$, les plans de glissement étant les plans $\{110\}$ [KOCKS 70].

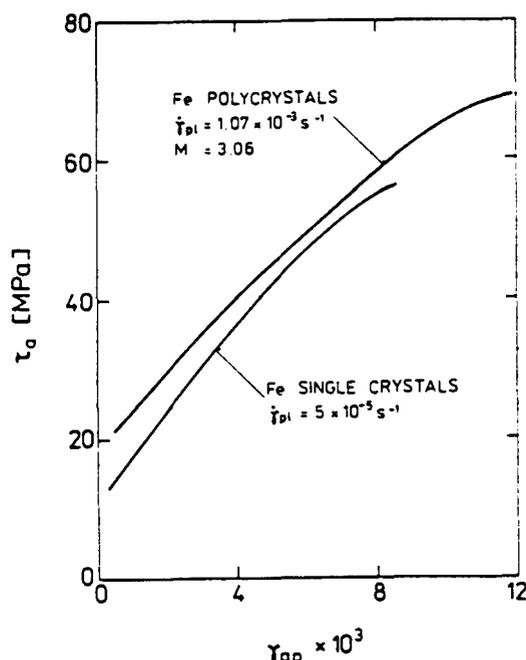


Figure I-38 : CEC pour un mono- et un polycristal de fer α [MUGHRABI 81(a)]
(données converties par le facteur de Taylor $M=3,06$)

I.3.3. Acier duplex biphasé CFC/CC

Contrairement aux aciers inoxydables austénitiques, les études sur le comportement en fatigue des aciers duplex sont beaucoup moins nombreuses. Toutefois la CEC d'aciers duplex a été obtenue par quelques auteurs [MAGNIN 88(a et b), DEGALLAIX 95, LLANES 96], mais à notre connaissance, son étude et la corrélation entre ses différents stades et les structures des dislocations dans les phases austénitique et ferritique n'a été analysée que par POLÁK [POLÁK 93(a et b)], MATEO et al. [MATEO 96] et LLANES [LLANES 96]. Nous présentons ici brièvement l'étude menée par MATEO et LLANES, qui couvre un domaine de déformation plus étendu que l'étude de POLÁK.

MATEO [MATEO 96] et LLANES [LLANES 96] ont étudié un acier inoxydable austéno-ferritique type AISI 329, hypertrempe (38% austénite - 62% ferrite), à la température ambiante, sous chargement cyclique à $\dot{\epsilon}=6.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ dans le domaine $10^{-5} < \Delta\epsilon_p/2 < 10^{-2}$. La CEC obtenue est donnée en figure I-39 en diagramme $\Delta\sigma_p/2 - \log(\Delta\epsilon_p/2)$. Elle présente trois stades caractéristiques : le premier stade,

$\Delta\varepsilon_p/2 < 10^{-4}$, de taux d'érouissage modéré, est suivi par le deuxième stade appelé stade de transition ($10^{-4} < \Delta\varepsilon_p/2 < 6.10^{-4}$), de taux d'érouissage plus élevé, lui-même suivi d'un seconde changement de pente, correspondant au début du troisième stade, de taux d'érouissage très faible. Il faut noter que les points expérimentaux obtenus par les méthodes une éprouvette par niveau, par paliers croissants et par paliers décroissants sont situés sur la même courbe. La CEC obtenue par MAGNIN [MAGNIN 88(a et b)], superposée à celle obtenue par MATEO, présente aussi un changement de pente au début du troisième stade. Les études de la structure des dislocations dans les deux phases α et γ , effectuées par MATEO et al. après stabilisation des contraintes montrent que :

- aux faibles amplitudes de déformation appliquées (premier stade : $\Delta\varepsilon_p/2 < 10^{-4}$), les grains austénitiques révèlent un empilement progressif de dislocations, essentiellement lié à un système de glissement unique dans chaque grain. La densité de cet arrangement des dislocations est plus grande au voisinage des joints de grains (Figure I-40-a). Aucun changement de structure de dislocations par rapport à l'état initial n'est observé dans la phase ferritique (Figure I-40-b). Selon MATEO, le comportement de l'acier duplex, dans ce domaine, est un comportement purement austénitique ;

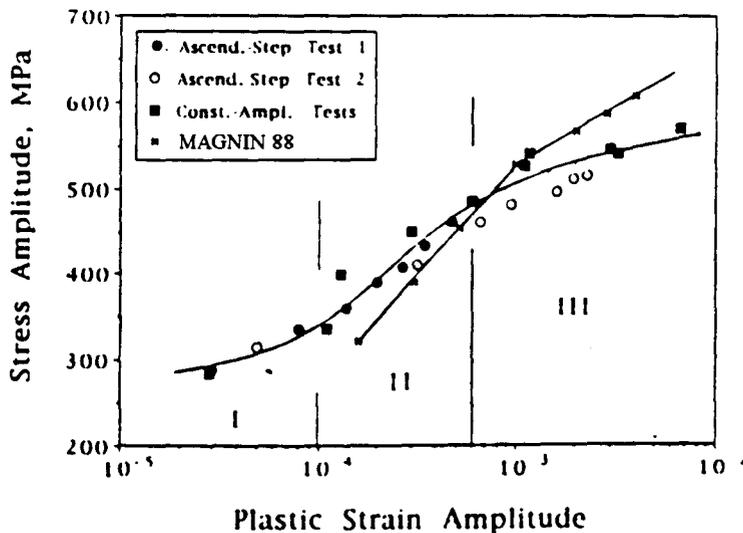


Figure I-39 : Courbe d'érouissage cyclique obtenue pour un acier duplex type AISI 329 [MATEO 96]

- une amplitude de déformation plastique plus importante (deuxième stade : $10^{-4} < \Delta\varepsilon_p/2 < 6.10^{-4}$) entraîne l'activation de nouveaux systèmes de glissement, une augmentation de la densité des dislocations et une distribution homogène des dislocations dans les grains austénitiques. Contrairement au domaine $\Delta\varepsilon_p/2 < 10^{-4}$, une évolution de la structure des dislocations dans la phase ferritique est ici observée : en

augmentant l'amplitude de déformation, une microstructure en matrice (veines et canaux) apparaît dans la phase ferritique (Figure I-41). Ceci montre clairement que, dans ce domaine de déformation, la phase ferritique accommode aussi la déformation plastique et le comportement de l'acier duplex dans ce domaine intermédiaire est présentatif des deux phases austénitique et ferritique ;

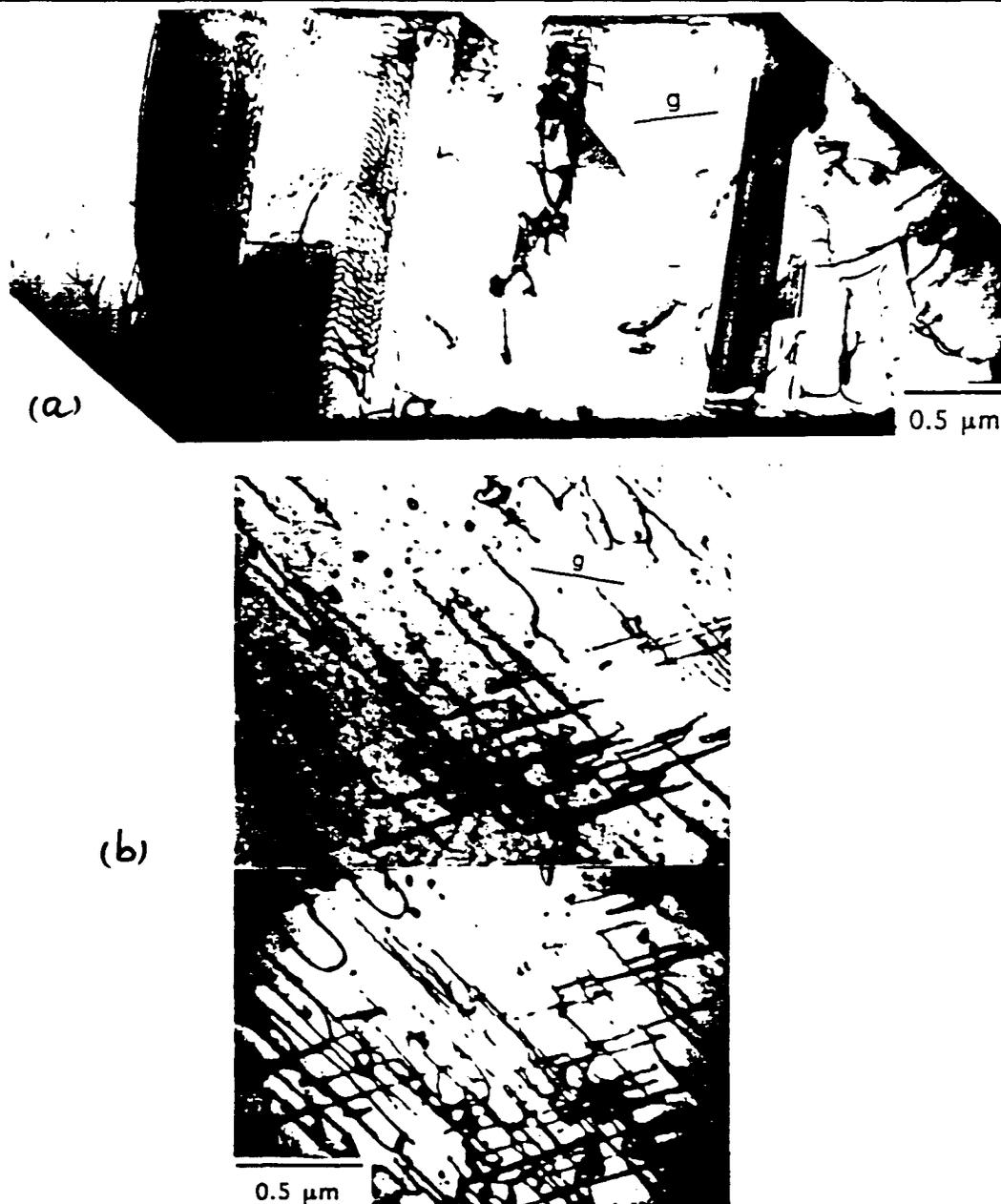


Figure I-40 : Structure des dislocations dans le premier stade de la CEC, $\Delta\varepsilon_p/2=2,9.10^{-5}$; (a) arrangement plan des dislocations dans la phase austénitique, $g=[002]$, (b) zone ayant la densité de dislocation la plus élevée dans la phase ferritique $g=[110]$ [MATEO 96]

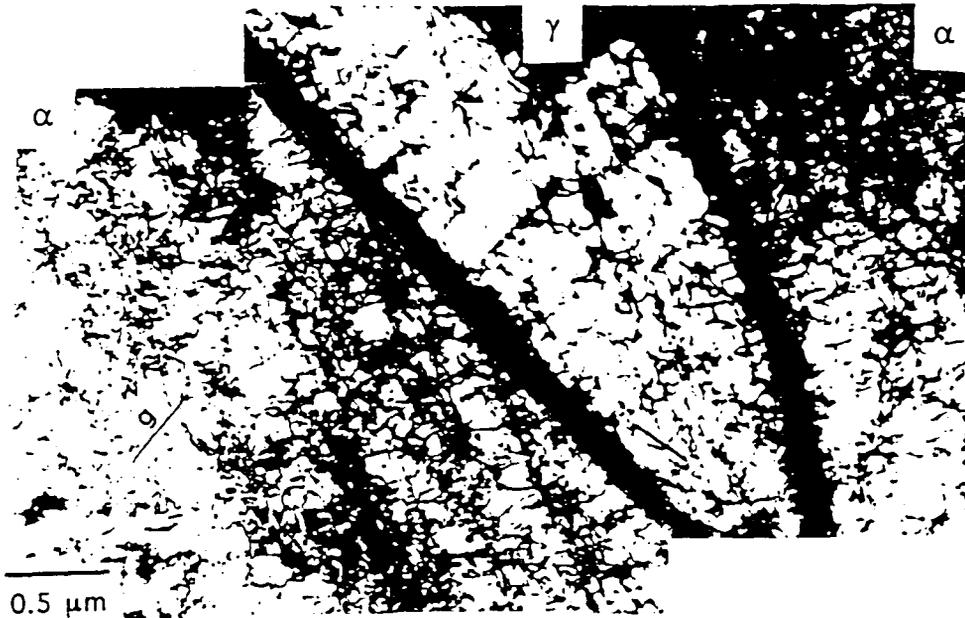


Figure I-41 : Structure des dislocations sur le 2^{ème} stade de la CEC, $\Delta\varepsilon_p/2=3.10^{-4}$; (γ) glissement plan des dislocations sur deux systèmes dans la phase austénitique, $g=[1\bar{1}1]$, (α) le début du développement de structure en matrice avec faible densité de dislocation dans la phase ferritique $g=[200]$ [MATEO 96]

- le développement de la structure des dislocations dans la phase ferritique à $\Delta\varepsilon_p/2 > 6.10^{-4}$ (troisième stade) conduit à une structure en matrice avec veines et canaux bien définis ; en augmentant l'amplitude de déformation appliquée, cette structure devient plus homogène à l'intérieur et aux joints des grains ferritiques, puis se transforme en une structure hétérogène de cellules de dislocations. La formation de BGP à partir de la structure en matrice est rarement observée. Les structures en murs et en cellules sont les structures prédominantes (Figure I-42-a). La structure des dislocations dans la phase austénitique ne présente pas de réelle évolution dans ce domaine : la structure prédominante reste l'arrangement dipolaire des dislocations (Figure I-42-b). Le taux d'écrouissage relativement faible de l'acier duplex dans ce domaine est une caractéristique des aciers ferritiques [MAGNIN 79 et ANGLADA 87] et le changement de microstructure des dislocations dans la phase ferritique montre que le comportement de l'acier duplex dans ce stade est un comportement essentiellement ferritique ; ce qui confirme les résultats obtenus par MAGNIN [MAGNIN 88(a et b)].

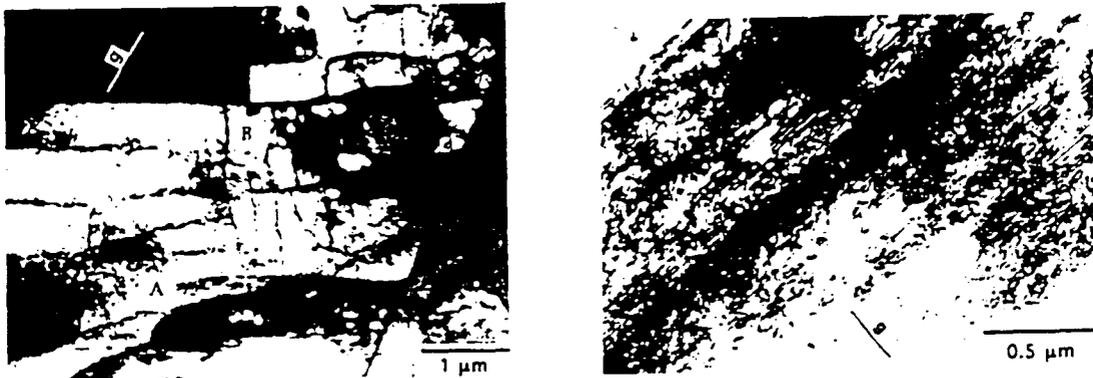


Figure I-42 : Structure des dislocations dans le 3^{ème} stade de la CEC, (a) structure en murs et en cellules de dislocations dans la phase ferritique $\Delta\epsilon_p/2=3,3.10^{-3}$, $g=[\bar{1}12]$ et (b) glissement plan dans la phase austénitique, $\Delta\epsilon_p/2=6,6.10^{-3}$ $g=[111]$ [MATEO 96]

Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons tout d'abord très brièvement décrit la microstructure cristalline, la composition et le comportement mécanique des aciers inoxydables austénitiques, ferritiques et austéno-ferritiques. Puis nous avons présenté la fatigue plastique oligocyclique, et ses principales caractéristiques macroscopiques : courbes d'évolution des contraintes au cours du cyclage, courbe d'érouissage cyclique. Les principales méthodes d'obtention de la courbe d'érouissage cyclique sont en particulier présentées. La caractéristique commune à ces méthodes est qu'elles soumettent le matériau à des cycles de déformation totale alternée de différents niveaux, et expriment la réponse stabilisée ou quasi-stabilisée du matériau en contrainte.

Enfin, pour une bonne compréhension du comportement en fatigue plastique des aciers austénitiques, ferritiques et duplex étudiés, il importait de bien connaître les propriétés structurales, et en particulier les comportements en plasticité cyclique de chacune de ces phases. Une étude bibliographique a permis de mettre en évidence les différences remarquables de comportement entre les deux structures cristallines CFC et CC, en déformation cyclique. Nous avons décrit ici la microstructure en plasticité cyclique des monocristaux et des polycristaux CFC et CC, et plus particulièrement celles du cuivre (CFC) et du fer α (CC), sur lesquels les références bibliographiques sont nombreuses. Les résultats essentiels sont les suivants :

a) Métaux CFC

La courbe d'érouissage cyclique des monocristaux CFC, sous sollicitations purement alternées, présente trois stades. Dans le premier stade il y a augmentation plus ou moins continue de la contrainte stabilisée (τ_s) avec la déformation plastique appliquée (γ_p). La structure de dislocations correspondante est appelée "matrice" et est constituée de veines et de canaux, respectivement riches et pauvres en dislocations. Le deuxième stade se caractérise par un plateau ($\tau_s(\gamma_p) \cong \text{cte}$), auquel est associée une structure des dislocations en BGP qui occupent un volume croissant lorsque γ_p augmente, jusqu'à occuper le volume complet du matériau en fin de plateau. Une augmentation ultérieure de γ_p conduit à une nouvelle augmentation de la contrainte stabilisée τ_s (troisième stade), accompagnée d'une structure de dislocations cellulaire.

Deux modèles relativement simples, dus à Sachs et à Taylor, sont utilisés pour comparer les relations $\sigma_s(\epsilon_p)$ obtenues pour les polycristaux, aux relations $\tau_s(\gamma_p)$

obtenues pour les monocristaux. Malgré la dispersion des résultats, la CEC des polycristaux de Cu présente plus ou moins les trois stades caractéristiques de celle des monocristaux.

La CEC de l'acier inoxydable austénitique polycristallin type AISI 316 présente les mêmes trois stades caractéristiques. Les structures de dislocations formées dans cet acier sont voisines de celles observées dans le cuivre, malgré quelques difficultés à observer des BGP, à cause de leur rapide évolution vers de nouvelles configurations.

b) Métaux CC

Dû à l'importance de la contrainte de Peierls (contrainte de friction de réseau) dans la structure CC, le comportement mécanique de cette structure est fortement influencé par la température et par la vitesse de déformation. On distingue alors deux domaines de comportements, "basses" et "hautes" températures.

A basse température ou à vitesse de déformation élevée, le comportement cyclique des métaux CC, comme en déformation monotone, est dominé par l'influence des forces de friction de réseau. La CEC dans ce domaine présente trois stades, différents de ceux observés dans les métaux CFC. Le premier stade se caractérise par une faible multiplication des dislocations, et donc un faible taux d'écrouissage ; la déformation γ est accommodée par le mouvement quasi-réversible des dislocations coins. Dans le deuxième stade, une augmentation de l'amplitude de déformation entraîne une densification des amas de dislocations et une augmentation de la contrainte stabilisée. Dans le troisième stade, la structure de dislocations dominante, à contrainte stabilisée, est la structure cellulaire ; l'évolution de la microstructure et le taux de durcissement sont alors négligeables. Aucune structure de dislocations de type BGP ne semble avoir été observée dans les monocristaux CC.

A haute température ou à faible vitesse de déformation, la courbe d'écrouissage cyclique des monocristaux CC purs ne présente plus les trois stades précédemment décrits : la contrainte stabilisée augmente continûment avec l'amplitude de déformation.

Les résultats de la littérature concernant le comportement des monocristaux de fer α , en présence d'éléments en solution solide, nous ont permis de distinguer deux types de comportement. Le comportement du fer α en présence d'éléments en solution solide substitutionnelle est proche de celui du fer α pur. En revanche, le comportement du fer α en présence d'éléments en solution solide interstitielle, dû à l'ancrage des

dislocations coins sur ces atomes, en diffère. La courbe d'érouissage cyclique se caractérise alors par deux stades : à bas niveau de déformation appliquée (premier stade) un durcissement cyclique important est observé ; puis la CEC présente une chute brutale de pente au-delà de laquelle le taux d'érouissage cyclique est très faible ; ce deuxième stade se caractérise par l'apparition et le développement des BGP.

Le comportement des polycristaux CC est bien sûr également sensible à la vitesse de déformation et à la température. En ce qui concerne la courbe d'érouissage cyclique, l'influence de l'activation thermique, décrite pour les monocristaux, se retrouve pour les polycristaux au niveau de la forme en trois stades.

Les résultats de la littérature sur le comportement cyclique des aciers duplex, en particulier sur la CEC, et sur la corrélation entre les structures de dislocations dans les deux phases constituantes (phases austénitique et ferritique) et les différents stades de la CEC, sont très rares. Toutefois, selon la seule étude publiée à notre connaissance, la CEC de l'acier duplex présente trois stades caractéristiques. Dans le premier stade ($\Delta\varepsilon_p/2 < 10^{-4}$), l'acier présente un comportement purement austénitique ; un seul système de glissement est généralement activé dans les grains austénitiques, tandis que aucun changement de structure de dislocations par rapport à l'état initial n'est observé dans la phase ferritique. Durant le deuxième stade de la CEC, de pente plus élevée, il y a augmentation de la densité de dislocations dans la phase austénitique et développement d'une structure en matrice dans la phase ferritique. Le comportement de l'acier duplex est alors la combinaison de ceux des deux phases austénitique et ferritique. Durant le troisième stade, de pente voisine de celle de l'acier ferritique, il n'y a pas de réel changement de structure de dislocations dans la phase austénitique, tandis que dans la phase ferritique, la structure des dislocations évolue vers une structure cellulaire.

Si bon nombre d'études ont déjà porté sur le comportement en fatigue plastique oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques type AISI 316, en revanche peu d'études ont traité celui des aciers inoxydables ferritique et duplex, qui trouvent néanmoins aujourd'hui de nombreuses applications industrielles. C'est pourquoi nous nous sommes proposés d'étudier l'influence du mode d'obtention de la courbe d'érouissage cyclique sur la courbe obtenue, c'est à dire d'étudier l'influence de l'histoire du chargement sur la réponse contrainte-déformation stabilisée du matériau. Notre étude concerne le comportement macroscopique d'érouissage cyclique d'un acier inoxydable austénitique (CFC), d'un acier inoxydable ferritique (CC) et d'un acier inoxydable duplex (matériau composite à deux phases, austénitique et ferritique). N'ayant pas nous-mêmes mené d'observations des microstructures de dislocations engendrées, nous nous appuyerons sur la présente étude bibliographique pour interpréter nos résultats.

CHAPITRE II

Procédure expérimentale

SOMMAIRE DU CHAPITRE II

II.1. MATERIAUX ETUDIES.....	59
II.1.1. ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE	59
II.1.2. ACIER INOXYDABLE FERRITIQUE.....	61
II.1.3. ACIER INOXYDABLE AUSTENO-FERRITIQUE (DUPLEX)	62
II.2. INSTALLATION D’ESSAI.....	65
II.2.1. MACHINE D’ESSAI.....	65
II.2.2. MORS D’AMARRAGE	66
II.2.3. DISPOSITIF DE MESURE.....	67
<i>II.2.3.1. Capteur de force.....</i>	<i>67</i>
<i>II.2.3.1. Capteur de déformation (Extensomètre).....</i>	<i>67</i>
II.2.4. EPROUVETTES UTILISEES.....	69
II.3. ESSAIS REALISES.....	71
II.3.1. ESSAIS DE TRACTION MONOTONE.....	71
II.3.3. ESSAIS DE FATIGUE	72
<i>II.3.3.1. Méthode utilisant une éprouvette par niveau</i>	<i>73</i>
<i>II.3.3.2. Méthode par paliers successifs croissants.....</i>	<i>74</i>
<i>II.3.3.3. Méthode par paliers successifs décroissants.....</i>	<i>76</i>
<i>II.3.3.4. Méthode incrémentale</i>	<i>77</i>
<i>II.3.3.5. Méthode aléatoire.....</i>	<i>80</i>
<i>II.3.3.6. Méthode par traction après cyclage.....</i>	<i>82</i>
<i>II.3.2.7. Méthode de la demi-boucle d'hystérésis.....</i>	<i>83</i>

II.1. Matériaux étudiés

Les matériaux étudiés sont trois aciers inoxydables : un austénitique, un ferritique et un austéno-ferritique.

II.1.1. Acier inoxydable austénitique

Cet acier a été fourni par SANDVIK sous forme de barre laminée cylindrique, de diamètre 20 mm. Ses principales caractéristiques d'identification sont données dans le tableau II-1, ainsi que le repère utilisé dans cette étude.

La composition chimique de cet acier est définie dans le tableau II-2.

SANDVIK	AFNOR	DIN	AISI	Repère
5R60	Z6 CN17 12	X6CrNiMo17.12.2	316	316

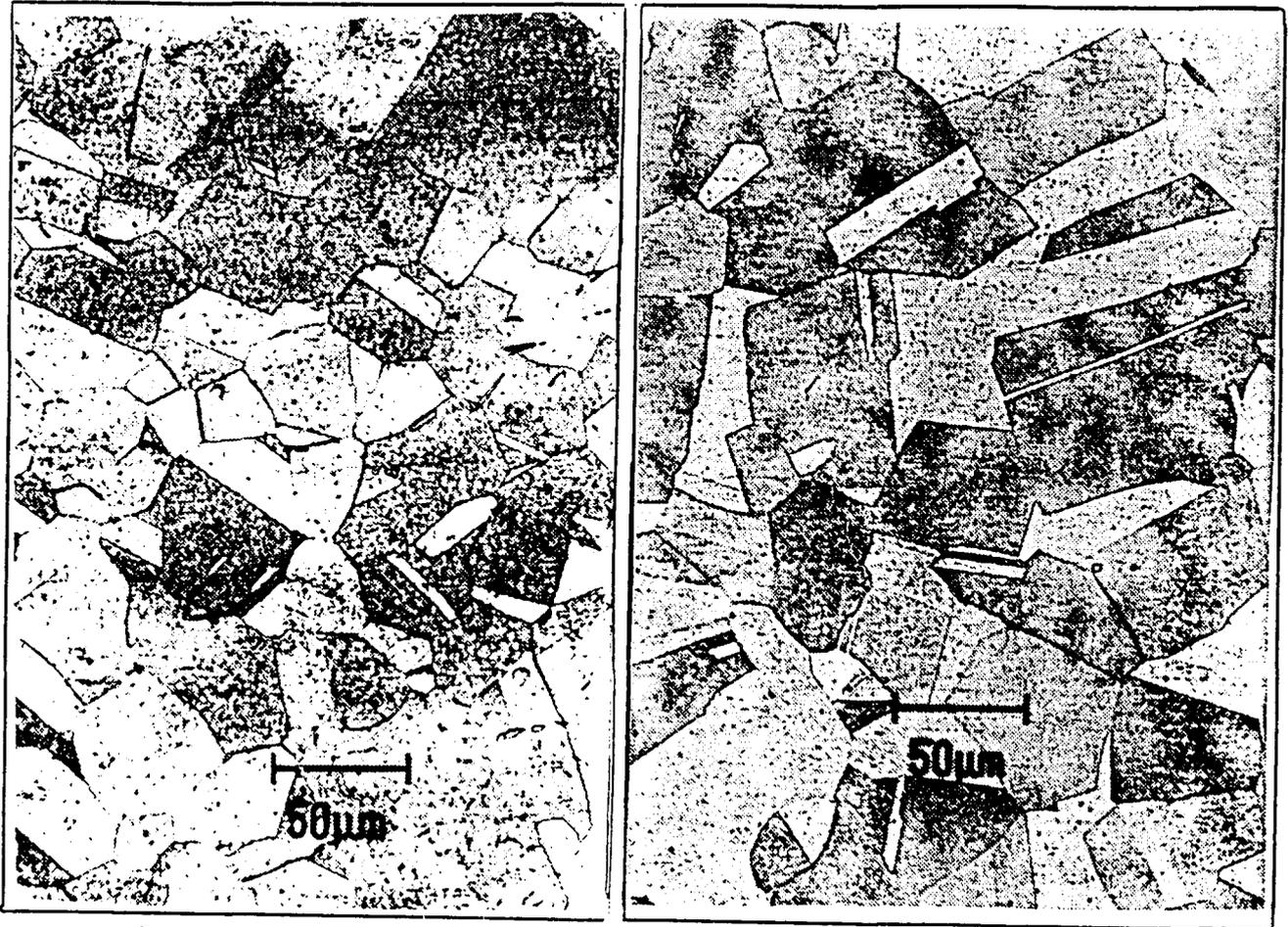
Tableau II-1 : Caractéristiques d'identification de l'acier inoxydable austénitique étudié

C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S
0,040	0,058	16,65	12,13	2,6	1,70	0,54	0,023	0,003

Tableau II-2 : Composition chimique de l'acier inoxydable austénitique étudié (en % poids)

Une hypertrempe a été effectuée avant usinage des éprouvettes : à savoir une mise en solution pendant 10 minutes à 1100°C suivie d'une trempe à l'eau.

La microstructure observée après un polissage mécanique jusqu'à une pâte diamant de granulométrie 1µm et une attaque chimique à l'"aqua regia" (solution de 20ml H₂O, 30ml HCl et 10ml HNO₃) est présentée sur la figure II-1, dans une section longitudinale et dans une section transversale des barres. On peut remarquer que les formes et les tailles des grains sont quasiment identiques dans les deux sections. La taille moyenne de grain est de l'ordre de 50 µm.



(a)

(b)

Figure II-1 : Microstructure de l'acier 316 étudié :
(a) section longitudinale, (b) section transversale

Nous avons évalué les températures M_s (température d'apparition de martensite d'origine thermique) et M_{d30} , (température à laquelle 50% de martensite est formée sous l'effet d'une déformation de 30%) à partir des relations ci-dessous [PICKERING 78] :

$$M_s(^{\circ}\text{C})=502-810(\%C)-1230(\%N)-13(\%Mn)-30(\%Ni)-12(\%Cr)-54(\%Cu)-6(\%Mo)$$

$$M_{d30}(^{\circ}\text{C})=497-462(\%C+\%N)-9,2(\%Si)-8,1(\%Mn)-13,7(\%Cr)-20(\%Ni)-18,5(\%Mo)$$

Les températures estimées : $M_s=-203^{\circ}\text{C}$ et $M_{d30}=-86^{\circ}\text{C}$, interdisent la formation de phase martensitique α' (cubique centrée), à température ambiante, même par déformation plastique.

II.1.2. Acier inoxydable ferritique

Cet acier a été fourni par SANDVIK sous forme de barre laminée cylindrique de diamètre 18 mm. Ses principales caractéristiques d'identification sont données dans le tableau II-3, ainsi que le repère utilisé dans cette étude.

La composition chimique de cet acier est définie dans le tableau II-4.

SANDVIK	DIN	AISI	Repère
4C54	X18CrN28	446	446

Tableau II-3: Caractéristiques d'identification de l'acier inoxydable ferritique étudié

C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S
0,18	0,16	26,58	0,41	0,09	0,81	0,51	0,023	0,003

Tableau II-4: Composition chimique de l'acier inoxydable ferritique étudié (en % poids)

Une hypertrempe a été effectuée avant usinage des éprouvettes : à savoir une mise en solution pendant 20 minutes à 1060°C suivie d'une trempe à l'eau.

La microstructure observée après un polissage mécanique jusqu'à une pâte diamant de granulométrie 1µm et une attaque chimique à l'"aqua regia" (solution de 20ml H₂O, 30ml HCl et 10ml HNO₃) est présentée sur la figure II-2, dans une section longitudinale et dans une section transversale. Ces micrographies mettent en évidence la présence de deux types de précipités, observés indifféremment aux joints de grains et à l'intérieur des grains. Une analyse effectuée par SANDVIK [NILSSON 94] révèle que ces précipités sont des carbures de chrome M₂₃C₆ de forme plutôt allongée dans le sens longitudinal, et des nitrures de chrome Cr₂N, plutôt globulaires.

On peut remarquer que les formes et les tailles des grains dans les deux sections sont quasiment identiques. La taille moyenne de grain est de l'ordre de 40 µm.

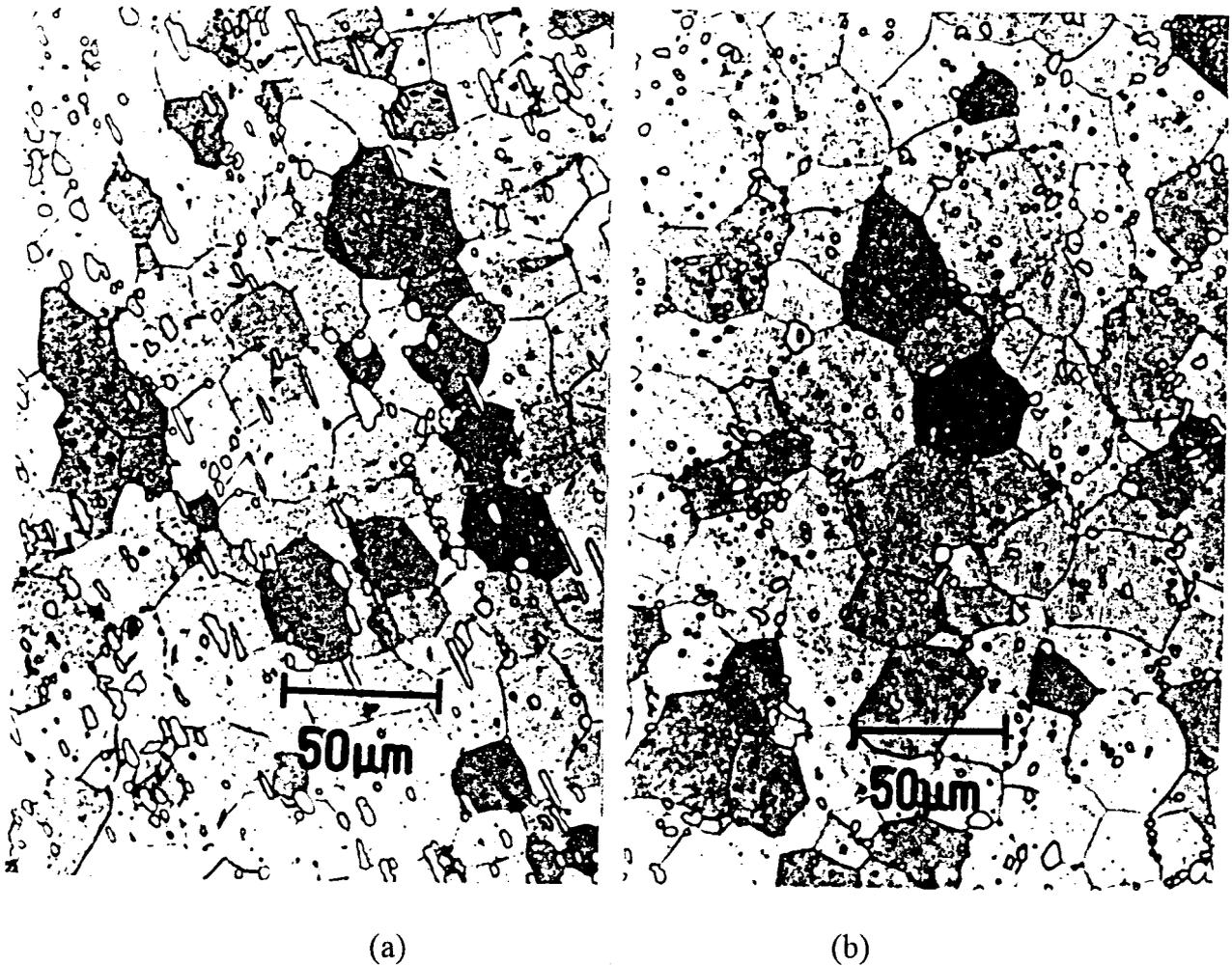


Figure II-2 : Microstructure de l'acier 446 étudié :
(a) section longitudinale, (b) section transversale

II.1.3. Acier inoxydable austéno-ferritique (Duplex)

L'acier inoxydable duplex a été fourni par Creusot-Loire Industrie, sous forme de tôle laminée d'épaisseur 28 mm. Ses principales caractéristiques d'identification sont données dans le tableau II-5, ainsi que le repère utilisé dans cette étude.

La composition chimique de cet acier est définie dans le tableau II-6.

Creusot Loire	AFNOR	DIN	AISI	Repère
UR 45N	Z3 CND22-05Az	X2CrNiMoN22-5-3	31803	45N

Tableau II-5: Caractéristiques d'identification de l'acier inoxydable duplex étudié

C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si
0,02	0,158	21,99	5,25	2,8	1,33	0,44

Tableau II-6: Composition chimique de l'acier inoxydable duplex (en % poids)

Avant utilisation, ce matériau a subi un traitement d'hypertrempe, à savoir une mise en solution à 1050°C, suivie d'un refroidissement à l'eau.

Comme nous l'avons indiqué au premier chapitre, les éléments contribuant à l'équilibre 50% α - 50% γ de la structure biphasée sont classés en éléments γ -gènes (dont le nickel et l'azote), et en éléments α -gènes (dont le chrome). Les pouvoirs γ -gènes et α -gènes de ces éléments diffèrent d'un élément à l'autre, aussi, leurs taux de partition entre les deux phases seront différents d'un élément à l'autre. Le tableau II-7 définit les coefficients de partage ($\frac{X_\alpha}{X_\gamma}$) des principaux éléments d'alliage, pour un acier duplex type Z2CND22-5Az, hypertrempe à 1040°C [DESESTRET 90].

	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N
$\frac{X_\alpha}{X_\gamma}$	1,19	0,61	1,66	0,56	1,16	0,105

Tableau II-7: Coefficients de partage des principaux éléments entre les phases ferritique et austénitique d'un acier inoxydable duplex type Z2 CND 22 05 Az [DESESTRET 90, AUCLAIR 92]

Le coefficient de partage de l'azote ($\frac{X_\alpha}{X_\gamma}=0,105$) a été obtenu par AUCLAIR [AUCLAIR 92] sur un acier duplex type URANUS 45N identique au nôtre, hypertrempe dans les mêmes conditions.

Les taux d'austénite et de ferrite de l'acier étudié étant d'à peu près 50% chacun, le tableau II-8 donne la répartition des éléments d'alliage entre les deux phases. Etant donné la plus faible solubilité de l'azote dans la ferrite, la plus grande différence de répartition entre les phases est trouvée pour l'azote, qui est ainsi fortement concentré dans la phase austénitique.

Phase	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N
α	23,89	3,98	3,50	0,94	0,47	0,03
γ	20,08	6,52	2,10	1,67	0,41	0,29

Tableau II-8 : Répartition des éléments d'alliage entre les deux phases

La microstructure observée après un polissage mécanique jusqu'à une pâte diamant de granulométrie 1 μ m et une attaque chimique avec une solution Murakami (10 gr ferrocyanure de potassium, 10 gr hydroxyde de potassium et 100 ml eau distillée) est présentée sur la figure II-3 dans les sections longitudinale, transversale et du plan moyen de la tôle. Cette microstructure se présente sous forme d'îlots d'austénite aplatis parallèlement au plan moyen de la tôle (phase blanche), dans une matrice de ferrite percolée (phase noire) (Figure II-3). Ceci s'explique par le fait que la tôle de 28 mm d'épaisseur a été obtenue par laminage d'un bloc d'épaisseur initial 160 mm. La taille des îlots d'austénite, dans le sens transversal comme dans le sens longitudinal, est variable d'une zone à l'autre. Néanmoins, nous estimons leur taille de l'ordre de 50 à 200 μ m dans le sens longitudinal, 30 à 100 μ m dans le sens transversal, et 8 à 15 μ m dans le sens de l'épaisseur. Il faut préciser que la notion d'îlot diffère de la notion de grain, les îlots étant généralement constitués par des amas de grains, superposés de préférence dans les sens longitudinal et transversal. La taille moyenne de grain ne peut être alors qu'inférieure ou égale à la taille des îlots. Notons la forme complexe des îlots, observée dans le plan moyen de la tôle.

Les éprouvettes de l'acier duplex 45N ont été prélevées dans le sens transversal (ST) de la tôle ; on désignera alors l'acier duplex étudié par le repère 45N-ST.

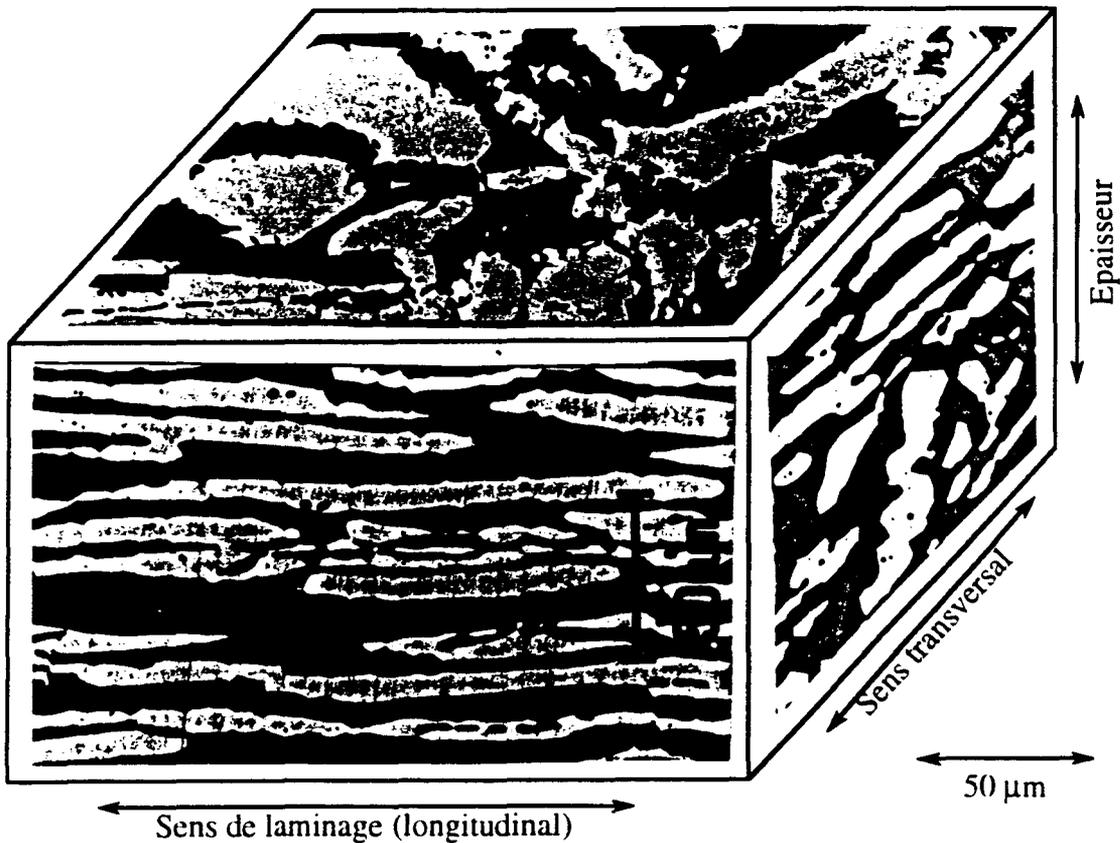


Figure II-3 : Microstructure de l'acier 45N étudié

II.2. Installation d'essai

II.2.1. Machine d'essai

Les essais de traction monotone et de fatigue plastique oligocyclique sont réalisés sur une machine hydraulique de traction - compression INSTRON 8501 servo-controlée, de capacité maximale 100 kN (Figure II-4) ; le pilotage et l'acquisition sont effectués par ordinateur à l'aide du logiciel FLAPS (Fatigue Laboratory Applications Software) développé par INSTRON. Cette machine permet un asservissement du vérin soit en charge, soit en déformation, soit en déplacement du vérin, selon le type d'essai effectué.

INSTRON 8501 - 100kN

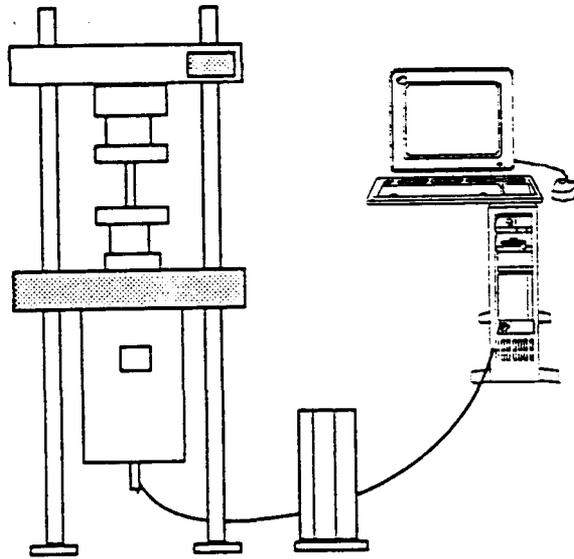


Figure II-4 : Machine d'essai

II.2.2. Mors d'amarrage

Les mors d'amarrage conçus pour les essais de fatigue doivent assurer deux qualités essentielles au montage des éprouvettes :

- un alignement des têtes de l'éprouvette, pour éviter toute flexion en traction-compression alternée, c'est à dire tout éventuel flambage des éprouvettes,
- une rigidité du montage, c'est à dire une rigidité des mors et une absence de jeu lors du passage de la traction à la compression.

La partie basse du système d'amarrage, fixée sur la tête du vérin hydraulique, est montrée sur la figure II-5. La partie haute, symétrique de la précédente, excepté la pièce 3 qui y est absente, est fixée à la cellule de charge de la machine.

Les bases (1) sont ainsi reliées soit au vérin, soit à la cellule de charge, par l'intermédiaire d'un goujon spécial (0) présentant deux filetages de sens inversés, un jeu de deux cales pentées (2) étant intercalé entre les surfaces d'appui pour servir de frein d'écrou. Le réglage en position des jeux de cales est effectué sous une pré-charge de 95 kN appliquée à une éprouvette massive réservée à cet usage. Cette procédure de fixation évite l'apparition de tout jeu à ce niveau lors du déroulement des essais de fatigue en traction-compression.

L'alignement des mors inférieur et supérieur est réalisé par le réglage soigné du positionnement relatif de la pièce (3) appartenant au mors inférieur, par rapport à la

pièce (1). Durant le réglage, on fait tourner la pièce (4) manuellement en contrôlant le défaut d'alignement entre la pièce (4) du mors inférieur et la pièce (1) du mors supérieur, sur un comparateur à cadran. Après avoir terminé le centrage des mors, la pièce (3) est bloquée sur la pièce (1) à l'aide des vis (6). Le défaut d'alignement maximum toléré est de l'ordre de $5/100^{\text{ème}}$ de mm.

La bride de serrage (4) présente un alésage conique qui reçoit deux demi-coquilles (5) permettant le blocage de la tête de l'éprouvette sur la surface d'appui supérieure de la bride (3). Enfin, l'éprouvette est bloquée sur la pièce (3) par l'intermédiaire des vis (7) et de la pièce (4).

II.2.3. Dispositif de mesure

II.2.3.1. Capteur de force

Les efforts sont mesurés à l'aide d'une cellule de charge à jauges dont la précision est 0,5%, placée en bout d'amarrage de l'éprouvette et en série avec celle-ci. La capacité de ce capteur est de 200kN et ± 100 kN, pour la traction monotone et pour la fatigue respectivement.

II.2.2.1. Capteur de déformation (Extensomètre)

La déformation longitudinale de l'éprouvette est mesurée à l'aide d'un extensomètre à couteaux et jauges de déformation fixé directement sur la partie utile de l'éprouvette. Ce capteur délivre une tension électrique qui varie linéairement en fonction de l'écartement des couteaux collés sur l'éprouvette, et donc de l'allongement de la partie utile de celle-ci. Les caractéristiques de l'extensomètre de déformation sont les suivantes :

pour les essais de fatigue :

Extensomètre INSTRON 2620-603

Déplacement : ± 1 mm

Longueur entre couteaux : 10mm

Déformation maximale en traction : 10%

Précision : 0,04%

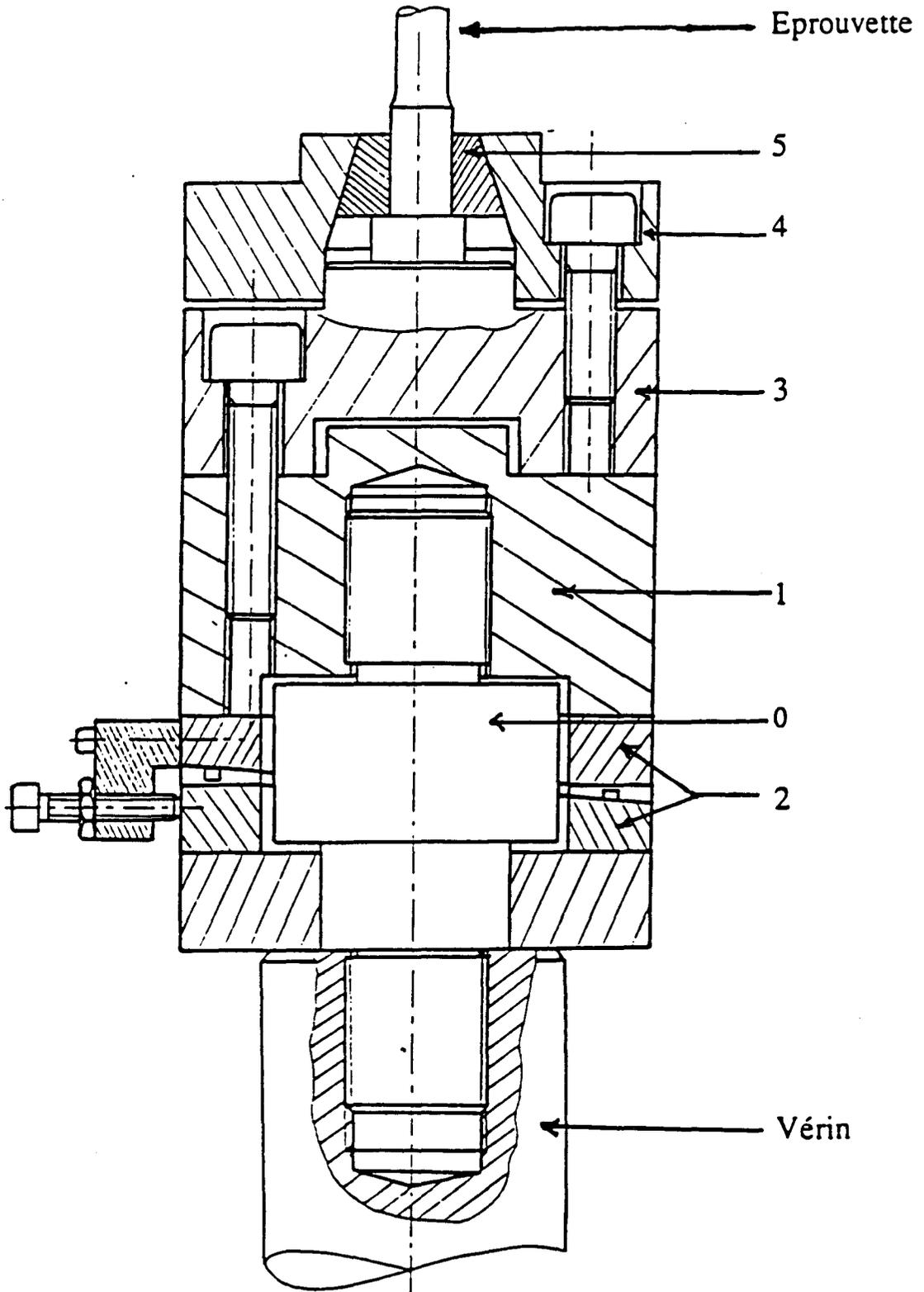


Figure II-5.: Mors d'amarrage inférieur

pour les essais de traction monotone :

Extensomètre INSTRON 2620-604

Déplacement : +12,5 et -2,5mm

Longueur entre couteaux : 25mm

Déformation maximale en traction : 50%

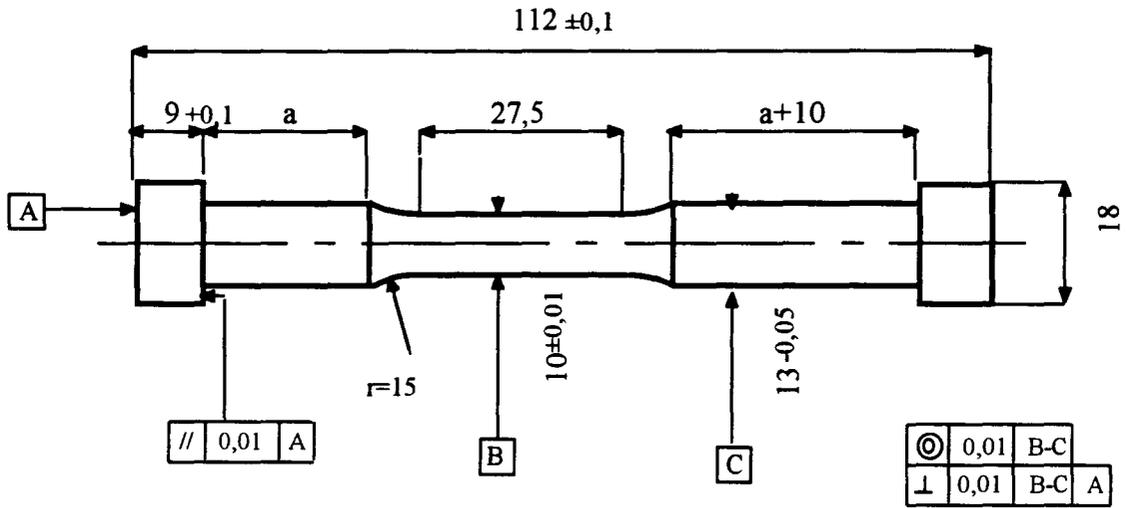
Précision : 0,05%

II.2.4. Eprouvettes utilisées

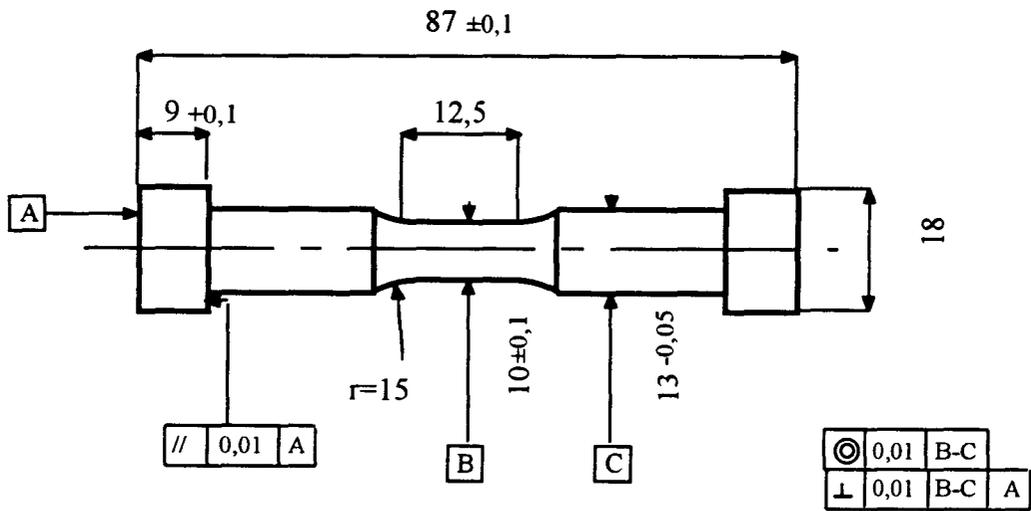
Les éprouvettes de traction monotone et celles de fatigue oligocyclique sont cylindriques de révolution, à têtes lisses (Figure II-6). La longueur de la partie utile, de diamètre 10 mm, est de 25 mm pour les essais de traction monotone et de 10 mm pour les essais de fatigue. Le rapport longueur utile/diamètre des éprouvettes de fatigue oligocyclique est suffisamment faible pour éviter le flambage dans le domaine de déformation étudié, et les congés de raccordement sont suffisamment grands pour éviter tout amorçage de fissure dans les zones de raccordement.

Avant cyclage, les éprouvettes de fatigue oligocyclique ont subi un polissage mécanique jusqu'à une granulométrie de 1000 (carbures de silicium abrasifs), suivi d'un polissage à la pâte diamant jusqu'à 1 μm de granulométrie, afin d'éliminer toutes les irrégularités de surface pouvant donner lieu à des amorçages prématurés de fissure par concentration de contrainte.

Lors des essais de fatigue, les couteaux de l'extensomètre sont collés sur la partie utile de l'éprouvette, ce qui évite tout glissement d'une part, et l'amorçage des fissures sous les couteaux d'autre part. Lors des essais de fatigue sur l'acier 316, on a constaté que souvent, la fissure principale s'amorçait sous les couteaux de l'extensomètre, ce qui peut influencer sur la durée de vie. Aussi, pour éviter un marquage par les couteaux, malgré les faibles efforts exercés par les élastiques maintenant l'extensomètre, nous avons installé celui-ci sur deux petites bandes étroites de scotch collées sur l'éprouvette (Figure II-7). Dès lors, la rupture a presque toujours eu lieu dans la zone utile, parfois hors de cette zone, mais plus jamais sous les couteaux.



a) Eprouvette de traction monotone



b) : Eprouvette de fatigue oligocyclique

Figure II-6 : Géométrie des éprouvette utilisées

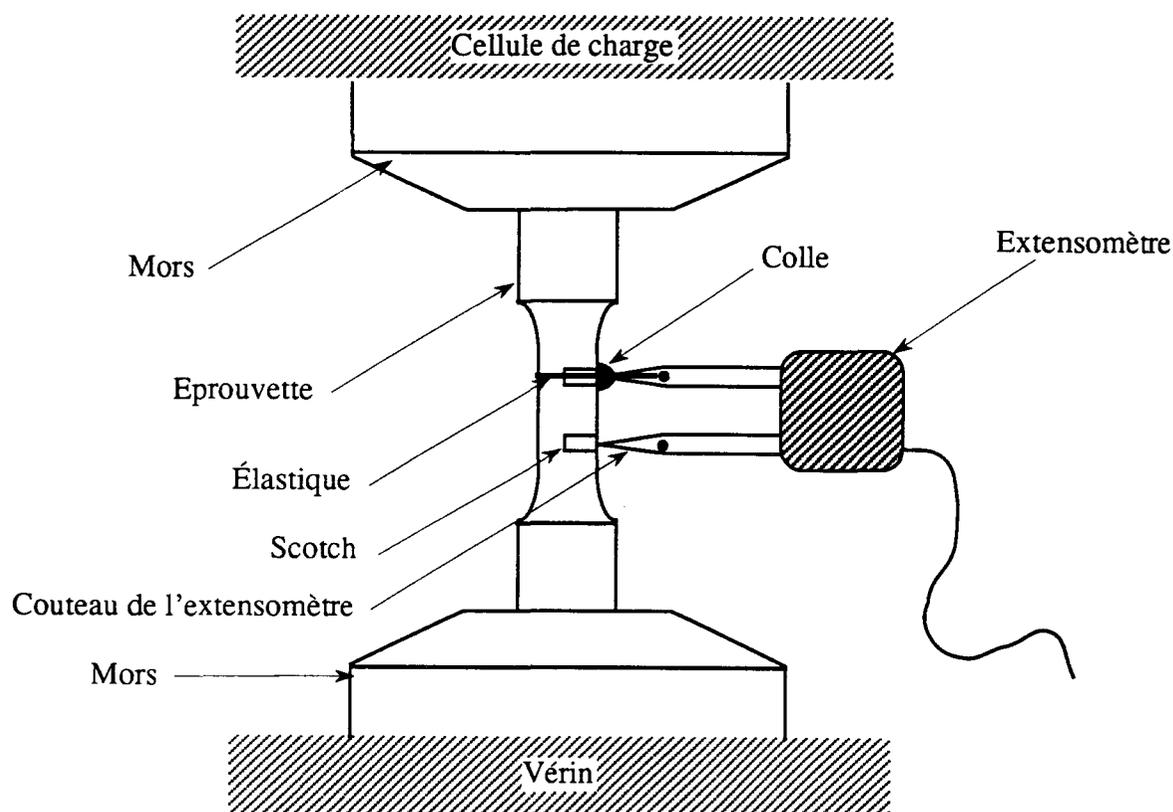


Figure II-7: Extensomètre et son mode d'installation

II.3. Essais réalisés

II.3.1. Essais de traction monotone

En raison de la limite d'allongement maximum de l'extensomètre de traction ($\epsilon_{\max} = 50\%$), la réalisation d'un essai de traction monotone se fait en deux parties distinctes, avec démontage de l'extensomètre entre les deux : une première partie durant laquelle on pilote en déformation, et une deuxième partie durant laquelle on pilote en déplacement du vérin. La vitesse de déformation souhaitée est de $4 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. La deuxième partie (acquisition en charge et déplacement) est raccordée à la première (acquisition en charge, déformation et déplacement) par conversion du déplacement en déformation, en tenant compte de la rigidité de la machine, et de l'allongement des différentes parties de l'éprouvette autres que la partie utile. Un essai de traction monotone a été réalisé sur chaque acier.

Conditions générales des essais

Tous les essais de traction monotone sont effectués dans les conditions suivantes :

- température ambiante
- vitesse de déformation totale $\dot{\epsilon}_t = 4.10^{-3} \text{ s}^{-1}$
- fréquence d'acquisition : 50 Hz

II.3.3. Essais de fatigue

Comme nous l'avons indiqué au premier chapitre, la courbe d'érouissage cyclique d'un matériau représente la réponse en contrainte stabilisée du matériau, aux différents niveaux de déformation imposés. Afin d'étudier l'influence de l'histoire du chargement sur le comportement cyclique du matériau, ou bien l'influence de la méthode d'obtention de la courbe d'érouissage cyclique sur la CEC obtenue, nous avons effectué les essais énumérés dans le tableau II-9.

Méthode	316	446	45N-ST
une éprouvette par niveau	8 essais à \neq $\Delta\epsilon_t = \text{cte}$	4 essais à \neq $\Delta\epsilon_t = \text{cte}$	12 essais à \neq $\Delta\epsilon_t = \text{cte}$
paliers successifs croissants	1	2	1
paliers successifs décroissants	1	2	4
incrémentale	2	1	3
aléatoire	1	-	1
traction après cyclage	2	2	1
demi-boucle d'hystérésis	1	1	1

Tableau II-9 : Essais de fatigue effectués sur les trois aciers étudiés

Conditions générales des essais

Tous les essais de fatigue plastique oligocyclique sont effectués dans les conditions suivantes :

- température ambiante
- vitesse de déformation totale $\dot{\epsilon}_t = 4.10^{-3} \text{ s}^{-1}$
- essais à déformation totale imposée
- forme du signal appliqué : triangulaire purement alterné ($R_\epsilon = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max} = -1$) (excepté pour les essais incrémentaux et aléatoires)
- amplitude maximale de déformation totale pour chaque type d'essai : $\Delta\epsilon_t/2 = 1,3\%$
- fréquence d'acquisition : 100 Hz (sauf cas particuliers mentionnés)
- paramètres enregistrés : charge (kN), déformation totale (%) et nombre de cycles.

II.3.3.1. Méthode utilisant une éprouvette par niveau

Pour obtenir la courbe d'érouissage cyclique par cette méthode, nous avons effectué des essais de fatigue oligocyclique classiques à amplitude de déformation totale imposée, aux niveaux précisés ci-dessous (les essais doublés sont notés ($\times 2$) :

- Acier 316 :

$\Delta\epsilon_t/2 = 0,2\%, 0,3\%, 5\%, 0,75\%, 1\%, 1,2\%(\times 2)$ et $1,3\%$

- Acier 446 :

$\Delta\epsilon_t/2 = 0,3\%, 0,75\%, 1,2\%$ et $1,3\%$

- Acier duplex 45N-ST :

$\Delta\epsilon_t/2 = 0,3\%(\times 2), 0,4\%(\times 2), 0,5\%(\times 2), 0,75\%(\times 2), 1\%(\times 2), 1,3\%$ et $1,5\%$

Les essais sur l'acier 45N-ST ont été réalisés au laboratoire par H. CHTARA dans le cadre d'une étude sur "le cumul de dommage en fatigue plastique oligocyclique de deux aciers duplex différemment chargés en azote" [DEGALLAIX 94(b), DEGALLAIX 96].

Le dépouillement des essais de fatigue oligocyclique classique se fait par l'intermédiaire du logiciel AICYFAP (Analyse Informatique des CYcles de Fatigue Plastique) développé au laboratoire [DEGALLAIX 94(a)]. Ce logiciel calcule, à partir des boucles d'hystérésis charge-déformation, les caractéristiques classiques de la fatigue plastique et des caractéristiques de forme des boucles d'hystérésis. Parmi les quarante trois paramètres calculés par AICYFAP pour décrire chaque boucle d'hystérésis, nous utiliseront principalement ici (Figure II-8) :

$F_{\max,t}$ ($F_{\max,c}$) charge maximale en traction (en compression respectivement) (daN)

$\sigma_{\max,t}$ ($\sigma_{\max,c}$) contrainte maximale en traction (en compression respectivement) (MPa)

$\Delta\sigma$	variation de contrainte (MPa)
$\varepsilon_{t,t}$ ($\varepsilon_{t,c}$)	déformation totale en traction (en compression respectivement) (%)
$\varepsilon_{p,t}$ ($\varepsilon_{p,c}$)	déformation plastique en traction (en compression respectivement) (%)
$\varepsilon_{e,t}$ ($\varepsilon_{e,c}$)	déformation élastique en traction (en compression respectivement) (%)
$\Delta\varepsilon_t$	variation de déformation totale (%)
$\Delta\varepsilon_p$	variation de déformation plastique (%)
$\Delta\varepsilon_e$	variation de déformation élastique (%)

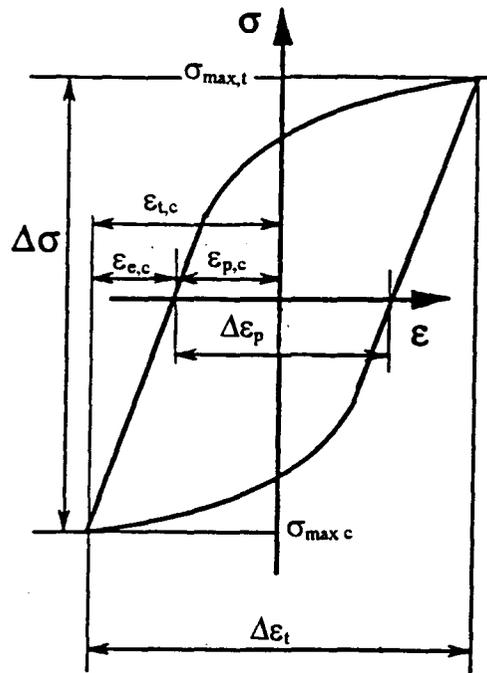


Figure II-8 : Définition des paramètres de la boucles d'hystérésis utilisés [DEGALLAIX 94(a)]

Pour plus d'informations ainsi que sur les techniques expérimentales appropriées, on se rapportera à la référence [DEGALLAIX 94(a)].

II.3.3.2. Méthode par paliers successifs croissants

Pour avoir un nombre de points suffisant pour tracer la courbe d'écrouissage cyclique par cette méthode, environ dix paliers successifs ont été réalisés, à des niveaux de déformation échelonnés de 0,1% à 1,3%.

Le choix du nombre de cycles par palier est basé sur la règle de cumul linéaire du dommage (Loi de Miner). Nous avons alors supposé que $Nr \times \Delta\varepsilon_t / 2$ était une constante intrinsèque du matériau. En réalité, $Nr \times \Delta\varepsilon_t / 2$ diminue lorsque l'amplitude de

déformation appliquée augmente. Aussi, nous avons choisi la valeur la plus faible de $N_r \times \Delta \epsilon_f / 2$, correspondant donc à la plus haute amplitude de déformation appliquée.

Compte tenu de résultats précédents obtenus sur un acier inoxydable austénitique type 316 de composition chimique comparable au nôtre [DEGALLAIX 86], et des essais effectués pour la méthode "une éprouvette par niveau" sur l'acier 45N-ST, nous avons pris pour ces deux aciers :

$$N_r \times \Delta \epsilon_f / 2 = 1500$$

$$\text{Soit, pour chacun des dix paliers : } N = \frac{150}{(\Delta \epsilon_f / 2)}$$

Le tableau II-10 donne les caractéristiques principales des essais par paliers successifs croissants pour les aciers 316 et 45N-ST, à savoir : les niveaux de déformation appliqués, le nombre de cycles appliqué, et l'intervalle entre deux acquisitions successives à chaque niveau. Il faut noter que la durée d'acquisition, à chaque fois, était de deux cycles.

Niveau de déformation (repère)	Amplitude de déformation(%)	Nombre de cycles	Intervalle entre deux acquisitions (cycles)
1	0,1	1500	150
2	0,2	750	75
3	0,3	500	50
4	0,4	375	50
5	0,5	300	50
6	0,6	250	30
7	0,8	187	20
8	1	150	20
9	1,2	125	20
10	1,3	115 (en fait, jusqu'à rupture)	20

Tableau II-10 : Principales caractéristiques communes aux essais par paliers successifs croissants effectués sur les aciers 316 et 45N-ST

Du à la présence de précipités dans l'acier ferritique 446, et à la fragilité de l'acier lui-même, sa durée de vie est beaucoup plus faible que celle des aciers

austénitique et duplex. C'est pourquoi nous avons été obligés de diminuer le nombre de paliers (jusqu'à sept) et le nombre de cycles par palier pour cet acier. Mais le principe de calcul est identique au précédent. Compte tenu des résultats obtenus par la méthode "une éprouvette par niveau" :

$$N_r \times \Delta \varepsilon_t / 2 = 210$$

$$\text{Soit, pour chacun des sept paliers : } N = \frac{30}{(\Delta \varepsilon_t / 2)}$$

Niveau de déformation (repère)	Amplitude de déformation(%)	Nombre de cycles	Intervalle entre deux acquisitions (cycles)
1	0,1	300	10
2	0,3	100	5
3	0,5	60	5
4	0,7	44	4
5	0,9	33	3
6	1,1	27	3
7	1,3	150 (en fait, jusqu'à rupture)	3

Tableau II-11 : Principales caractéristiques de l'essai par paliers successifs croissants pour l'acier 446

II.3.3.3. Méthode par paliers successifs décroissants

Il s'agit en fait d'un essai voisin du précédent, mais l'ordre des tâches est inversé et les nombres de cycles modifiés.

Trois essais, identiques à celui effectué sur l'acier 316, ont été réalisés sur le 45N-ST ; mais pour les trois essais, l'éprouvette s'est rompue au palier à $\Delta \varepsilon_t / 2 = 0,8\%$ ou $0,6\%$. Ces résultats semblent montrer que l'acier 45N-ST supporte mieux un chargement par paliers croissants que par paliers décroissants.

Pour le quatrième essai de ce type sur l'acier 45N-ST, le programme de pilotage a été modifié : le nombre de paliers a été réduit à 9, et le nombre de cycles par palier a été réduit de 25%. Malgré cette modification, on a constaté une chute importante de la contrainte maximale de traction sur le palier à l'amplitude de

déformation de 0,5%, due à l'apparition d'une macrofissure dans l'éprouvette. Pourtant, en diminuant le nombre de cycles par palier, on s'éloigne d'avoir la contrainte stabilisée ou quasi-stabilisée en fin de chaque niveau ; c'est pourquoi nous n'avons pas fait d'essai par paliers décroissants à plus faible nombre de cycles par palier. Les paramètres du dernier essai sont présentés dans le tableau II-12.

Niveaux de déformation	Amplitude de déformation(%)	Nombre de cycles	Intervalle entre deux acquisitions (cycles)
1	1,3	84	18
2	1,1	104	10
3	0,9	124	10
4	0,7	144	10
5	0,5	200	14
6	0,4	200	14
7	0,3	245	15
8	0,2	350	15
9	0,1	Jusqu'à rupture	20

Tableau II-12 : Principales caractéristiques du quatrième essai par paliers successifs décroissants effectué sur l'acier 45N-ST

Les différents paramètres de l'essai par paliers successifs décroissants pour l'acier ferritique sont identiques à ceux de l'essai par paliers successifs croissants, excepté l'ordre des tâches.

II.3.3.4. Méthode incrémentale

Pour réaliser cet essai, le mode "suiveur de courbe" ("play back") du logiciel FLAPS5 est utilisé. Ceci nécessite la création d'un fichier de points définissant les différents niveaux de déformation à atteindre. Les données sont enregistrées sous forme d'un pourcentage (en valeur positive ou négative) d'un niveau de déformation maximum défini dans le programme principal.

a) Création du bloc de chargement (Fichier de données)

Pour définir un bloc de chargement, on utilise la méthode proposée par POLÁK [POLÁK 91(b)], qui consiste en la définition d'une croissance linéaire puis

d'une décroissance linéaire des pics de déformation. Soit M le nombre de cycles dans le bloc et ε_{\max} la valeur maximale de la déformation ; on a alors :

$$\varepsilon_i = (-1)^{i+1} (i) \left(\frac{\varepsilon_{\max}}{M} \right) \quad \text{pour } i \leq M$$

$$\varepsilon_i = (-1)^{i+1} (2M-i+1) \left(\frac{\varepsilon_{\max}}{M} \right) \quad \text{pour } i > M$$

M a été choisi égal à 30, valeur permettant de tracer la courbe d'érouissage cyclique avec une bonne précision.

Nous avons effectué des essais incrémentaux à amplitude de déformation maximale dans le bloc de 0,75% et de 1,3%. Le listing du fichier de données est consigné en annexe II, tableau AII-1.

L'allure du bloc de pilotage est donnée en figure II-9.

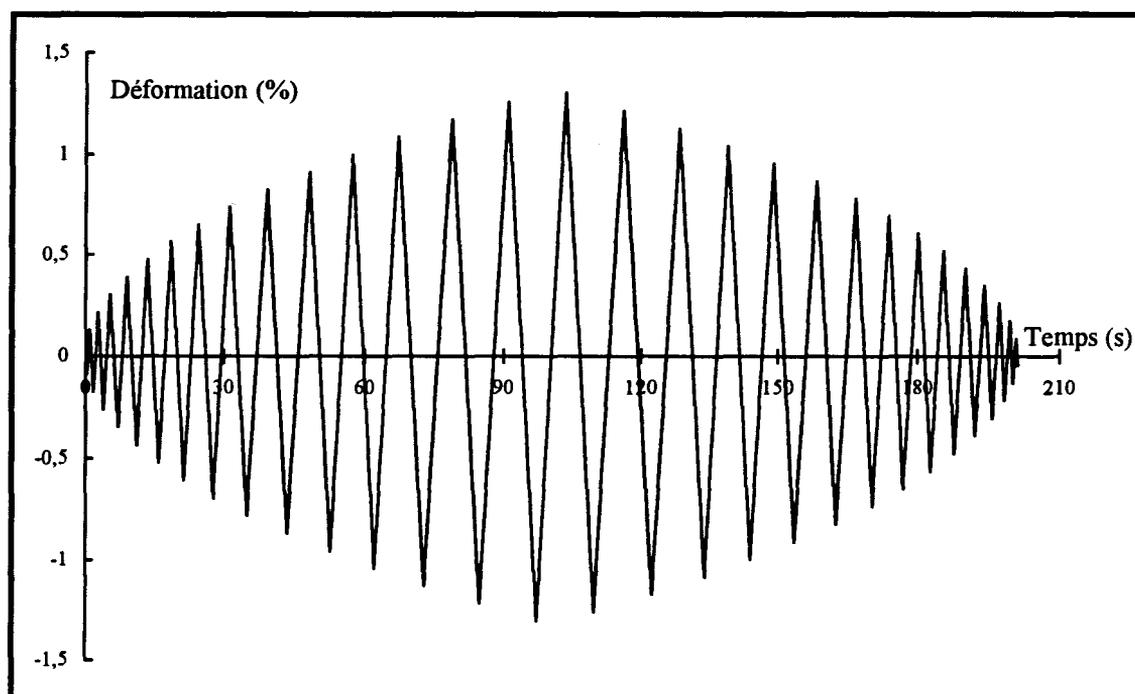


Figure II-9 : Bloc de pilotage pour la méthode incrémentale à amplitude de déformation maximale de 1,3%

b) Traitement du bloc de chargement

La courbe d'érouissage cyclique obtenue par la méthode incrémentale est celle relative à un bloc stabilisé. Nous avons enregistré le 30^{ème} bloc comme bloc

stabilisé, dans le cas des essais incrémentaux à amplitude de déformation maximale dans le bloc de 0,75% et de 1,3%, pour les trois aciers étudiés. L'application de la méthode "Rain Flow", pour trouver les pics correspondant aux boucles contrainte-déformation fermées, nécessite un traitement préliminaire des données, qui consiste à extraire les valeurs pics de contrainte et de déformation du fichier des données puis ordonner ces pics selon la méthode Rain Flow. L'annexe I présente l'organigramme et le programme sur Excel destiné à extraire les valeurs pics de contrainte et de déformation du fichier des données et l'organigramme et le programme sur Excel d'ordonnement de ces pics selon la méthode Rain flow. Les pics formant des boucles fermées et le tracé Rain Flow du bloc incrémental sont donnés en annexe I, pages AI-17 et AI-18 respectivement.

Comme il a été précisé précédemment, les variations des pics de déformation dans un bloc incrémental sont ordonnées dans le sens croissant puis décroissant. Autrement dit, le traitement de ce type de bloc peut également être mené de la manière suivante : les pics i et $(2M-i+1)$ formant une boucle, l'amplitude de déformation de chaque boucle fermée peut être calculée par :

$$\varepsilon_{ai} = \frac{|\varepsilon_i - \varepsilon_{(2M-i+1)}|}{2}$$

c) Estimation de la durée de vie

Pour fixer certains paramètres du programme de pilotage de l'essai (en particulier le nombre de blocs total), il était intéressant d'avoir un ordre de grandeur du nombre de blocs à rupture pour ce type d'essai.

En utilisant la loi de MANSOON-COFFIN, le nombre de cycles à rupture N_r a été déterminé pour chaque niveau de déformation (annexe I page AI-17). Les paramètres de la loi relative à un acier 316 assez proche de l'acier 316 étudié, sont issus de la thèse de Mme S. DEGALLAIX [DEGALLAIX 86] et ceux de l'acier 45N-ST sont issus du rapport interne au laboratoire établi par H. CHATRA [CHATRA 94] :

$$\Delta\varepsilon_t = 37,91 N_r^{-0,450} + 2,58 N_r^{-0,233} \quad \text{pour l'acier 316, } \Delta\varepsilon_t \text{ étant exprimé en \%}$$

$$\Delta\varepsilon_t = 61,95 N_r^{-0,5655} + 1,10 N_r^{-0,0815} \quad \text{pour l'acier 45N-ST, } \Delta\varepsilon_t \text{ étant exprimé en \%}$$

L'application de la loi de cumul linéaire du dommage de MINER donne le nombre de blocs à rupture :

$$\text{Nombre de blocs à rupture} = \left(\sum 1/N_{ri} \right)^{-1}$$

où N_{ri} est le nombre de cycles à rupture à chaque niveau de déformation apparaissant dans le bloc.

On obtient alors un nombre de blocs à rupture prévu pour l'acier 316 égal à 74, et pour l'acier 45N-ST à 50.

Il faut noter que n'ayant pas trouvé les paramètres relatifs à l'acier ferritique, nous ne pouvons pas calculer le nombre de blocs à rupture pour cet acier.

d) Paramètres d'acquisition

La définition des paramètres d'acquisition pour ce type d'essai s'est avérée relativement difficile. En effet un bloc complet, avec l'amplitude de déformation maximale dans le bloc de 1,3%, dure 201 secondes. En utilisant une fréquence d'acquisition de 50 Hz, fréquence minimale permettant d'obtenir des résultats corrects, le nombre de points par bloc est de 10050. Or il faut que le nombre de points pour une acquisition soit un multiple de 750 (l'acquisition dans le mode "Play back" de FLAPS5 se fait par paquets de 750 points) ; aussi, la durée d'acquisition par bloc a été portée à 210 secondes, soit 10500 points par acquisition.

La durée d'acquisition pour les essais incrémentaux réalisés avec l'amplitude de déformation maximale dans le bloc de 0,75%, est de 120 secondes (durée d'un bloc: 116,25 secondes).

e) Programmation

La programmation adoptée pour ce type d'essai était plus délicate. Pour suivre un bloc de chargement, nous avons utilisé le mode "turning point" du module suiveur (play back) de FLAPS5. Pour connaître le mode de fonctionnement de ce module, plusieurs essais ont été réalisés. La démarche de programmation et le programme utilisé sont donnés en Annexe II.

II.3.3.5. Méthode aléatoire

Comme nous l'avons indiqué dans la partie bibliographique, cette méthode utilise également la notion de bloc. En utilisant le module "play back" de FLAPS5, nous avons utilisé la même démarche pour la méthode aléatoire que pour la méthode incrémentale.

a) Création du bloc de chargement (Fichier de données)

Il s'agit de définir les valeurs des pics dans le module suiveur de courbes ("play back" de FLAPS5). Pour réaliser ce bloc de chargement aléatoire, nous avons utilisé un programme écrit en QUICK PASCAL [GENEY 93] ; la démarche de programmation et le programme sont donnés en annexe II. L'idée était de générer une succession de nombres aléatoires alternés, trois nombres successifs devant former une véritable alternance. Les valeurs obtenues sont ensuite traduites en pourcentage de déformation (annexe II, tableau AII-2).

Le nombre de pics par bloc a été fixé à 50 (soit 25 cycles). L'allure du bloc de pilotage est donnée à la figure II-10.

b) Traitement du bloc de chargement

Pour traiter le bloc de chargement ainsi défini et identifier les pics correspondant à des boucles fermées, nous avons suivi la même démarche que pour la méthode incrémentale, à savoir sélectionner un bloc stabilisé du fichier de données, puis en extraire les pics de contrainte et de déformation et ordonner ces pics suivant l'ordre Rain Flow à l'aide des programmes donnés en annexe I. Les paires de pics correspondant aux boucles fermées et le tracé Rain Flow du bloc de chargement sont donnés en annexe I, pages AI-19 et AI-20 respectivement.

c) Estimation de la durée de vie

Le calcul de la durée de vie a été effectué comme pour la méthode incrémentale. Le nombre de cycles à rupture à chaque niveau de déformation est donné en annexe I page AI-19. En utilisant la loi de cumul linéaire du dommage de MINER, le nombre de blocs à rupture prévu était de 152 pour l'acier 316 et 104 pour l'acier 45N-ST. Pour la même raison que précédemment, le nombre de blocs à rupture pour l'acier 446 n'a pu être calculé.

d) Paramètres d'acquisition

La vitesse de déformation dans cet essai étant fixée à $4 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, la durée d'un bloc complet de chargement est de 130,7 secondes. Pour que le nombre de points pris par acquisition (fréquence d'acquisition 50 Hz) soit multiple de 750, la durée d'acquisition par bloc a été portée à 135 secondes (soit 6750 points par acquisition).

L'amplitude maximale de déformation désirée était 1,3%, mais compte tenu du mode de génération des points, la déformation maximale réelle imposée était de 1,254%.

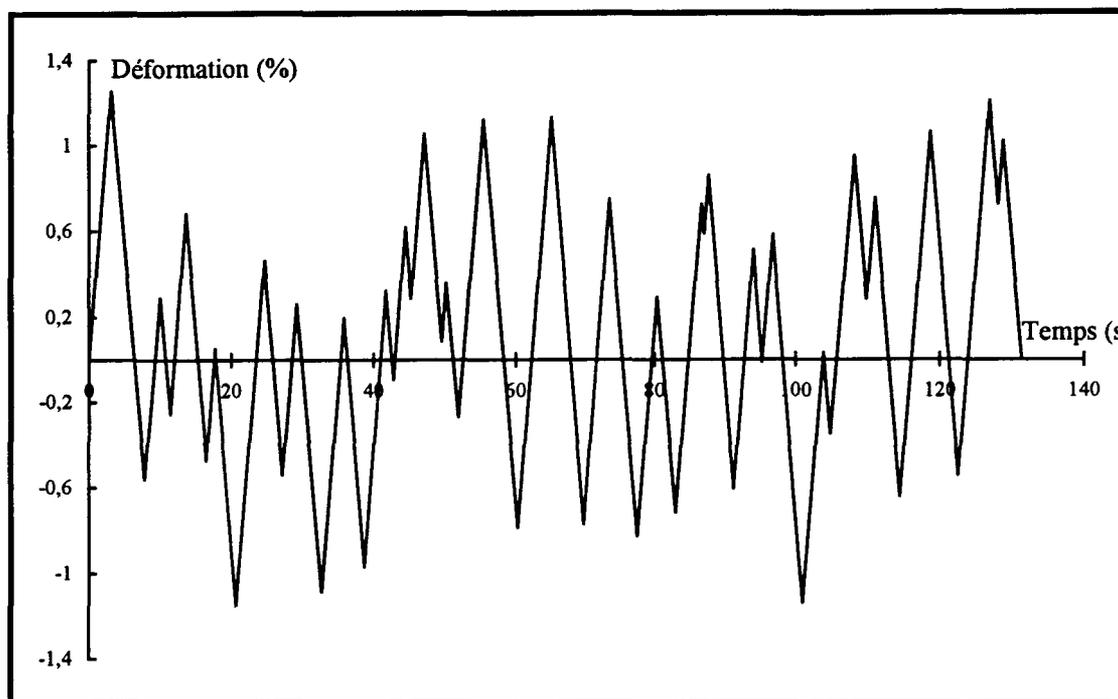


Figure II-10 : Bloc de pilotage pour la méthode aléatoire

e) Programmation

Le programme utilisé pour cet essai est identique à celui de la méthode incrémentale. Seul le bloc de chargement est différent. Le détail de programmation est donné en annexe II, page AII-9.

II.3.3.6. Méthode par traction après cyclage

Nous avons réalisé deux types d'essai de traction après cyclage. Le premier type consiste à effectuer une succession de 34 blocs identiques au bloc défini pour la méthode incrémentale ($\epsilon_{tmax}=1,3\%$), décharger l'éprouvette jusqu'à charge nulle et réinitialiser l'extensomètre à ce niveau (nouvel état de référence : $\sigma=0$ $\epsilon=0$) puis lancer un essai de traction simple jusqu'à une déformation maximale de 1,3% (Figure II-11). Ce type d'essai a été réalisé sur les aciers 316 et 45N-ST.

Le deuxième type d'essai de traction après cyclage, effectué sur les aciers 316 et 446, a été mené en deux phases : la première phase était constituée de 34 blocs incrémentaux à $\epsilon_{tmax}=0,75\%$ suivis d'une traction monotone jusqu'à une déformation maximale de 0,75% ; la seconde phase était constituée de 34 blocs incrémentaux à $\epsilon_{tmax}=1,3\%$ suivis d'une traction monotone jusqu'à 1,3% (Figure II-12).

II.3.2.7. Méthode de la demi-boucle d'hystérésis

Comme nous l'avons indiqué au premier chapitre, la courbe d'écrouissage cyclique par cette méthode est définie à partir de l'alternance croissante d'une boucle d'hystérésis stabilisée obtenue lors d'un essai de fatigue plastique oligocyclique classique à amplitude de déformation constante. La boucle d'hystérésis, après stabilisation, est reportée sur un système d'axes (σ - ϵ) dont l'origine est le minimum de la boucle et dont les échelles sont divisées par deux. Un essai de fatigue oligocyclique à l'amplitude de déformation constante 1,3% a fourni la CEC définie dans l'intervalle de déformation 0-1,3%.

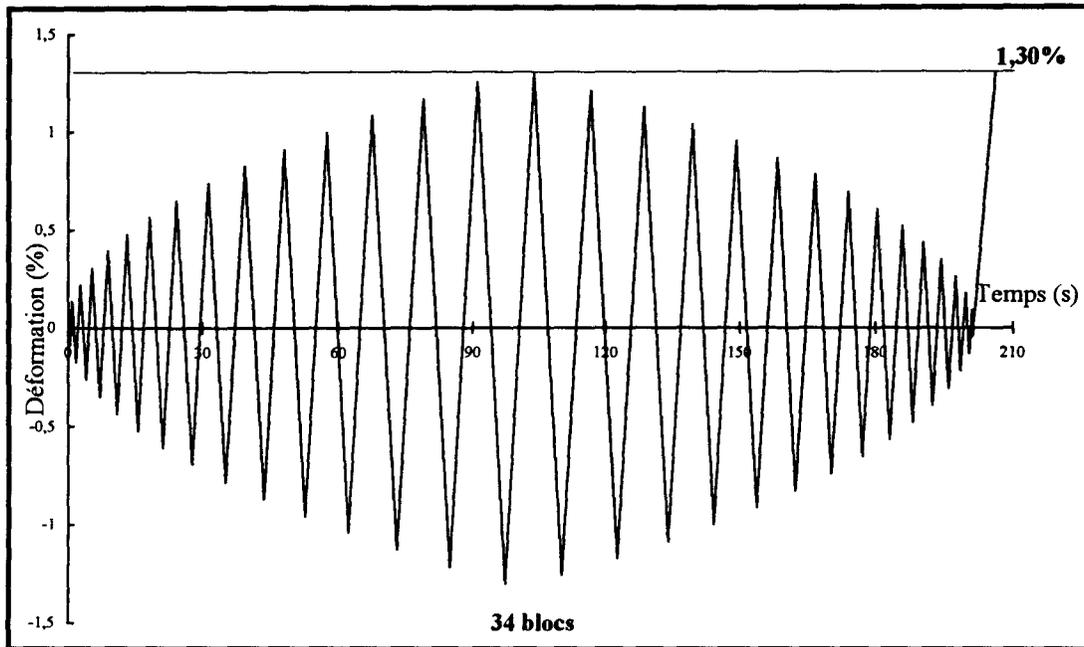


Figure II-11 : Méthode par traction après cyclage (premier type d'essai) : bloc incrémental (répété 34 fois) et traction monotone ; aciers 316 et 45N-ST

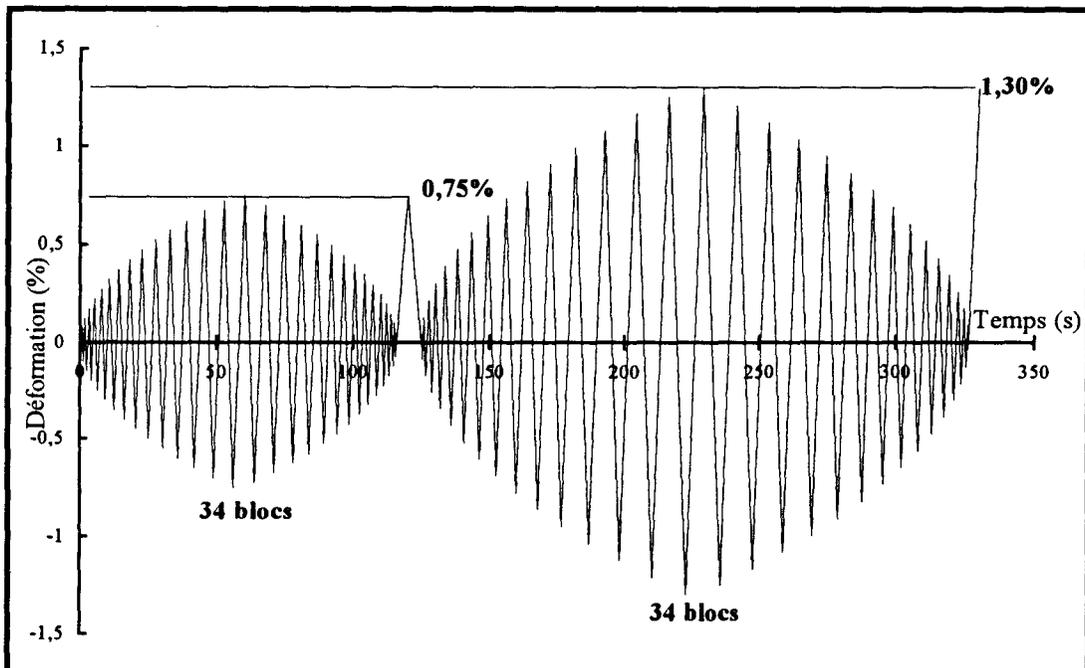


Figure II-12 : Méthode par traction après cyclage (deuxième type d'essai) : premier bloc incrémental (répété 34 fois), et traction monotone, deuxième bloc incrémental (répété 34 fois), traction monotone ; aciers 316 et 446

CHAPITRE III

Résultats et interprétation

SOMMAIRE DU CHAPITRE III

INTRODUCTION.....	87
III.1. COMPORTEMENT EN TRACTION MONOTONE.....	87
III.2. COMPORTEMENT EN FATIGUE PLASTIQUE OLIGOCYCLIQUE.....	92
III.2.1. METHODE A UNE EPROUVETTE PAR NIVEAU.....	92
<i>III.2.1.1. Evolution des contraintes au cours du cyclage.....</i>	<i>92</i>
<i>III.2.1.2. Courbes d'écrouissage cyclique.....</i>	<i>95</i>
<i>III.2.1.3. Durées de vie.....</i>	<i>99</i>
III.2.2. METHODES PAR PALIERS CROISSANTS ET PAR PALIERS DECROISSANTS.....	101
<i>III.2.2.1. Evolution des contraintes au cours de cyclage.....</i>	<i>102</i>
<i>III.2.2.2. Courbes d'écrouissage cyclique.....</i>	<i>109</i>
III.2.3. METHODES INCREMENTALE ET ALEATOIRE.....	111
<i>III.2.3.1. Evolution de contraintes.....</i>	<i>111</i>
<i>III.2.3.2. Courbes d'écrouissage cyclique.....</i>	<i>115</i>
<i>III.2.3.3. Durées de vie.....</i>	<i>119</i>
III.2.4. METHODE PAR TRACTION APRES CYCLAGE.....	120
<i>Courbes d'écrouissage cyclique.....</i>	<i>120</i>
III.2.5. METHODE DE LA DEMI-BOUCLE D'HYSTERESIS.....	121
<i>Courbes d'écrouissage cyclique.....</i>	<i>121</i>
III.2.6. COMPARAISON DES CEC OBTENUES PAR LES DIFFERENTES METHODES.....	122

Introduction

Dans ce chapitre, nous présentons, discutons et interprétons les résultats de traction monotone et de fatigue plastique oligocyclique obtenus sur les trois aciers inoxydables austénitique, ferritique et austéno-ferritique étudiés, d'un point de vue macroscopique et microscopique.

Dans une première partie, nous décrivons le comportement en traction monotone. La seconde partie est consacrée au comportement en fatigue sous différentes histoires de chargement.

III.1. Comportement en traction monotone

L'étude du comportement en traction monotone des trois aciers inoxydables étudiés ne constitue pas l'objectif essentiel de notre travail, mais ne doit tout de même pas être négligée. Nos essais de traction monotone ont été réalisés comme complémentaires des essais de fatigue plastique oligocyclique. Ils constituent ainsi une base de référence (comportement sous sollicitation monotone) pour les résultats de fatigue plastique oligocyclique (comportement sous sollicitations cycliques).

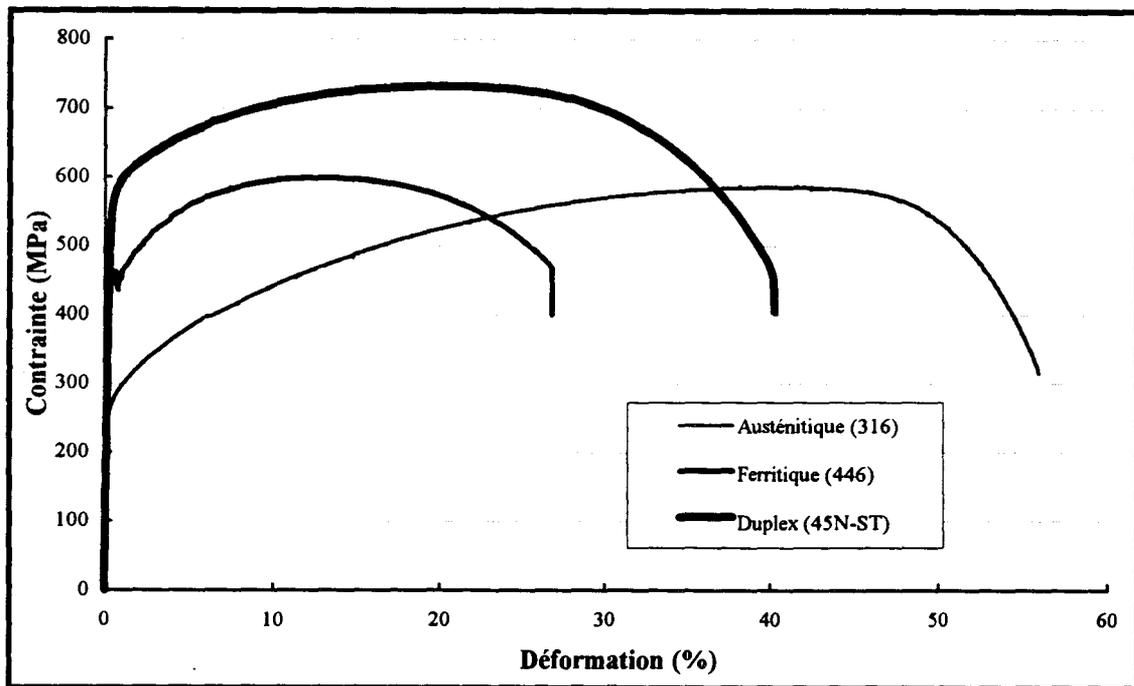


Figure III-1 : Courbes conventionnelles de traction monotone pour les trois aciers inoxydables étudiés

Les courbes conventionnelles de traction monotone, obtenues à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_t = 4.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ pour les trois aciers étudiés, sont comparées sur la figure III-1. Les différentes caractéristiques mécaniques déduites de ces courbes sont regroupées dans le tableau III-1, à savoir :

- le module d'élasticité E
- la limite d'élasticité à 0,2% Re_{0,2%}
- la résistance à rupture R_m
- l'allongement à rupture (ou ductilité) A
- le coefficient de la loi d'écroutissage monotone K
- l'exposant de la loi d'écroutissage monotone n

Repère	E (MPa)	Re _{0,2%} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	K (MPa)	n
316	190000	265	587	56	1013	0,276
446	218000	450 (palier)	600	26	894	0,136
45N-ST	210000	555	732	40,5	1014	0,112

Tableau III-1 : Caractéristiques de traction monotone des trois aciers étudiés
 $(\sigma_v = K \epsilon_{pv}^n \text{ et } 0,001 \leq \epsilon_{pv} \leq \epsilon_{pv(Rm)})$

Les courbes montrent clairement que le comportement en traction monotone est caractéristique de chaque acier :

- l'acier austénitique manifeste la ductilité la plus importante : l'allongement à rupture est en particulier deux fois plus grand que celui de l'acier ferritique ; son taux d'écroutissage est aussi beaucoup plus important que celui des autres aciers (Tableau III-1),

- l'acier ferritique présente un palier de limite d'élasticité, correspondant au phénomène des bandes de Piobert-Lüders ; cet acier est le moins ductile des trois : sa limite d'élasticité est supérieure de celle de l'acier austénitique,

- la limite d'élasticité à 0,2% et la résistance à rupture de l'acier duplex sont supérieures à celles des aciers austénitique et ferritique, tandis que son allongement à rupture est à peu près la moyenne de ceux des deux autres aciers.

Nous avons tenté de modéliser les courbes d'érouissage monotone par une loi puissance de type loi de LUDWIK [LUDWIK 1909] :

$$\sigma_v = K \varepsilon_{pv}^n$$

où σ_v et K s'expriment en MPa et ε_{pv} en vraie grandeur. Les coefficients et exposants d'érouissage sont calculés par régression linéaire (méthode des moindres carrés) dans le domaine de $0,001 \leq \varepsilon_{pv} \leq \varepsilon_{pv}(R_m)$, cette dernière valeur étant le ε_{pv} correspondant à la résistance à rupture (R_m), c'est à dire qu'il est différent pour chaque acier (Tableau III-1).

Les courbes d'érouissage monotone sont présentées en diagramme bilogarithmique (Figure III-2), et comparées aux droites représentant les lois de LUDWIK. La dispersion des points autour d'un palier horizontal, au début de la courbe de traction monotone de l'acier ferritique, correspond au palier de Piobert-Lüders.

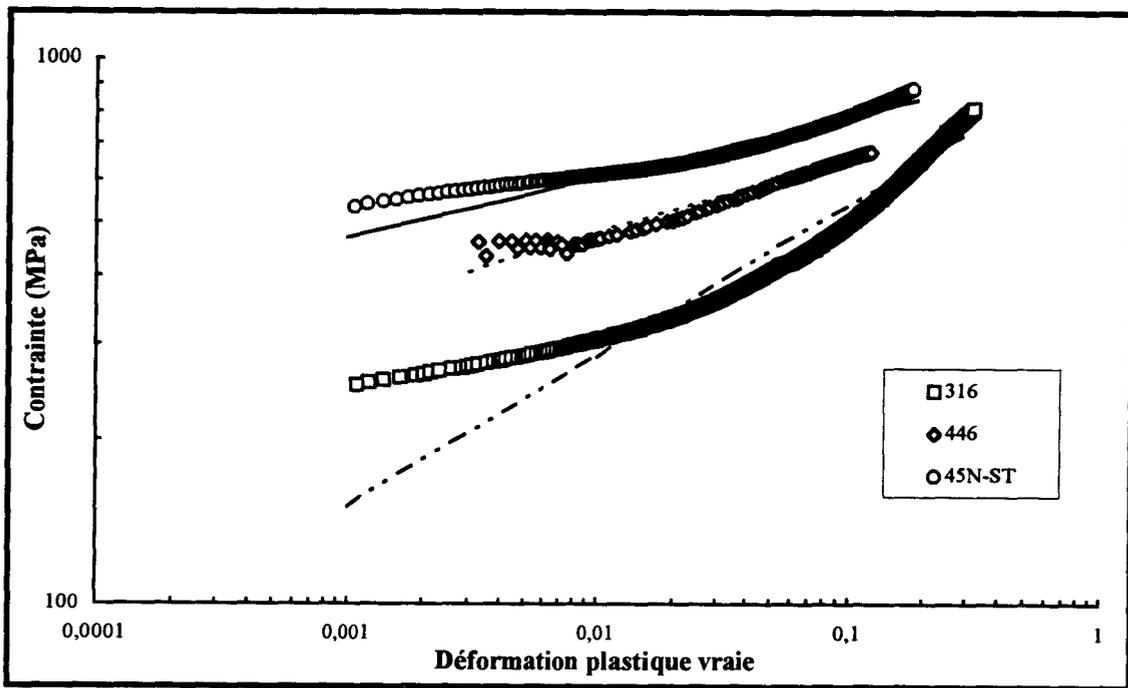


Figure III-2 : Courbes d'érouissage monotone, $\log \sigma_v = f(\log \varepsilon_{pv})$ et droites de LUDWIK associées

En fait, les courbes expérimentales présentent, en diagramme bilogarithmique, une nette concavité dirigée vers le haut. On peut remarquer que les points expérimentaux concernant l'acier ferritique sont mieux ajustés par une droite, tandis que la courbure la plus importante est celle de l'acier austénitique. Une telle concavité a été préalablement observée et étudiée par SOUSSAN [SOUSSAN 89] sur des aciers

inoxydables austénitiques Z2 CND 17-12 alliés à l'azote, dans le domaine $0,1\% \leq \epsilon_{pv} \leq 5\%$.

LUDWIGSON [LUDWIGSON 71] a montré que le modèle de LUDWIK n'est applicable aux aciers inoxydables austénitiques Z2 CND 17-12 qu'à haut niveau de déformation ; à bas niveau de déformation, il propose un modèle de LUDWIK modifié, de la forme :

$$\sigma_v = K_1 \epsilon_{pv}^{n_1} + \delta$$

où δ est la déviation, à bas niveau de déformation, par rapport à la droite de LUDWIK. LUDWIGSON a attribué cette déviation à un changement de mode de glissement des dislocations : le mode de glissement est essentiellement plan à bas niveau de déformation, tandis qu'il devient multiple (présence en particulier de glissement dévié) et conduit à la formation de cellules de dislocations à haut niveau de déformation. Ce dernier mode de déformation correspond à un plus fort taux d'écroutissage. Ces suggestions de LUDWIGSON sur les aciers inoxydables austénitiques stables, ont été confirmées par la suite par DONADILLE [DONADILLE 79], à l'aide d'analyses microstructurales, sur le même type d'acier. Il a mis en effet en évidence, par microscopie électronique en transmission, la transition d'un mode de glissement plan à un mode de glissement multiple, lorsqu'on passe d'un faible à un haut niveau de déformation.

La figure III-2 montre également que le taux d'écroutissage monotone de l'acier duplex est de l'ordre de celui de l'acier austénitique à bas niveau de déformation ($\epsilon_{pv} < 0,01$), tandis qu'à haut niveau de déformation, il est plutôt de l'ordre de celui de l'acier ferritique ($\epsilon_{pv} > 0,03$).

En général, les aciers inoxydables austéno-ferritiques présentent un plus haut niveau de résistance mécanique que les aciers inoxydables austénitiques et ferritiques standard, tout en conservant une ductilité satisfaisante. En effet, leur haut niveau de résistance est donné par leur faible taille de grain et par la phase ferritique, alors que la phase austénitique apporte la ductilité et la ténacité. Par ailleurs, une augmentation des caractéristiques mécaniques de l'acier duplex est observée lorsqu'on augmente la teneur en azote.

En général, dans les aciers duplex la phase ferritique est la phase la plus dure en terme de limite d'élasticité. Selon DESESTRET [DESESTRET 90] par une addition croissante d'azote, on peut inverser le rapport des propriétés mécaniques des phases, mais il n'a pas défini la teneur correspondant à cette transition. FOCT et al. [FOCT 91]

ont proposé la valeur de 0,2% d'azote pour cette transition. Une étude consacrée à l'observation des mécanismes d'endommagement, et en particulier au comportement en traction monotone de notre acier duplex 45N-ST, a été effectuée par FOURET [FOURET 95] au sein du laboratoire : une microéprouvette était sollicitée par l'intermédiaire d'une micromachine de traction monotone installée dans la chambre d'un Microscope Electronique à Balayage (MEB). Cette étude a montré que la phase austénitique se déforme plastiquement la première (apparition en surface des premières lignes de glissement dans cette phase) donc que le taux d'azote (0,158%) en solution solide interstitielle dans cet acier n'est pas assez élevé pour inverser les limites d'élasticité des phases constitutives, confirmant ainsi la proposition de FOCT.

La double pente de la courbe d'érouissage monotone de l'acier duplex (Figure III-2) (proche de celle de l'acier austénitique à bas niveau de déformation et de celle de l'acier ferritique à haut niveau de déformation) confirme que le comportement plastique de l'acier duplex dans la zone $\varepsilon_{pv} < 0,01$ est dominé par celui de la phase austénitique, et par celui de la phase ferritique à haut niveau de déformation ($\varepsilon_{pv} > 0,03$).

III.2. Comportement en fatigue plastique oligocyclique

L'objectif principal de nos essais était la comparaison des CEC obtenues par les différentes méthodes proposées dans la littérature, c'est à dire l'étude de l'influence de l'histoire du chargement cyclique sur la réponse en contrainte stabilisée du matériau. Ces essais ont été menés sur les trois aciers inoxydables étudiés (austénitique, ferritique et austéno-ferritique), permettant ainsi la comparaison de leurs comportements. La CEC résultant de l'évolution des contraintes en cours de cyclage, nous présentons successivement ces évolutions, la CEC et enfin les durée de vie obtenues. La comparaison entre les différentes CEC obtenues par les différentes méthodes et la courbe d'écroutissage monotone, pour chaque acier, sera présenté au dernier paragraphe de ce chapitre.

Rappelons que toutes les essais de fatigue ont été effectuée en déformation totale imposée, à la vitesse de déformation constante 4.10^{-3} s^{-1} .

III.2.1. Méthode à une éprouvette par niveau

Les résultats des essais de fatigue plastique oligocyclique à amplitude de déformation totale imposée constante, à savoir :

- le nombre de cycles à rupture	N_r
- la variation de déformation totale imposée	$\Delta \varepsilon_t$
- la variation de déformation élastique	$\Delta \varepsilon_e$
- la variation de déformation plastique	$\Delta \varepsilon_p$
- l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé	$\Delta \sigma$

sont consignés dans le tableau III-2. Les trois dernières grandeurs sont définies au cycle stabilisé de référence, à savoir à 50% de la durée de vie.

III.2.1.1. Evolution des contraintes au cours du cyclage

L'étude de la consolidation cyclique consiste à examiner l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles et de l'amplitude de déformation imposée. La figure III-3 présente respectivement les courbes de consolidation cyclique des aciers 316, 446 et 45N-ST à trois niveaux de déformation appliqués ($\Delta \varepsilon_t/2=0,3\%$, $0,75\%$ et $1,3\%$).

Acier	n° d'essai	Nr	$\Delta\varepsilon_t$ (%)	$\Delta\varepsilon_e$ (%)	$\Delta\varepsilon_p$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)
316	1	98350	0,403	0,213	0,191	474
	2	53015	0,602	0,274	0,328	490
	3	8382	1,001	0,335	0,665	642
	4	3402	1,502	0,466	1,307	732
	5	1715	2,001	0,532	1,467	924
	6	795	2,401 (a)	0,653	1,749	930
	7	1015	2,403 (b)	0,625	1,777	996
	8	1066	2,602	0,668	1,934	992
446	1	22349	0,603	0,438	0,166	900
	2	782	1,504	0,512	0,992	1034
	3	85	2,404	0,559	1,841	1160
	4	135	2,603	0,561	2,040	1142
45N-ST	1	74002	0,604 (a)	0,473	0,131	960
	2	45005	0,604 (b)	0,457	0,147	978
	3	13000	0,805 (a)	0,524	0,281	1032
	4	8000	0,805 (b)	0,511	0,294	1040
	5	5200	1,003 (a)	0,535	0,468	1072
	6	4000	1,005 (b)	0,529	0,476	1088
	7	1500	1,504 (a)	0,553	0,951	1146
	8	1500	1,504 (b)	0,581	0,923	1136
	9	1100	2,003 (a)	0,629	1,374	1172
	10	920	2,005 (b)	0,611	1,394	1202
	11	539	2,604 (a)	0,668	1,939	1270
	12	340	3% (a)	0,718	2,287	1340

Tableau III-2 : Résultats des essais de fatigue plastique oligocyclique à une éprouvette par niveau, aux différents niveaux de déformation totale imposés

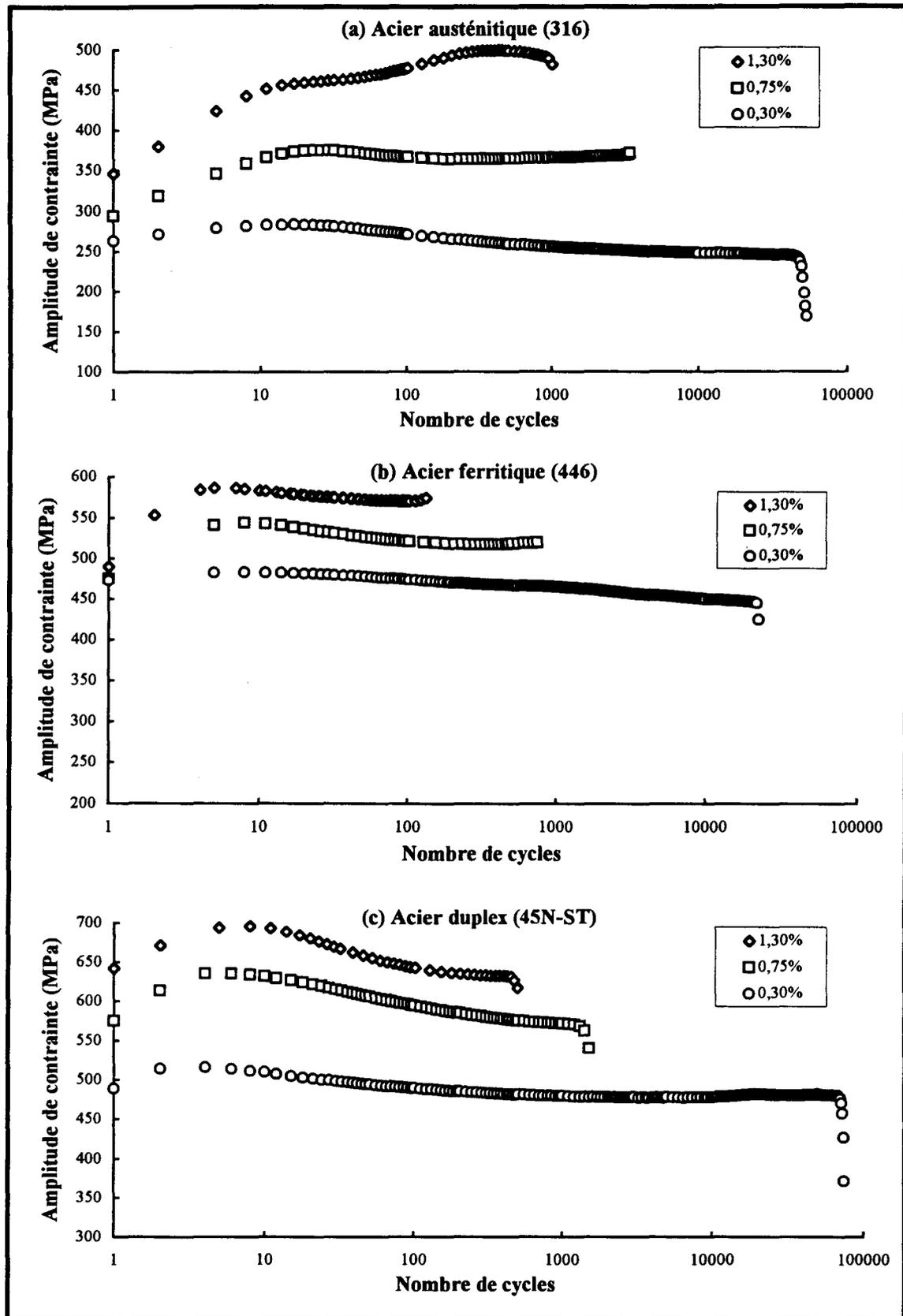


Figure III-3 : Courbes de consolidation cyclique : (a) acier 316 ; (b) acier 446 ; (c) acier 45N-ST

Les courbes de consolidation cyclique des trois aciers étudiés (Figure III-3) manifestent une période d'accommodation qui couvre une bonne dizaine de cycles. Ce stade se caractérise par un durcissement d'autant plus intense que $\Delta\varepsilon_t$ est élevé, suivi par une quasi-stabilisation de la contrainte à $\Delta\varepsilon_t/2=0,3\%$ et $0,75\%$. La phase d'accommodation à haute amplitude de déformation ($\Delta\varepsilon_t/2=1,3\%$) est suivie par une phase de quasi-stabilisation caractérisée par un léger durcissement pour l'acier austénitique, par un état stabilisé pour l'acier ferritique, et par un léger adoucissement pour l'acier duplex. Des évolutions de contrainte proches de ces résultats ont été observées, par DEGALLAIX [DEGALLAIX 86] sur un acier 316L, chargé de 0,071% d'azote, par MAGNIN [MAGNIN 84] sur des monocristaux CC dans le domaine "basse température" et par XIA et WANG [XIA 92] sur des aciers inoxydables duplex Fe-Cr-Mn-N (17%Cr, 14% Mn et 0,25% N).

Les niveaux de contrainte au premier cycle, pour les trois amplitudes de déformation, (Figure III-3), sont dans l'ordre croissants pour les aciers austénitique, ferritique et duplex. Dû au palier de limite d'élasticité (Piobert-Lüders), ces contraintes initiales sont très proches l'une de l'autre dans l'acier ferritique. La différence importante entre ces niveaux pour les aciers austénitique et duplex est due à leur fort taux d'écroissage. La différence entre les niveaux de contrainte initiaux de l'acier austénitique et ceux de l'acier duplex vient de la différence entre leurs limites d'élasticité.

L'absence d'une diminution progressive de contrainte en fin de durée de vie dans l'acier ferritique à $\Delta\varepsilon_t/2=0,75\%$ et $1,3\%$, correspond à une rupture brutale par clivage de cet acier (qui couvre plus de 90% de la surface) (Figure III-7-b).

III.2.1.2. Courbes d'écroissage cyclique

Comme nous l'avons déjà dit, la courbe d'écroissage cyclique (CEC) représente la réponse du matériau en amplitude de contrainte, au cycle stabilisé (mi-durée de vie), à l'amplitude de déformation imposée ; ici on impose l'amplitude de déformation totale. La courbe $\text{Log} (\Delta\sigma/2)_s = f[\text{Log} (\Delta\varepsilon_p/2)_s]$ est souvent représentée par une loi puissance :

$$(\Delta\sigma/2)_s = K'(\Delta\varepsilon_p/2)_s^{n'}$$

appelée loi d'écroissage cyclique, où K' et n' sont respectivement le coefficient et l'exposant d'écroissage cyclique. Si l'essai est conduit sous amplitude de déformation totale contrôlée, on évalue la déformation plastique soit en mesurant sur la boucle

d'hystérésis la composante plastique (variation de déformation à charge nulle), soit en retranchant à la variation de déformation totale la variation de déformation élastique définie par $\Delta\varepsilon_e = \Delta\sigma/E$. Ces deux méthodes donnent en général des valeurs de déformation plastique légèrement différentes. Pour l'obtention des courbes d'érouissage cyclique par la méthode une éprouvette par niveau, nous avons défini la déformation plastique comme la largeur de la boucle d'hystérésis à charge nulle.

Il convient de faire une distinction entre : la courbe d'érouissage cyclique, définie par les points expérimentaux, en diagramme linéaire ou en diagramme bilogarithmique ; la loi d'érouissage cyclique, calculée par régression linéaire à partir des points expérimentaux en diagramme bilogarithmique ; la droite d'érouissage cyclique représentant cette loi en diagramme bilogarithmique.

Les courbes et les droites d'érouissage cyclique des trois aciers étudiés, obtenues par la méthode une éprouvette par niveau, sont tracées sur la figure III-4, en diagramme bilogarithmique. Les coefficients et exposants d'érouissage sont également donnés dans le tableau III-3.

La courbe d'érouissage cyclique de l'acier 316 présente un taux d'érouissage cyclique beaucoup plus intense que les aciers 446 et 45N-ST dans la plage des déformations étudiées. Ceci a été observé par plusieurs auteurs pour les aciers type 316 et 316L hypertrempés [DEGALLAIX 86, MAGNIN 89, VOGT 91, POLÁK 94(b)]. Cette courbe correspond au troisième stade de la courbe d'érouissage cyclique de l'acier 316L (cf. I.3.1.3 et Figure I-25). La pente de la courbe d'érouissage cyclique de l'acier 45N-ST est très proche de celle obtenue pour l'acier ferritique, et lui est quasiment parallèle.

Acier	n'	K'	coefficient de corrélation
316	0,331	478	0,973
446	0,099	571	0,963
45N-ST	0,093	619	0,978

Tableau III-3 : Paramètres des lois d'érouissage cyclique obtenues par la méthode une éprouvette par niveau, pour les trois aciers étudiés

Pour l'acier inoxydable ferritique, malgré le faible nombre d'essais effectué (quatre essais) la courbe d'érouissage cyclique obtenue donne une idée générale de

l'écrouissage cyclique de cet acier, et permet la comparaison avec les autres aciers. Les points expérimentaux concernant l'acier 45N-ST sont bien ajustés par une droite en diagramme bilogarithmique, tandis que les points obtenus pour l'acier 316 présentent une légère concavité vers le haut. Le positionnement des courbes montre que la CEC de l'acier ferritique se situe entre celles des aciers austénitique et duplex.

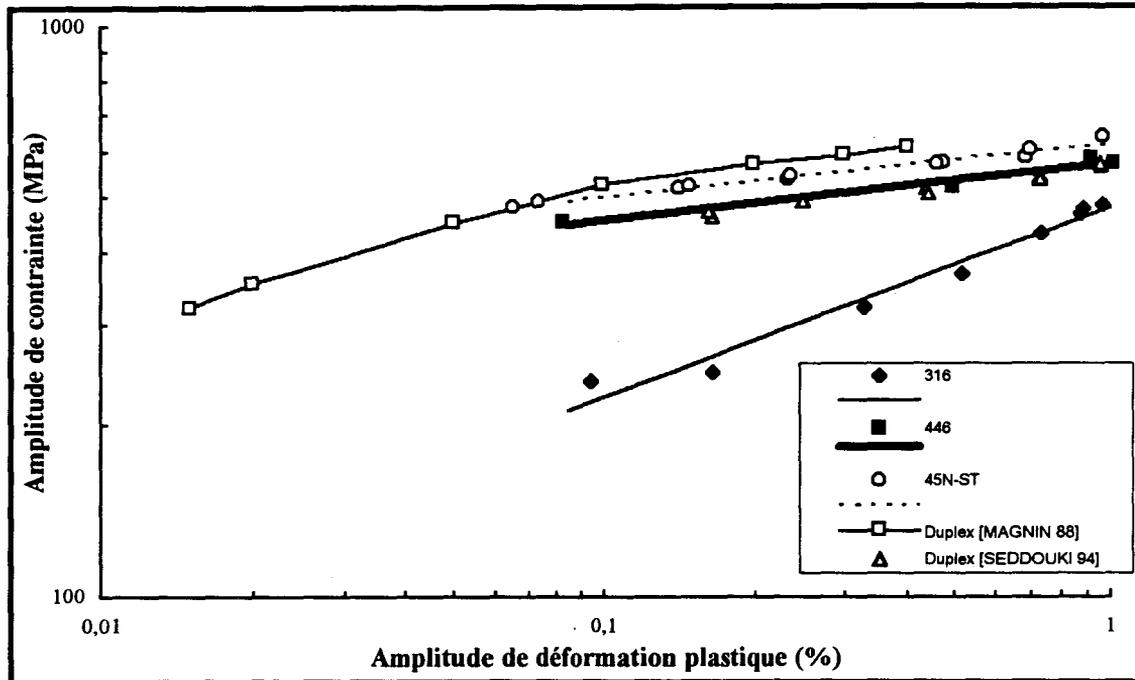


Figure III-4 : Courbes et droites d'écrouissage cyclique obtenues par la méthode une éprouvette par niveau pour les trois aciers étudiés

Nous avons superposé la CEC de l'acier duplex (50% α - 50% γ) étudié par MAGNIN [MAGNIN 88 (a)] et celle de l'acier duplex (55% α - 45% γ) étudié par SEDDOUKI [SEDDOUKI 94] à nos propres courbes d'écrouissage cyclique (Figure III-4). Les CEC de l'acier ferritique et des trois aciers duplex sont quasiment parallèles dans la zone $10^{-3} < \Delta\epsilon_p/2 < 10^{-2}$. Toutefois, celle obtenue par MAGNIN couvre un domaine plus étendu à faible amplitude de déformation, et présente un changement de pente au voisinage de l'amplitude de déformation $\Delta\epsilon_p/2 = 10^{-3}$. La comparaison de ces courbes avec celle obtenue par MATEO [MATEO 96] (cf. I.3.3 et Figure I-39) montre que la plage de déformation ici étudiée correspond au troisième stade de la CEC obtenue par MATEO, où le comportement de l'acier duplex est dominé par celui de la phase ferritique.

POLÁK et SEDDOUKI [POLÁK 93 (b), SEDDOUKI 94] ont étudié la microstructure des dislocations dans les deux phases constituant l'acier duplex

mentionné ci-dessus (X2CrNiMoN 22-5-3 à 0,11% de l'azote, de composition chimique très proche de celle de notre acier). Sous $\Delta\epsilon_i=0,8\%$ et $1,4\%$, la structure des dislocations, dans la phase ferritique consiste en un mélange de matrice (canaux et veines) et parois. Cette structure est qualitativement la même, quel que soit le niveau de déformation appliqué ; seul le volume occupé par les parois augmente avec le niveau de déformation. En revanche, la structure des dislocations dans la phase austénitique est fonction de l'amplitude de déformation appliquée. La structure à haut niveau de déformation ($\Delta\epsilon_i=1,4\%$) est partiellement cellulaire, tandis qu'aucune structure particulière n'est observée à basse amplitude ($\Delta\epsilon_i=0,8\%$) ; dans ce dernier cas, le glissement est planaire et la plupart du temps, un seul système de glissement est activé (Figures IV-5 et IV-6).

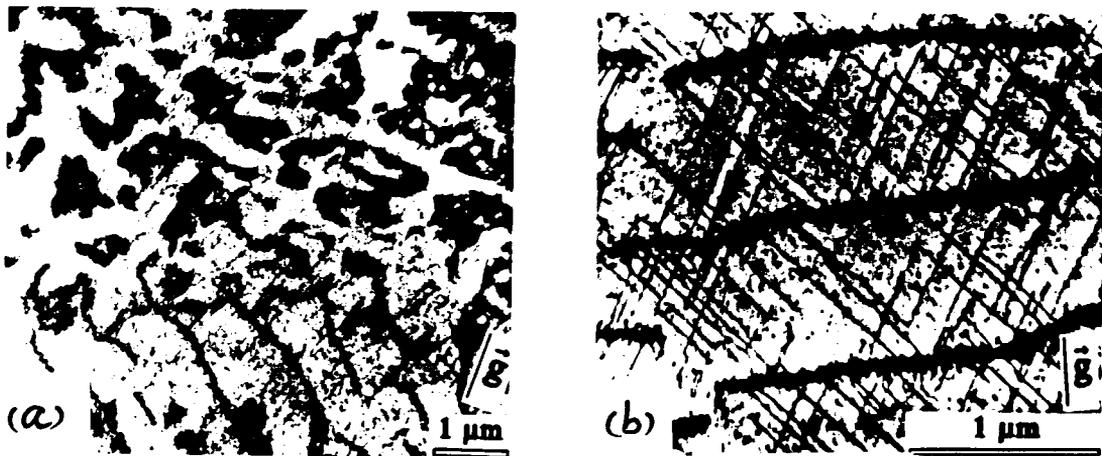


Figure IV-5 : Microstructure des dislocations dans la phase ferritique d'un acier duplex Z2 CND 22 05 à 0,11% d'azote après cyclage jusqu'à 2600 cycles ($NR \approx 4500$ cycles) à $\Delta\epsilon_i=1,4\%$: (a) structure "matrice" (partie supérieure) et structure "parois" (partie inférieure) $g = \langle 111 \rangle$; (b) Structure en "parois" axe du grain $[\bar{1} 18]$, plan de la lame $(\bar{3} \bar{2} 0)$, $g = [\bar{1} 10]$ [POLÁK 93 (b)].

Les microstructures de dislocations observées par LLANES [LLANES 96], MATEO [MATEO 96], POLÁK [POLÁK 93(b)] et SEDDOUKI [SEDDOUKI 94] dans des aciers duplex sont quasiment identiques, exceptée la structure partiellement cellulaire observée par POLÁK à haut niveau de déformation dans la phase austénitique, que LLANES et MATEO n'ont pas observé. Cette différence peut être attribuée aux différences de composition chimique et de pourcentages des phases dans ces aciers. Toutefois, tous les résultats de la littérature montrent que, dans le domaine de déformation plastique étudié ici ($6 \cdot 10^{-4} \leq \Delta\epsilon_p / 2 < 10^{-2}$), les deux phases austénitique et ferritique accommodent la déformation plastique mais le comportement cyclique de l'acier duplex est plutôt dominé par celui de la phase ferritique.

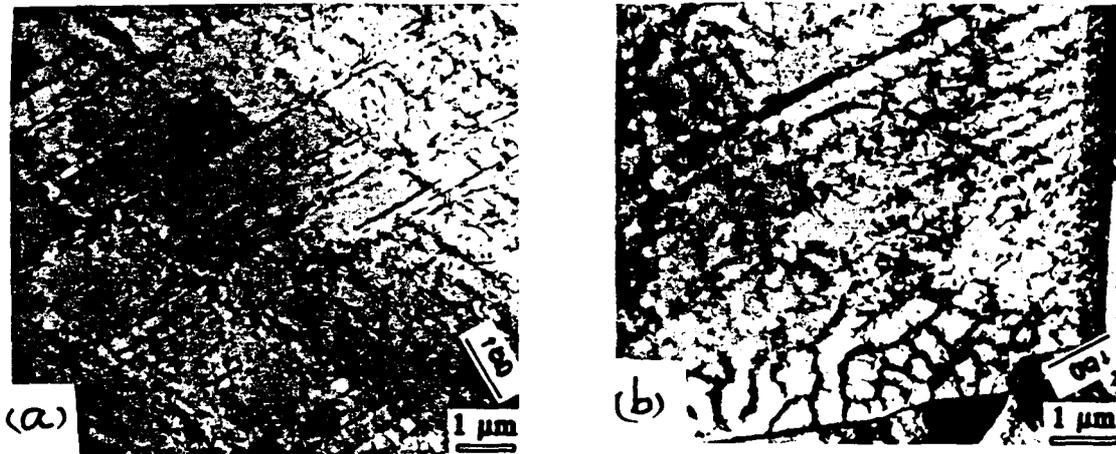


Figure IV-6 : Microstructure des dislocations dans la phase austénitique d'un acier duplex Z2 CND 22 05 à 0,11% d'azote : (a) après cyclage jusqu'à 3000 cycles ($NR \approx 30000$ cycles) à $\Delta\epsilon_t = 0,8\%$, plan de la lame $(1\bar{2}1)$; $g = [111]$; (b) après cyclage jusqu'à 3000 cycles ($NR \approx 4500$ cycles) à $\Delta\epsilon_t = 1,4\%$, $g = [111]$ [POLÁK 93 (b)].

III.2.1.3. Durées de vie

Le tableau III-2 montre que les durées de vie de l'acier ferritique, dans le domaine de déformation cyclique étudié, sont les plus faibles des trois aciers. Ce phénomène est attribué à la rupture par clivage de cet acier, favorisée par la présence de précipités de carbure de chrome et de nitrure de chrome. Les fissures, dans l'acier ferritique, s'amorcent essentiellement sur des décohésions ou des ruptures de précipités (Figure III-7-a), et se propagent très rapidement dans le matériau (Figure III-7-b).

La figure III-8 compare les courbes de résistance à la FPO de l'acier 45N-ST avec celles de l'acier 316. Sont tracées sur cette figure, les courbes $\Delta\epsilon_t$, $\Delta\epsilon_p$, $\Delta\epsilon_e = f(Nr)$ pour l'acier 45N-ST étudié et pour un acier 316 très voisin du nôtre [DEGALLAIX 86]. Les points expérimentaux reportés sont nos propres points expérimentaux $\Delta\epsilon_e$ - Nr pour l'acier 45N-ST et $\Delta\epsilon_t$, $\Delta\epsilon_p$, $\Delta\epsilon_e$ - Nr pour l'acier 316 étudié. On peut observer que, bien que ces aciers soient légèrement différents, les courbes du 316 étudié par S. DEGALLAIX représentent très bien la résistance à la fatigue du 316 étudié ici. Le nombre d'essais effectué sur l'acier ferritique n'est pas suffisant pour tracer la courbe de résistance à la fatigue de cet acier. La comparaison des courbes $\Delta\epsilon_t$ - Nr des aciers austénitique et duplex montre qu'à haut niveau de déformation, la durée de vie de l'acier 316 est supérieure à celle de l'acier 45N-ST, tandis qu'on observe l'inverse à faible niveau de déformation. Ce phénomène peut être expliqué par la différence importante entre les limites d'élasticité de ces deux aciers. En effet à faible amplitude de déformation totale appliquée, étant donné la nettement plus haute limite d'élasticité

du 45N-ST, la déformation plastique, donc l'endommagement sont nettement plus petits que dans l'acier 316. Par ailleurs, comme nous l'avons indiqué dans le paragraphe précédent, le comportement cyclique de l'acier duplex, à faible amplitude de déformation, est contrôlé par la phase austénitique. La bonne réversibilité de la déformation plastique dans la phase austénitique, favorisée par la présence d'azote, retarde l'initiation des fissures dans cette phase. A haute amplitude de déformation cyclique, les deux phases α et γ accommodent la déformation plastique. La figure III-9 montre les courbes de Manson-Coffin d'un acier duplex et des aciers ferritique et austénitique de compositions chimiques voisines de celles des phases α et γ de l'acier duplex. La courbe de l'acier duplex présente un changement de pente à $\Delta\varepsilon_p/2 \cong 10^{-3}$ qui correspond bien au changement de pente observé sur la CEC du même acier et celui observé par MATEO (cf. I.3.3 et figure I-39). Cette figure (figure III-10) montre que la durée de vie de l'acier duplex à haute amplitude de déformation est gouvernée par la phase ferritique. Ceci explique le faible nombre de cycles à rupture de notre acier duplex à haute amplitude de déformation imposée.

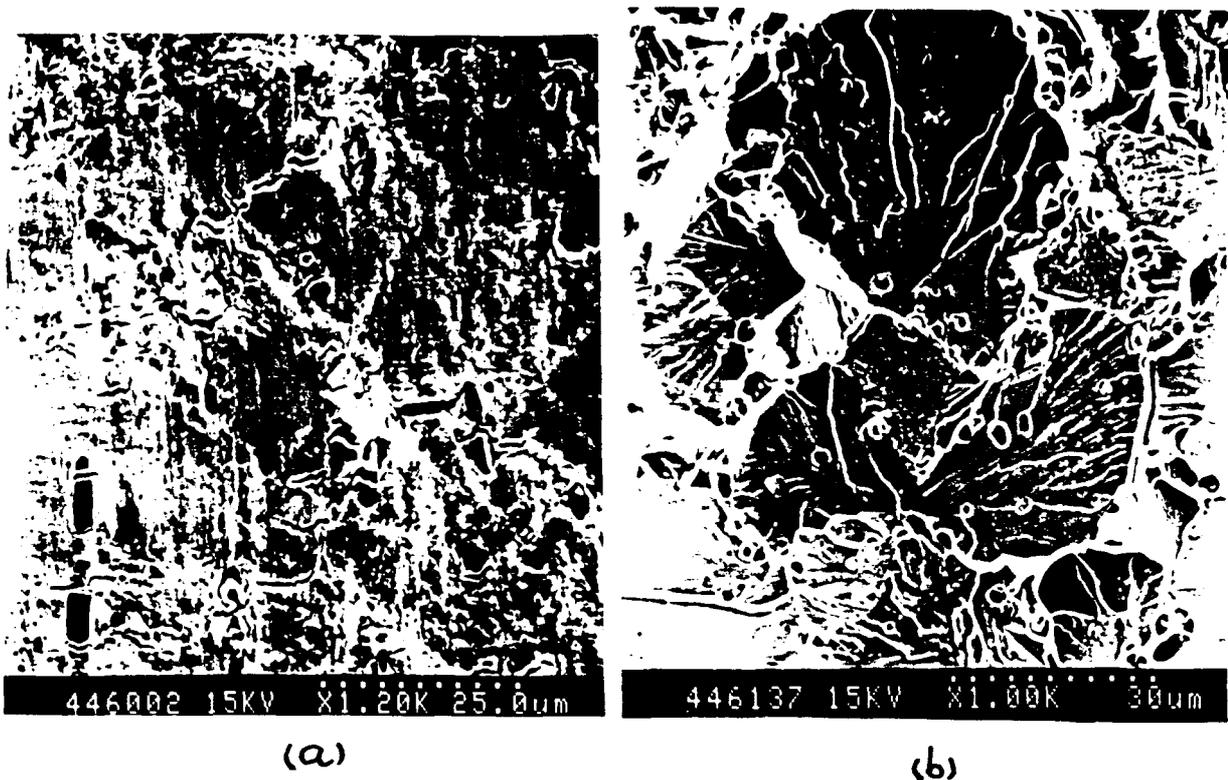


Figure III-7 : Acier ferritique cyclé à $\Delta\varepsilon/2=1,3\%$; (a) aspect de la surface d'une éprouvette à rupture, décohésion et rupture de précipités, (b) faciès de rupture par clivage

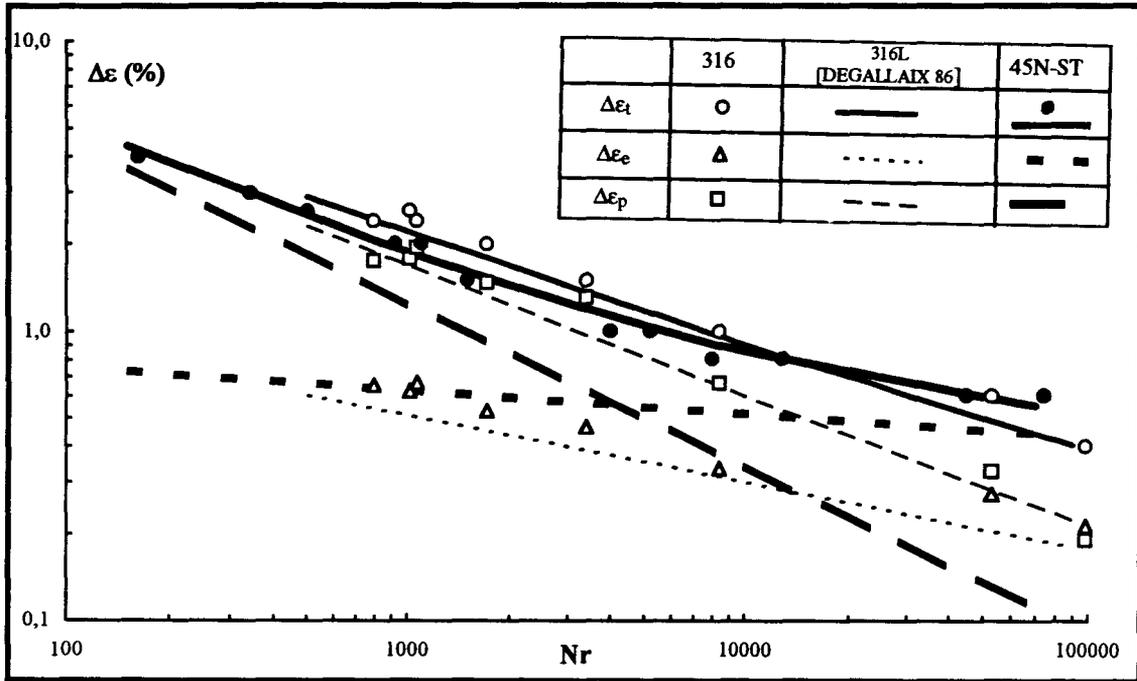


Figure III-8 : Courbes de résistance à la FPO des aciers 316 et 45N-ST

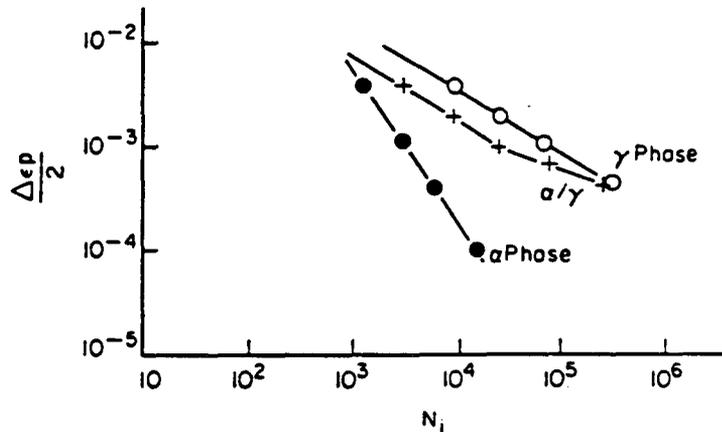


Figure III-9 : Courbes de Manson-Coffin d'un acier duplex et d'aciers ferritique et austénitique de compositions chimiques voisines des phases α et γ de l'acier duplex, $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ [MAGNIN 88 (a)]

III.2.2. Méthodes par paliers croissants et par paliers décroissants

Dans cette partie, nous présentons et interprétons les résultats obtenus par les méthodes par paliers successifs croissants et par paliers successifs décroissants. Les tableaux III-4 et 5 présentent les résultats de ces essais, à savoir :

- le nombre de cycles à chaque palier N
- la variation de déformation totale imposée $\Delta\epsilon_t$

- la variation de déformation élastique	$\Delta\varepsilon_e$
- la variation de déformation plastique	$\Delta\varepsilon_p$
- la variation de contrainte	$\Delta\sigma$

ces trois dernières grandeurs étant définies au dernier cycle d'acquisition sur chaque palier. Il faut noter que N_f , au dernier palier des essais par paliers croissants, correspond au nombre de cycles à ce palier ayant conduit à la rupture.

III.2.2.1. Evolution des contraintes au cours de cyclage

L'évolution des valeurs absolues des pics de contrainte en traction et en compression en fonction du nombre de cycles, dans les essais par paliers croissants et par paliers décroissants, pour les trois aciers 316, 446 et 45N-ST, sont donnés sur les figures III-10, 11 et 12 respectivement. Ces courbes montrent que la stabilisation n'est pas atteinte pour tous les niveaux de déformation. Cependant la courbure du tracé pour chaque niveau montre que l'état stabilisé est proche, excepté pour les hauts niveaux de déformation appliqués à l'acier 316.

Essais par paliers croissants

a) acier austénitique

Nous pouvons distinguer trois zones différentes sur la courbe d'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles (Figure III-10) :

1- $\varepsilon_t = 0,1\%$; sur ce palier la déformation totale imposée induit une très faible déformation plastique, et la variation des pics de contrainte est quasiment nulle ;

2- $0,2\% \leq \varepsilon_t < 0,6\%$; dans cette zone, on observe un durcissement sur les premiers cycles suivi d'un adoucissement,

3- $0,6\% < \varepsilon_t < 1,3\%$; il y a durcissement continu du matériau.

b) acier ferritique

Malgré le faible nombre de cycles, le niveau de contrainte se stabilise à tous les paliers (Figure III-11).

c) acier duplex

La courbe d'évolution des pics de contrainte en fonction du nombre de cycles montre que sur tous les paliers, le cyclage entraîne un adoucissement durant les

premiers cycles, suivi par une quasi-stabilisation de contrainte (Figure III-12). Cette stabilisation est plus marquée à faible amplitude de déformation, où le nombre de cycles est plus grand.

Acier	n° de palier	N	$\Delta\varepsilon_t$ (%)	$\Delta\varepsilon_p$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)
316	1	1500	0,200	0,0045	346
	2	750	0,402	0,131	478
	3	500	0,602	0,297	532
	4	375	0,802	0,466	574
	5	300	1,002	0,637	614
	6	250	1,202	0,806	652
	7	187	1,602	1,134	740
	8	150	2,002	1,459	834
	9	125	2,402	1,771	934
	10	389 (rupture)	2,604	1,937	976
446	1	300	0,200	0,000	392
	2	100	0,601	0,186	812
	3	60	1	0,519	916
	4	44	1,401	0,875	984
	5	33	1,801	1,244	1030
	6	27	2,202	1,615	1068
	7	390 (rupture)	2,601	1,983	1110
45N-ST	1	1500	0,201	0,000	400
	2	750	0,402	0,022	758
	3	500	0,603	0,124	954
	4	375	0,803	0,275	1038
	5	300	1,003	0,446	1078
	6	250	1,203	0,623	1106
	7	187	1,603	0,990	1148
	8	150	2,003	1,361	1182
	9	125	2,403	1,734	1212
	10	95 (rupture)	2,604	1,907	1246

Tableau III-4 : Résultats des essais de fatigue plastique oligocyclique par paliers croissants pour les trois aciers étudiés

Acier	n° de palier	N	$\Delta\varepsilon_t$ (%)	$\Delta\varepsilon_p$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)
316	1	114	2,603	1,969	988
	2	125	2,402	1,779	972
	3	150	2,001	1,419	914
	4	187	1,600	1,065	848
	5	250	1,202	0,713	780
	6	300	1,002	0,543	738
	7	375	0,802	0,376	694
	8	500	0,602	0,215	638
	9	750	0,401	0,081	542
	10	1500 (pas de rupture)	0,201	0,009	334
446	1	24	2,599	2,014	1136
	2	27	2,200	1,639	1092
	3	33	1,801	1,267	1048
	4	44	1,400	0,898	994
	5	60	1,000	0,537	926
	6	100	0,601	0,194	838
	7	300 (pas de rupture)	0,200	0,004	410
45N-ST	1	84	2,604	1,917	1300
	2	104	2,404	1,737	1262
	3	124	2,004	1,367	1212
	4	144	1,603	1,000	1158
	5	200	1,203	0,633	1092
	6	200 (rupture)	1,004	0,456	1046

Tableau III-5 : Résultats des essais de fatigue plastique oligocyclique par paliers décroissants pour les trois aciers étudiés

Essais par paliers décroissants

L'évolution des valeurs absolues des pics de contrainte en fonction du nombre de cycles dans les essais par paliers décroissants, pour les trois aciers 316, 446 et 45N-ST, est bien sûr celle observée lors d'essais à amplitude de déformation constante à $\Delta\varepsilon_i/2=1,3\%$; au-delà, on constate un adoucissement ; il est en effet couramment admis que "sur des états déformés préalablement, on observe en règle générale un adoucissement dès que le taux de prédéformation est supérieur à la déformation cyclique imposée" [PINEAU 76]. Cet adoucissement est plus intense à haute amplitude de déformation et est suivi par une quasi-stabilisation de la contrainte.

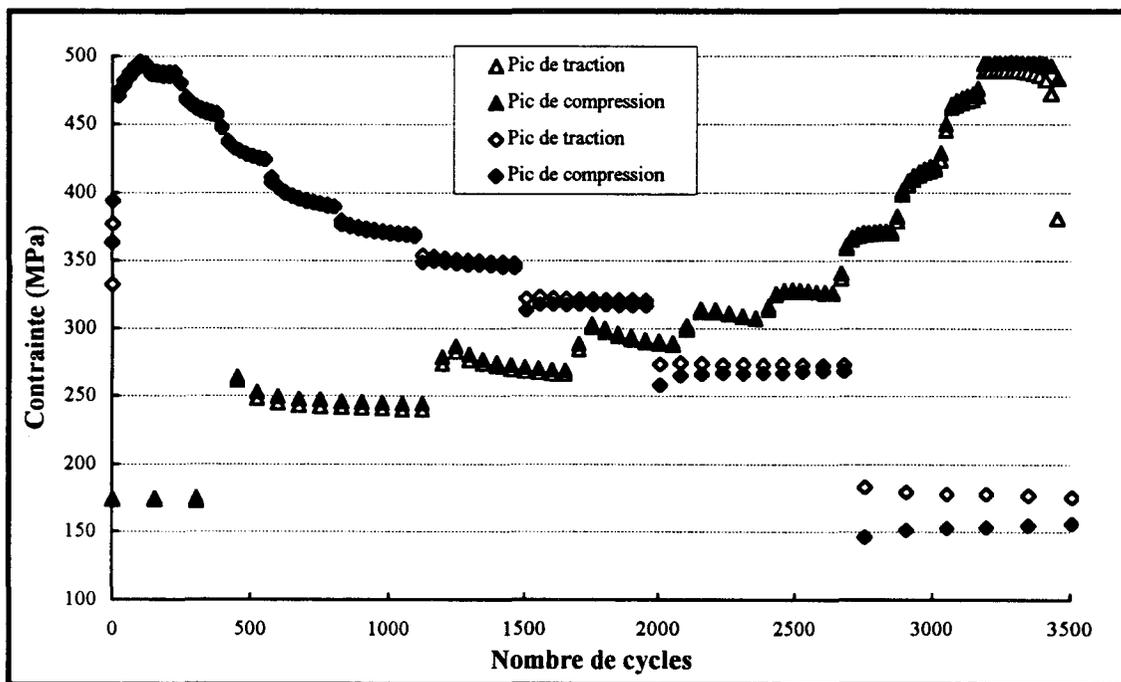


Figure III-10 : Méthodes par paliers croissants et par paliers décroissants : évolution des pics de contrainte en fonction du nombre de cycles ; acier 316

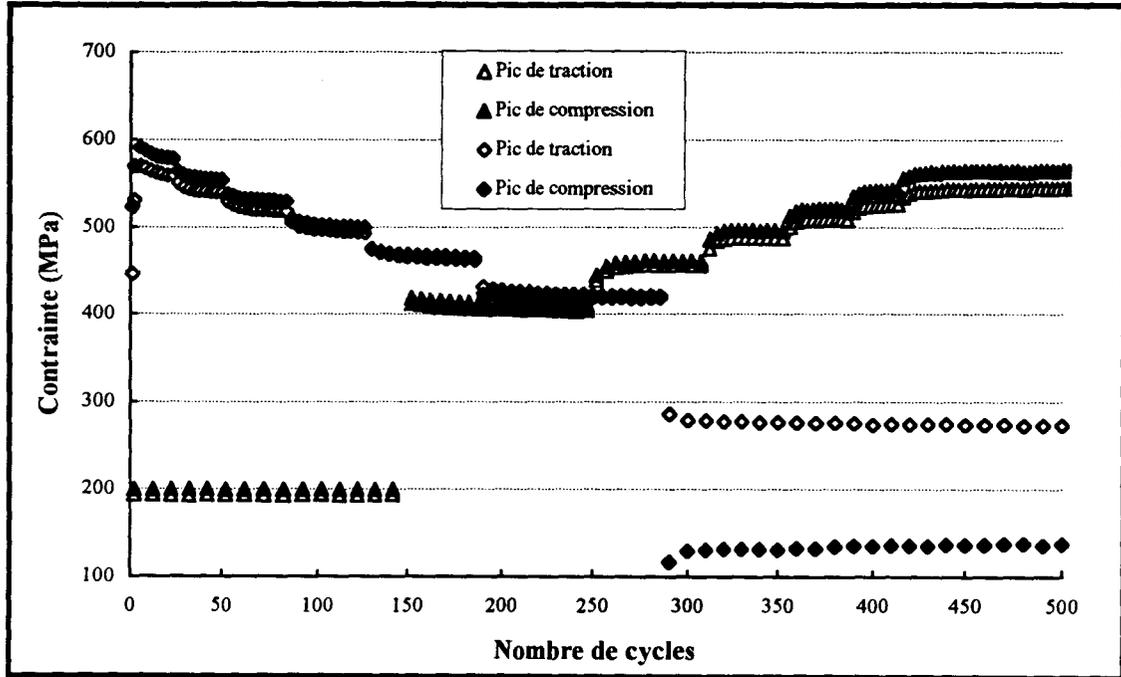


Figure III-11 : Méthodes par paliers croissants et par paliers décroissants : évolution des pics de contrainte en fonction du nombre de cycles ; acier 446

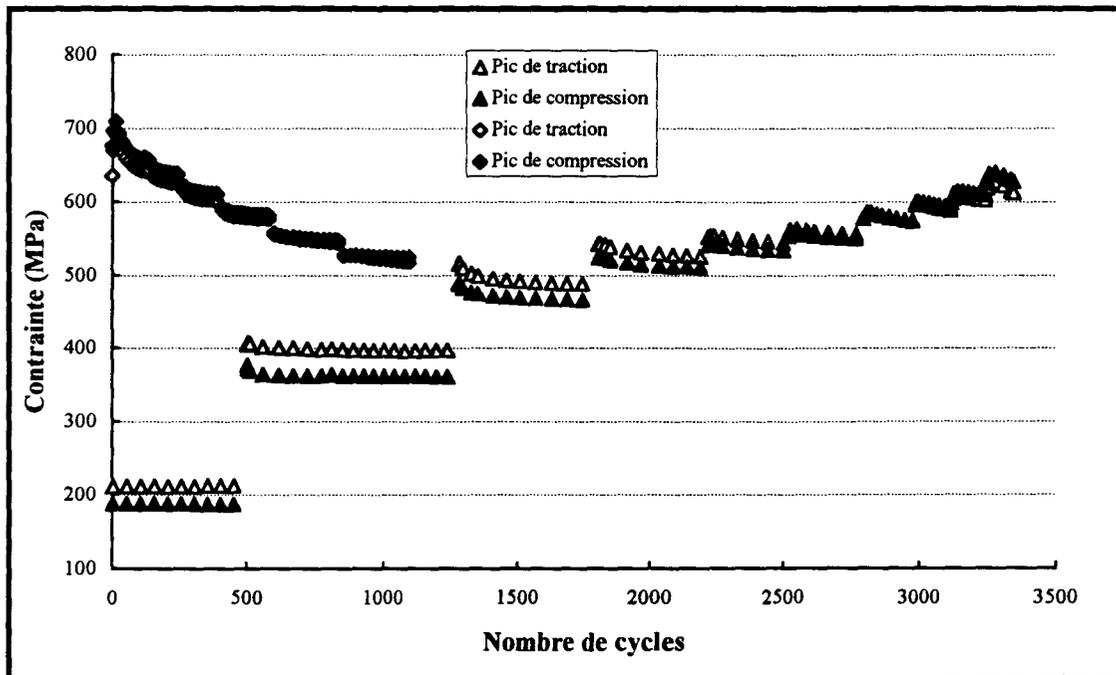


Figure III-12 : Méthodes par paliers croissants et par paliers décroissants : évolution des pics de contrainte en fonction du nombre de cycles ; acier 45N-ST

Pour les trois aciers, la différence entre les pics de traction et ceux de compression, surtout à la plus grande amplitude de déformation ($\Delta\varepsilon_t/2= 1,3\%$), pour les essais par paliers croissants et par paliers décroissants, est due à la variation de la section de l'éprouvette en traction et en compression, non prise en compte dans le dépouillement de nos essais. La prise en compte de cette correction (calcul des contraintes vraies en traction et en compression), au palier $\Delta\varepsilon_t/2= 1,3\%$, augmenterait et diminuerait respectivement les niveaux de contraintes en traction et en compression d'environ 6 MPa. Durant les tout premiers cycles des essais par paliers décroissants, on constate une différence encore plus importante entre les pics de traction et ceux de compression ($\sigma_{\max,t} - \sigma_{\max,c} = 22, 60$ et 23 MPa, en contrainte vraie, pour des aciers 316, 446 et 45N-ST respectivement). Ce phénomène probablement dû de l'anisotropie du matériau en traction et en compression (l'effet Bauschinger) qui s'estompe au cours du cyclage. Dans l'acier 446, la grande différence observée entre les premiers pics en traction et en compression peut être attribuée simultanément à la présence de palier de Piobert-Lüders et à l'effet de Bauschinger (Figure III-13).

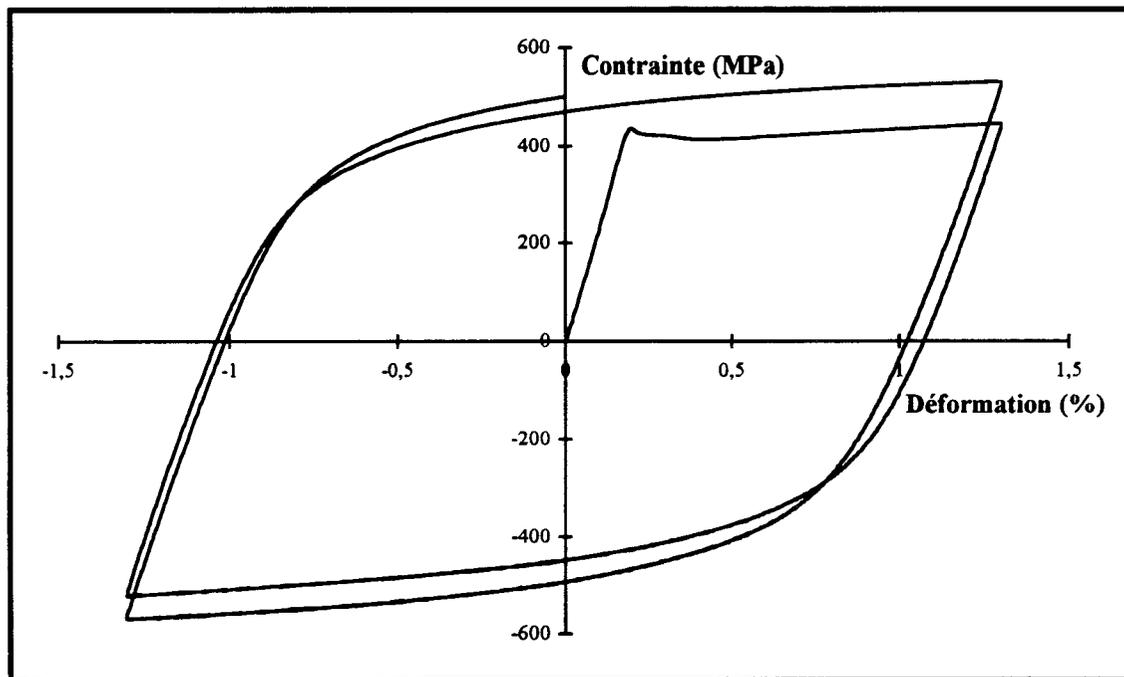


Figure III-13 : Deux premiers cycles à $\Delta\varepsilon_t/2= 1,3\%$ lors d'un essai par paliers décroissants sur l'acier 446

Sur les paliers à faible amplitude de déformation (surtout à $\Delta\varepsilon_t/2= 0,1\%$), lors des essais par paliers décroissants, la différence entre les valeurs absolues des pics en traction et en compression est importante. La méthode de passage d'un palier au

suisant entraîne ce changement de niveau, puisque l'amplitude plus petite commence par un pic de traction (Figure III-14). Ceci correspond à une légère augmentation de la contrainte moyenne à chaque niveau. Ce phénomène est négligeable à haute amplitude de déformation. Il est d'autant plus intense que l'amplitude de déformation est faible et que la limite d'élasticité est élevée. C'est pourquoi la différence entre ces pics au palier $\Delta\varepsilon_t/2=0,1\%$, pour l'acier ferritique, est très importante. Ceci est observable sur la figure III-14, où le passage du palier $\Delta\varepsilon_t/2=0,3\%$ au palier à $\Delta\varepsilon_t/2=0,1\%$ est présenté en terme de boucles d'hystérésis. Ce décalage en contrainte se conserve sur tous les cycles du palier.

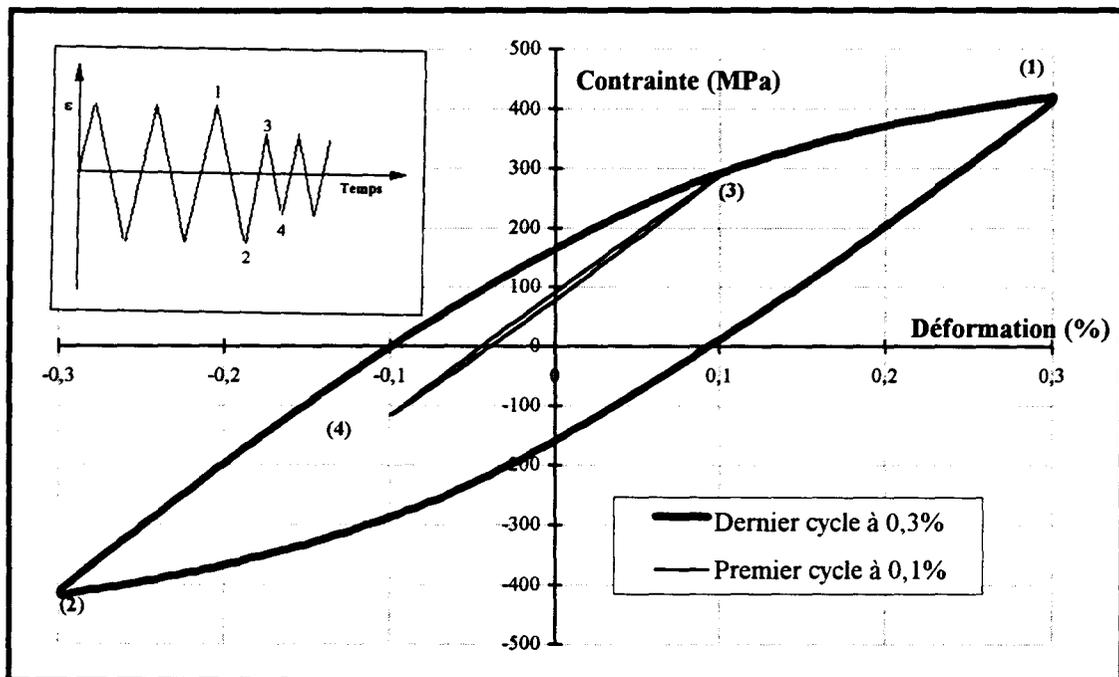


Figure III-14 : Dernier cycle du palier à $\Delta\varepsilon_t/2=0,3\%$ et premier cycle du palier à $\Delta\varepsilon_t/2=0,1\%$ lors d'un essai par paliers décroissants ; acier 446

La comparaison entre les courbes d'évolution des pics de contrainte en fonction du nombre de cycles montre que le niveau de contrainte sur un palier, dans l'essai par paliers décroissants, est supérieur au niveau de contrainte sur le même palier dans l'essai par paliers croissants. Cette différence est faible pour les aciers 446 et 45N-ST, tandis qu'elle est très importante pour l'acier 316 (jusqu'à plus de 60 MPa pour les paliers à $\Delta\varepsilon_t/2=0,6\%$).

III.2.2.2. Courbes d'érouissage cyclique

Dans un essai par paliers successifs croissants ou par paliers successifs décroissants, les amplitudes de déformation et de contrainte associées définissent un point de la courbe d'érouissage cyclique. Le point correspondant au dernier palier ($\Delta\varepsilon_p/2 = 1,3\%$) dans un essai par paliers croissants a été pris à la stabilisation de contrainte (quand elle existait), ou avant l'apparition d'une microfissure ; tandis que le dernier point de la courbe par paliers décroissants ($\Delta\varepsilon_p/2 = 0,1\%$) a été pris à stabilisation de contrainte (excepté pour l'acier 45N-ST, dont l'éprouvette s'est rompue avant d'arriver au dernier palier). Les CEC des trois aciers étudiés, obtenues par les méthodes par paliers croissants et décroissants, sont tracées en diagrammes bilogarithmiques, sur les figures III-15 et 16 respectivement. Elles seront données ultérieurement (cf. III.2.6) en diagrammes bilinéaires.

Méthode	Repère	n'	k'	coefficient de corrélation
Paliers croissants	316 ($\Delta\varepsilon_p/2 < 0,2\%$)	0,106	328	0,992
	316 ($\Delta\varepsilon_p/2 > 0,2\%$)	0,466	490	0,992
	446	0,130	550	0,996
	45N-ST	0,105	624	0,988
Paliers décroissants	316	0,195	487	0,996
	446	0,163	573	0,992
	45N-ST	0,146	646	0,991

Tableau III-6 : Paramètres des droites d'érouissage cyclique obtenues par les méthodes par paliers croissants et par paliers décroissants pour les trois aciers étudiés

Les points expérimentaux associés à la CEC de l'acier 316, obtenue par la méthode par paliers croissants, ne peuvent pas s'ajuster à une droite en coordonnées bilogarithmiques (Figure III-15). On constate qu'à partir de $\Delta\varepsilon_p/2 \approx 0,2\%$, la pente de la courbe d'érouissage cyclique change. Les points sur la première droite ($\Delta\varepsilon_p/2 < 0,2\%$) correspondent à des niveaux de déformation pour lesquels l'acier 316 présente un adoucissement cyclique. Sur la deuxième droite ($\Delta\varepsilon_p/2 > 0,2\%$) le matériau présente un durcissement, et les points de la CEC sont pris après le durcissement ; c'est pourquoi la pente de cette droite est supérieure à la première. Ce changement de pente est dû à la différence de mode de déformation plastique de cet acier dans les deux zones, et correspond bien au deuxième changement de pente observable sur la CEC d'un acier

316L (cf. I.3.1.3 et Figure I-25). La pente de la droite d'érouissage cyclique de l'acier 316, à faible amplitude de déformation ($\Delta\varepsilon_p/2 < 0,2\%$), est proche de celles des aciers 45N-ST et 446 tandis qu'elle est beaucoup plus intense à plus haute amplitude de déformation ($\Delta\varepsilon_p/2 > 0,2\%$).

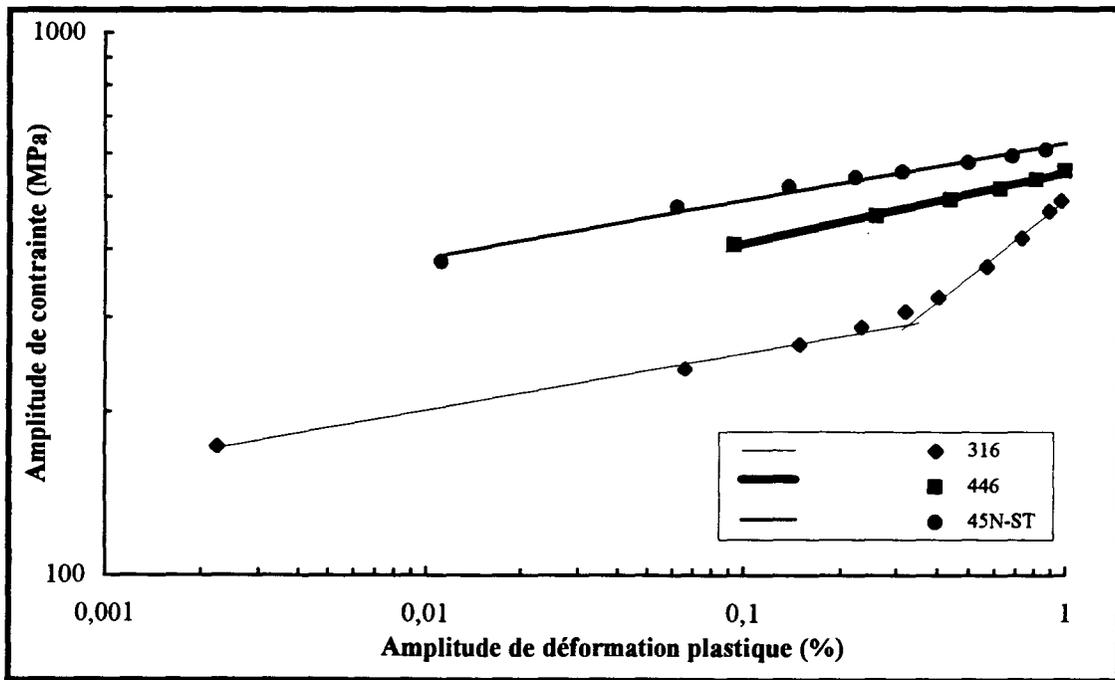


Figure III-15 : CEC obtenues par la méthode par paliers croissants, pour les trois aciers étudiés

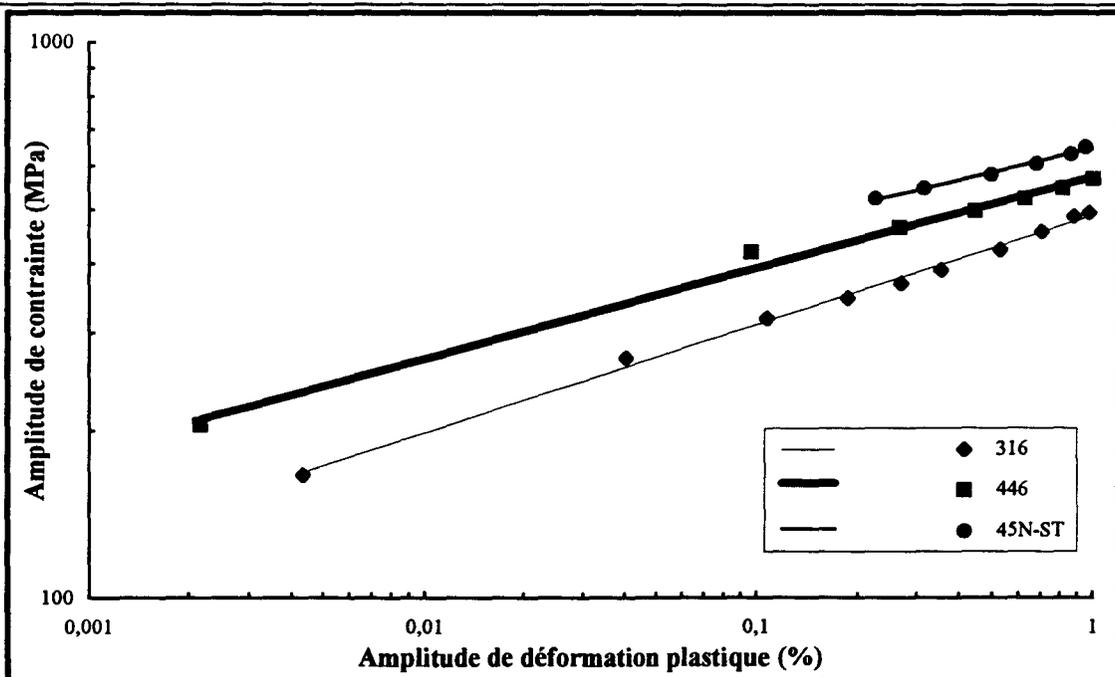


Figure III-16 : CEC obtenues par la méthode par paliers décroissants, pour les trois aciers étudiés

De même, les courbes obtenues par la méthode par paliers décroissants sont présentées sur la figure III-16. Il est couramment admis que pour un grand nombre de métaux, la structure des dislocations construite à un niveau de déformation supérieur, ne disparaît pas avec un faible nombre de cycles à un niveau inférieur [POLÁK 77, MA 86, MA 88, LI 93 ...]. La comparaison des CEC de l'acier 316 obtenues par les méthodes par paliers croissants et par paliers décroissants (Figure III-27) montre que cet acier est fortement sensible à l'histoire du chargement. Dû à cet effet de mémoire, la courbe d'écrouissage cyclique obtenue par la méthode par paliers décroissants ne présente pas le changement de pente observé lors de l'essai par paliers croissants. Les points expérimentaux, pour les trois aciers, sont ici correctement approximés par une droite en diagramme bilogarithmique.

Les CEC, obtenues par les méthodes par paliers croissants et par paliers décroissants se situent dans l'ordre croissant pour les aciers austénitique, ferritique et duplex. En revanche les pentes des droites d'écrouissage sont dans l'ordre croissant pour les aciers duplex, ferritique et austénitique (Tableau III-6).

III.2.3. Méthodes incrémentale et aléatoire

Les études menées sur ces deux méthodes, dans la littérature, sont moins nombreuses que celles menées sur les méthodes une éprouvette par niveau, par paliers croissants et par paliers décroissants. En particulier, nous ne connaissons pas d'études portant sur l'écrouissage cyclique des aciers duplex sous chargement incrémental ou aléatoire.

III.2.3.1. Evolution de contraintes

L'évolution des contraintes maximales de traction dans un bloc, en fonction du nombre de blocs, par les méthodes incrémentale et aléatoire, pour les trois aciers étudiés, est donnée en figure III-17. *Rappelons que nous n'avons pas effectué d'essai aléatoire sur l'acier ferritique ni le deuxième type d'essai incrémental (cf. II.3.3.6) sur l'acier duplex.* Les évolutions obtenues sont très proches de celles sous chargement à amplitude de déformation constante. On constate un durcissement initial suivi par un léger adoucissement à $\epsilon_{\max}=0,75\%$, et un durcissement suivi par une quasi-stabilisation à $\epsilon_{\max}=1,3\%$ pour les aciers 316 et 446. Sous chargements par blocs incrémental et aléatoire, l'acier 45N-ST manifeste un adoucissement cyclique sur les 10 premiers blocs. Seul un durcissement se manifeste du premier au deuxième bloc aléatoire, qui peut s'expliquer par la forme du bloc aléatoire, dont son premier pic est le plus grand des pics du bloc (cf. II.3.3.5 et Figure II-10). Ensuite l'évolution de la contrainte

maximale est beaucoup plus lente, et il y a quasi-stabilisation environ au 20^{ème} bloc. On peut faire quelques remarques sur les résultats.

(a) Influence d'une interruption au cours de l'essai aléatoire

Analysons, dans l'essai aléatoire, l'influence des arrêts au 55 et au 105^{ème} bloc (temps d'arrêt estimé à une minute), dus au mode de programmation (cf. annexe II) (Figure III-17). Il se produit alors un durcissement du matériau à la reprise du cyclage, d'environ 10 et 5 MPa pour les aciers 45N-ST et 316 respectivement, qui disparaît néanmoins rapidement au bloc suivant. Malgré un arrêt au cours de l'essai incrémental, le même phénomène ne se manifeste pas ; ceci est attribué au fait que dans le bloc aléatoire, le pic de déformation maximal est le premier pic du bloc, ce qui n'est pas le cas dans le bloc incrémental. Du point de vue microstructural, ce phénomène peut être associé à un phénomène de vieillissement statique : durant l'arrêt, les atomes de soluté peuvent, par diffusion, rattraper les dislocations. Les dislocations sont alors ancrées sur ces atomes. Il faut ensuite augmenter la contrainte pour faire repartir les dislocations.

(b) Comparaison des pics de contrainte en traction dans les premier et troisième blocs incrémentaux

Les évolutions des pics de contrainte en traction en fonction des pics de déformation, au premier et troisième blocs de l'essai incrémental, pour les trois aciers étudiés, sont présentées sur la figure III-18. On constate une différence importante entre le niveau de contrainte du demi-bloc ascendant et celui du demi-bloc descendant, lors du premier bloc. Cette différence est de 60, 50 et 30 MPa pour les aciers austénitique, ferritique et duplex respectivement. En augmentant le nombre de blocs, la différence entre les pics ascendants et descendants diminue (7,5 MPa à stabilisation pour les trois aciers), mais ne disparaît jamais. Les conséquences de cet effet sur les boucles d'hystérésis correspondantes sont analysées en annexe III.

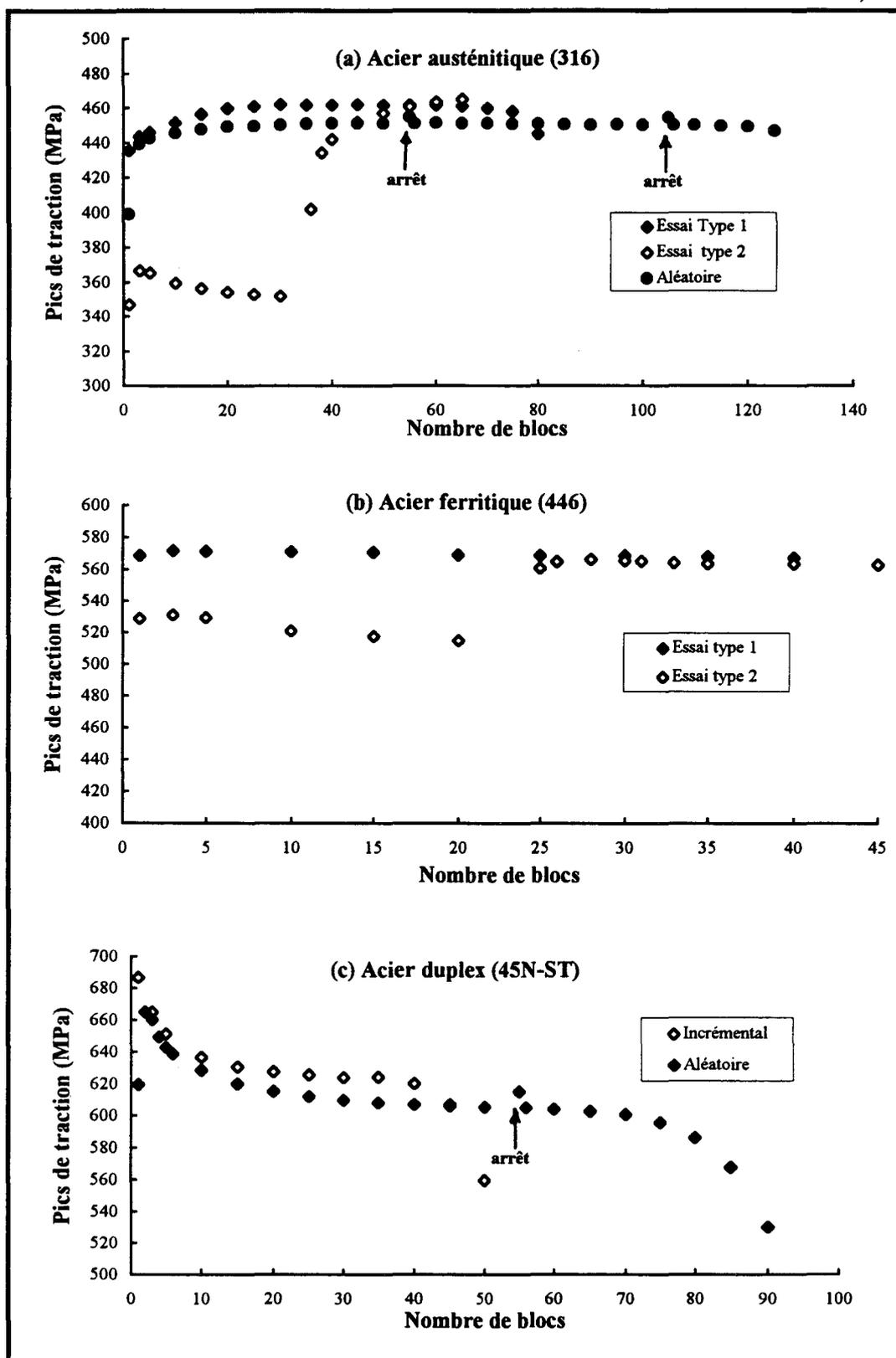
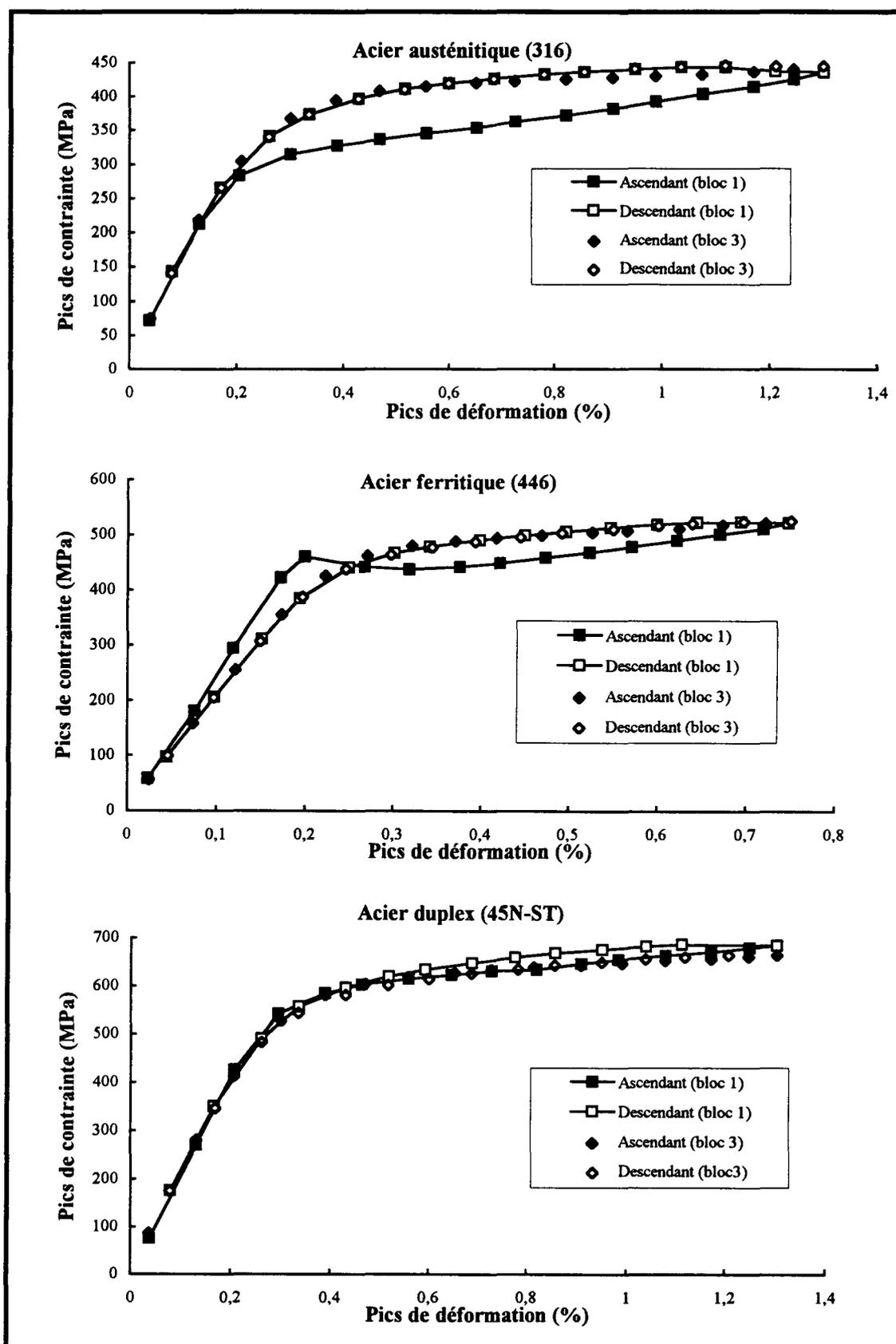


Figure III-17 : Evolution des pics de contrainte maximale dans le bloc en fonction du nombre de blocs, dans les méthodes incrémentale et aléatoire ; (a) acier 316, (b) acier 446 et (c) acier 45N-ST



III-18 : Evolution des pics de contrainte en traction en fonction des pics de déformation dans les premier et troisième blocs incrémentaux ; (a) acier 316, (b) acier 446 et (c) acier 45N-ST

(c) Influence du palier de limite d'élasticité dans l'acier ferritique

La figure III-19 présente le tracé σ - ϵ du premier bloc incrémental ($\epsilon_i=0,75\%$), appliqué à l'acier 446. On y remarque que le palier horizontal à la limite d'élasticité se manifeste sur deux pics au-delà de la limite d'élasticité en traction, tandis qu'il n'existe pas en compression.

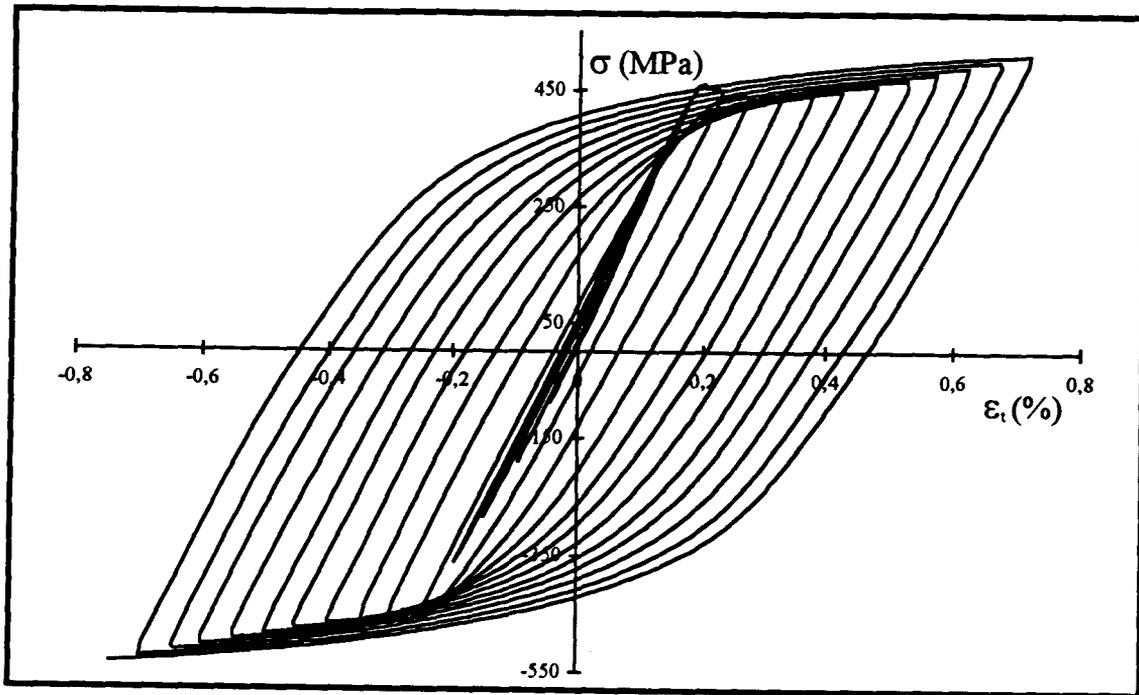


Figure III-19 : Boucles contraintes-déformations de la partie ascendante du premier bloc incrémental ($\epsilon_{i\max}=0,75\%$, acier 446)

III.2.3.2. Courbes d'érouissage cyclique

La figure III-20 présente la superposition des courbes d'érouissage cyclique obtenues par les méthodes incrémentale et aléatoire, en diagramme bilogarithmique. Pour tracer les CEC par ces méthodes, les amplitudes de déformation et de contrainte sont prises entre deux pics d'une boucle fermée, identifié par la méthode Rain Flow d'un bloc stabilisé (cf. annexe I). Chaque point sur la courbe correspond à la moitié de la variation de la contrainte et de la déformation plastique d'une boucle fermée. La déformation plastique est calculée en retranchant la déformation élastique à la déformation totale ($\Delta\epsilon_p = \Delta\epsilon_t - \Delta\sigma/E$). Les CEC obtenues par les méthodes incrémentale et aléatoire sont quasiment identiques ; seuls quelques points, correspondant aux petits

cycles à contrainte moyenne non nulle, s'en écartent. Ceci suggère que la méthode incrémentale peut être considérée comme un cas particulier de la méthode aléatoire.

Toutes les CEC présentent une concavité vers le bas, en diagramme bilogarithmique, et ne peuvent donc pas être exprimées par une loi puissance sur tout le domaine de déformation étudié, mais seulement dans le domaine $0,1\% < \Delta\varepsilon_p/2 < 1\%$. Les coefficients et exposants d'érouissage correspondants, obtenus par régression linéaire par la méthode des moindres carrés, sont donnés dans le tableau III-7. Dans ce domaine, les CEC obtenues pour les trois aciers, sont quasiment-parallelés, et se situent toujours dans l'ordre croissant : aciers austénitique, ferritique et duplex.

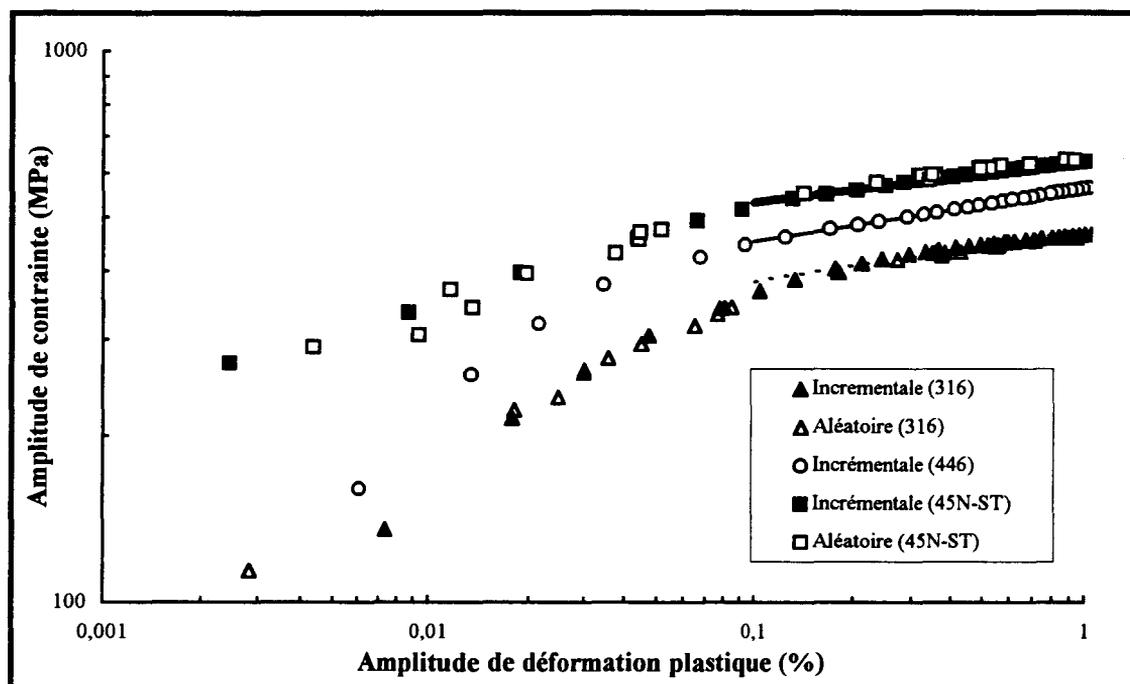


Figure III-20 : CEC obtenues par les méthodes incrémentale et aléatoire, pour les trois aciers étudiés

L'influence du nombre de cycles dans le bloc incrémental sur le niveau de contrainte de la CEC obtenue a été étudié par POLÁK et al. [POLÁK 91(b)] sur du cuivre polycristallin et par GANESH SUNDARA RAMAN [GANESH SUNDARA RAMAN 94] sur un acier inoxydable austénitique 304L. L'influence est négligeable pour le cuivre. En revanche dans l'acier 304L, la contrainte augmente faiblement lorsque le nombre de cycles dans le bloc diminue.

Méthode	Repère	n'	k'	Coefficient de corrélation
Incrémental	316	0,091	471	0,950
	446	0,096	564	1,000
	45N-ST	0,075	632	0,997
Aléatoire	316	0,085	467	0,953
	45N-ST	0,074	642	0,962

Tableau III-7 : Paramètres des lois d'érouissage cyclique obtenues par les méthodes incrémentale et aléatoire dans le domaine $0,1\% < \epsilon_p < 1\%$

Les CEC obtenues par la méthode incrémentale, à deux amplitudes de déformation maximale dans le bloc ($\epsilon_{\text{tmax}} = 0,75\%$ et $1,3\%$), pour l'acier austénitique et pour l'acier ferritique, sont superposées aux courbes obtenues par la méthode à une éprouvette par niveau sur les figures III-21 et 22 respectivement. On constate que les CEC issues de la méthode incrémentale, pour l'acier 316, sont fortement dépendantes de ϵ_{tmax} , ce qui n'est pas le cas pour l'acier 446. Pour l'acier 316, ces courbes croisent la CEC obtenue par la méthode à une éprouvette par niveau, à une amplitude de déformation légèrement inférieure au plus grand niveau de déformation dans le bloc. Il est couramment admis que la structure des dislocations, sous chargement par bloc incrémental, est identique à celle observée sous chargement à l'amplitude de déformation constante égale à la plus grande déformation appliquée dans le bloc [POLÁK 91(b)]. Pourtant nos résultats sont confirmés par CHRIST [CHRIST 92(a)], qui a constaté une structure des dislocations sous chargement par bloc incrémental analogue à une structure sous chargement à amplitude de déformation constante légèrement inférieure à celle dans le bloc incrémental.

Nous avons obtenu une CEC à partir de la plus grande demi-boucle d'hystérésis dans le bloc incrémental (à ne pas confondre avec la CEC obtenue par la méthode "demi-boucle d'hystérésis" à amplitude de déformation constante, qui sera exposée plus loin). Cette courbe consiste à définir la CEC comme la demi-courbe ascendante de la plus grande boucle fermée d'un bloc incrémental stabilisé. Les CEC ainsi obtenues pour les aciers austénitique et ferritique à $\epsilon_{\text{tmax}}=0,75\%$ et $1,3\%$ sont également présentées sur les figures III-21 et 22. Cette nouvelle méthode, que nous proposons donne une très bonne estimation des CEC associées aux méthodes incrémentale et aléatoire, et présente l'avantage de ne nécessiter aucun traitement numérique du bloc $\sigma-\epsilon$. La coïncidence des CEC citées ci-dessus est la conséquence directe du comportement de Masing étudié au chapitre IV. Les CEC obtenues par cette

méthode, pour les trois aciers, sont superposées en diagramme semi-logarithmique, sur la figure III-23. Ces courbes sont très proches l'une de l'autre. La forme en S ici observée est due aux grands nombres de points et à la représentation dans un digramme semi-logarithmique. On obtiendrait la même forme en S quelque soit le matériau étudié.

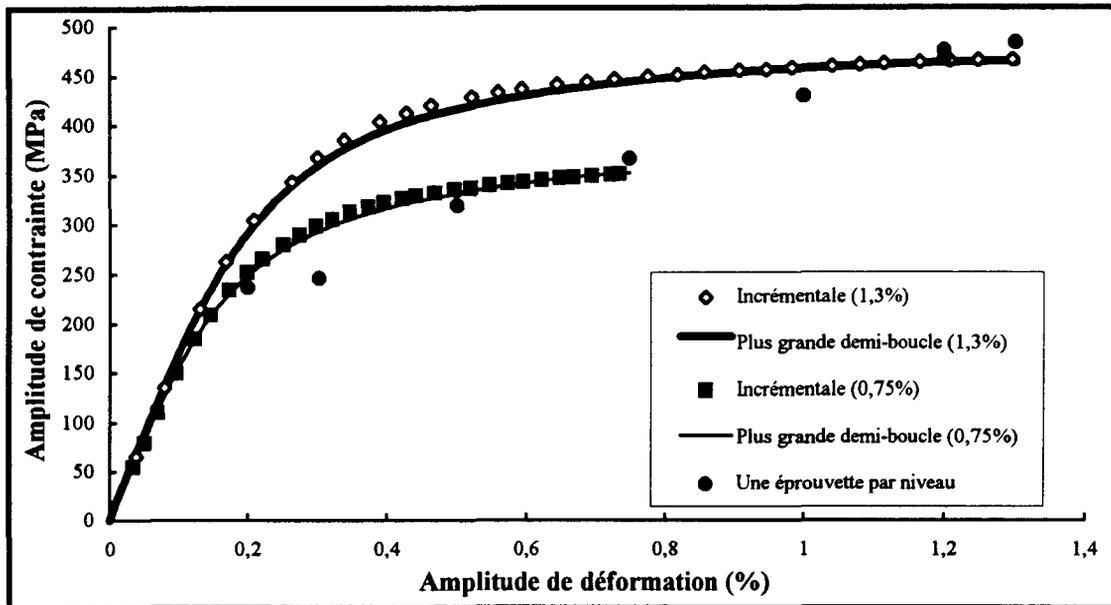


Figure III-21 : CEC obtenues par la méthode incrémentale, pour deux amplitudes de déformation maximale dans le bloc ($\epsilon_{max}=0,75\%$ et $1,3\%$) et CEC obtenue par la méthode à une éprouvette par niveau (acier 316)

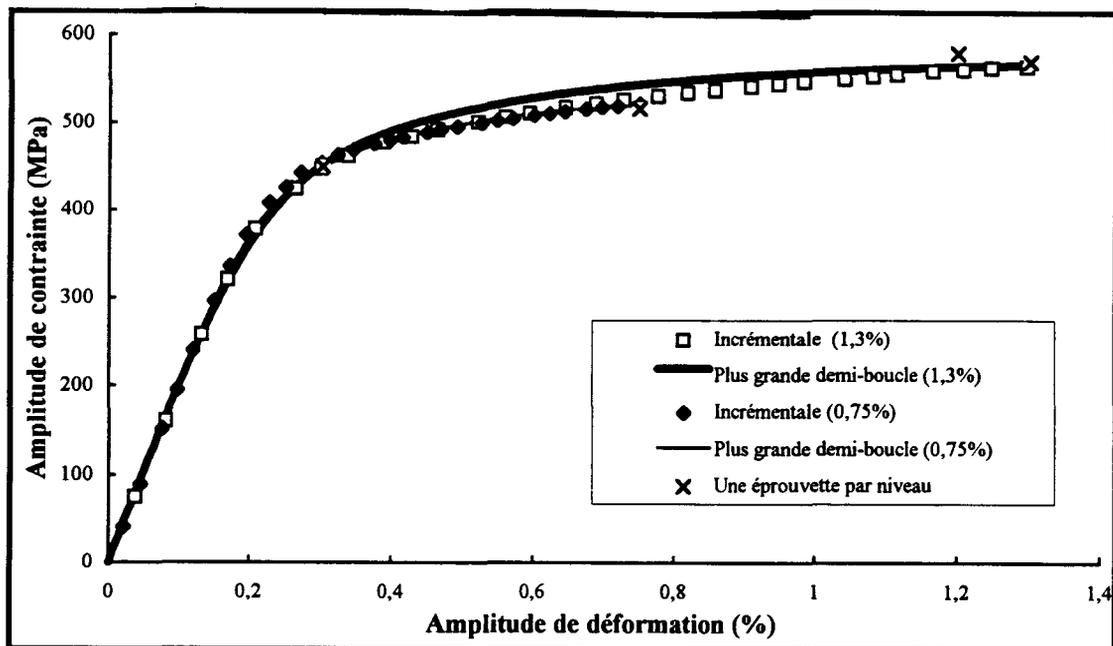


Figure III-22 : CEC obtenues par la méthode incrémentale, pour deux amplitudes de déformation maximale dans le bloc ($\epsilon_{max}=0,75\%$ et $1,3\%$) et CEC obtenue par la méthode à une éprouvette par niveau (acier 446)

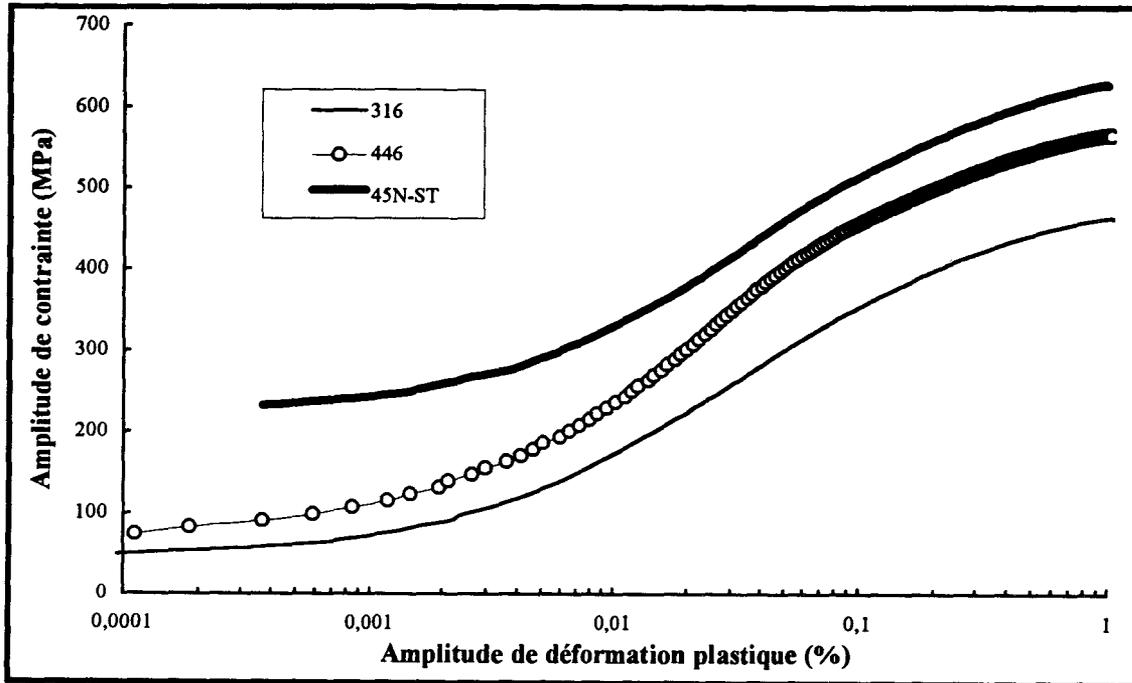


Figure III-23 : CEC obtenues par les plus grandes demi-boucles d'hystérésis dans les blocs incrémentaux, pour les trois aciers étudiés (diagramme semi-logarithmique)

III.2.3.3. Durées de vie

Les durées de vie des aciers 316 et 45N-ST sous chargement incrémental et aléatoire ont été calculé à l'aide des lois de Manson-Coffin et une loi de cumul linéaire de dommage (Loi de Miner) (cf. II.3.3.4.c et II.3.3.5.c). Les durées de vie expérimentales (nombres de bloc jusqu'à une chute de 10% de la contrainte maximale stabilisée dans le bloc) pour les trois aciers, et calculées pour les aciers 316 et 45N-ST, sous chargement incrémental et aléatoire d'amplitude de déformation maximale dans les blocs 1,3%, sont consignées dans le tableau III-8. On constate que les durées de vie calculées pour l'acier 45N-ST sont nettement supérieures aux durées de vie expérimentales. La méthode de calcul adoptée, très simple, est donc valable pour estimer les durées de vie du 316, en revanche elle surestime nettement celles du 45N-ST. Nous ne chercherons pas à discuter de ces résultats, ceci ne constituant pas le sujet de notre étude.

	316		45N-ST		446
méthode	calculée	expérimentale	calculée	expérimentale	expérimentale
incrémentale	74	75-80	50	25-26-45	43
aléatoire	152	125	104	80	-

Tableau III-8 : Durées de vie des trois aciers sous chargement incrémental et aléatoire

III.2.4. Méthode par traction après cyclage

Courbes d'érouissage cyclique

La CEC est ici la courbe de traction simple obtenue après stabilisation du matériau, suite à l'application d'une succession de blocs incrémentaux : à $\epsilon_{tmax} = 0,75\%$ et $1,3\%$ pour les aciers 316 et 446 ; à $\epsilon_{tmax} = 1,3\%$ pour l'acier 45N-ST. Les courbes obtenues sont superposées aux courbes obtenues par la méthode incrémentale en figures III-24 et 25.

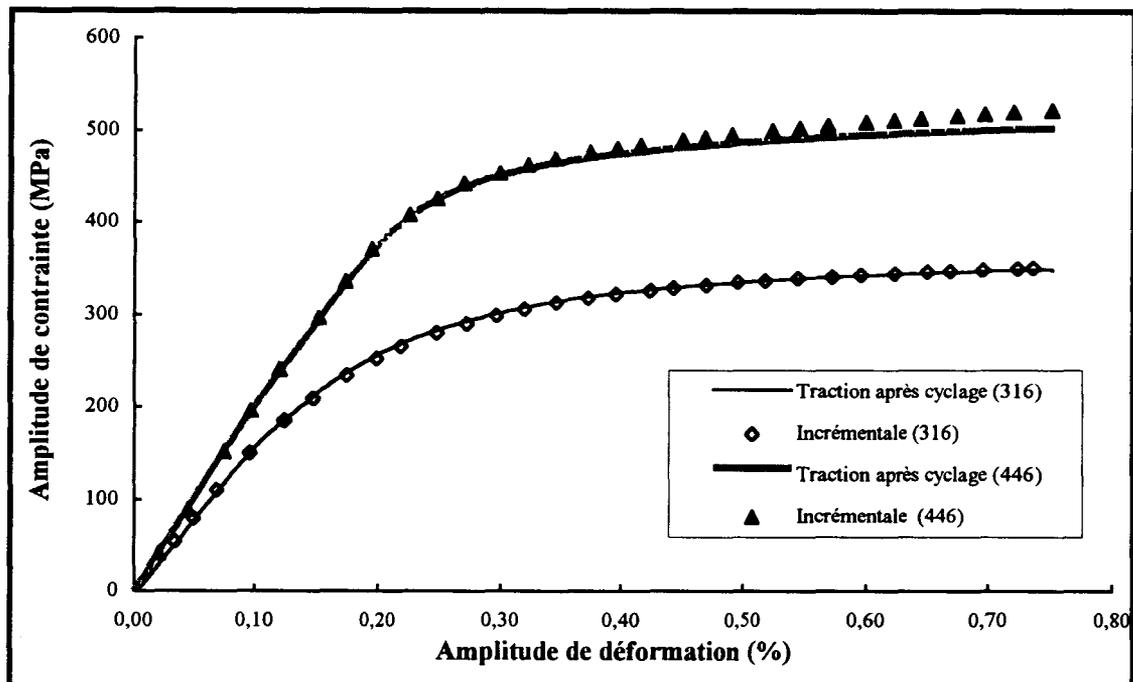


Figure III-24 : CEC obtenues par les méthodes de traction après cyclage et incrémentale ($\epsilon_{tmax} = 0,75\%$ dans le bloc)

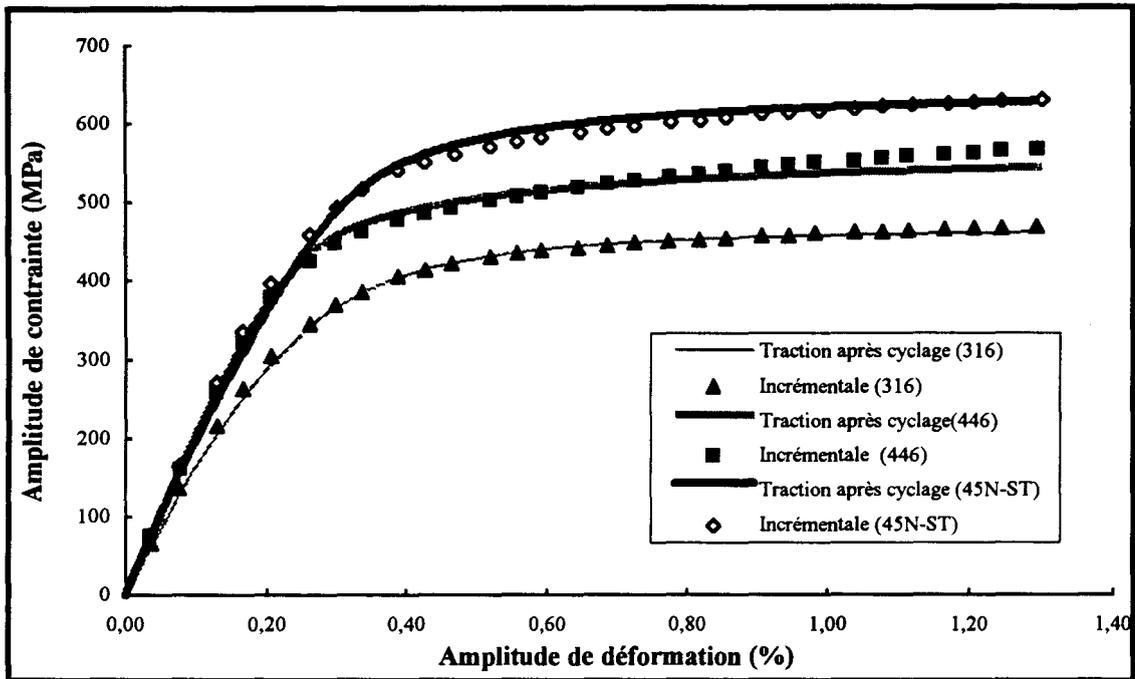


Figure III-25 : CEC obtenues par les méthodes de traction après cyclage et incrémentale ($\epsilon_{max} = 1,3\%$ dans le bloc)

La CEC obtenue par cette méthode est fonction de la structure de dislocations atteinte sous chargement par blocs incrémentaux. C'est pourquoi elle est très voisine de celle obtenue par la méthode incrémentale. Mais cette méthode est très délicate à mettre en oeuvre du point de vue expérimental.

III.2.5. Méthode de la demi-boucle d'hystérésis

Courbes d'écrouissage cyclique

La CEC est ici la demi-partie ascendante d'une boucle d'hystérésis obtenue après stabilisation du matériau sous chargement à l'amplitude déformation constante $\Delta\epsilon_i/2=1,3\%$; les boucles de référence correspondent à $Nr/2$.

Les CEC obtenues par cette méthode, pour les trois aciers, sont comparées dans un diagramme semi-logarithmique sur la figure III-26. Pour les trois aciers, l'allure générale en S des CEC ainsi obtenues, comme les CEC présentées en figure III-23, est la même. Bien que la CEC de l'acier 45N-ST ainsi obtenue, présente les trois stades caractéristiques de la CEC de l'acier duplex obtenue par MATEO [MATEO 96] (cf. I.3.3 et Figure I-39), mais en général, cette CEC n'est pas comparable à celle

obtenue par MATEO. Car celle-ci est l'alternance ascendante d'une boucle d'hystérésis et correspond à une structure de dislocations construite à une amplitude de déformation constante élevé, tandis que chaque point de celle obtenue par la méthode une éprouvette par niveau correspond à une structure de dislocations différente.

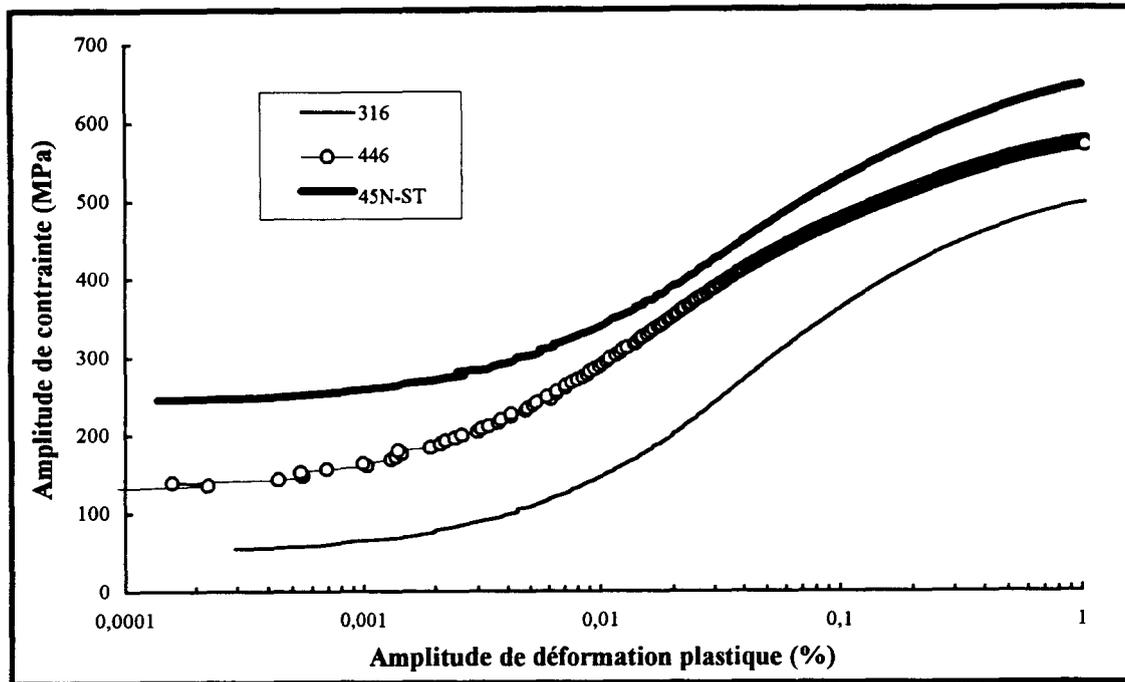


figure III-26 : CEC obtenues par la méthode de la demi-boucle d'hystérésis, pour les trois aciers étudiés, dans un diagramme semi-logarithmique

III.2.6. Comparaison des CEC obtenues par les différentes méthodes

Dans ce paragraphe, nous présentons et comparons les courbes de traction monotone et les CEC obtenues par les différentes méthodes, pour les trois aciers étudiés (Figures III-27, 28 et 29).

Ces résultats montrent que, pour un même acier, les CEC obtenues par les différentes méthodes ne sont pas identiques et que l'acier inoxydable austénitique est le plus influencé par l'histoire du chargement, tandis que les aciers ferritique et duplex y sont peu sensibles, l'acier duplex étant le moins influencé des deux.

Les CEC de l'acier ferritique se situe au-dessus de sa courbe d'écrouissage monotone, au moins au-delà de 0,4% de déformation. L'écart entre la courbe d'écrouissage monotone et les CEC, pour l'acier ferritique, s'explique par la présence

du palier de limite d'élasticité. La courbe d'érouissage monotone de l'acier 316 se situe au-dessus des CEC obtenues par les méthodes une éprouvette par niveau et par paliers croissants, en raison de l'existence d'un adoucissement cyclique important pour $\Delta\varepsilon_r/2 \leq 0,4\%$; au-delà, dû à la forte érouissabilité cyclique de cet acier, elle est en-dessous de toutes les CEC. La courbe d'érouissage monotone de l'acier 45N-ST est voisine de toutes ses CEC, excepté pour $\varepsilon \leq 0,6\%$, où elle est légèrement au-dessus.

Un certain nombre de conclusions sont communes aux trois aciers. en particuliers, pour les trois aciers :

- la CEC obtenue par la demi-boucle d'hystérésis se situe au-dessus de toutes les CEC, et celle obtenue par la méthode une éprouvette par niveau, se situe en-dessous ;

- la CEC obtenue par la méthode par paliers croissants est très voisine de la courbe obtenue par la méthode une éprouvette par niveau, même pour l'acier 316, le plus influencé par l'histoire du chargement ; ceci montre que, lors d'essais par paliers croissants, l'utilisation d'un nombre de paliers et d'un nombre de cycles par paliers suffisants, conduit à une CEC proche de celle obtenue par la méthode une éprouvette par niveau ;

- la CEC obtenue par la méthode par paliers croissants est en dessous de celle obtenue par paliers décroissants ; cette différence est surtout importante pour l'acier 316 ; dans un essai cyclique, la structure des dislocations est fonction du matériau, de l'histoire du chargement, et du niveau de déformation actuel ; lors d'essais par paliers croissants, la structure des dislocations se construit progressivement et se stabilise après un certain nombre de cycles, tandis que lors d'essais par paliers décroissants, la structure des dislocations construite à haut niveau de déformation est beaucoup plus difficile à déstabiliser, et donc le comportement du matériau est fortement influencé par la structure des dislocations construite lors des premiers paliers ; pour l'acier 316, dont la structure des dislocations varie continûment d'un enchevêtrement de dislocations à une structure cellulaire lorsque l'amplitude de déformation appliquée augmente, l'effet de l'histoire du chargement est très important ;

- les CEC obtenues par les méthodes une éprouvette par niveau, par paliers croissants, par paliers décroissants et celle obtenue par la demi-boucle d'hystérésis, se rejoignent à la plus haute amplitude de déformation, 1,3% ; ceci confirme l'existence d'une structure des dislocations représentative du plus haut niveau de déformation, quel que soit l'histoire du chargement ;

- la courbe obtenue par les méthodes incrémentale, aléatoire et traction après cyclage, sont confondues ; ceci montre que d'une part le chargement par bloc incrémental peut être considéré comme un cas particulier du chargement aléatoire, et d'autre part que la CEC obtenue par traction après cyclage exprime bien celle sous chargement aléatoire, et présente l'avantage de ne nécessiter aucun traitement numérique du bloc σ - ε ; mais cette méthode est très délicate à mettre en oeuvre du point de vue expérimental ;

- la CEC obtenue par la nouvelle méthode ici proposée, à savoir la plus grande demi-boucle d'hystérésis dans le bloc incrémental, est identique à celle obtenue par la méthode incrémentale, donc également à celle obtenue par la méthode aléatoire ; il serait donc préférable, pour obtenir la CEC en service sous chargement incrémental ou aléatoire, d'utiliser la CEC ainsi définie ; cela éviterait d'avoir à effectuer l'analyse numérique du bloc aléatoire et l'ordonnancement des pics par la méthode Rain flow ;

- les courbes obtenues par la méthode incrémentale sont fonctions de la déformation maximale dans les blocs ; elles croisent la courbe obtenue par la méthode une éprouvette par niveau à une amplitude légèrement inférieure à l'amplitude maximale dans le bloc ; ceci est particulièrement évident pour l'acier austénitique, et montre que la structure des dislocations construite sous chargement par bloc incrémental est analogue à une structure sous chargement à amplitude de déformation constante légèrement inférieure à l'amplitude maximale du bloc incrémental.

- les CEC obtenues par les méthodes demi-boucle d'hystérésis et de la plus grande demi-boucle d'hystérésis dans le bloc incrémental, sont celles couvrant le domaine de déformation le plus étendu ($10^{-6} \leq \varepsilon_p \leq 10^{-2}$), puisqu'elles sont issues des branches ascendantes des boucles d'hystérésis stabilisées ; elles possèdent toutes une forme en S en diagramme semi-logarithmique, inhérente à leur domaine de définition très étendu du côté des petites déformations plastiques, et au choix des coordonnées semi-logarithmique.

Nos résultats montrent que dans le domaine de déformation étudié ($10^{-3} \leq \Delta\varepsilon_p/2 \leq 10^{-2}$), le comportement d'écrouissage cyclique de l'acier duplex se rapproche plutôt de celui de l'acier ferritique, tandis que, selon la littérature, à faible amplitude de déformation ($10^{-5} \leq \Delta\varepsilon_p/2 \leq 10^{-4}$), il est dominé par celui de la phase austénitique.

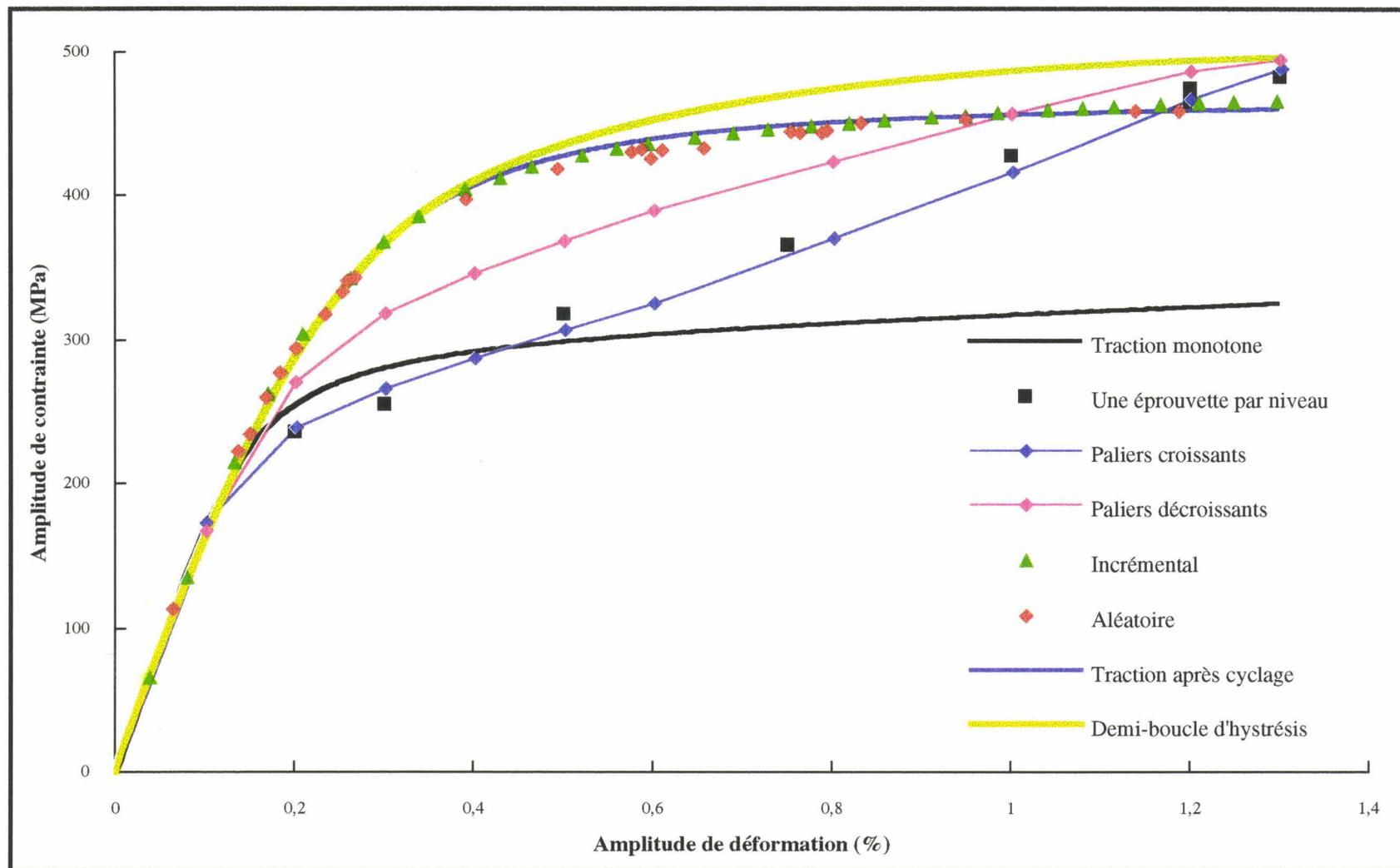


Figure III-27 : Courbes d'écrouissage cyclique obtenues par les différentes méthodes, acier 316

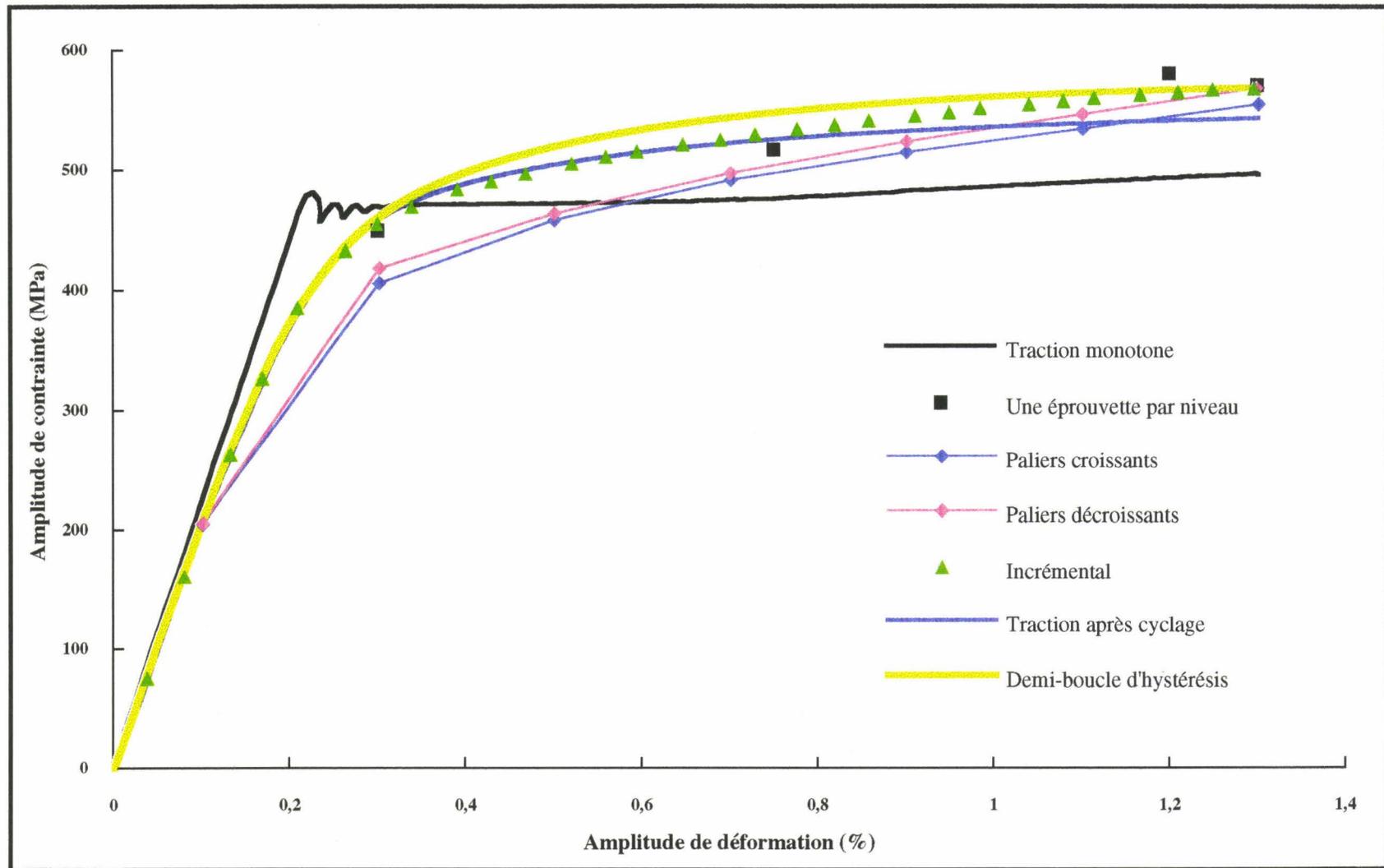


Figure III-28 : Courbes d'érouissage cyclique obtenues par les différentes méthodes, acier 446

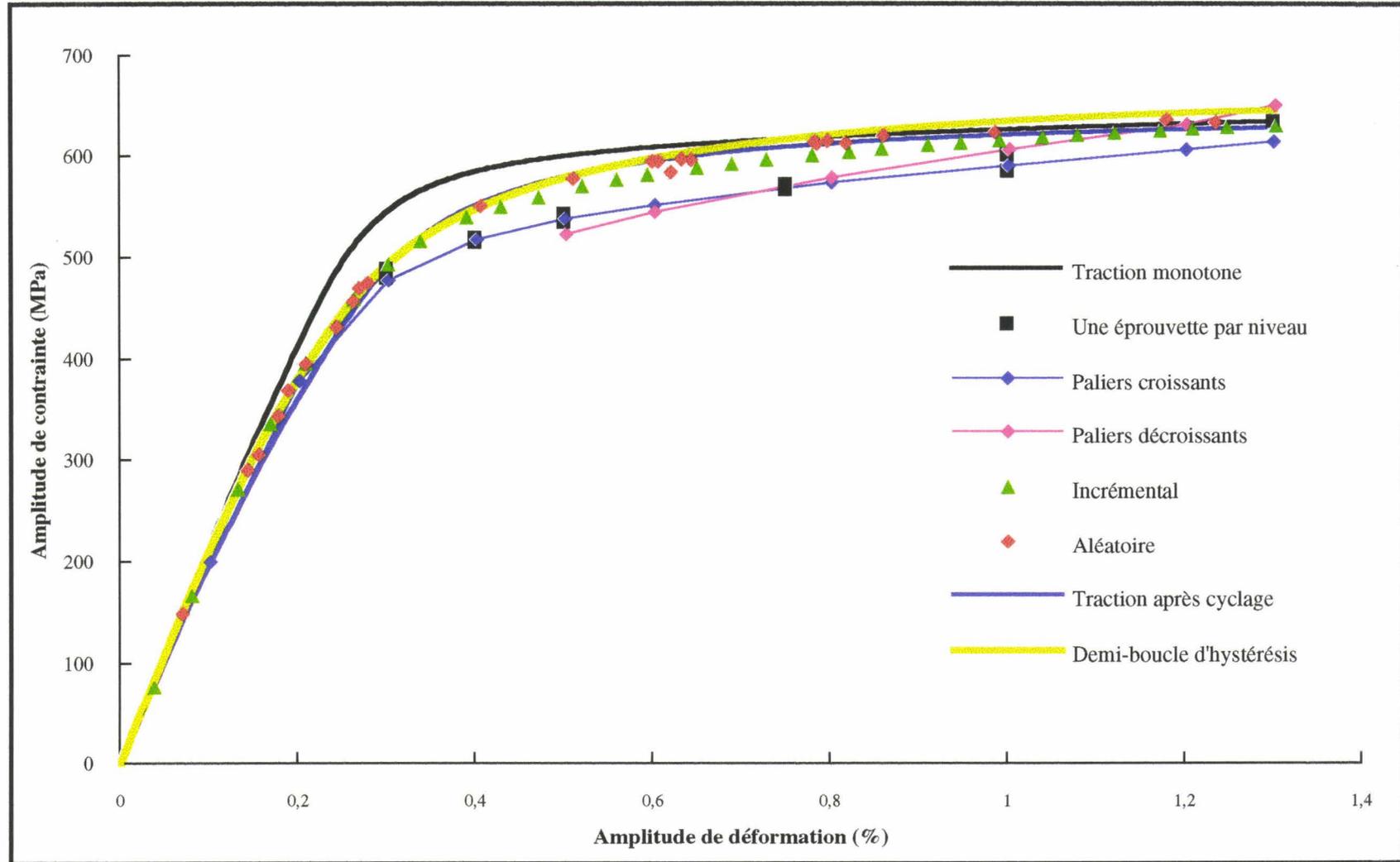


Figure III-29 : Courbes d'érouissage cyclique obtenues par les différentes méthodes, acier 45N-ST

CHAPITRE IV

Etude des boucles d'hystérésis
(Comportement de MASING)

SOMMAIRE DU CHAPITRE IV

INTRODUCTION.....	131
IV.1. APPROCHE STATISTIQUE (TRAITEMENT MATHEMATIQUE).....	132
IV.2. PRESENTATION DES RESULTATS ET INTERPRETATION.....	137
IV.2.1. METHODE A UNE EPROUVETTE PAR NIVEAU.....	137
IV.2.2. METHODES PAR PALIERS CROISSANTS ET PAR PALIERS DECROISSANTS	142
IV.2.3. METHODES INCREMENTALE ET ALEATOIRE	145
IV.3. MODELISATION DU TRACE σ-ϵ SOUS CHARGEMENT ALEATOIRE	152
IV.3.1. PRESENTATION DU MODELE	154
IV.3.2. APPLICATION DU MODELE.....	156
CONCLUSION	160

Introduction

En 1923, G. Masing (MASING 23) a proposé un modèle, aujourd'hui bien connu, pour décrire le comportement des matériaux polycristallins soumis à des déformations plastiques. Ce modèle traite le polycristal comme un matériau constitué d'un grand nombre d'éléments solides assemblés et sollicités en parallèle. La déformation appliquée sur chaque élément est identique à la déformation macroscopique subie par le polycristal (figure IV-1), et chaque élément présente un comportement élastique - parfaitement plastique, de limite d'élasticité donnée.

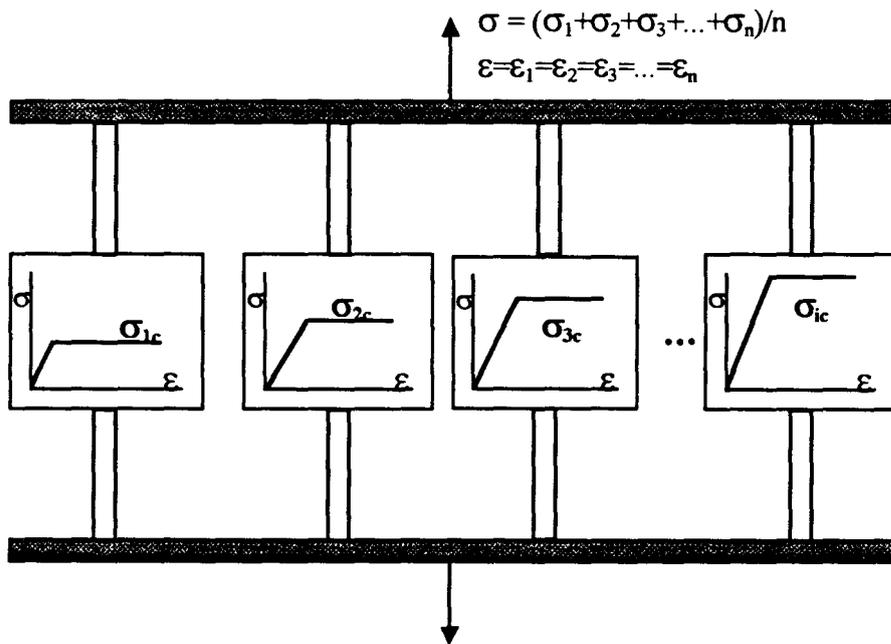


Figure IV-1 : Représentation schématique du modèle de Masing

L'idée originale de Masing était que les différentes limites d'élasticité pouvaient être attribuées aux différentes orientations des grains. Selon les observations effectuées par microscopie électronique à transmission, dans la plupart des métaux, il existe une autre source de variation de la limite d'élasticité, à une échelle plus petite que la précédente : il s'agit de la construction, par déformation plastique, d'une sous-structure non homogène des dislocations, à savoir des zones riches et des zones pauvres en dislocations.

Le modèle de Masing a été repris dans plusieurs études sur le comportement des matériaux métalliques sous chargement cyclique : dans "l'approche statistique" et dans la modélisation du tracé contrainte-déformation sous chargement variable dans le temps.

Notre travail est plutôt consacré à l'étude des boucles d'hystérésis stabilisées obtenues pour différentes histoires de chargement, et à leur comparaison pour les trois aciers inoxydables austénitique, ferritique et austéno-ferritique étudiés. Le dernier paragraphe de ce chapitre consiste en une modélisation simple, basée sur l'hypothèse de Masing, du tracé σ - ε sous chargement aléatoire.

IV.1. Approche Statistique (Traitement mathématique)

Cette approche a été élaborée par AFANASJEV [AFANASJEV 53], qui a prédit le comportement des matériaux cristallins en charge et en décharge. Puis une théorie quantitative appliquée à un chargement cyclique fut donnée par HOLSTE et BURMEISTER [HOLSTE 80], que POLÁK et KLESNIL ont développée ultérieurement en prenant en compte cette fois les deux composantes interne et effective des contraintes [POLÁK 82]. Plus récemment, F. FARDOUN [FARDOUN 97] a appliqué cette approche à trois types d'aciers inoxydables (ferritique, austénitique et austéno-ferritique), afin d'obtenir les contraintes effective et interne et leurs évolutions au cours d'un cyclage en fatigue plastique oligocyclique.

Dans l'approche statistique basée sur le modèle de MASING, la distribution des limites d'élasticité σ_{ic} des microvolumes est définie par la fonction densité de probabilité, $f_p(\sigma_{ic})$, qui vérifie l'équation :

$$\int_0^{\infty} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} = 1 \quad (1)$$

La probabilité (ou fraction volumique) des éléments dont la limite d'élasticité se situe dans l'intervalle $\sigma_{ic} - \sigma_{ic} + d\sigma_{ic}$ est :

$$f_p(\sigma_{ic}) \cdot d\sigma_{ic}$$

La contrainte totale appliquée au polycristal peut être obtenue par intégration sur tous les microvolumes :

$$\sigma = \int_0^{\infty} f_p(\sigma_{ic}) \sigma_{ic} d\sigma_{ic} \quad (2)$$

Si le matériau est supposé constitué de volumes élémentaires ayant le même module d'élasticité mais des limites d'élasticité différentes mais identiques en traction et en compression, la contrainte microscopique σ_i subie par chaque élément est :

$$\sigma_i = \begin{cases} E\varepsilon & \text{pour } |E\varepsilon| \leq \sigma_{ic} \\ \sigma_{ic} & \text{pour } E\varepsilon > \sigma_{ic} \\ -\sigma_{ic} & \text{pour } E\varepsilon < -\sigma_{ic} \end{cases} \quad (3)$$

En utilisant les équations (3) et en divisant l'équation (2) en deux parties, on peut en déduire une expression de la contrainte moyenne en traction monotone sous la déformation ε . Le premier terme est relatif aux éléments dont la contrainte critique est atteinte sous la déformation ε , et le deuxième terme est relatif aux éléments qui sont déformés élastiquement seulement (figure IV-2).

$$\sigma = \int_0^{E\varepsilon} \sigma_{ic} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} + E\varepsilon \int_{E\varepsilon}^{\infty} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} \quad (4)$$

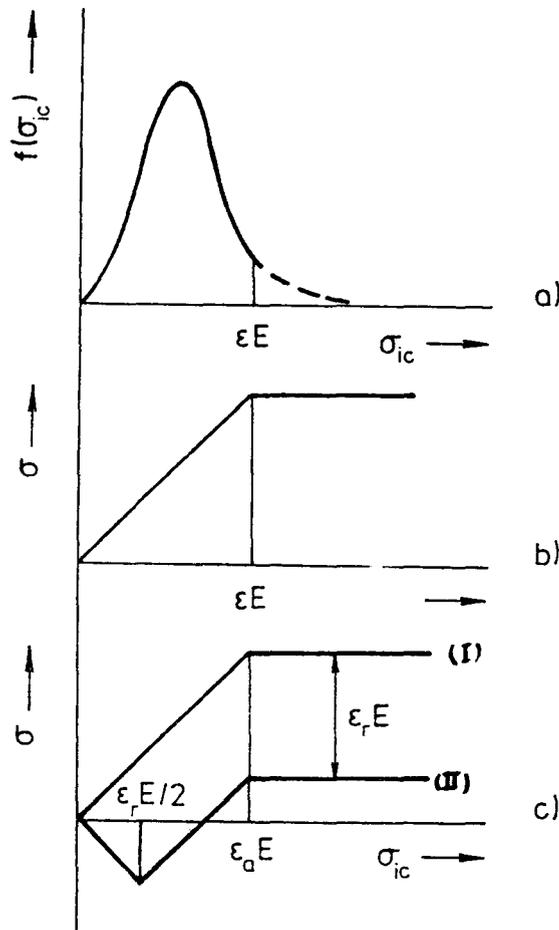


Figure IV-2 : (a) Fonction "densité de probabilité" $f_p(\sigma_{ic})$; (b) contrainte subie par un volume élémentaire sous déformation monotone de traction et (c) après déchargement de déformation relative ε_r , en fonction de σ_{ic}

soit :

$$\sigma = \int_0^{E\varepsilon} \sigma_{ic} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} + E\varepsilon \left[\int_0^{\infty} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} - \int_0^{E\varepsilon} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} \right] \quad (5)$$

Si on normalise la fonction densité de probabilité, on a :

$$\begin{aligned} f_p(0) &= 0 \\ f_p(\infty) &= 0 \end{aligned} \quad (6)$$

Alors, la fonction intégrale première, ou la fonction de distribution $F(x)$, peut être définie par :

$$F(x) = \int_0^x f(x) dx \quad (7)$$

et un ensemble de fonctions :

$$F_i(x) = \frac{1}{x} \int_0^x (x^i) f(x) dx \quad (8)$$

où $i=1, 2, 3 \dots$

La fonction intégrale seconde peut être définie par :

$$G(x) = \int_0^x F(x) dx = x[F(x) - F_1(x)] \quad (9)$$

En introduisant la fonction densité de probabilité $f_p(\sigma_{ic})$ dans la relation (9), on obtient :

$$G(E\varepsilon) = E\varepsilon \left[\int_0^{E\varepsilon} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} - \frac{1}{E\varepsilon} \int_0^{E\varepsilon} \sigma_{ic} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} \right] \quad (10)$$

$$G(E\varepsilon) = E\varepsilon \int_0^{E\varepsilon} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} - \int_0^{E\varepsilon} \sigma_{ic} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} \quad (11)$$

En combinant les relations (5) et (11) et en utilisant l'équation (1) :

$$\sigma = E\varepsilon - G(E\varepsilon) \quad (12)$$

L'équation (12) montre que la courbe contrainte-déformation en traction monotone peut être obtenue à partir de la fonction densité de probabilité $f_p(\sigma_{ic})$ par l'intermédiaire de son intégrale seconde G , et vice versa.

La description du comportement des matériaux sous chargement cyclique à amplitude de déformation constante ϵ_a nécessite l'utilisation des coordonnées relatives σ_r et ϵ_r définies en figure IV-3.

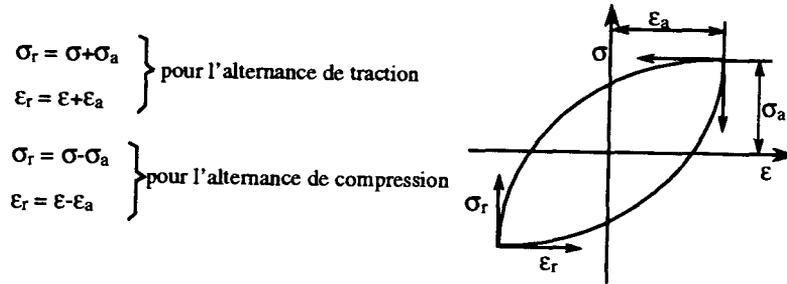


Figure IV-3 : Boucle d'hystérésis en coordonnées relatives

Autrement dit, la contrainte et la déformation sont définies relativement au pic maximum ou minimum précédent. La figure IV-2-c montre les contraintes subies par un volume élémentaire, au pic de traction (I), et sous une déformation relative ϵ_r (II).

La contrainte relative peut être calculée en fonction de la déformation relative :

$$\sigma_r = 2 \int_0^{E\epsilon_r/2} \sigma_{ic} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} + E\epsilon_r \int_{E\epsilon_r/2}^{\infty} f_p(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} \quad (13)$$

En utilisant la fonction $G(x)$, l'équation (13) s'écrit sous la forme :

$$\sigma_r = 2 \left(\frac{E\epsilon_r}{2} - G\left(\frac{E\epsilon_r}{2}\right) \right) \quad (14)$$

Cette équation montre que, selon le modèle de Masing, la branche ascendante est identique à la branche descendante, donc toutes les boucles sont imbriquées (Figure IV-4). La comparaison des équations (12) et (14) montre également qu'une alternance ascendante (respectivement descendante) de la boucle d'hystérésis est homothétique de la courbe de traction (respectivement compression) de facteur deux. Il faut noter que l'hypothèse de Masing est la base de la "méthode de la demi-boucle d'hystérésis" utilisée pour l'obtention de la courbe d'érouissage cyclique. En effet selon Masing, la boucle d'hystérésis pour différentes amplitudes de déformation se déduit de la même distribution des limites d'élasticité des microvolumes. La courbe d'érouissage cyclique est alors donnée par la relation :

$$\sigma_a = E\epsilon_a - G(E\epsilon_a) \quad (15)$$

où σ_a et ε_a sont respectivement l'amplitude de contrainte et l'amplitude de déformation cycliques.

Pour une fonction densité de probabilité unique, c'est à dire une structure de dislocations stable, les équations 12, 14 et 15 sont identiques. Mais en fait, l'arrangement des dislocations dépend, dans une certaine mesure, de l'histoire du chargement, donc la fonction densité de probabilité dépend également de l'histoire du chargement. C'est pourquoi la courbe de traction monotone et la courbe d'écroutissage cyclique ne sont pas réellement homothétiques de rapport $\frac{1}{2}$ à la demi-boucle d'hystérésis [POLÁK 91(a)].

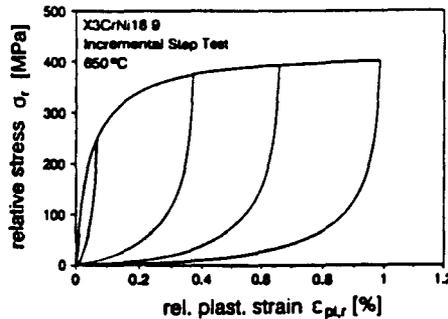


Figure IV-4 : Boucles d'hystérésis expérimentales d'un acier austénitique 304L issues d'un bloc incrémental à 650°C en coordonnées relatives [CHRIST 92(a)]

La fonction densité de probabilité peut être obtenue par double dérivation de l'équation (14), donc des alternances de la boucle d'hystérésis :

$$f\left(\frac{E\varepsilon_r}{2}\right) = \frac{-2}{E^2} \frac{\partial^2 \sigma_r}{\partial^2 \varepsilon_r} \quad (16)$$

On dira donc qu'un matériau, dans le cas d'une sollicitation cyclique, manifeste ou non un comportement de Masing si les alternances ascendantes (respectivement descendantes) suivent, ou non, une courbe unique en coordonnées relatives d'origine les minima (respectivement maxima) des boucles d'hystérésis (Figure IV-4).

IV.2. Présentation des résultats et interprétation

Le tracé des boucles d'hystérésis, en fatigue plastique oligocyclique, en coordonnées relatives (Figure IV-3), permet de mettre en évidence l'existence éventuelle d'un comportement de Masing. D'un point de vue microstructural, un comportement de Masing est attribué à l'existence d'une structure de dislocations quasiment constante, quel que soit le niveau de déformation appliqué [CHRIST 93, 96].

Dans cette partie, pour les matériaux étudiés, nous présentons et comparons les boucles d'hystérésis stabilisées, obtenues sous les différentes histoires de chargement, afin d'analyser leur comportement relativement au comportement de Masing.

IV.2.1. Méthode à une éprouvette par niveau

Les figures IV-5, IV-6 et IV-7 présentent les boucles d'hystérésis stabilisées relatives à des essais à amplitude de déformation constante à trois niveaux de déformation imposés, à mi-durée de vie, pour les aciers 316, 446 et 45N-ST respectivement. Il est remarquable que l'acier austénitique est très loin de manifester un comportement de Masing, tandis que l'acier ferritique et l'acier duplex, sous les mêmes conditions d'essai, n'en sont pas très éloignés. Le comportement de l'acier austéno-ferritique est là encore très voisin de celui de l'acier ferritique [cf. chapitre 3] ; le comportement de l'acier duplex, dans le domaine de déformation étudié, semble toujours plutôt dominé par celui de la phase ferritique.

En général, un chargement cyclique à amplitude de déformation constante conduit à la formation d'une structure de dislocations fonction de l'amplitude de déformation appliquée. En conséquence, la forme de la courbe σ - ε ne présentera pas le comportement de Masing sous chargements cycliques à différents niveaux de déformation imposés. Ceci a été vérifié en utilisant différents matériaux présentant des modes de déformation plastique et de glissement différents, à savoir des matériaux avec glissement planaire et des matériaux avec glissement dévié [MUGHRABI 87, BAYERLEIN 87]. L'existence du comportement de Masing, dans le cas d'essais à une éprouvette par niveau, est très rare [ABDEL-RAOUF 79]. Par ailleurs les comportements de différents matériaux, vis à vis du comportement de Masing, sous des conditions d'essai identiques, sont en général différents. Ceci est dû à la différence de l'évolution des structures des dislocations en fonction des amplitudes de déformation appliquée [Li 93 et CHRIST 96].

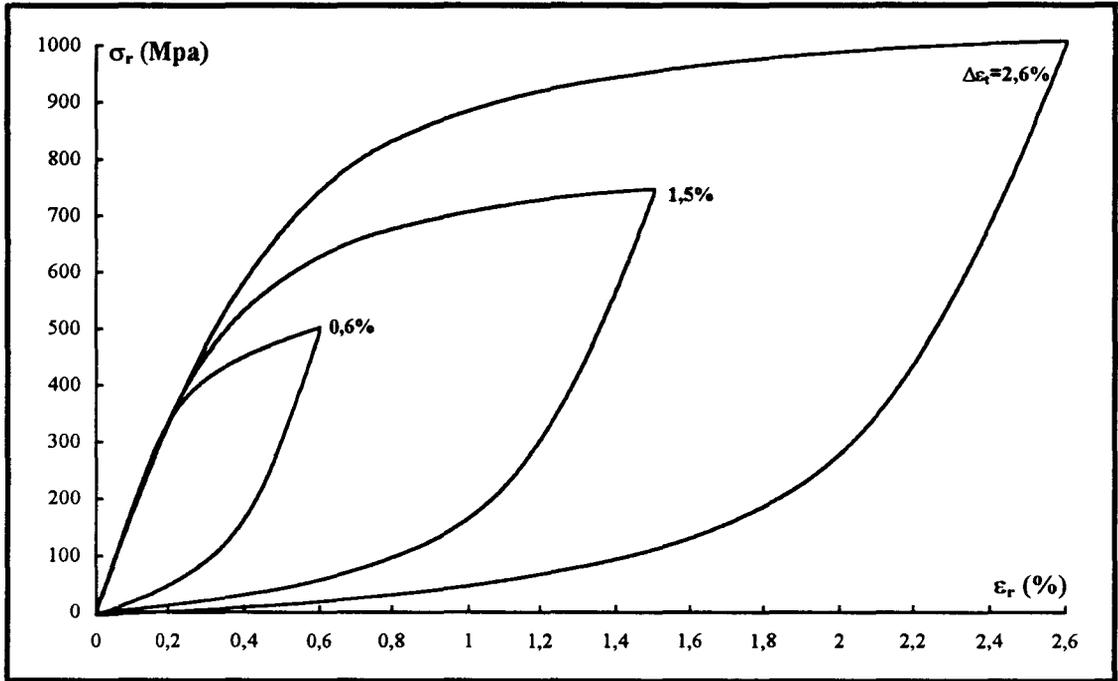


Figure IV-5 : Boucles d'hystérésis stabilisées à trois niveaux de déformation imposés (acier 316)

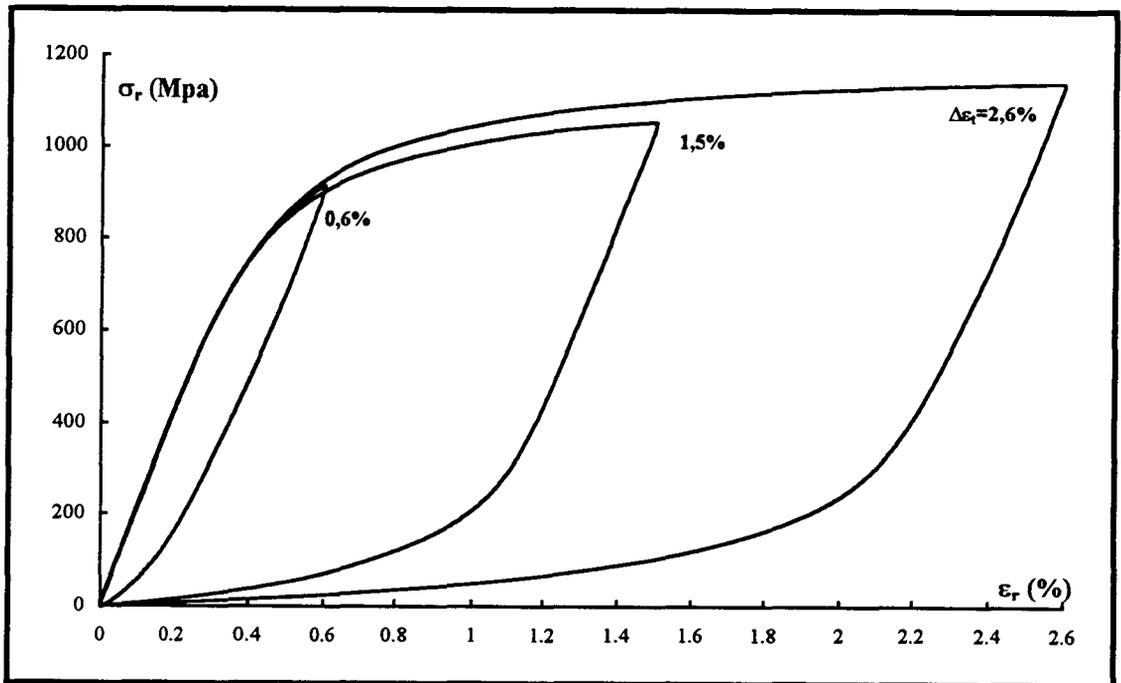


Figure IV-6 : Boucles d'hystérésis stabilisées à trois niveaux de déformation imposés (acier 446)

Comme nous l'avons indiqué au premier chapitre, l'acier type 316, sollicité sous différents niveaux de déformation, présente pratiquement toutes les configurations de dislocations possibles pour un métal de structure CFC. C'est probablement pourquoi les boucles d'hystérésis obtenues sous chargements à différents niveaux sont très loin du comportement de Masing.

Avec le raisonnement précédent, on peut supposer que la structure des dislocations de l'acier ferritique (CC), à température ambiante, dans le domaine de déformation étudié, varie peu avec l'amplitude de déformation appliquée. Ceci est en bon accord avec les résultats de la littérature rapportés au premier chapitre, et avec nos résultats du chapitre III.

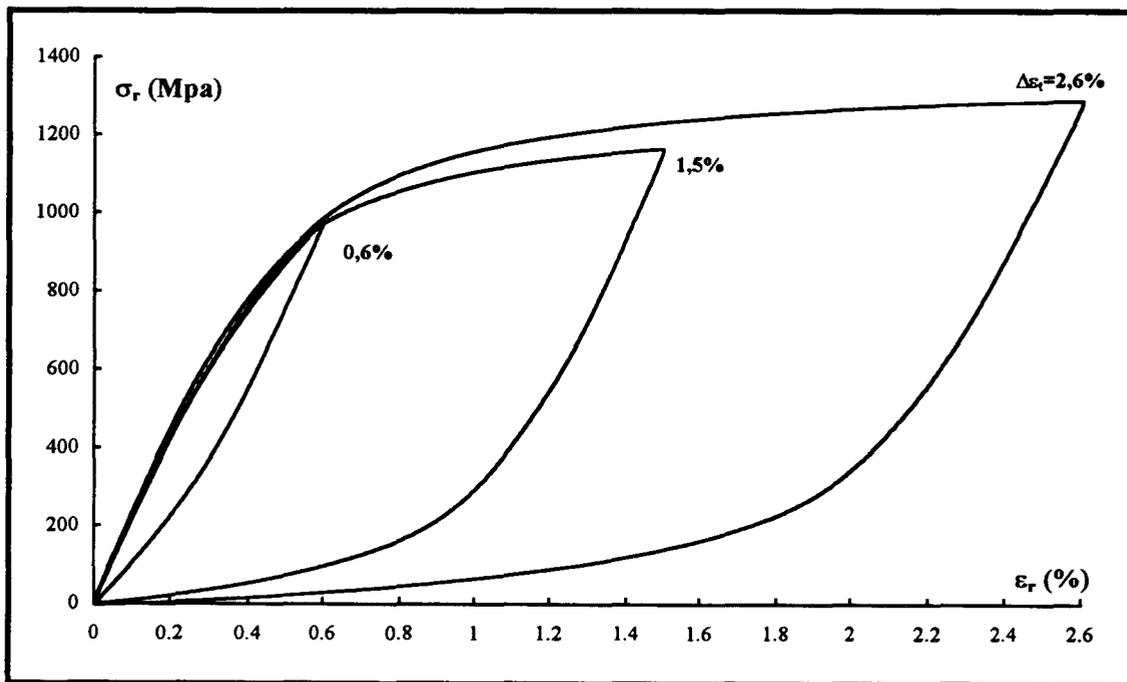


Figure IV-7: Boucles d'hystérésis stabilisées à trois niveaux de déformation imposés (acier 45N-ST)

Il est aussi intéressant de mentionner que, si l'acier ferritique ne présente pas exactement un comportement de Masing, pourtant les branches ascendantes des boucles d'hystérésis stabilisées, suivent quasiment une courbe unique, si les petites boucles sont glissées le long de la partie élastique ; ceci n'est pas le cas pour l'acier austénitique (cf. figures IV-8 et 9). L'acier duplex est là encore plus proche de l'acier ferritique (Figure IV-10). CHRIST [CHRIST 92(a)] a aussi observé ce comportement sur un acier à basse teneur en carbone à l'état normalisé (structure CC). Il a conclu que deux conditions importantes sont nécessaires pour ce type du comportement : la

possibilité de glissement dévié et la stabilité de phase au cours du cyclage. La nécessité d'effectuer ce glissement le long de la droite élastique, pour mettre en évidence le comportement de Masing traduit l'augmentation du domaine élastique avec l'accroissement de l'amplitude de déformation appliquée. Selon SCHUBERT [SCHUBERT 89], l'augmentation du domaine élastique est inversement proportionnelle à la distance moyenne entre les murs de dislocations. Ceci doit signifier que malgré l'augmentation de la densité de dislocations dans l'acier ferritique et dans la phase ferritique de l'acier duplex, il n'y a probablement pas de changement de configuration des dislocations dans la phase ferritique, ce qui n'est pas le cas dans l'acier austénitique et dans la phase austénitique de l'acier duplex [POLÁK 93(a) et SEDDOUKI 94].

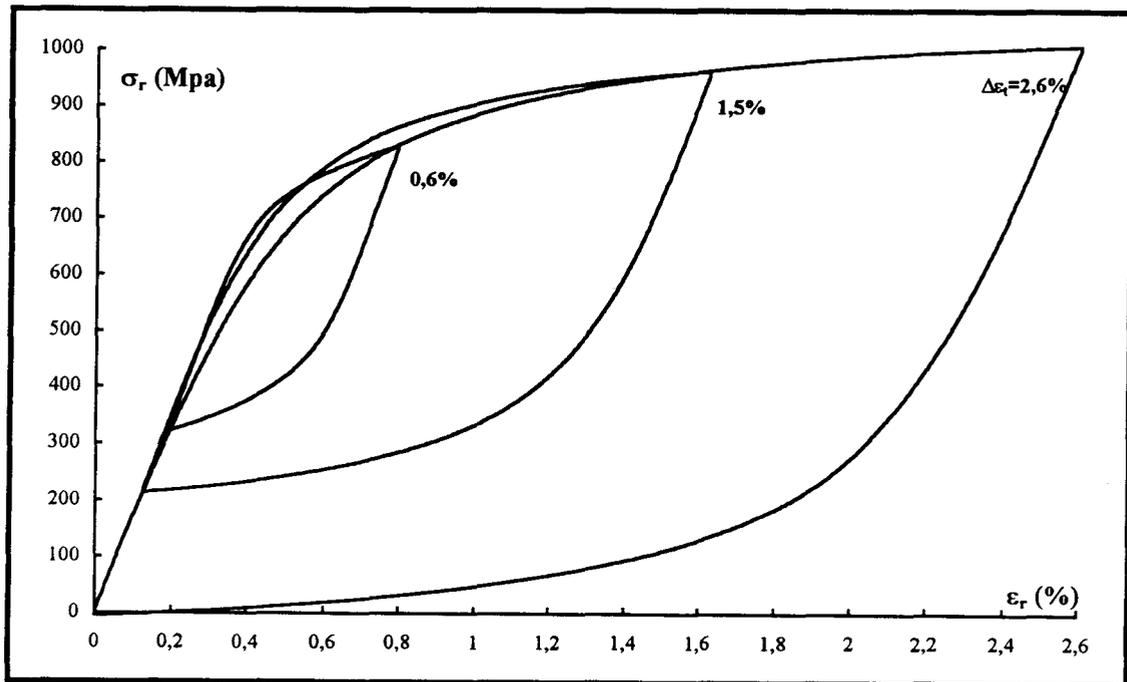


Figure IV-8 : Boucles d'hystérésis stabilisées, glissées le long de la droite élastique (acier 316)

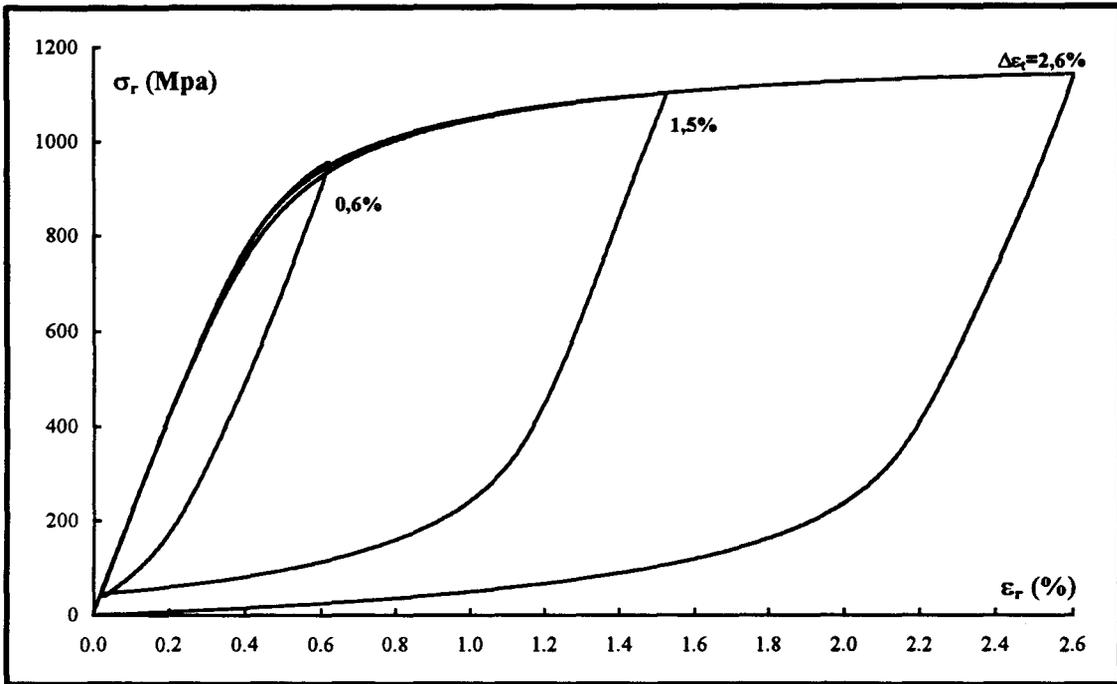


Figure IV-9 : Boucles d'hystérésis stabilisées, glissées le long de la droite élastique (acier 446)

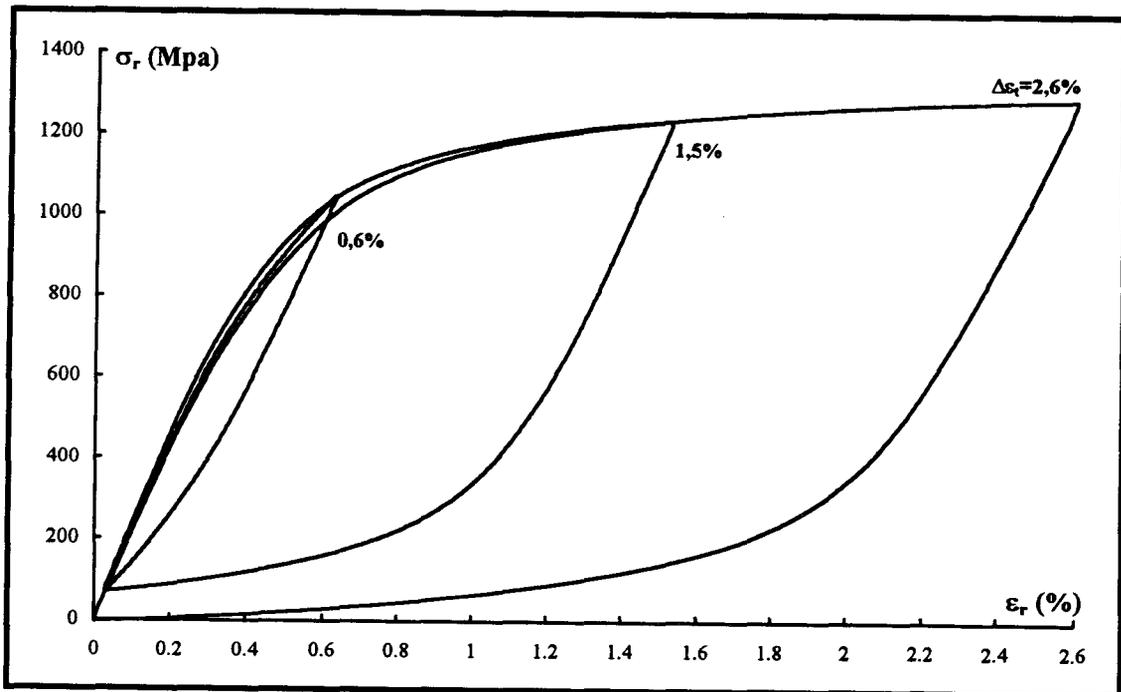


Figure IV-10 : Boucles d'hystérésis stabilisées, glissées le long de la droite élastique (acier 45N-ST)

IV.2.2. Méthodes par paliers croissants et par paliers décroissants

Les figures IV-11-a et b présentent les boucles d'hystérésis obtenues lors des essais par paliers croissants et par paliers décroissants respectivement, pour l'acier 316. Ces boucles ne présentent pas le comportement de Masing. Pourtant, les boucles obtenues par paliers décroissants en sont plus proches. La différence entre ces deux méthodes vis à vis du non-comportement de Masing peut s'expliquer de la manière suivante : d'une part, le changement de structure des dislocations dans l'acier 316 avec l'amplitude de déformation appliquée est très important et d'autre part, le nombre de cycles sur chaque palier est identique, pour l'essai par paliers croissants et pour l'essai par paliers décroissants (cf. II.3.3.2 et II.3.3.3). Ce nombre limité de cycles, ne permet pas d'arriver à la stabilisation de la contrainte, donc à une structure de dislocations stabilisée identique pour les deux types d'essais, à même amplitude de déformation.

La différence de comportement de l'acier 316 entre les faibles et hautes amplitudes de déformation, suggère que, dès l'apparition de la structure cellulaire de dislocations, les alternances ascendantes se situent au-dessus de la courbe d'écrouissage cyclique, excepté aux pics des boucles, puisque par définition la CEC passe par ces pics. En l'absence de structure cellulaire, la branche ascendante de la boucle d'hystérésis suit quasiment la courbe d'écrouissage cyclique (Figure IV-11-a). La zone de transition correspond à la zone du changement de pente de la courbe d'écrouissage cyclique obtenue par la méthode par paliers croissants (cf. I-3.1.3 et III-2.2.3). ABDEL-RAOUF [ABDEL-RAOUF 79] a observé le même comportement dans un alliage Al-4%Cu, fatigué à différents niveaux de déformation cyclique ; les boucles d'hystérésis stabilisées à faible amplitude de déformation ($\Delta\varepsilon_f < 0,8\%$) manifestent le comportement de Masing, ce qui n'est pas le cas à amplitude de déformation élevée ($\Delta\varepsilon_f > 0,8\%$). Une étude effectuée par POLÁK [POLÁK 94(b)], sur l'évolution du paramètre de forme des boucles d'hystérésis ($V_H = W/\Delta\sigma \times \Delta\varepsilon_p$, où W est l'énergie dissipée par cycle) à la stabilisation de la contrainte, en fonction de la déformation plastique imposée, sur l'acier 316L, montre que ce paramètre est quasiment constant et minimum dans la zone correspondant au palier de la CEC (zone d'existence des BGP), tandis que la pente de cette courbe augmente brutalement dès le début du troisième stade de la CEC, zone d'apparition de la structure cellulaire des dislocations (cf. I.3.1.3 et figure I-25). Ceci confirme notre résultat, à savoir que les boucles d'hystérésis se situent au-dessus de la CEC à haute amplitude de déformation ($\Delta\varepsilon_f > 1,2\%$).

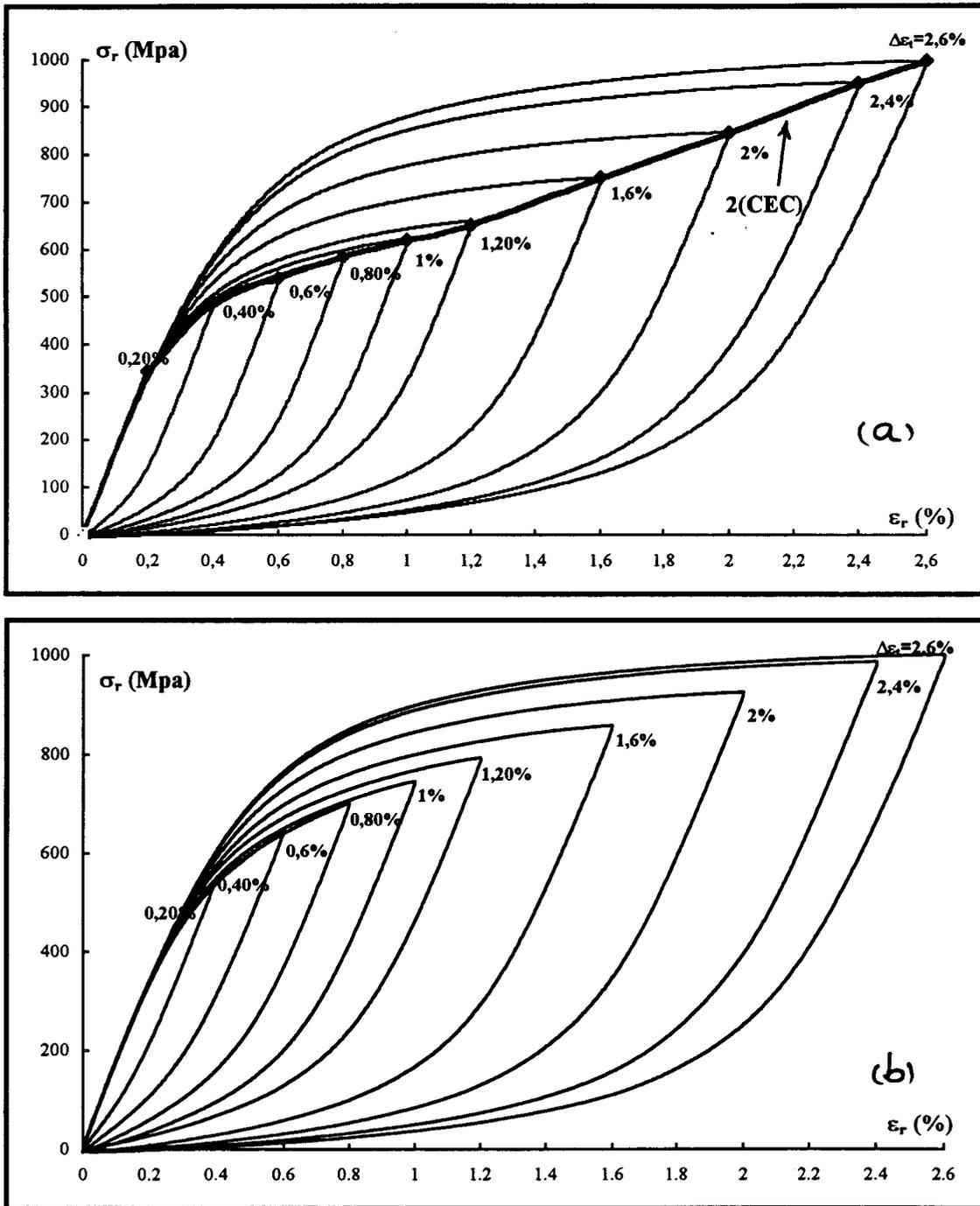


Figure IV-11 : Boucles d'hystérésis obtenues d'essai par paliers croissants (a) et par paliers décroissants (b) pour acier 316

Les figures 12-a et b présentent les boucles d'hystérésis stabilisées issues des essais par paliers croissants et par paliers décroissants respectivement, pour l'acier ferritique. Ces boucles ne présentent pas non plus le comportement de Masing, mais contrairement à ce qui se passe dans l'acier austénitique, d'une part elles sont moins éloignées de ce comportement, et d'autre part la différence entre les boucles issues des

essais par paliers croissants et décroissants est moins importante que pour l'acier austénitique, car l'acier ferritique n'est pas très sensible à l'histoire du chargement.

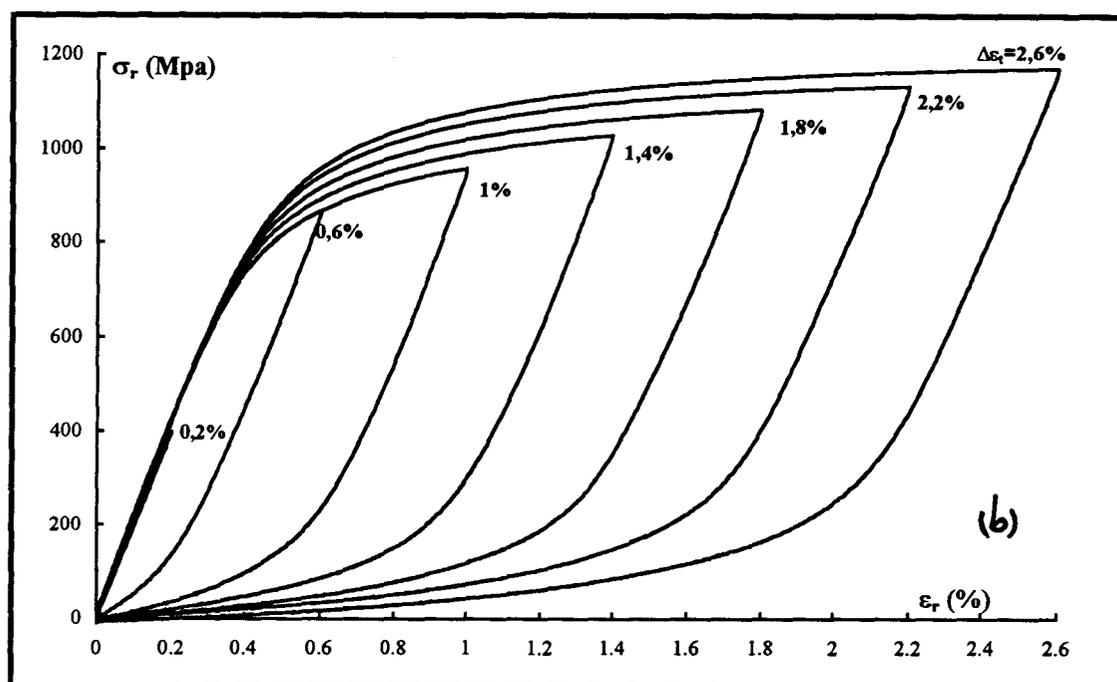
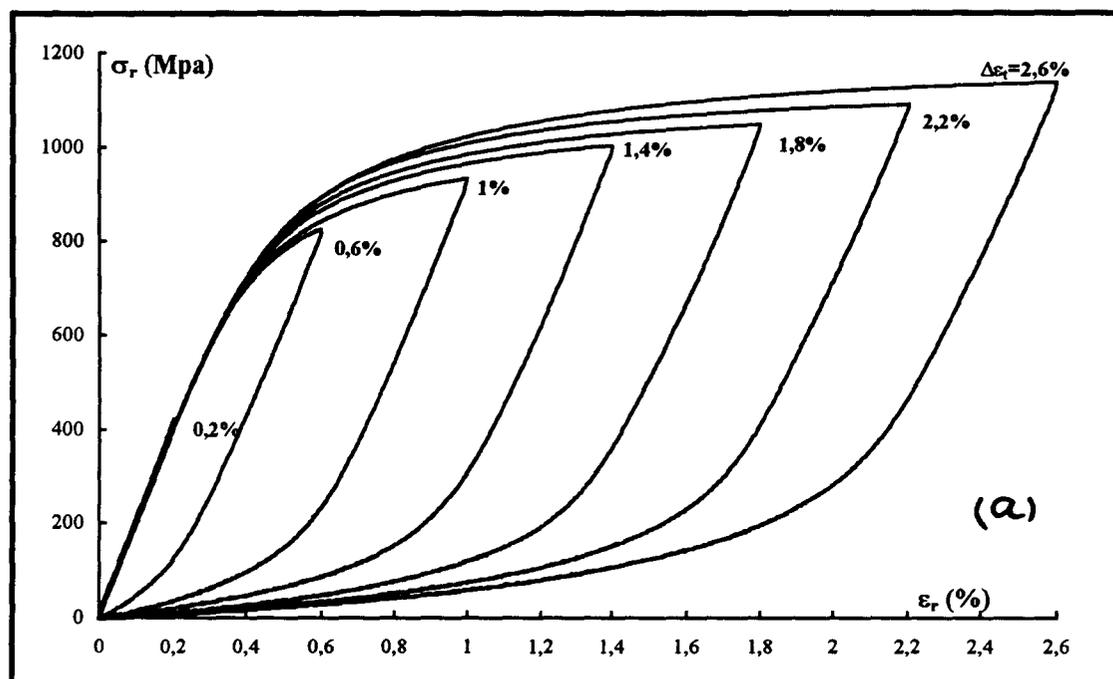


Figure IV-12 : Boucles d'hystérésis obtenues par des essais par paliers croissants (a) et par paliers décroissants (b), pour l'acier 446

Les boucles d'hystérésis obtenues dans un essai par paliers croissants pour l'acier duplex ne présentent ni le comportement de l'acier austénitique ni celui de l'acier ferritique (Figure IV-13-a). Elles présentent un comportement de Masing quasiment parfait ; tandis que celles obtenues par un essai par paliers décroissants ne présentent pas ce comportement (Figure IV-13-b). Une déstabilisation de la structure de dislocations entre autres pourrait expliquer ce comportement dans le cas d'essais par paliers décroissants. Rappelons que la durée de vie de cet acier sous chargement par paliers décroissants est beaucoup plus faible que sous chargement par paliers croissants (cf. II.3.3).

IV.2.3. Méthodes incrémentale et aléatoire

Les comportements des trois aciers, austénitique, ferritique et austéno-ferritique sollicités sous chargements aléatoire et incrémental sont identiques [cf. Chapitre 3]. C'est pourquoi nous avons regroupé les résultats de ces deux méthodes dans un même paragraphe.

En général, pour obtenir la stabilisation ou la quasi-stabilisation des niveaux de contrainte d'un bloc à l'autre, un certain nombre de blocs incrémentaux ou aléatoires sont nécessaires. Après stabilisation des amplitudes de contrainte, le tracé contrainte-déformation ne change plus d'un bloc à l'autre. Il est couramment admis que la structure des dislocations reste alors inchangée, non seulement d'un bloc à l'autre, mais aussi au cours d'un même bloc. L'arrangement des dislocations est alors indépendant de l'amplitude de déformation plastique instantanée [CHRIST 92(a et b)].

La figure IV-14 présente la superposition des boucles d'hystérésis obtenues dans un bloc incrémental stabilisé à amplitude de déformation maximale dans le bloc de 0,75%, pour l'acier austénitique. L'écart au comportement de Masing est plus important pour les boucles à faible amplitude de déformation ($\Delta\varepsilon_i \leq 0,8\%$). Les mêmes conclusions peuvent être tirées des boucles obtenues dans un bloc incrémental à amplitude de déformation maximale dans le bloc de 1,3%.

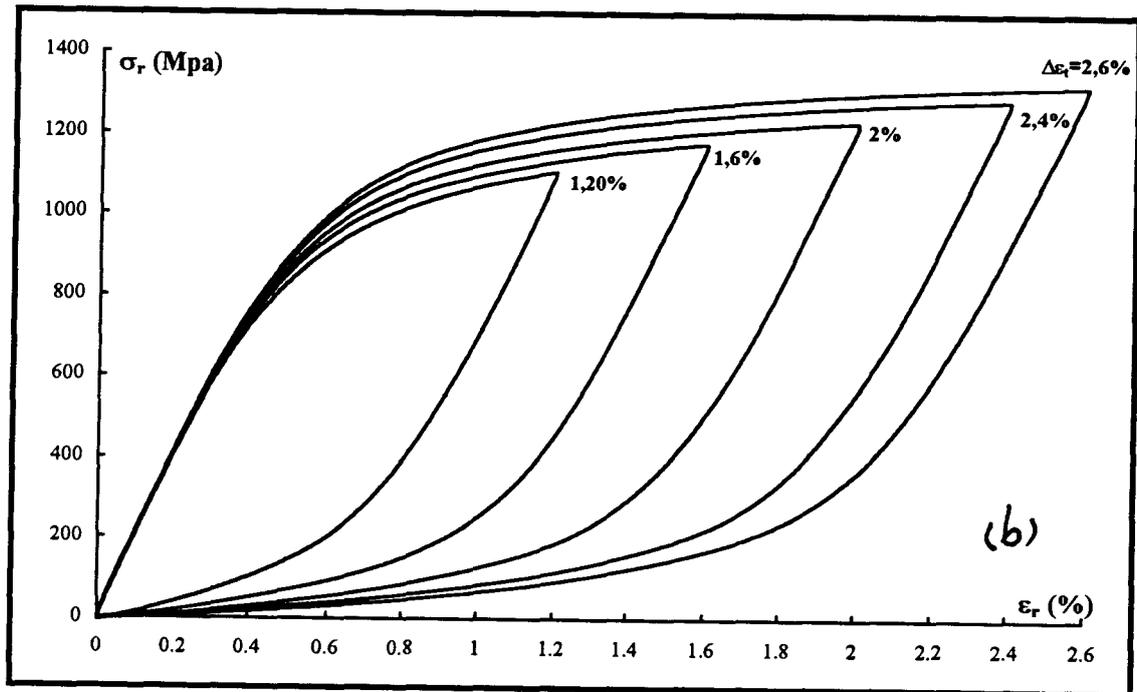
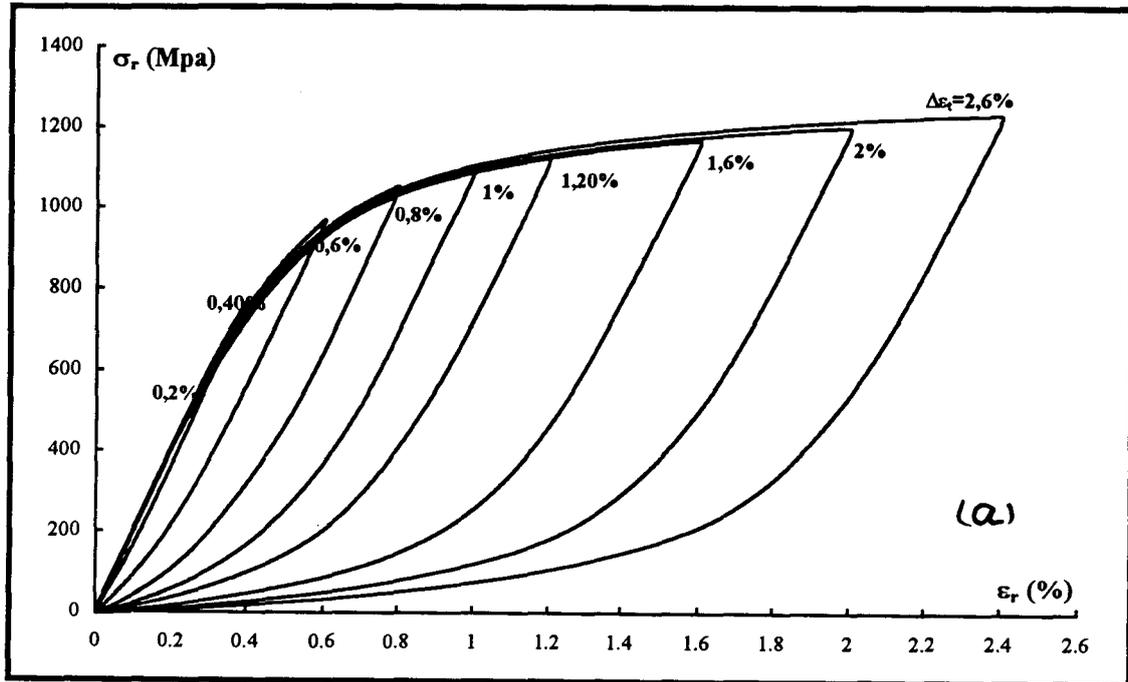


Figure IV-13 : Boucles d'hystérésis obtenues par des essais par paliers croissants (a) et par paliers décroissants (b), pour l'acier 45N-ST

Les boucles d'hystérésis obtenues par l'essai incrémental à amplitude de déformation maximale 0,75%, pour l'acier ferritique, présentent un comportement de Masing (Figure IV-15). Pourtant celles obtenues par un essai à déformation maximale 1,3% ne présentent pas parfaitement ce comportement (Figure IV-16). Dû au

glissement ondulé des dislocations et à la faible influence de l'histoire du chargement dans l'acier ferritique, nous nous attendions à une manifestation parfaite du comportement de Masing sous chargement incrémental. Aussi, pour confirmer le premier résultat, nous avons effectué un deuxième essai identique au premier. Les résultats obtenus étaient identiques à ceux du premier essai.

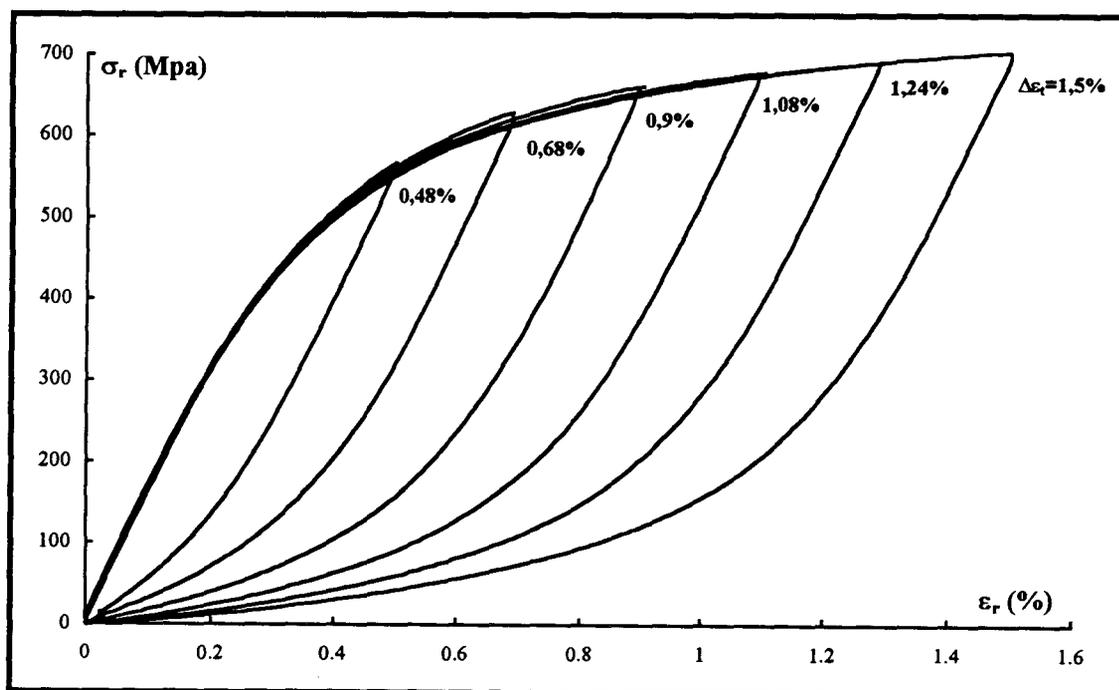


Figure IV-14 : Boucles d'hystérésis fermées correspondant à un bloc incrémental à l'amplitude de déformation maximale dans le bloc de 0,75% (acier 316)

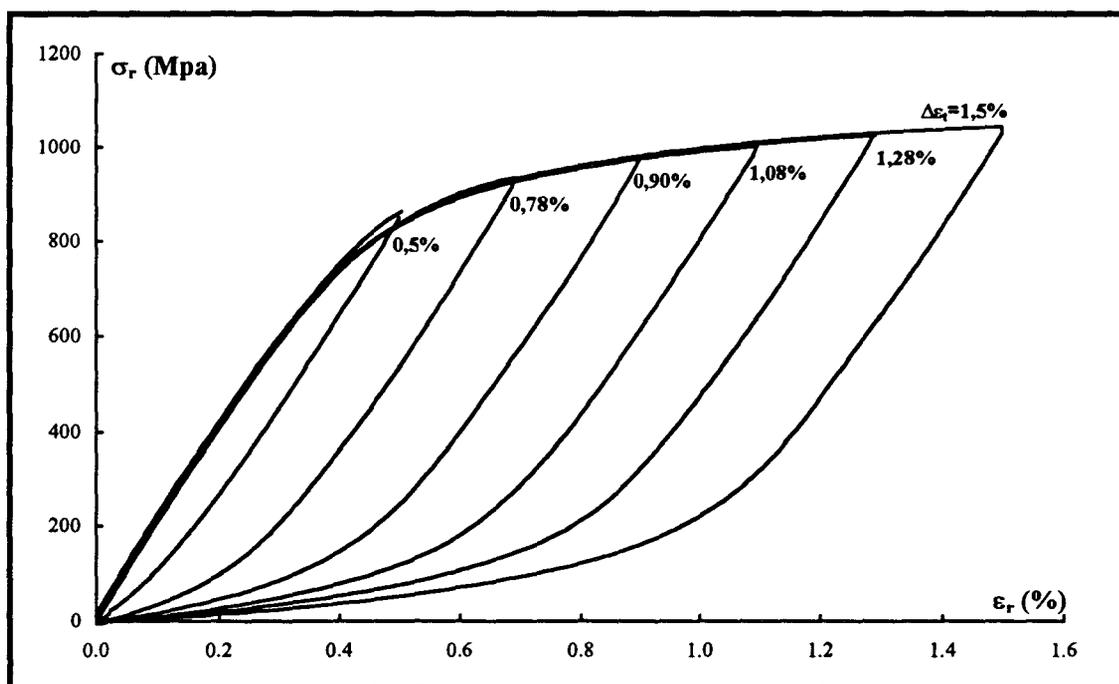


Figure IV-15 : Boucles d'hystérésis fermées correspondant à un bloc incrémental à l'amplitude de déformation maximale dans le bloc de 0,75% (acier 446).

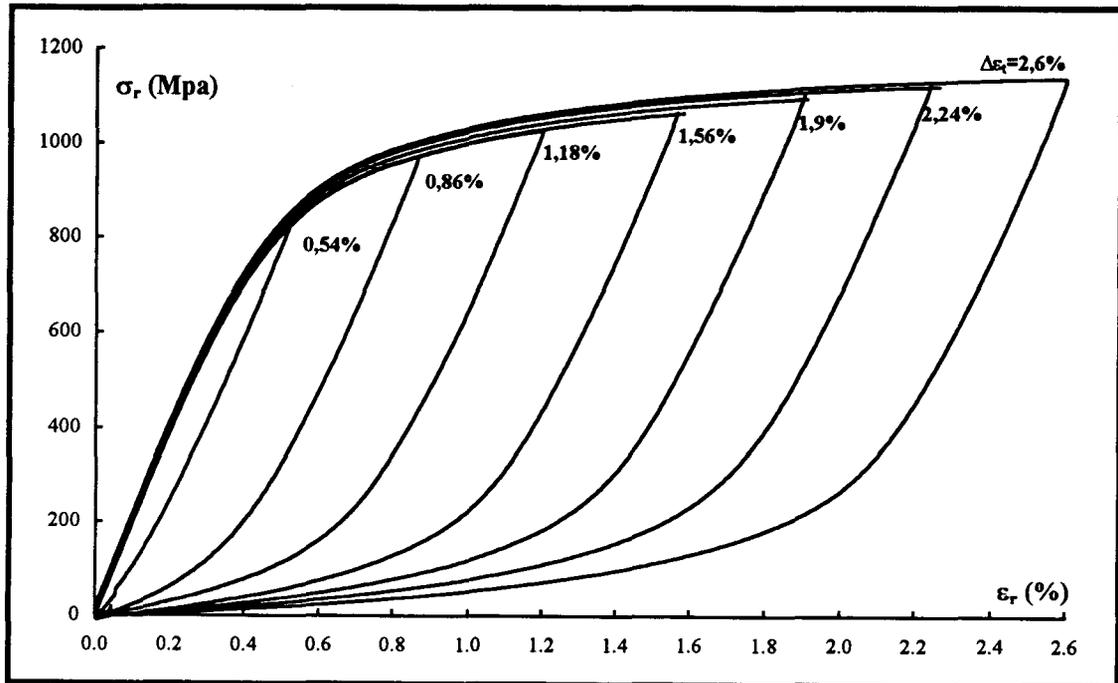


Figure IV-16 : Boucles d'hystérésis fermées correspondant à un bloc incrémental à l'amplitude de déformation maximale dans le bloc de 1,3% (acier 446).

Des études menées sur différents matériaux et alliages monophasés (mono- et polycristallins) vis à vis du comportement de Masing, montrent que le glissement dévié des dislocations est une condition nécessaire à la manifestation de ce comportement [CHRIST 92(a)]. Pour montrer cette influence du caractère du glissement (plan ou ondulé), CHRIST [CHRIST 96] a étudié deux cas extrêmes : le cuivre (glissement ondulé, haute EFE) et le laiton α (caractère plan du glissement des dislocations, faible EFE). Pour les deux matériaux étudiés, la structure des dislocations construite sous chargement par blocs incrémentaux ressemble à la structure des dislocations sous chargement à amplitude de déformation constante, de niveau légèrement inférieur au plus grand cycle dans le bloc. Les boucles obtenues lors d'un essai incrémental sur le cuivre présentent parfaitement le comportement de Masing ; en revanche, celles obtenues lors d'un essai incrémental sur le laiton α ne présentent pas ce comportement. Pour confirmer le non-comportement de Masing des métaux à glissement plan, le même auteur a effectué un essai complémentaire à amplitude de déformation constante ($\Delta\epsilon_p/2=0,5\%$) sur le laiton α , mais en y intercalant des monocycles intermédiaires de diverses amplitudes de déformation inférieures à 0,5% (Figure IV-17-a). Les résultats de cet essai sont présentés en figure IV-17-b, où les boucles d'hystérésis sont tracées en coordonnées relatives. Il est évident que sous ces conditions, la structure des dislocations se conserve pour les monocycles aux amplitudes de déformation

inférieures, pourtant le comportement de Masing ne se manifeste toujours pas. CHRIST et MUGHRABI [CHRIST 92(a)] ont également montré la dépendance du comportement de Masing avec le caractère du glissement par l'étude en fatigue plastique oligocyclique d'un acier inoxydable austénitique AISI 304L, à température ambiante, à 400°C et à 650°C. A température ambiante et à 650°C, le caractère dominant du glissement des dislocations est le glissement dévié, et la structure des dislocations stabilisée est cellulaire. Le matériau présente alors un comportement de Masing. En revanche à 400°C, la répartition des dislocations est planaire et beaucoup plus homogène. Le matériau manifeste alors un non-comportement de Masing (Figure IV-18).

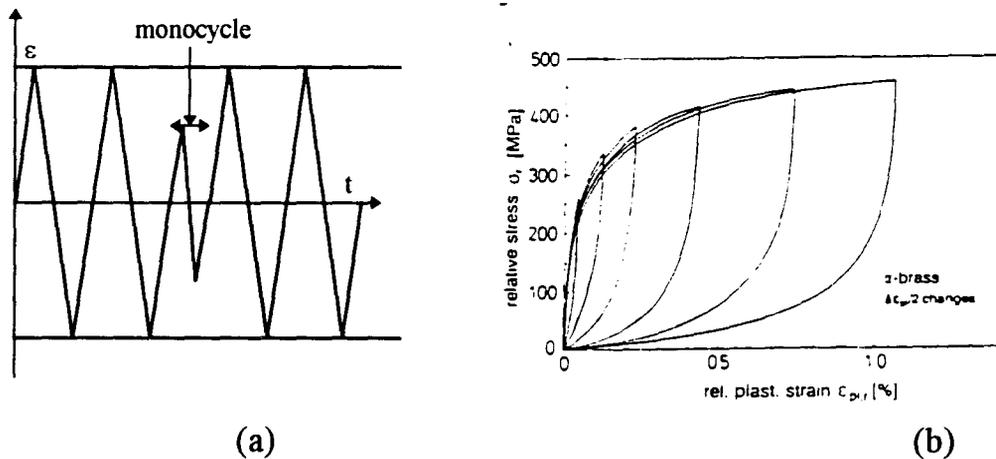


Figure IV-17 : (a) Cyclage avec mono-cycle intermédiaire (b) Boucles d'hystérésis correspondant aux monocycles; laiton α [CHRIST 96]

L'incompatibilité entre un comportement de Masing et le glissement plan peut être expliquée par la localisation du glissement dans des plans discrets. L'interaction de ces plans de glissement avec les joints de grains viole l'hypothèse de Masing (Figure IV-19-a) qui considère le matériau comme constitué d'éléments sollicités en parallèle, sans interaction entre eux. Selon CHRIST [CHRIST 96], la répartition homogène et fine des plans de glissement est plus favorable à la manifestation du comportement de Masing (Figure IV-19-b).

Parmi les trois aciers étudiés, les boucles obtenues par les essais incrémental et aléatoire pour l'acier duplex sont les plus proches du comportement de Masing (Figures IV-20 et IV-21). Ce comportement de l'acier duplex peut être attribué au glissement ondulé des dislocations dans la phase ferritique et à une répartition homogène du glissement planaire dans la phase austénitique. L'acier duplex contient 0,158% d'azote, dont environ 90% sont concentrés dans la phase austénitique (cf. II.1.3). Celle-ci est donc très riche en azote ($\cong 0,29\%$ N). Or, comme nous l'avons

indiqué précédemment, l'azote favorise le glissement plan des dislocations et une répartition homogène du glissement dans l'austénite, empêchant ainsi la localisation de la déformation plastique dans un faible nombre de plans discrets [DEGALLAIX 86]. Le glissement planaire ne viole alors pas le comportement de Masing (Figure IV-19-b). En résumé, le comportement de Masing de l'acier duplex est attribué d'une part au glissement ondulé dans la phase α , et d'autre part à la répartition homogène de la déformation plastique dans la phase γ , favorisée par l'azote.

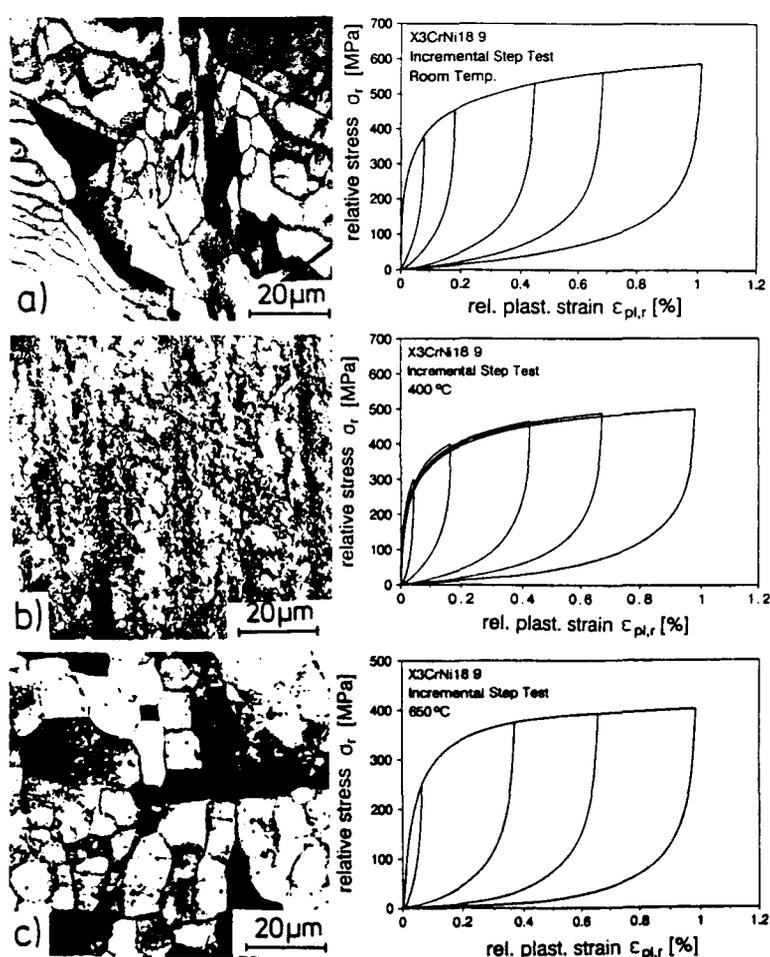


Figure IV-18 : Corrélations entre les arrangements de dislocations dans un acier 304L après chargement incrémental, et les boucles d'hystérésis stabilisées correspondantes : (a) à température ambiante, glissement ondulé, comportement de Masing ; (b) à 400°C, glissement planaire, non-comportement de Masing ; (c) à 650°C, glissement ondulé, comportement de Masing [CHRIST 92(a)].



Figure IV-19 : Schématisation de la déformation plastique d'un grain où le glissement est plan ; (a) faible nombre de plans de glissement (forte localisation), (b) glissement plan finement distribué (faible localisation) [CHRIST 96]

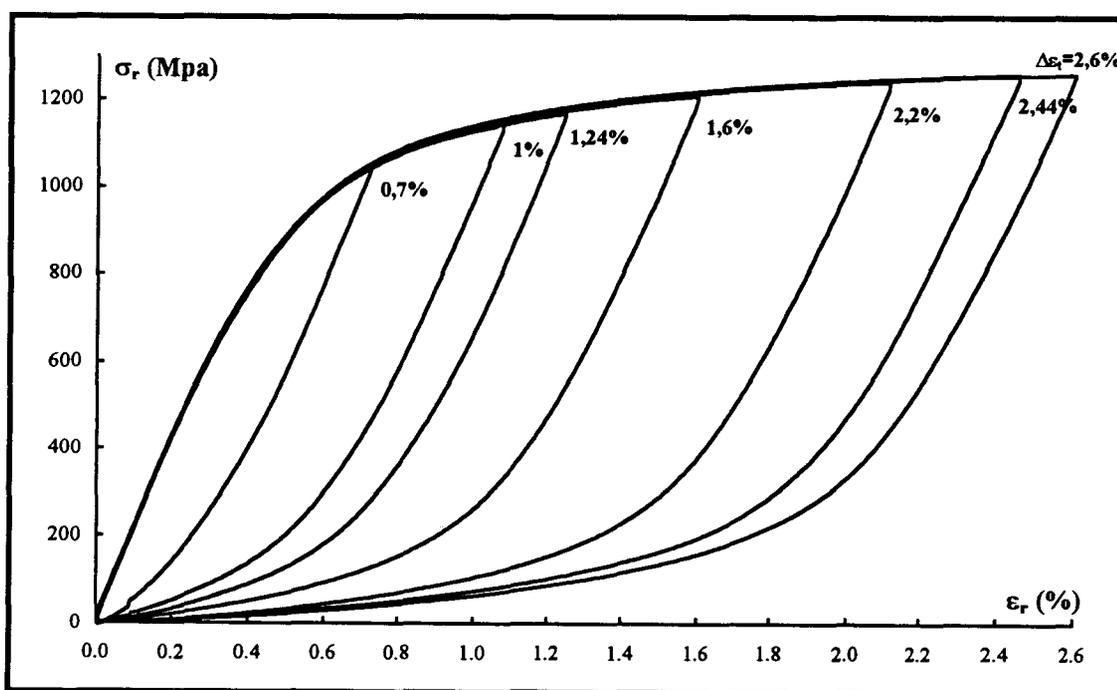


Figure IV-20 : Boucles d'hystérésis fermées correspondant à un bloc incrémental à l'amplitude de déformation maximale dans le bloc de 1,3% (acier 45N-ST)

Malgré le glissement ondulé des dislocations dans l'acier ferritique, les boucles d'hystérésis stabilisées sous chargement incrémental ne présentent pas le comportement de Masing. Ceci montre que le glissement ondulé est une condition nécessaire, mais non suffisante pour le comportement de Masing.

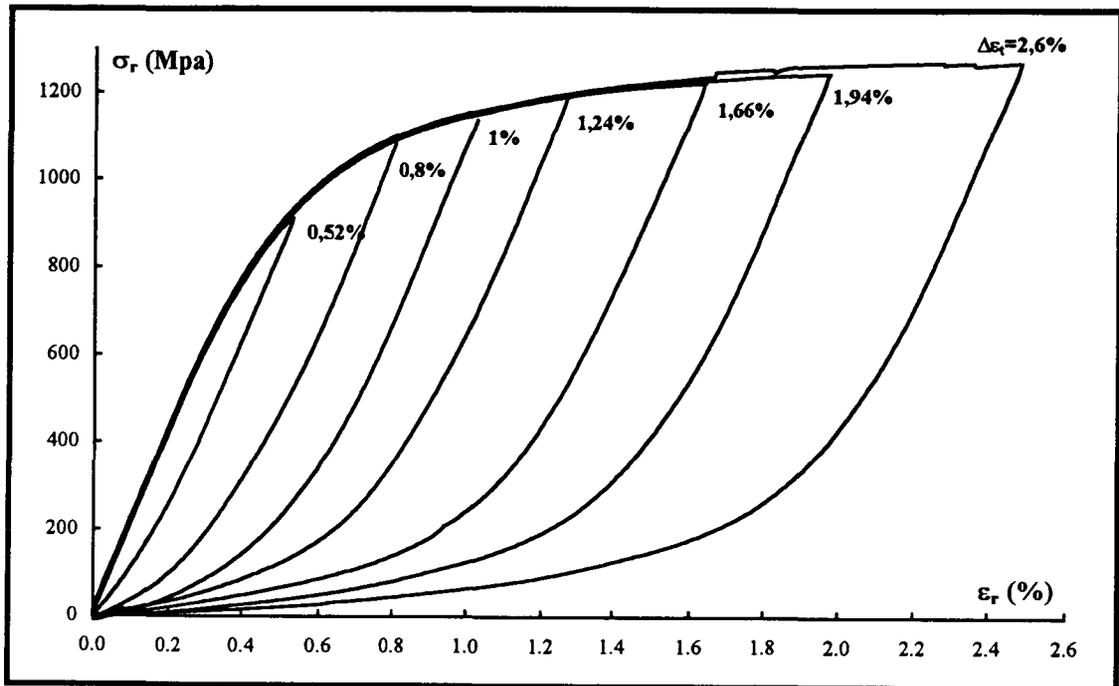


Figure IV-21 : Boucles d'hystérésis fermées correspondant à un bloc aléatoire à l'amplitude de déformation maximale dans le bloc de 1,3% (acier 45N-ST)

IV.3. Modélisation du tracé σ - ϵ sous chargement aléatoire

Lors d'essais de fatigue sous chargement aléatoire, on applique souvent à l'éprouvette une succession de blocs aléatoires identiques ; nous avons montré dans le chapitre III (cf. III.2.3.1) que la majeure partie de la durée de vie sous chargement par blocs incrémentaux ou par blocs aléatoires, comme sous chargement à amplitude de déformation constante, correspond au stade de stabilisation de la contrainte.

Si un matériau vérifie le comportement de Masing sous chargement incrémental ou aléatoire, une modélisation simple, basée sur l'hypothèse de Masing, permet de calculer le tracé contrainte-déformation dans le temps sous chargement aléatoire. Il suffit de connaître les pics maxima et minima de déformation appliqués, leur séquence, et la boucle d'hystérésis stabilisée correspondant au plus grand cycle dans le bloc. Cette boucle peut être obtenue à partir d'un essai à amplitude de déformation constante, ou mieux, à partir d'un essai incrémental ou aléatoire.

Dans un travail similaire CHRIST [CHRIST 93] a modélisé le tracé contrainte-déformation dans le temps pour un chargement de type incrémental et pour un chargement de type aléatoire (figure IV-22), à partir de la "fonction densité de probabilité" obtenue par la dérivée seconde d'une alternance ascendante d'une boucle

stabilisée. Puis pour simplifier, il a supposé le matériau constitué d'un certain nombre d'éléments en parallèle, définis chacun par la fraction volumique qu'il représente et sa limite d'élasticité.

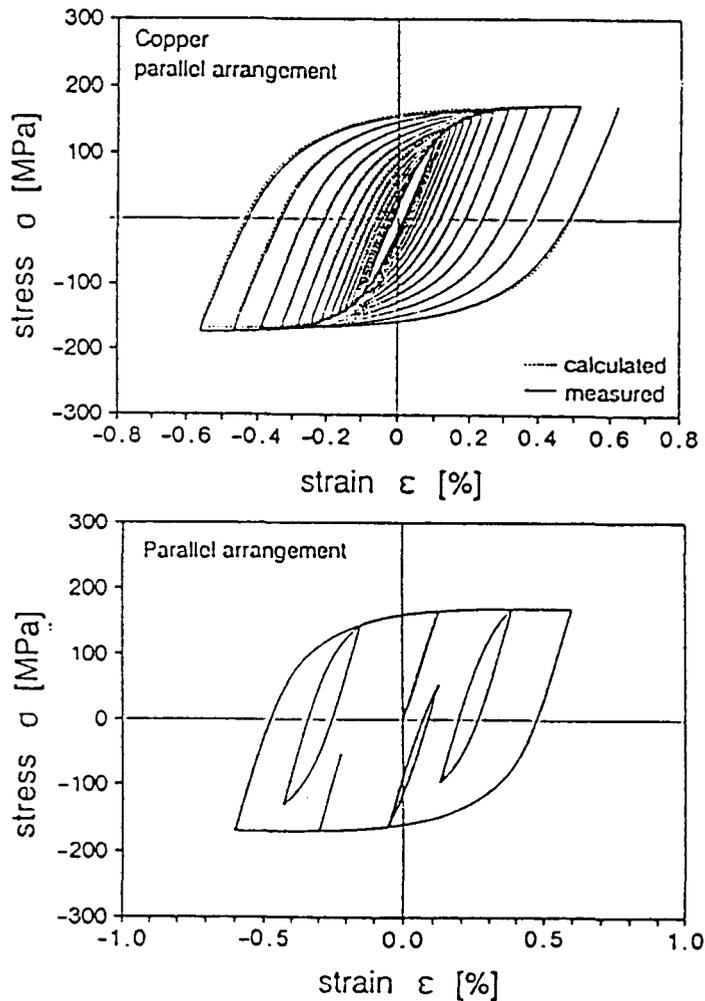


Figure IV-22 : Comparaison entre les évolutions de la contrainte en fonction de la déformation, calculée et expérimentale : (a) pour un demi-bloc croissant de chargement incrémental ; (b) pour un bloc de chargement aléatoire [CHRIST 93]

L'intérêt technique d'une telle modélisation est son application dans les méthodes avancées de prédiction de la durée de vie des matériaux en fatigue, qui nécessitent souvent une connaissance du tracé contrainte-déformation dans le temps [CHRIST 96].

IV.3.1. Présentation du modèle

Pour décrire ce modèle, prenons l'exemple simple d'une boucle d'hystérésis expérimentale, interrompue par un petit cycle (Figure IV-23) [POLÁK 91(a)]. On observe expérimentalement qu'après inversion du sens de chargement au point 2, le matériau garde en mémoire le niveau de contrainte et l'état d'érouissage en ce point. Après décharge jusqu'au point 3 et recharge jusqu'au point 2, la courbe contrainte-déformation ne continue pas jusqu'au point 4', comme le ferait une éprouvette vierge. Dès que le niveau de contrainte σ_2 est à nouveau atteint, le taux d'érouissage diminue brutalement jusqu'à la valeur qu'il avait au point 2, avant la décharge 2-3. La courbe contrainte-déformation suit alors la courbe qu'elle aurait suivi sans décharge, jusqu'au point 4.

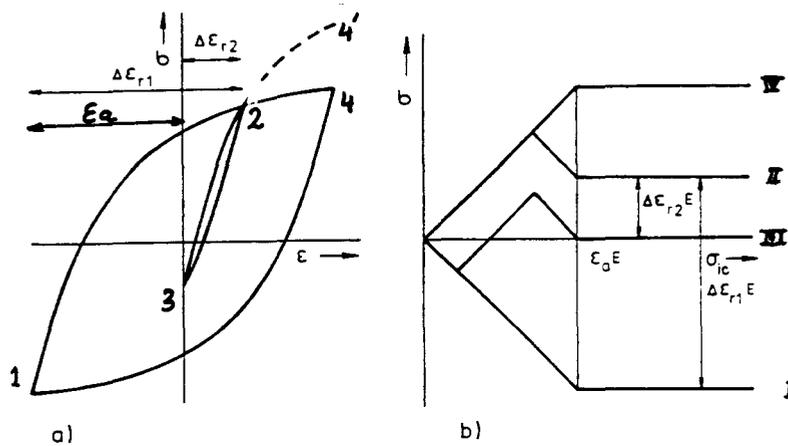


Figure IV-23 : Influence de l'histoire du chargement : (a) tracé σ - ϵ , (b) contraintes subies par les microvolumes en fonction de leur limite d'élasticité σ_{ic} [POLÁK 91(a)]

En utilisant l'approche statistique, on peut prédire cet "effet mémoire". La figure IV-23-b montre la contrainte subie par différents microvolumes, en fonction de leur limite d'élasticité σ_{ic} , aux points 1, 2, 3 et 4 de la boucle d'hystérésis. La ligne brisée I, associée au point 1 du cycle σ - ϵ , montre que tous les microvolumes ayant un σ_{ic} inférieur à $\epsilon_a E$ sont plastiquement déformés en compression, et donc supportent chacun son σ_{ic} . Les microvolumes avec $\sigma_{ic} \geq \epsilon_a E$ supportent la contrainte de compression $\epsilon_a E$. Au point 2, les microvolumes dont $\sigma_{ic} < \Delta\epsilon_{r1} E/2$, supportent une déformation plastique en traction, tandis que le reste des éléments possède un état de contrainte représenté par la ligne II. Au point 3, la contrainte subie par les microvolumes est représentée par la ligne III. Lors du changement de sens du chargement au point 3, seule la fraction des microvolumes dont $\sigma_{ic} < \Delta\epsilon_{r2} E/2$ est

déformée plastiquement. Lorsque le point 2 est atteint, tous les microvolumes avec $\sigma_{ic} < \Delta \epsilon_{r1} E/2$ commencent à se déformer plastiquement. Ce phénomène résulte en une chute soudaine du taux d'écroissage au-delà du point 2. C'est pourquoi le tracé contrainte-déformation au-delà du point 2 est dans la continuité de la courbe 1-2, comme s'il n'y avait pas eu la décharge 2-3-2. Cet exemple peut être généralisé à tout type de chargement variable dans le temps.

Selon l'hypothèse de Masing, toutes les alternances ascendantes (respectivement descendantes) des boucles d'hystérésis sont identiques. Donc à l'exception du premier pic de traction (ou de compression), pour lequel il existe une homothétie de rapport 1/2 avec la demi-alternance croissante (respectivement décroissante), toutes les alternances sont une partie de la branche ascendante ou de la branche descendante de la boucle de base. Dans notre modèle, le tracé d'un chargement aléatoire débute au point de coordonnées σ - ϵ correspondant au premier pic. La démarche est représentée schématiquement sur la figure IV-24 pour une succession de sept pics. Etant donné la boucle de base σ - ϵ , définie en coordonnées absolues (alternances 41 et 14), si une alternance 67 dépasse la boucle de base (point 5), elle change de pente et continue sur l'alternance correspondante de la boucle de base jusqu'au pic ultérieur 7. Le programme sur Excel correspondant à cette modélisation est donné en Annexe IV.

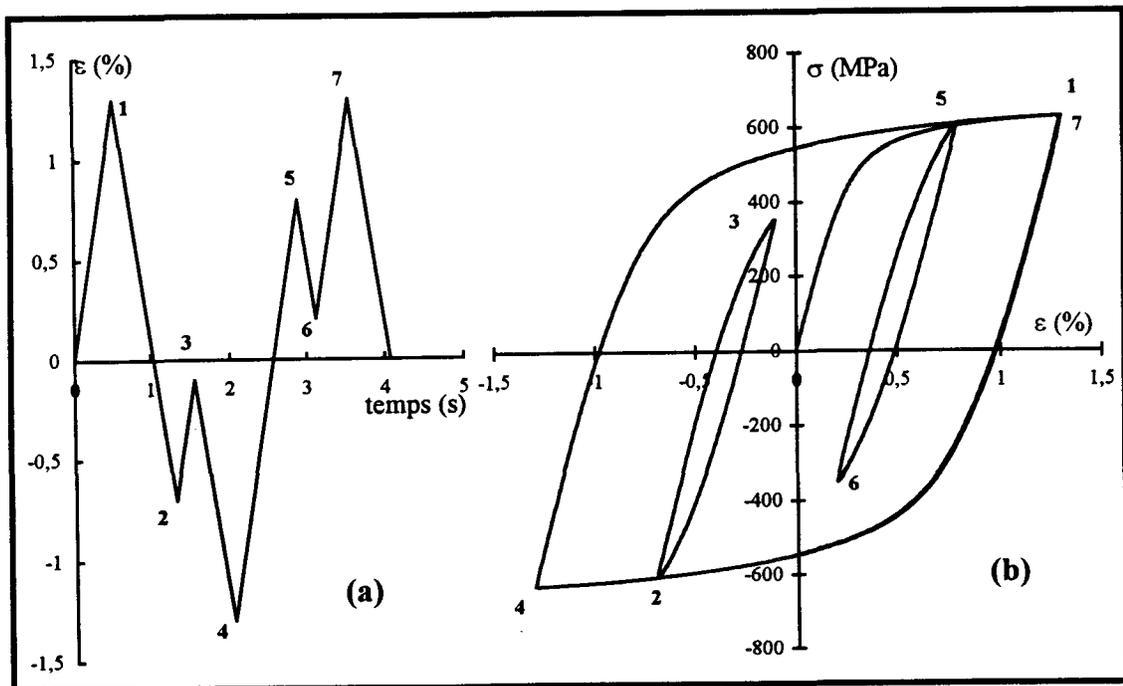


Figure IV-24 : Tracé d'une succession de sept pics aléatoires (a) en coordonnées ϵ, t (b) en coordonnées σ, ϵ

IV.3.2. Application du modèle

Comme nous l'avons indiqué au paragraphe IV.2.3, l'acier duplex vérifie le mieux le comportement de Masing sous chargements aléatoire et incrémental. C'est pourquoi nous avons appliqué notre modèle à cet acier. Nous prenons la boucle d'hystérésis stabilisée correspondant au plus grand cycle dans le bloc incrémental ou aléatoire comme boucle de base. Pour éviter l'erreur due à la variation de section, le calcul est basé sur une boucle en contraintes vraies. La figure IV-25 montre la superposition des tracés contrainte-déformation pour une partie du bloc aléatoire expérimental (bloc utilisé dans les essais aléatoires) et calculé, dont l'amplitude de déformation maximale dans le bloc est de 1,3%. La figure IV-26 présente la superposition des tracés σ - ε pour les demi-blocs incrémentaux calculé et expérimental.

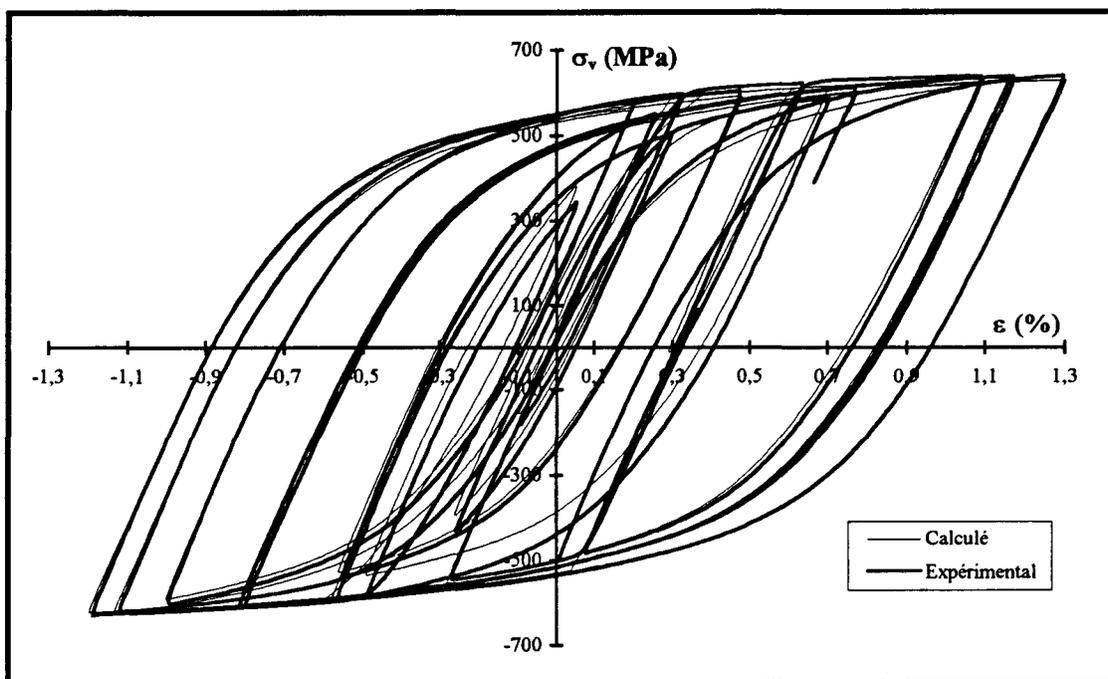


Figure IV-25 : Blocs aléatoires calculé et obtenu expérimentalement (une partie seulement) ; (acier 45N-ST)

Ces résultats montrent que les courbes contrainte-déformation calculées sont en bon accord avec celles obtenues expérimentalement sur un bloc stabilisé, excepté en ce qui concerne les petits cycles. (*Rappelons par ailleurs que l'influence des cycles à faible amplitude de déformation sur la durée de vie est très faible, pour ne pas dire négligeable*). Malgré la correction de contrainte (traduction en contrainte vraie), le calcul des petits cycles est peu précis (Figure IV-27, boucles A et B). Ce phénomène

est lié à l'évolution du module d'élasticité en fonction du niveau de pic inférieur des boucles ; lorsque ce niveau augmente, le module d'élasticité diminue. La figure IV-28 présente les branches ascendantes et les modules d'élasticité correspondant à trois boucles avec différents niveaux de pics inférieurs (la numérotation des pics correspond à celle définie sur le bloc aléatoire en Annexe I, page AI-20). La même variation du module d'élasticité est observée pour les branches descendantes. Par ailleurs, une différence de module d'élasticité existe également entre les branches ascendante et descendante de la boucle de base. Il en résulte un changement de forme entre ces deux branches (Figure IV-29). Cette évolution du module d'élasticité peut être éventuellement due à l'ouverture et à la fermeture des microfissures existantes dans le matériau ou à un autre phénomène microstructural, non identifié.

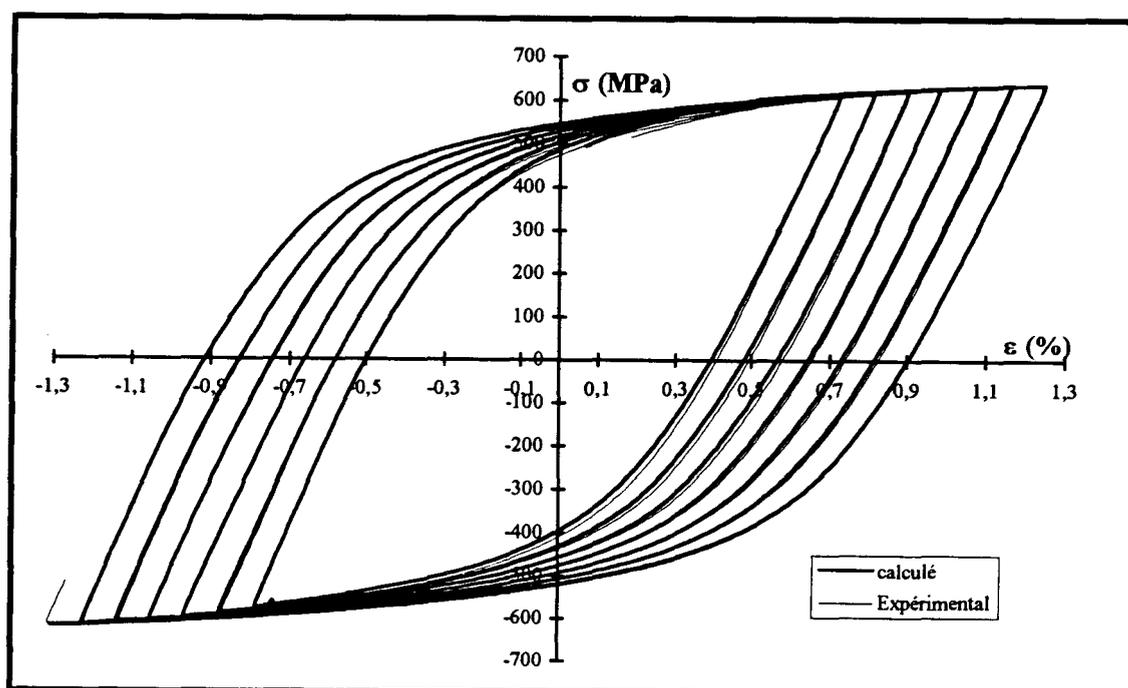


Figure IV-26 : Demi-blocs incrémentaux stabilisés calculé et obtenu expérimentalement (acier 45N-ST)

Malgré une manifestation parfaite du comportement de Masing pour l'acier 45N-ST (Figures IV-20 et 21), l'évolution de la limite d'élasticité en fonction du niveau pic de changement de sens de chargement montre que le comportement de Masing n'est pas parfait à une échelle très fine.

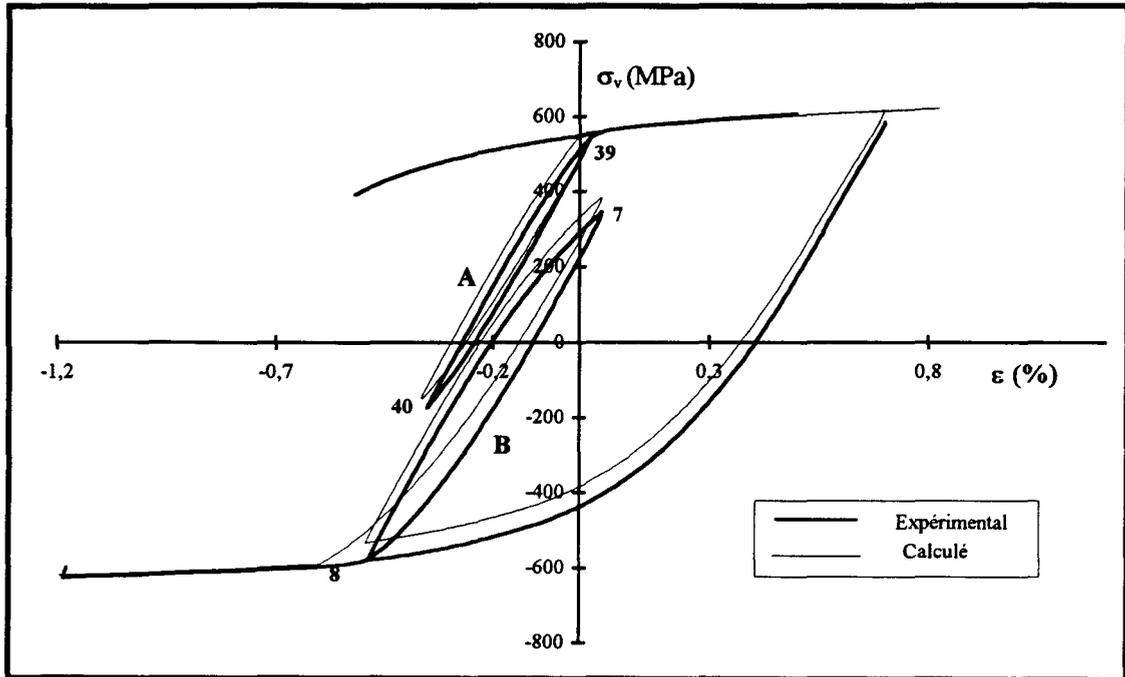


Figure IV-27 : Comparaison entre des petites boucles calculées et expérimentales à contrainte moyenne positive (cycle A) et à contrainte moyenne négative (cycle B).

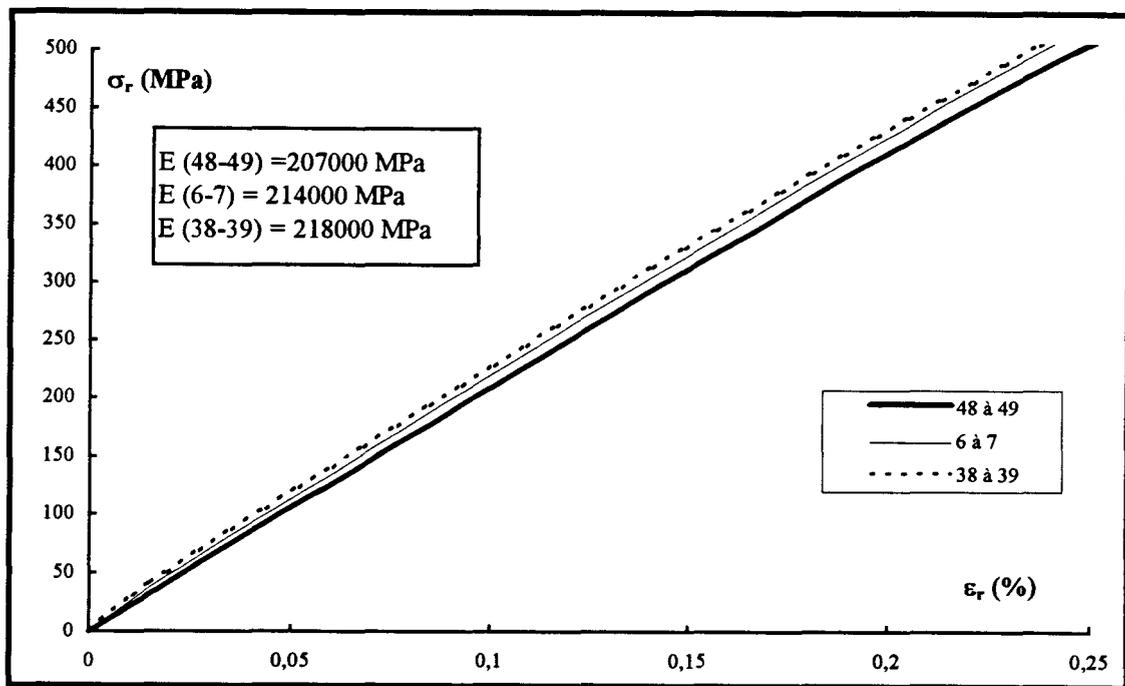


Figure IV-28 : Evolution du module d'élasticité en traction de boucles d'hystérésis de différents niveaux de pic inférieur

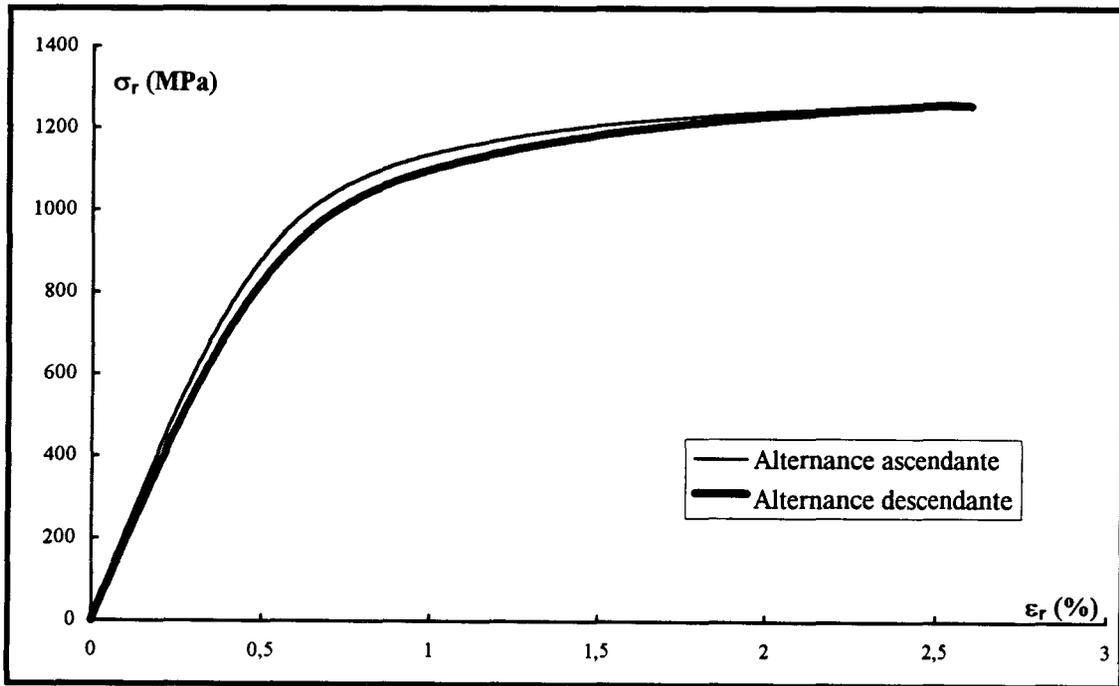


Figure IV-29 : Différence de forme entre les branches ascendante et descendante de la boucle de base issue d'un bloc incrémental stabilisé

Conclusion

Un matériau est dit manifester un comportement de Masing quand les branches ascendantes (respectivement descendantes) des boucles d'hystérésis en fatigue plastique oligocyclique coïncident en coordonnées relatives. L'existence ou non d'un tel comportement dépend du matériau et du mode de chargement cyclique. En ce qui concerne les aciers inoxydables étudiés, les différences observées relativement au comportement de Masing s'expliquent de la manière suivante :

- dû aux changements de structure et de densité des dislocations avec le niveau de déformation imposé, les boucles issues des essais à amplitude de déformation constante ne présentent pas le comportement de Masing ; pourtant l'acier ferritique et l'acier duplex en sont peu éloignés comparativement à l'acier austénitique ; rappelons que le comportement de l'acier duplex, dans la plage de déformation étudié, est plutôt dominé par la phase ferritique, et que dans cette zone, l'évolution de la structure des dislocations dans l'acier ferritique et dans la phase ferritique de l'acier duplex est très faible ;

- sous chargements par paliers croissants et par paliers décroissants, aucun des trois aciers étudiés ne présente le comportement de Masing ; dû à la forte influence de l'histoire du chargement sur l'acier austénitique, les boucles obtenues lors d'un essai par paliers décroissants sont plus proches de ce comportement relativement à celles obtenues lors d'un essai par paliers croissants, tandis que le contraire est observé pour l'acier duplex ; ceci pourrait s'expliquer par une déstabilisation de la structure des dislocations dans l'acier duplex lors d'un essai par paliers décroissants ;

- parmi tous les chargements étudiés, les boucles issues de blocs incrémentaux et aléatoires stabilisés sont les plus proches du comportement de Masing, quel que soit l'acier, ce qui prouve l'existence d'une structure des dislocations quasiment stable dès la stabilisation des amplitudes de contrainte ; les boucles obtenues sous ces types de chargement, pour l'acier duplex, sont néanmoins celles se rapprochant le plus du comportement de Masing ;

- une modélisation simple est proposée pour calculer le tracé σ - ε pour des métaux présentant le comportement de Masing sous chargement variable. Pour cette modélisation, il faut connaître la plus grande boucle d'hystérésis stabilisée, les pics minima et maxima de déformation et leur séquence. L'application de ce modèle à l'acier duplex donne des résultats satisfaisants ; il faut néanmoins noter que, dû à l'évolution du module d'élasticité en fonction du niveau du changement de sens dans une boucle, le calcul des petits cycles par ce modèle reste peu précis.

CONCLUSION GENERALE

L'objectif de cette étude était la détermination des comportements stabilisés de trois aciers inoxydables austénitique, ferritique et austéno-ferritique, en fatigue plastique oligocyclique, sous différentes histoires de chargement, ou encore l'obtention de leurs courbes d'érouissage cyclique (CEC) par différentes méthodes. Parallèlement à cet objectif principal, les boucles d'hystérésis stabilisées, issues des différentes histoires de chargement, ont été analysées vis à vis du comportement de Masing. Nos résultats expérimentaux sont discutés et interprétés à partir de l'étude bibliographique menée dans le premier chapitre. Ce chapitre étudie les microstructures de dislocations et leurs évolutions aux différents stades des CEC dans les métaux CFC et CC, et en particulier dans les aciers austénitique, ferritique et austéno-ferritique.

Courbes d'érouissage cyclique

Pour étudier l'influence de l'histoire du chargement sur la courbe d'érouissage cyclique, les méthodes suivantes ont été mises en oeuvre sur chacun des matériaux :

- la méthode une éprouvette par niveau,
- la méthode par paliers croissants,
- la méthode par paliers décroissants,
- la méthode incrémentale,
- la méthode aléatoire,
- la méthode par traction après cyclage,
- la méthode de la demi-boucle d'hystérésis.

Parmi les trois aciers étudiés, l'acier inoxydable austénitique est le plus influencé par l'histoire du chargement, tandis que les aciers ferritique et duplex y sont peu sensibles, l'acier duplex étant le moins influencé des deux.

Pour un même acier, les CEC obtenues par les différentes méthodes ne sont pas identiques. Elles ont été comparées à la courbe d'érouissage monotone, et entre elles.

Les CEC des aciers ferritique et austénitique se situent au-dessus de la courbe d'érouissage monotone, au moins au-delà de 0,4% de déformation. L'écart entre la courbe d'érouissage monotone et les CEC, pour l'acier ferritique, s'explique par la présence du palier de limite d'élasticité et, pour l'acier austénitique, par sa forte érouissabilité cyclique. La courbe d'érouissage monotone de l'acier duplex est voisine de toutes ses CEC.

Pour les trois aciers :

- la CEC obtenue par la demi-boucle d'hystérésis se situe au-dessus de toutes les CEC, et celle obtenue par la méthode une éprouvette par niveau, se situe en-dessous ;

- la CEC obtenue par la méthode par paliers croissants est très voisine de celle obtenue par la méthode une éprouvette par niveau, même pour l'acier 316, très influencé par l'histoire du chargement ; ceci montre que, lors d'essais par paliers croissants, l'utilisation d'un nombre de paliers et d'un nombre de cycles par paliers suffisants, conduit à une CEC proche de celle obtenue par la méthode une éprouvette par niveau ;

- la CEC obtenue par la méthode par paliers croissants est en-dessous de celle obtenue par paliers décroissants ; cette différence est surtout importante pour l'acier 316 ;

- les CEC obtenues par les méthodes une éprouvette par niveau, par paliers croissants, par paliers décroissants et par la demi-boucle d'hystérésis, se rejoignent à la plus haute amplitude de déformation ;

- la courbe obtenue par les méthodes incrémentale, aléatoire et traction après cyclage, sont quasiment confondues ; le chargement par bloc incrémental peut donc être considéré comme un cas particulier de chargement aléatoire ; par ailleurs, la CEC obtenue par la plus grande demi-boucle d'hystérésis dans le bloc incrémental (méthode originale ici proposée) est identique à celle obtenue par la méthode incrémentale, ou par la méthode aléatoire. Il est donc préférable d'utiliser la CEC définie par cette dernière méthode pour définir la CEC en service sous chargement variable, cela évite en particulier l'analyse numérique du bloc et l'ordonnancement des pics par la méthode Rain flow ;

- les CEC obtenues par la méthode incrémentale sont fonctions de la déformation maximale dans le bloc ; elles croisent la courbe obtenue par la méthode une éprouvette par niveau à une amplitude légèrement inférieure à l'amplitude maximale dans le bloc (ceci est particulièrement évident pour l'acier austénitique).

Comportement de Masing

La manifestation ou non du comportement de Masing par les boucles d'hystérésis stabilisées (coïncidence des branches ascendantes ou descendantes en coordonnées relatives) est fonction du matériau et du chargement appliqué. Sous chargement à amplitude de déformation constante, par paliers croissants et par paliers décroissants,

aucun des trois aciers ne présente le comportement de Masing ; pourtant l'acier ferritique et l'acier duplex en sont très peu éloignés comparativement à l'acier austénitique. Parmi tous les chargements étudiés, et quel que soit l'acier, les boucles issues des blocs incrémentaux et aléatoires stabilisés sont les plus proches du comportement de Masing ; néanmoins c'est pour l'acier duplex que les boucles obtenues lors des essais incrémental et aléatoire sont les plus proches du comportement de Masing.

Une modélisation simple, basée sur l'hypothèse de Masing, est proposée pour calculer le tracé σ - ε , pour les métaux présentant le comportement de Masing sous chargement variable. Pour cette modélisation, il faut connaître la plus grande boucle d'hystérésis stabilisée, tous les pics minima et maxima de déformation, et leur séquence. L'application de ce modèle à l'acier duplex donne des résultats satisfaisants ; il faut néanmoins noter que, dû à l'évolution du module d'élasticité en fonction du niveau de changement de sens dans une boucle, le calcul des petits cycles reste peu précis. L'évolution de la limite d'élasticité en fonction du niveau de changement de sens (ou plus généralement, en fonction de la contrainte moyenne dans la boucle) nécessite une étude plus approfondie.

L'analyse comparative des CEC des trois aciers étudiés, ainsi que de leurs boucles d'hystérésis stabilisées sous différentes histoires du chargement montre que, dans le domaine de déformation étudié, qui est relativement élevé ($10^{-3} \leq \Delta\varepsilon_p/2 \leq 10^{-2}$), le comportement de l'acier duplex sous différentes histoires de chargement est qualitativement très proche de celui de l'acier ferritique, tandis que, selon la littérature, à faible amplitude de déformation ($10^{-5} \leq \Delta\varepsilon_p/2 \leq 10^{-4}$), il est dominé par celui de la phase austénitique.

Utilisations pratiques pour l'ingénieur

Dans les calculs de structures sous chargement cyclique, on se limite le plus souvent à l'analyse du comportement de la structure à l'état stabilisé [LEMAITRE 88]. Le présent travail met en évidence la grande différence entre les états de contrainte observés pour différents types de chargement. Une question se pose donc : en calcul de structures sous chargement variable, pour un acier inoxydable et un chargement en service donnés, quelle CEC faut-il utiliser ? Pour répondre à cette question, il convient de distinguer deux types d'aciers inoxydables : les aciers à forte influence de l'histoire de chargement et ceux à faible influence. Pour ces derniers, toutes les méthodes conduisent à des CEC quasiment identiques. Il est donc préférable d'utiliser la méthode la plus simple et la moins coûteuse à mettre en oeuvre, c'est à dire la méthode par paliers croissants : cette méthode ne nécessite qu'une éprouvette et un traitement

numérique très simple. Pour les aciers inoxydables à forte influence de l'histoire de chargement, on peut regrouper tous les types de chargement en trois groupes :

- les chargements à amplitude de déformation constante et les chargements par paliers croissants ; pour un calcul de structure soumise à un tel chargement, la méthode la plus adaptée est la méthode par paliers croissants ; dans l'hypothèse où le chargement en service aux différents paliers ne conduit pas à une stabilisation, il convient d'adapter la méthode par paliers croissants au type de chargement en service, par modification du nombre de cycles par palier ;

- les chargements par paliers décroissants ; ce type de chargement est sans doute beaucoup plus rare en pratique que les précédents ; il convient alors de définir la CEC par un essai par paliers décroissants ; rappelons que dans cette méthode, lorsque le nombre de cycles par palier augmente, la CEC obtenue se rapproche de celle par paliers croissants ;

- les chargements aléatoires ; comme nous l'avons indiqué précédemment, la méthode la plus simple pour obtenir la CEC sous chargement variable est la nouvelle méthode ici proposée, à savoir : la plus grande demi-boucle d'hystérésis du bloc stabilisé d'un essai incrémental (rappelons que l'amplitude de déformation maximale dans le bloc doit être identique à celle du plus grand cycle sous chargement en service).

Perspectives

Notre étude a permis de mieux cerner le comportement d'écrouissage cyclique des aciers inoxydables austénitique, ferritique et duplex dans un domaine de déformations relativement élevé, à la température ambiante et sous des chargements uniaxiaux. Il serait intéressant d'étudier les CEC de ces aciers dans un domaine de déformation plus large et à différentes températures. L'étude du comportement d'écrouissage cyclique, sous différents types de chargement tri-axial, nécessite une étude plus large. Il serait aussi intéressant de regarder si nos conclusions s'étendent ou non à d'autres types de matériaux métalliques biphasés. Ce travail pourrait être la base d'une étude complémentaire sur l'approche du comportement de l'acier duplex traité comme un matériau composite constitué de deux phases, austénitique et ferritique.

Les contraintes résiduelles dans les phases austénitique et ferritique d'un acier duplex sont fonctions de la méthode d'élaboration de l'acier et des traitements thermo-mécaniques subis ; l'influence de ces contraintes sur le comportement cyclique des aciers duplex serait également intéressante à analyser.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- ABDEL-RAOUF, H., TOPPER, T. H. and PLUMTREE, A., *Metall. Trans A*, 10A (1979) 449.
- ACKERMANN, F., Diplomarbeit, Universität de Stuttgart (1976).
- ACKERMANN, F., KUBIN, L. , LEPINOUX, J. and MUGHRABI, H., *Acta Metallurg.* 32 (1984) 715.
- AFANASJEV N. V., *Izd. AN USSR, Kiev, in Russian* (1953).
- AIT SAADI, B., Thèse, Université de Poitiers (1988).
- ANGLADA, M. and GUIU, F., *Philos. Mag.* A44 (1981) 523.
- ANGLADA, M. and GUIU, F., *Phys. Stat. Sol. (a)* 77 (1983) 283.
- ANGLADA, M., NASSARE, M. and PLANELL, J. A. in *Stainless steel 87*, The Institute of Metals, London, U. K. (1987) 474.
- ANTONOPOULOS, J. G. and WINTER, A. T., *Philos. Mag.*, Vol. 33, n° 1 (1976) 87.
- AUCLAIR, G. RC 92630 IRSID, France, Nov. (1992).
- BAROUX, B. "Les aciers inoxydables ferritiques à 17% Cr", *Les aciers inoxydables, Les édition de physique* (1990) 521.
- BASINSKI, S. J., BASINSKI, Z. S. and HOWIE, A., *Philos. Mag.* 18 (1969) 899.
- BASINSKI, S. J., KORBEL, A. S. and BASINSKI, Z. S., *Acta Metall.*, 28, n° 2 (1980) 191.
- BATHIAS, C, *Mécanique Matériaux Electricité* N° 323-324 (1976) 3.
- BATHIAS, C. et BAÏLON, J. "La fatigue des matériaux et des structures" Maloine S. A. éditeur, Paris (1980).
- BAVAY, J.C. (a), *Les aciers inoxydables, Les édition de physique* (1990) 553.
- BAVAY, J.C. (b), *Les aciers inoxydables, Les édition de physique* (1990) 567.
- BAYERLEIN, M. , CHRIST, H.-J. and MUGHRABI, H.-J., in *Proc. 2nd Conf. On Low Cycle Fatigue and Elasto-plastic Behaviour of Materials*, Munich, Sept. 1987, ed. K. -T. Rie, Elsevier, London (1987) pp.149-154.
- BHAT S. and LAIRD, C., *Fat. Eng. Mat. Struct.* 1 (1979) 59.
- BOWMAN, K. J. and GIBALA, R., *Scripta Metallurg.* 20 (1986) 1451.
- BROWN, L. M., *Fatigue 1977, Proc. Cambridge Conf. Metal Science* 11 (1977) 315.

- CASTRO, R., Les aciers inoxydables, Les édition de physique (1990) 3.
- CHARLES, J. (a) DSS 91, Beaun, Bourgogne, France (1991) 151.
- CHARLES, J. (b), DSS 91, Beaun, Bourgogne, France (1991) 3.
- CHATRA, H. et DEGALLAIX S. "Comparaison de deux aciers duplex à l'état hypertrempé en traction monotone et en fatigue oligocyclique à température ambiante" Rapport interne au laboratoire, LML, Ecole Centrale de Lille (1994).
- CHRIST, H.-J. and MUGHRABI, H. (a), In : Low Cycle Fatigue and Elasto-plastic Behaviour of Materials - 3 (Edited by K. T. Rie), Elsevier Applied Science, London (1992) pp. 56-69.
- CHRIST, H.-J., LADES, K., VÖLKL, L. and MUGHRABI, H. (b) In : Low Cycle Fatigue and elasto-plastic Behaviour of Materials - 3 (Edited by K. T. Rie), Elsevier Applied Science, London (1992) pp. 100-106.
- CHRIST, H.-J., Fatigue 93, Montreal, Canada (1993) 115.
- CHRIST, H.-J. and MUGHRABI, H., Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 19 (1996) 335.
- DEGALLAIX, S., thèse d'état, Université Lille I (1986).
- DEGALLAIX, G., HOTTEBART, , SEDDUKI, A. and DEGALLAIX, S. (a), ASTM STP 1231, Philadelphia (1994) 546.
- DEGALLAIX, S., CHATRA, H. and GAGNEPAIN, J- L. (b), DSS 94, Glasgow, Scotland, paper 111 (1994).
- DEGALLAIX, S., SEDDOUKI, A., DEGALLAIX, G., KRUML, T. and POLÁK, J., Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 18, NO. 1 (1995) 65.
- DEGALLAIX, S., CHATRA, H. and GAGNEPAIN, J.- C., FATIGUE 96, Ed. Lütjering and H. Nowack, Berlin, Germany (1996) pp. 601-606.
- DESESTRET, A. et CHARLES, J., Les aciers inoxydables, Les Editions de physique (1990) 633.
- DEVERELLE, H. E. and FRANSON, I. A., Materials Selection and Design (1989) 52.
- DONADILLE, C., ESSADIQI, L., PERNOT, M., PENELLE, R. and LACOMBE, ICSMA 5, 2 (1979) 1107.
- DOWNING, N. E., Int. J. Fatigue, 10, No 3 (1988) 179.
- FARDOUN, F., thèse, Université Lille I, à soutenir en (1997).
- FELTNER, C. E. and LAIRD, C., Acta. Metall. 15 (1967) 1633.

- FELTNER, C. E. and LAIRD, C., Trans. Metall. Soc. AIME, 245 (1969) 1372.
- FINNEY, J. M. and C. LAIRD, Philos. Mag., 31 (1975) 339.
- FOCT, J., MAGNIN, T., PERROT, and VOGT, J. -B, DSS 91, Beaune, Bourgogne, France (1991) pp. 49-65.
- FORSYTH, J. E., Nature (1953) 171.
- FOURET, C., Rapport de DEA, Equipe Mécanique et Matériaux (LML) Ecole Centrale de Lille (1995).
- GANESH SUNDARA RAMAN, S. and PADMANABHAN, K. A., Mat. Sci. Eng., A 188 (1994) 141.
- GENEY, C., Rapport de DEA, Equipe Mécanique et Matériaux (LML), Ecole Centrale de Lille (1993).
- GORLIER, C., Thèse de Docteur-Ingénieur, Ecoles des Mines de Saint-Etienne (1984).
- GROSSKREUTZ, J. C. and MUGHRABI, H., Ed. A.S. Argon, Mit. Press, Cambridge, Mass (1975) 251.
- HELGELAND, O., Journal of the Institute of Metals, 93 (1964/1965) 570.
- HOLSTE, C. and BURMEISTER, H. J., Phys. Stat. Sol. (a) 57 (1980) 269.
- HULL, D. and BACON, D. J. "Introduction to dislocations" Pergamon Press, London (1992).
- IKEDA, S., Trans. Jpn Inst. Metals 20 (1979) 235.
- JIN, N. Y., Phil. Mag., 48, n° 5 (1983) 33.
- JIN, N. Y. and WINTER, A. T., Acta. Metall. 32, n° 8 (1984) 1173.
- LAUFER, E. and ROBERTS W. N., Philos. Mag. 10 (1964) 883.
- LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J. L. "Mécanique des matériaux solides" Dunod Paris (1988).
- LEPINOUX, J., Thèse 3ème cycle, Université de Poitiers (1983).
- LEPISTO, T. and KETTUNEN, , Scripta. Metall., 16 (1982) 1145.
- LI, Y. and LAIRD, C., Mat. Sci. Eng. A, 181 (1993) 23.
- LI, Y. and LAIRD, C. Mat. Sci. Eng. A, 186 (1994) 65.
- LIEURADE, H.-, Mécanique Matériaux Electricité, N° 323-324 (1976) 15.

LIEURADE, H.-, La fatigue des matériaux et des structures, Malon SA éditeur, Paris (1980).

LLANES, L., MATEO, A. and ANGLADA, M., FATIGUE 96, Berlin, Germany, Ed. Lütjering and H. Nowack (1996) pp. 87-92.

LUDWIGSON, D. C., Metall. Trans. 2 (1971) 2825.

LUDWIK, , Springer-Verlag, OHG, Berlin (1909) 32.

LUKAS, , KLESNIL, M. and KREJCI, J., Phys. Stat. Sol. 27 (1968) 545.

LUKAS, and KUNZ, L., Mat. Sci. Eng. A189 (1994) 1.

MA, B. T. and LAIRD, C., Acta Metall., 37(2) (1986) 357.

MA, B. T. and LAIRD, C., Mat. Sci. Eng., A102 (1988) 247.

MAGNIN, T., DRIVER, J. Mat. Sci. Eng. 39 (1979) 175.

MAGNIN, T., FURDEUX, A. and DRIVER, J. H., Phys. Stat. Sol. 65 (1981) 301.

MAGNIN, T. et DRIVER, J., Low cycle fatigue and life prediction, Ed. C. Amzallag et al., ASTM STP 770 (1982) 212.

MAGNIN, T., DRIVER, J., LEPINOUX, J. et KUBIN, L. , Revue Phys. Appl. 19 (1984) 467.

MAGNIN, T., DRIVER, J., LEPINOUX, J. et KUBIN, L. , Revue Phys. Appl. 19 (1984) 483.

MAGNIN, T. and LARDON, J. M. (a), Mat. Sci. Eng. A, 104 (1988) 21.

MAGNIN, T., LARDON, J. M. and COUDREUSE, L. (b), Low cycle Fatigue, ASTM STP 942, Philadelphia (1988) 812.

MAGNIN, T., RAMAD, C. and LEPINOUX, J. Mat. Sci. Eng. A, 118 (1989) 41.

MATEO, A., LLANES, L., ITURGOYEN, L. and ANGLADA, M., Acta Mater. 44, No. 3 (1996) 1143.

MASING. G. Wissenschaftl. Veröffentl. Aus dem Siemens-Konzern, Vol. 3, (1923) 231.

MECKE, K., Phy. Stat. Sol (a) 25 (1974) 93.

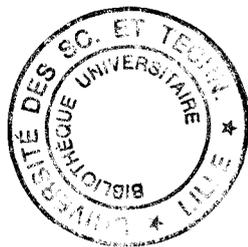
MECKE, K. and BLOCHWITZ, C., Crystal. Res. Technol. 17 (1982) 743.

MUGHRABI, H., HERTZ, K. And STARK, X. Acta Metall, 24, Pergamon Press, London (1976) 659.

- MUGHRABI, H., *Mat. Sci. Eng.* 33 (1978) 207.
- MUGHRABI, H., ACKERMANN, F. And HERZ, K., Ed. ASTM-STP 675 (1979) 69.
- MUGHRABI, H., in Proc. of 5th Int. Conf. On the Strength of Metals and Alloys, Edited by Hassen, V. Gerold and G. Kostorz, Pergamon Press, Oxford (1980) p.1615.
- MUGHRABI, H., HERTZ, K. And STARK, X., *Int. J. Fracture*, 17 (1981) 193.
- MUGHRABI, H., BAYERLEIN, M. and CHRIST, H.-J. in Proc. of the 8th Ris. Intern. Sym On Metallurgy and Materials Science, Sept. 1987, eds. S. I. Anderson, J. B. Bilde-Sorensen, N. Hansen, T. Leffers, H. Lilhot, O. B. Pedersen, B; Ralph, Ris. National Laboratory, Roskilde, Denmark (1987) pp. 447-452.
- NEUMANN, , *Acta. Metall.* 17 (1969) 1219.
- NILSSON, J. O. and THORVALDSSON, T., *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 15 (1985) 83.
- NILSSON, J.-O., *Mat. Sci. Eng.* 8 (1992) 699.
- NILSSON, J.-O., Communication privée, Ecole Centrale de Lille (1994).
- PICKERING, F. B. "Physical Metallurgy and the Design of Steels" Applied Science Publishers LTD, London (1978).
- PINEAU, A., *Mécanique Matériaux Electricité* N° 323-324 (1976) 6.
- PINEAU, A. et PETERQUIN, , *La fatigue des matériaux et des structures*, Maloine S. A. éditeur Paris (1980).
- POLÁK, J., KLESNIL, M. and LUKAS, , *Mat. Sci. Eng.* 28 (1977) 109.
- POLÁK, J. and KLESNIL, M., *Fatigue of Eng. Mat. Struct.* 5 (1982) 19.
- POLÁK, J. (a) "Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals" Academia Prague, Edition Elsevier Science Publishers, Amsterdam (1991).
- POLÁK, J. and HAJEK, M. (b), *Int. J. Fatigue* 13, No 3 (1991) 216.
- POLÁK, J., DEGALLAIX, S. and DEGALLAIX, G., *Journal de physique IV, colloque C7, Supplément au journal de physique III*, 3 (1993).
- POLÁK, J. , KRUML, T. and DEGALLAIX, S., *Scripta metallurgica et materialia*, 29 (1993) 1553.
- POLÁK, J. and VASEK, A. (a), *Fatigue*, 16 (1994) 403.
- POLÁK, J., OBRTLÍK, K. and HAJEK, M. (b), *Fatigue fract. Engng. Mater. Struct.* 17, No. 7 (1994) 773.

Références bibliographiques

- RABBE, , "La fatigue des matériaux et des structures" Collection Université de Compiègne, Malon SA éditeur Paris (1980) 1.
- SACHS, G., Z. Verein Deutch. Ing. 72 (1928) 734.
- SCHUBERT, R., Fortschrittsber, VDI, Reihe 18, No. 73, VDI Verlag, Düsseldorf (1989).
- SEDDOUKI, A., Thèse, Université de Sciences et Techniques de Lille (1994).
- SESTAK, B., VICHNERKOVA, Z., NOVAK, V. LIBOWICKY, S. and BRADLER, J., Phy. Sta. Sol. (a) 104 (1987) 79.
- SOUSSAN, A., Thèse de docteur ingénieur, Université Lille I (1989).
- TAYLOR, G. I., Inst. Met. 62 (1938) 307.
- TSOU, J. C. and QUESNEL, D. J., Mat. Sci. Eng. 56 and 59 (1983).
- VOGT, J. B., Thèse d'état, Université des sciences et techniques de Lille (1991).
- VORRENE, O. and RYUM, N., Acta Metall. 35 (1987) 855.
- WANG, R. and MUGHARABI, H., Mater. Sci. Eng. 63 (1984) 147.
- WILSDORF, D. K. and LAIRD, C. Mat. Sci. Eng. Vol. 27 (1977) 137.
- WINTER, A. T., Philos. Mag. 28, n° 1 (1973) 57.
- WINTER, A. T., Philos. Mag. 30 (1974) 719.
- WOODS, J., Philos. Mag. 28 (1973) 719.
- XIA, Y. B. and WANG, Z. G. Mat. Sci. Eng. A 151 (1992) 29.
- YAN, B. and LAIRD, C., Mat. Sci. Eng. 80 (1986) 59.



Annexe I

Analyse du chargement aléatoire

SOMMAIRE DE L'ANNEXE I :

A1.1. METHODE DE COMPTAGE DES NIVEAUX ATTEINTS ("LEVEL CROSSING COUNTING" (LCC))	3
A1.2. METHODE DE COMPTAGE DES PICS ("PEAK COUNTING" (PC))	4
A1.3. METHODE DE COMPTAGE SIMPLE DE LA VARIATION ENTRE DEUX PICS SUCCESSIFS ("SIMPLE RANGE COUNTING" (SRC))	5
A1.4. METHODES D'ANALYSE RAIN FLOW	6
PROCEDURE DE L'ANALYSE RAIN FLOW	9
<i>A1.4.1. Traitement préliminaire des données</i>	9
<i>A1.4.2. Ordonancement des pics dans l'ordre Rain Flow</i>	9
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES (RAIN FLOW)	21

Sous chargement aléatoire, pour se ramener à de la fatigue classique, il convient d'identifier des cycles fermés de chargement. La définition des cycles varie selon la méthode de traitement choisie. Parmi le grand nombre de méthodes citées dans la littérature, les méthodes couramment utilisées et normalisées de traitement d'une succession irrégulière de charges en fonction du temps sont les suivantes [ASTM 90] :

- méthode de comptage des niveaux atteints ("Level Crossing Counting" (LCC))
- méthode de comptage des pics ("peak counting" (PC))
- méthode de comptage simple de la variation entre deux pics successifs ("simple range counting" (SRC))
- méthode d'analyse Rain Flow

A1.1. Méthode de comptage des niveaux atteints ("Level Crossing Counting" (LCC))

Les résultats de la méthode LCC sont présentés à la figure AI-1. On définit un niveau de charge de référence (m) et un certain nombre de niveaux d'intervalles constants de part et d'autre du niveau de référence (niveaux +1, +2, +3... et -1, -2, -3...). On définit, pour chaque alternance croissante, ses intersections avec les niveaux prédéfinis et avec le niveau de référence m . On définit pour chaque alternance décroissante, ses intersections avec les niveaux négatifs prédéfinis. On compte en suite, pour chaque niveau prédéfini, le nombre d'intersections d'alternances avec ce niveau. L'élimination des cycles à faible amplitude de déformation est une restriction de la méthode LCC. Autrement dit, par variation de l'intervalle entre les niveaux, on peut faire varier le nombre de cycles obtenus et filtrer un certain nombre de cycles à faible amplitude de déformation.

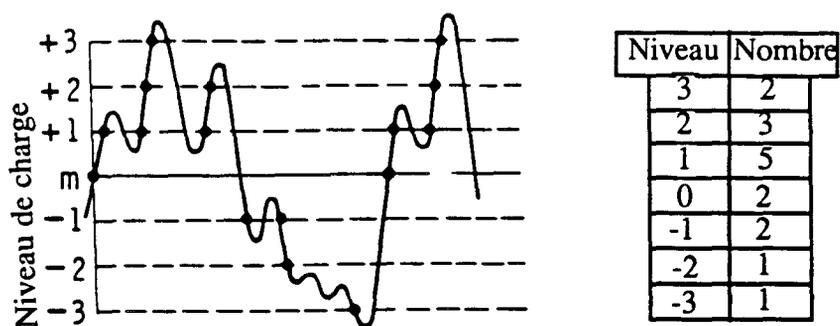


Figure AI-1 : Méthode de comptage des niveaux atteints (LCC)

Le cycle le plus endommageant pour l'analyse de la fatigue, déduit de la méthode LCC, s'obtient par la construction du plus grand cycle possible suivi par le deuxième plus grand cycle, etc. (Figure AI-2) [ASTM 90].

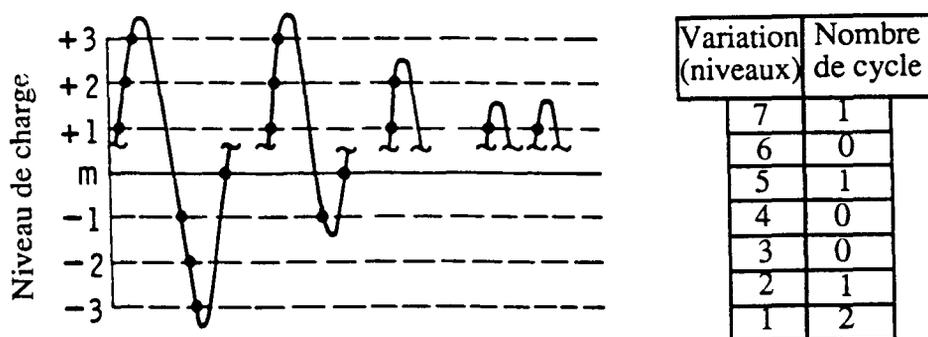


Figure AI-2 : Cycles obtenus par la méthode LCC

Il faut noter que dans cette méthode, on suppose que tous les pics minima et maxima ont pour niveau la valeur moyenne des intervalles prédéfinis.

AI.2. Méthode de comptage des pics ("peak counting" (PC))

La méthode de comptage des pics [ASTM 90] identifie le nombre et les niveaux des pics relatifs maxima et minima. Dans cette méthode, seuls les pics maxima au-dessus du niveau de référence et les pics minima en dessous de ce niveau sont comptés (Figure AI-3). La position des pics minima au-dessus du niveau de référence et des pics maxima en dessous de ce niveau n'a pas d'influence sur les résultats obtenus par cette méthode.

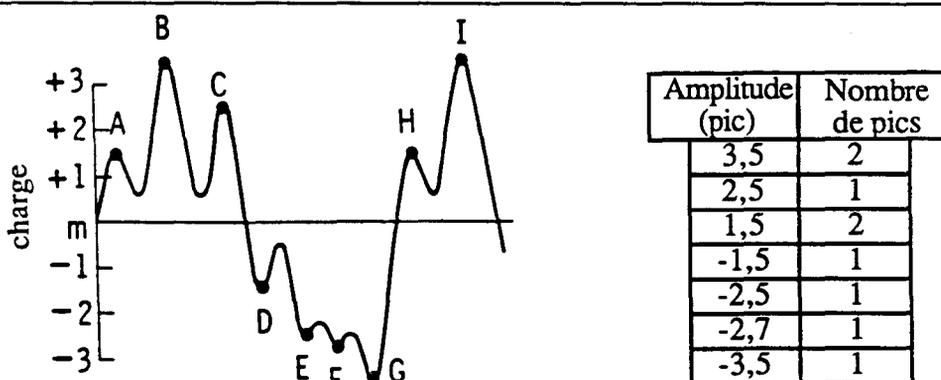


Figure AI-3 : Méthode de comptage des pics (PC)

Pour éliminer les cycles à faible amplitude de déformation, la méthode de "mean-crossing peak counting" est souvent utilisée. Dans cette méthode, au lieu de compter tous les pics maxima et minima, on ne compte que le plus grand pic entre deux intersections successives avec le niveau moyen (Figure AI-4).

Le cycle le plus endommageant dans cette méthode est défini par le pic maxi et le pic mini qui forment le plus grand cycle possible, suivi du deuxième plus grand cycle, etc. (Figure AI-5).

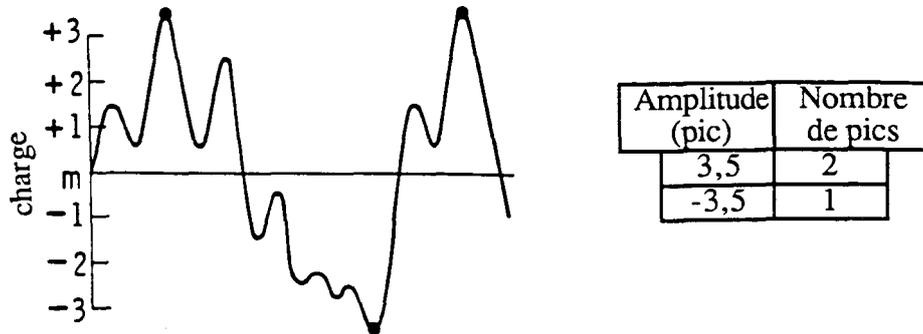


Figure AI-4 : Méthode de "mean-crossing peak counting"

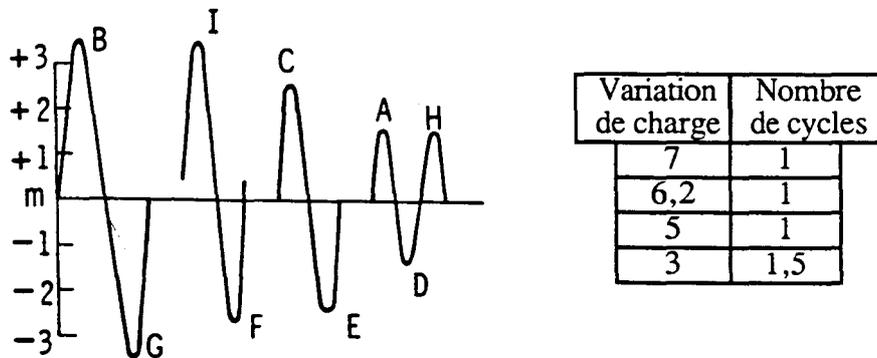


Figure AI-5 : Cycles obtenus par la méthode PC

Une fois ces cycles obtenus, on peut les appliquer dans l'ordre souhaité. Cet ordre peut avoir un effet secondaire sur le niveau de dommage.

AI.3. Méthode de comptage simple de la variation entre deux pics successifs ("simple range counting" (SRC))

Dans cette méthode, la variation de charge est définie par la différence entre deux pics minimum et maximum successifs [ASTM 90]. Cette variation est négative lorsqu'un pic maxi est suivi par un pic mini, et réciproquement positive. Les variations positives, négatives ou les deux peuvent être comptées. Si seules les variations positives ou seules les variations négatives sont comptées, alors chacune est considérée

comme définissant un cycle complet. Si les variations positives et négatives sont comptées, chacune est considérée comme un demi-cycle. Les variations de charge inférieures à une certaine valeur choisie peuvent être éliminées avant le traitement. La figure AI-6 illustre la méthode SRC et les cycles obtenus par cette méthode.

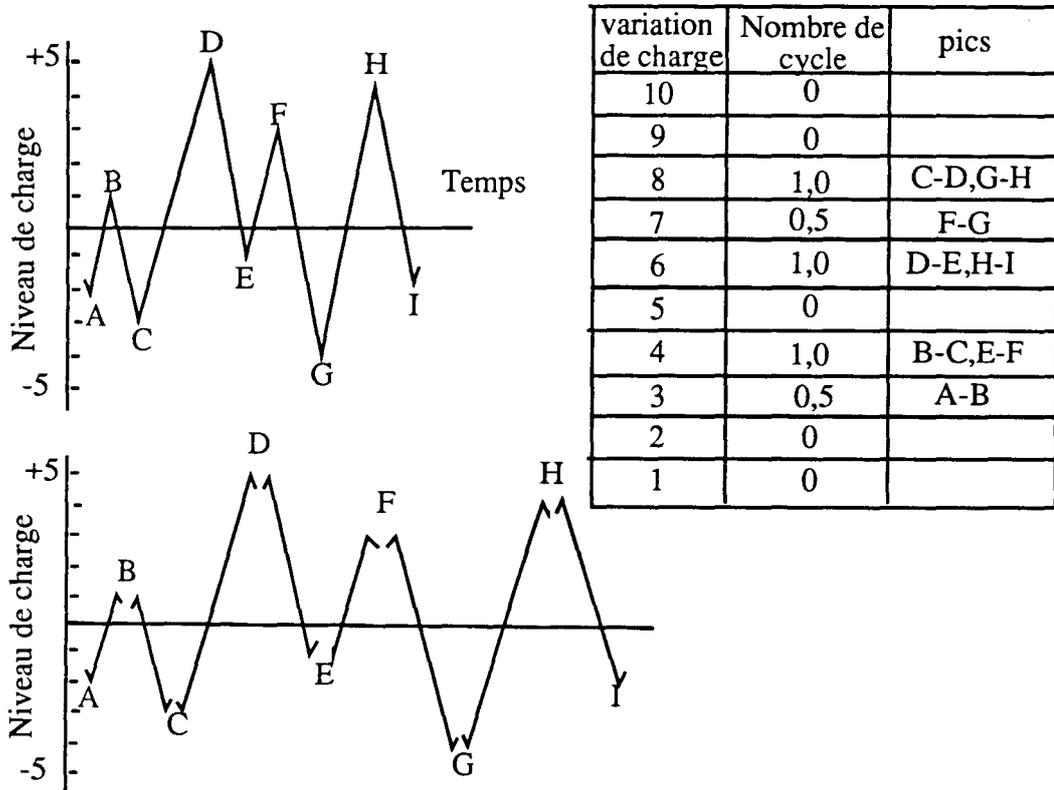


Figure AI-6 : Méthode de comptage simple de la variation entre deux pics successifs ; les variations positives et négatives sont ici comptées.

AI.4. Méthodes d'analyse Rain Flow

Les méthodes Rain flow sont les méthodes les plus utilisées dans la littérature dans le domaine de la fatigue aléatoire. La méthode Rain flow originale a été proposée par MATSUISHI et ENDO [MATSUISHI 68]. D'autres méthodes voisines peuvent être trouvées dans la littérature, ce sont les méthodes :

- range-paire counting [ANONYMOUS 55 et BURNS 56]
- Hayes method [HAYES 65]
- range-paire-range counting [VAN DIJK 71]
- ordered overall range counting [FUCHS 77]
- race track counting [NELSON 77]
- hysteresis loop counting [RICHARDS 74]

Si l'histoire du chargement commence et finit par le plus grand pic maxi ou mini, toutes ces méthodes conduisent à des résultats identiques. Sinon, les résultats sont voisins, mais pas complètement identiques. Les méthodes citées ci-dessus (groupe Rain Flow), qui donnent les cycles et leur positionnement par rapport au niveau de référence, sont nommées "méthodes à deux paramètres". Les méthodes qui n'identifient pas les valeurs moyennes des cycles et ne donnent que l'amplitude de chaque cycle, s'appellent "méthodes à un paramètre", comme la méthode de comptage des pics, la méthode de comptage des niveaux atteints, etc.

Lors d'essais de fatigue sous chargement aléatoire, on applique souvent à l'éprouvette une succession de blocs aléatoires identiques. La méthode de dépouillement la plus adaptée pour ce type de chargement est la méthode dite "Rain flow simplifiée". Cette méthode a été décrite pour la première fois par MATSUSHI et ENDO [MATSUSHI 68]. Nous avons utilisé cette dernière méthode pour analyser nos résultats.

Pour comprendre le principe de cette méthode, on trace le graphe donnant la charge appliquée en fonction du temps en plaçant l'axe du temps dans le sens vertical descendant. La méthode Rain Flow consiste à tracer une série de lignes dont les extrémités constituent les pics définissant des cycles fermés. Le tracé se fait de manière à placer le pic de charge maximum ou minimum au début et à la fin du graphique. Les lignes reliant les pics de charge forment ainsi une série de toits de "pagode". Le bloc présenté sur la figure AI-7 contient dix pics. Les points 1 dans cette figure correspondent aux premiers pics du bloc. Pour effectuer le tracé (Figure AI-7) trois règles sont données :

- le tracé commence successivement à l'intérieur de chaque extremum et continue librement comme une goutte de pluie, jusqu'à ce qu'il soit arrêté,
- un tracé commençant à un minimum (resp. maximum) est arrêté quand il devient opposé à un minimum (resp. maximum) inférieur (resp. supérieur). ex 4-5,
- un tracé est arrêté s'il rencontre un tracé précédent. ex 3-4.

Un demi-cycle est défini entre le pic de départ d'une goutte de pluie et le pic où la goutte de pluie s'arrête. Les pics correspondant aux boucles fermées dans la figure AI-7 sont 1-6, 2-3, 4-5, 7-10, 8-9 [POLÁK 91].

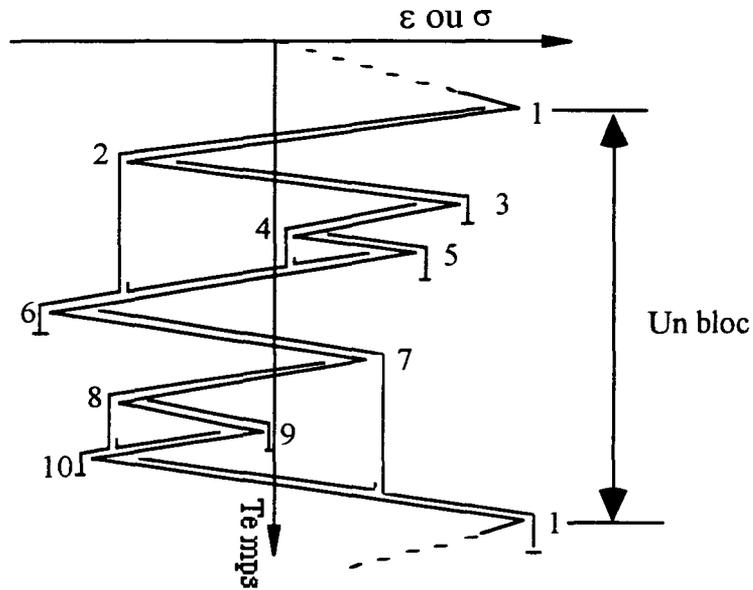


Figure AI-7 : Exemple de tracé Rain Flow

L'obtention de boucles d'hystérésis fermées dans un bloc de chargement aléatoire est un avantage important de cette méthode. La figure AI-8 présente les paires de pics correspondant aux boucles fermées, obtenues par la méthode Rain Flow (1-12, 2-3, 4-5, 6-7, 8-9 et 10-11) et les boucles d'hystérésis correspondant à ces paires de pics, dans un diagramme σ - ε [BÍLY 93].

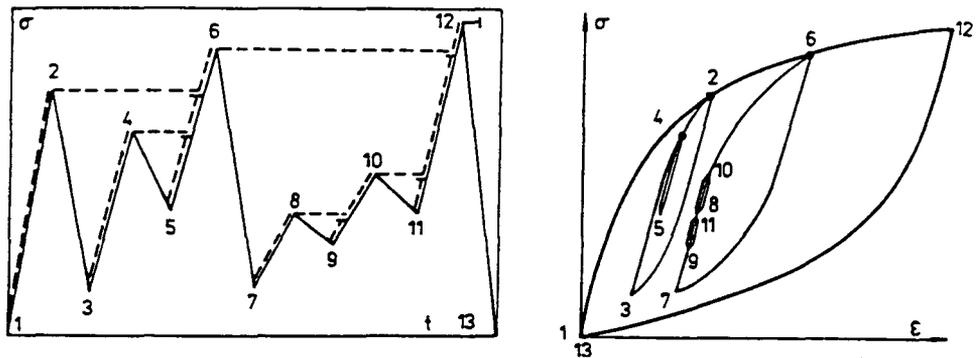


Figure AI-8 : Méthode Rain-Flow et boucles d'hystérésis associées.

Procédure de l'analyse Rain Flow

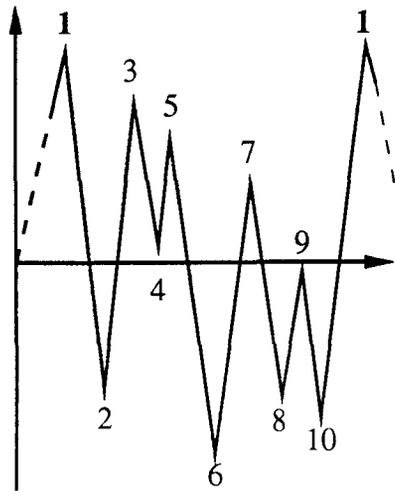
AI.4.1. Traitement préliminaire des données

L'application de la méthode Rain Flow nécessite un traitement préliminaire des données qui consiste à extraire les valeurs pics de charge et de déformation du fichier des données. Dans notre étude, les valeurs pics de déformation et de contrainte ont été trouvées à l'aide de l'organigramme donné en page AI-11 et du programme sur Excel inspiré de [GENEY 93], donné en page AI-12 et 13.

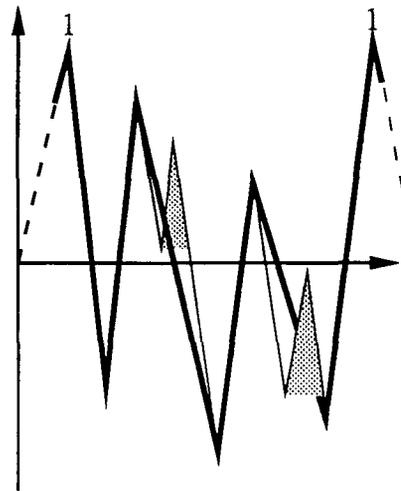
Dans cet organigramme, pour éliminer les petites oscillations dues à l'acquisition, on a ajouté une boucle secondaire dans le programme, nommée "gestion de l'effet de bord". La valeur Eps définie dans l'organigramme est la valeur minimale entre deux pics successifs formant une boucle fermée. Autrement dit Eps est la plus grande saute descendante dans la branche ascendante (respectivement saute ascendante dans la branche descendante), que l'on ne prend pas en compte comme boucle d'hystérésis.

AI.4.2. Ordonnement des pics dans l'ordre Rain Flow

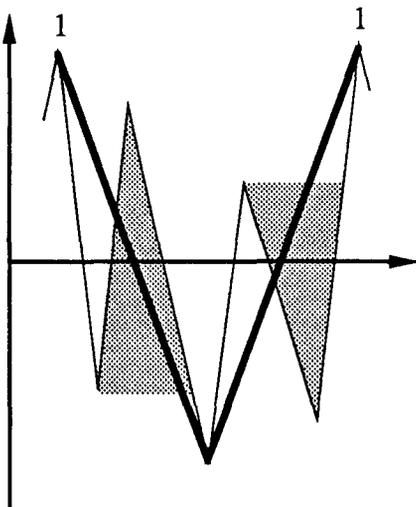
L'organigramme présenté en page AI-14, inspiré de [AMZALLAG 94], et le programme sur Excel donné en pages AI-15 et 16 exploitent les paires de pics successifs formant des boucles d'hystérésis fermées. Comme on l'a précisé précédemment, cette méthode nécessite le réarrangement du bloc aléatoire de sorte que le bloc commence et finit par le plus grand pic. Ce programme enregistre à chaque fois, d'une part les pics successifs formant une boucle fermée et d'autre part les pics résidus comme un nouveau bloc aléatoire. Il faut alors relancer ce programme sur le nouveau bloc et ainsi de suite jusqu'à ce que le nombre des pics résidus soit égal à trois. Deux pics, entre ces trois derniers pics, sont identiques, donc les deux pics résidus forment le plus grand et dernier cycle fermé. La figure AI-9 présente le démarche pas à pas de ce programme, sur le bloc donné en figure AI-7.



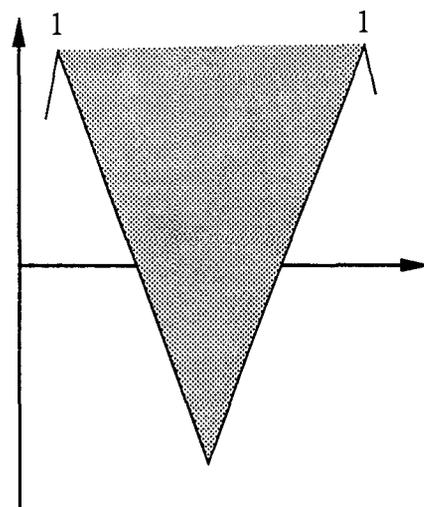
a) Bloc aléatoire original



b) Bloc aléatoire résidu après la première étape

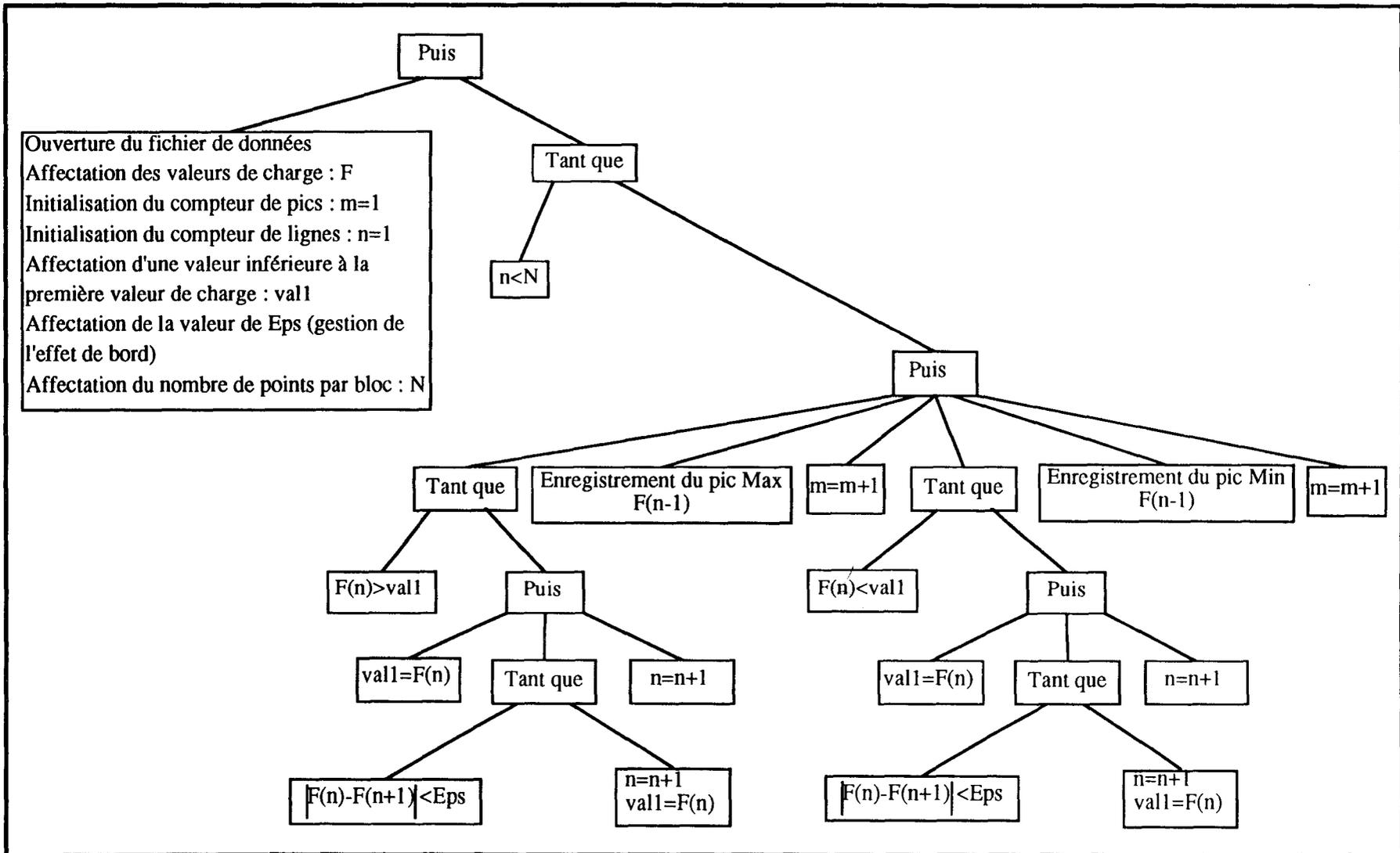


c) Bloc aléatoire résidu après la deuxième étape



d) derniers pics résidus

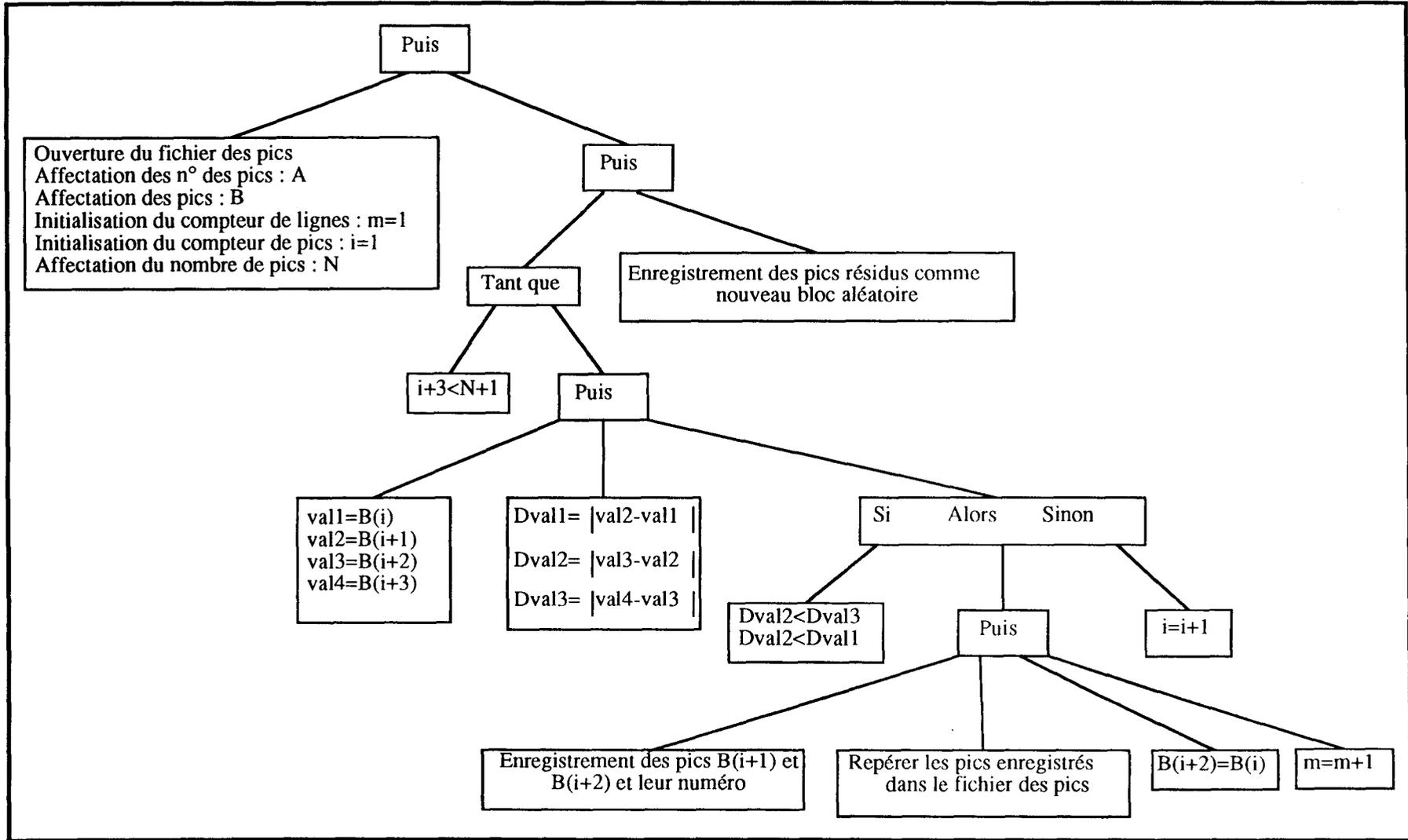
Figure AI-9 : Présentation de l'algorithme d'ordonnement des pics dans l'ordre Rain Flow



Organigramme d'identification des valeurs pics dans un bloc aléatoire

	A	B
1	PROGRAMME D'IDENTIFICATION DES VALEURS PICS DE	
2	DEFORMATION ET DE CONTRAINTE	
3	=POSER.NOM("FIC";ENTRER("bloc à traité";2;"Bloc";"Bloc61R.XLS"))	
4	=OUVRIR("c:\flaps5\dfiles\ebrahim\rst*&FIC&")	Ouverture du fichier à traiter se trouvant dans le dossier Ebrahim
5	=POSER.NOM("E";!\$E\$2:\$E\$6521)	Définition des valeurs de déformations en tant que vecteur
6	=POSER.NOM("F";!\$F\$2:\$F\$6521)	Définition des valeurs de charge en tant que vecteur
7	=POSER.NOM("n";1)	Initialisation du compteur de lignes n
8	=POSER.NOM("m";1)	Initialisation du compteur de pics m
9	=POSER.NOM("val1";ENTRER("valeur de charge inférieur à la valeur de départ:";1))	
10	=POSER.NOM("EPS";1)	Valeur minimum entre deux valeurs de charges consécutives
11		(gestion des effets de bords)
12	=TANT.QUE(n<6522)	Boucle principale
13		Boucle d'identification des pics maximum
14	=TANT.QUE(INDEX(F;n)>val1)	Test vérifiant que la charge est croissante
15	=POSER.NOM("val1";INDEX(F;n))	Affectation de la valeur de charge
16	=TANT.QUE(ABS(INDEX(F;n)-INDEX(F;n+1))<EPS)	Test sur l'écart entre 2 valeurs consécutives de charges Boucle secondaire
17	=POSER.NOM("n";n+1)	
18	=POSER.NOM("val1";INDEX(F;n))	Affectation de la valeur de charge
19	=SUIVANT()	Fin boucle secondaire
20		
21	=POSER.NOM("n";n+1)	Incrémentation du compteur de lignes
22	=SUIVANT()	Retour boucle d'identification des pics maximum
23	=SELECTIONNER(DECALER(!\$H\$1;m;0))	
24	=FORMULE(INDEX(E;n-1))	Copie de la valeur de déformation dans la cellule (H, m+1)
25	=SELECTIONNER(DECALER(!\$H\$1;m;1))	
26	=FORMULE(INDEX(F;n-1))	Copie de la valeur decharge dans la cellule (I, m+1)

	A	B
27	=SELECTIONNER(DECALER(!H\$1;m;2))	
28	=FORMULE(n)	Copie de la valeur de n dans la cellule (J, m+1)
29	=POSER.NOM("m";m+1)	
30	=TANT.QUE(INDEX(F;n)<val1)	Boucle d'identification des pics minimum
31	=POSER.NOM("val1";INDEX(F;n))	
32	=TANT.QUE(ABS(INDEX(F;n)-INDEX(F;n+1))<EPS)	
33	=POSER.NOM("n";n+1)	
34	=POSER.NOM("val1";INDEX(F;n))	Affectation de la valeur de charge
35	=SUIVANT()	
36	=POSER.NOM("n";n+1)	
37	=SUIVANT()	Retour boucle d'identification des pics minimum
38		
39	=SELECTIONNER(DECALER(!H\$1;m;0))	
40	=FORMULE(INDEX(E;n-1))	Copie de la valeur de déformation dans la cellule (H, m+1)
41	=SELECTIONNER(DECALER(!H\$1;m;1))	
42	=FORMULE(INDEX(F;n-1))	Copie de la valeur de charge dans la cellule (I, m+1)
43	=SELECTIONNER(DECALER(!H\$1;m;2))	
44	=FORMULE(n)	Copie de la valeur de n dans la cellule (J, m+1)
45	=POSER.NOM("m";m+1)	
46	=SUIVANT()	Retour boucle principale
47	=RETOUR()	Fin



AI-14

Organigramme d'ordonnement des pics dans un bloc aléatoire dans l'ordre Rain Flow

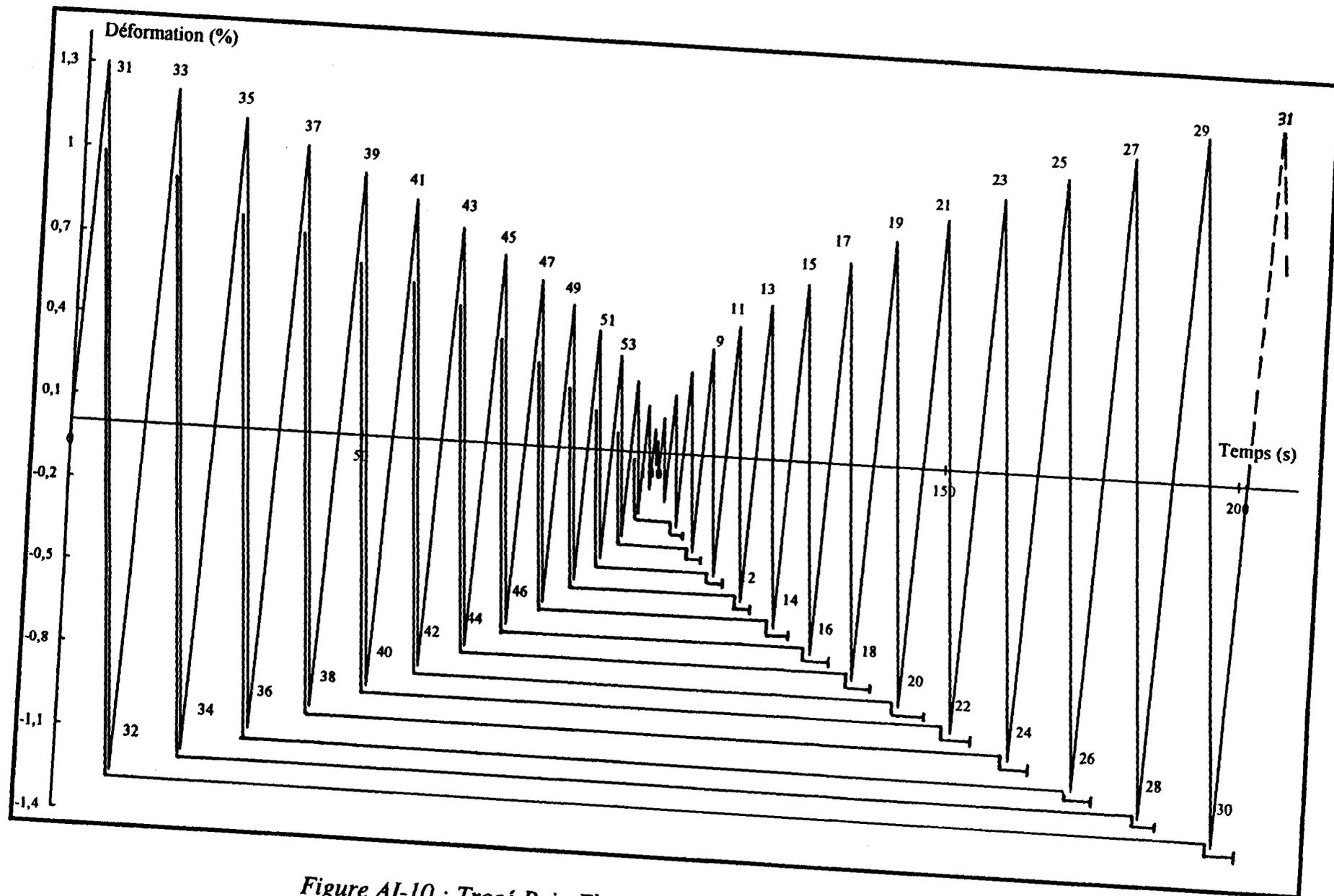
Programme d'ordonnancement des pics de déformation suivant l'ordre Rain-Flow	
=POSER.NOM("Fichier";ENTRER("Fichier à traiter.";2;"Fichier";"PICRST.XLS"	Ouverture du fichier à traiter se trouvant dans le dossier Ebrahim
=OUVRIR("vil:Dossier système:Dossier menu pomme:USAGERS vil:Ebrahim"	
=POSER.NOM("A";!\$A\$2:\$A\$52)	Définition des numéros de pic en tant que vecteurs
=POSER.NOM("B";!\$B\$2:\$B\$52)	Définition des valeurs de pic en tant que vecteurs
=POSER.NOM("m";1)	Initialisation du compteur de lignes m
=POSER.NOM("i";1)	Initialisation du compteur de pics i
=TANT.QUE((i+3)<52)	Boucle principale
=POSER.NOM("val1";INDEX(B;i))	Affectation de la valeur de pic i
=POSER.NOM("val2";INDEX(B;i+1))	Affectation de la valeur de pic i+1
=POSER.NOM("val3";INDEX(B;i+2))	Affectation de la valeur de pic i+2
=POSER.NOM("val4";INDEX(B;i+3))	Affectation de la valeur de pic i+3
=POSER.NOM("Dval1";(ABS(val1-val2)))	Calcul de la variation entre deux pics i et i+1 (Dval1)
=POSER.NOM("Dval2";(ABS(val2-val3)))	Calcul de la variation entre deux pics i+1 et i+2 (Dval2)
=POSER.NOM("Dval3";(ABS(val3-val4)))	Calcul de la variation entre deux pics i+2 et i+3 (Dval3)
=SI(ET(Dval2<Dval1;Dval2<Dval3))	Comparaison entre (Dval2) et (Dval1,Dval3)
=SELECTIONNER(DECALER(!\$D\$1;m;0))	Trier les paires de pic formant des boucles fermées
=FORMULE(INDEX(B;i+1))	Copie de la valeur de pic i+1 dans la cellule (D, m+1)
=SELECTIONNER(DECALER(!\$D\$1;m;1))	
=FORMULE(INDEX(A;i+1))	Copie du numéro de pic i+1 dans la cellule (E, m+1)
=SELECTIONNER(DECALER(!\$C\$1;i+1;0))	Repérer des pics formant une boucle fermée dans la colonne c
=FORMULE(1)	Copie "1" dans la cellules (C, i+1) correspondant au pic de départ
=SELECTIONNER(DECALER(!\$D\$1;m;2))	
=FORMULE(INDEX(B;i+2))	Copie de la valeur de pic i+2 dans la cellule (F, m+1)
=SELECTIONNER(DECALER(!\$D\$1;m;3))	
=FORMULE(INDEX(A;i+2))	Copie de la numéro de pic i+2 dans la cellule (G, m+1)
=SELECTIONNER(DECALER(!\$C\$1;i+2;0))	
=FORMULE(1)	Copie 1 dans la cellule (C, i+2) correspondant au pic d'arrivé
=POSER.NOM("j";i)	
=DECALER((A;j);2;0;1;1)	Renommer le Numéro de pic i à i+2

=DECALER((B;j);2;0;1;1)	Renommer le pic i à i+2
=POSER.NOM("i";j+2)	
=POSER.NOM("m";m+1)	Incrémentation du compteur de lignes
=SINON()	
=POSER.NOM("i";i+1)	Incrémentation du compteur de pics
=FIN.SI()	
=SUIVANT()	Retour boucle principale
=POSER.NOM("CC";!\$C\$2:\$C\$52)	Boucle d'identification des pics résidus
=POSER.NOM("N";1)	Initialisation du compteur de lignes N
=POSER.NOM("K";1)	Initialisation du compteur de pics k
=TANT.QUE((K)<52)	
=SI(INDEX(CC;K)=1)	
=POSER.NOM("K";K+1)	
=SINON()	
=SELECTIONNER(DECALER(!\$G\$1;N;1))	
=FORMULE(INDEX(A;K))	Copie du numéro de pic résidu dans la cellule (H, N)
=SELECTIONNER(DECALER(!\$G\$1;N;2))	
=FORMULE(INDEX(B;K))	Copie de la valeur pic résidu dans la cellule (I, N)
=POSER.NOM("K";K+1)	
=POSER.NOM("N";N+1)	
=FIN.SI()	
=SUIVANT()	
=RETOUR()	Fin

Annexe I : analyse du chargement aléatoire

Pic de départ	Pic d'arrivée	$\Delta\varepsilon_t$ (%)	Nombre de cycles à rupture (316)	Nombre de cycles à rupture (45N-ST))
30	31	2,60	666	460
29	32	2,51	725	497
28	33	2,43	791	539
27	34	2,34	866	586
26	35	2,25	952	640
25	36	2,17	1050	703
24	37	2,08	1163	774
23	38	1,99	1295	858
22	39	1,91	1449	957
21	40	1,82	1629	1074
20	41	1,73	1844	1215
19	42	1,65	2101	1386
18	43	1,56	2411	1596
17	44	1,47	2791	1860
16	45	1,39	3261	2196
15	46	1,30	3851	2634
14	47	1,21	4605	3220
13	48	1,13	5584	4026
12	49	1,04	6883	5179
11	50	0,95	8657	6913
10	51	0,87	11140	9668
9	52	0,78	14752	14420
8	53	0,69	20267	23604
7	54	0,61	29127	44268
6	55	0,52	44495	103615
5	56	0,43	74111	358433
4	57	0,35	139761	2495584
3	58	0,26	323181	56053491
2	59	0,17	1104409	7399485233
1	60	0,07	10233207	3,65 10 ¹⁴
	Nombre de blocs à rupture (calculé)		74	50

Tableau AI-1 : Pics d'un bloc incrémental, correspondant aux boucles fermées, ordonnés par la méthode Rain Flow, et durée de vie correspondant à chaque cycle (cf. II. 3.3.4.c)



Pic de départ	Pic d'arrivée	$\Delta\varepsilon_i$ (%)	Nombre de cycle à rupture (316)	Nombre de cycle à rupture (45N-ST)
3	4	0,54236	39607	80858
6	7	0,52611	43080	96602
10	11	0,79859	13851	13148
13	14	1,1609	5164	3674
15	16	0,41275	84923	523336
17	18	0,32851	163088	4265921
20	21	0,26858	293625	38535907
26	27	1,51385	2603	1729
29	30	1,00269	7576	5833
31	32	0,13585	2361282	1,4457E+11
35	36	0,52351	43674	99504
39	40	0,3783	108767	1098808
42	43	0,46852	59468	203045
45	46	1,60134	2255	1490
48	49	0,29484	223295	14503656
2	5	1,23838	4366	3031
9	12	1,54635	2466	1634
19	22	1,32418	3672	2499
34	37	1,18196	4928	3480
41	44	1,58704	2307	1526
47	50	1,2064	4673	3274
23	24	1,90372	1454	961
28	33	1,67817	2001	1319
25	38	2,26759	937	631
1	8	2,40396	810	551
	Nombre de blocs à rupture (calculé)		152	104

Tableau AI-2 : Pics d'un bloc aléatoire, correspondant aux boucles fermées, ordonnés par la méthode Rain Flow, et durée de vie correspondant à chaque cycle (cf. II. 3.3.5.c)

AI-20

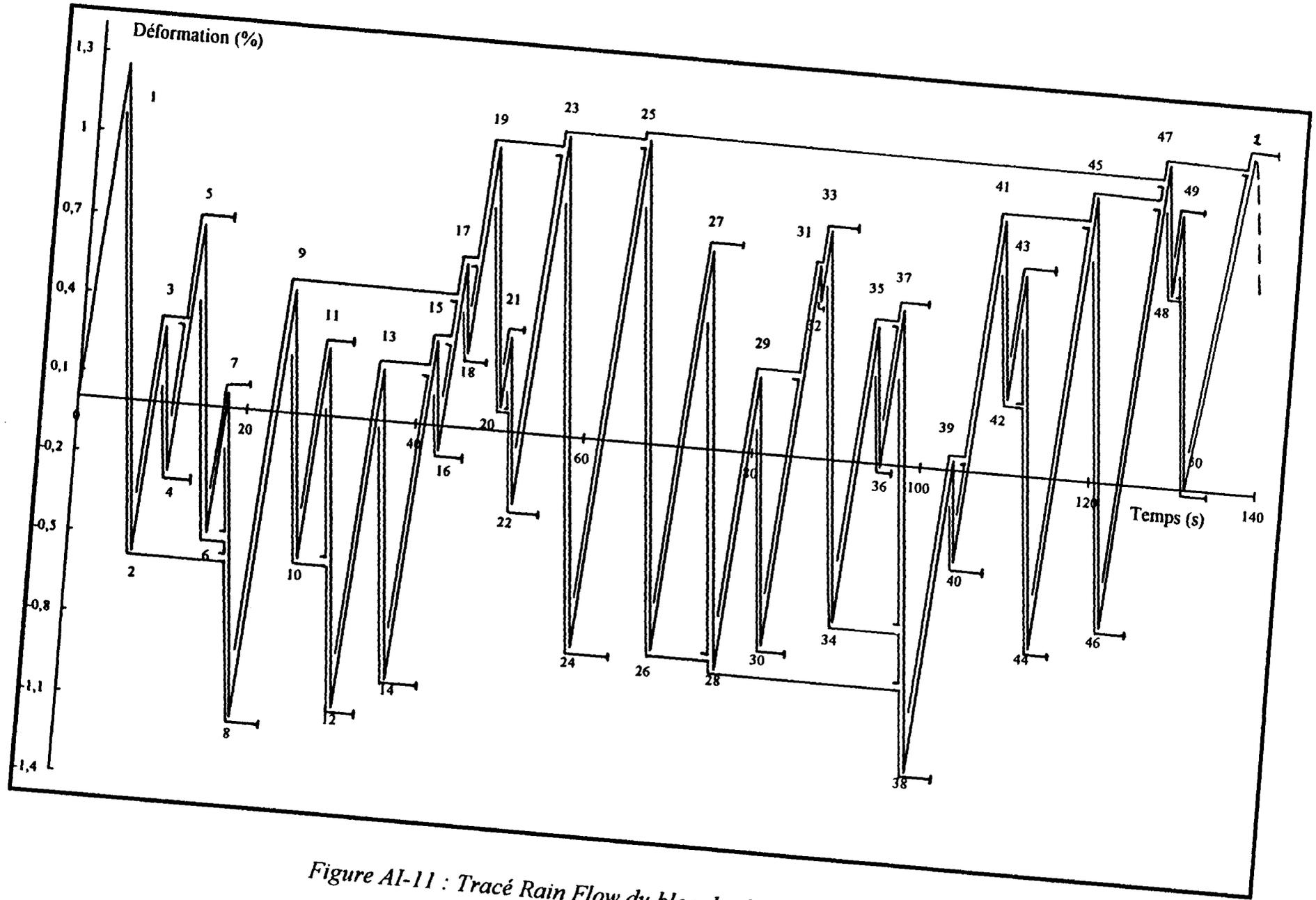


Figure AI-11 : Tracé Rain Flow du bloc de chargement aléatoire

Annexe I : analyse du chargement aléatoire

Références bibliographiques (Rain Flow)

AMZALLAG, C., GEREY, J.P. and BAHUAUD, J. "Standardization of the rain flow counting method for fatigue analysis", *Fatigue*, June 1994, Vol. 16, pp. 287-293.

ANONYMOUS "The strain range counter" VTO/M/416, Vickers-Armstrong's Ltd. (now British Aircraft corporation Ltd.), Technical office, Weybridge, Surrey, England, April 1955.

ASTM 90 "Standard practices for cycle counting in fatigue analysis" ASTM-Designation : E 1049-85 (Reapproved 1991).

BÍLÝ, M. "Cyclic deformation and fatigue of metals" Elsevier 1993 pp. 111-115, 273-280.

BURNS, A. "Fatigue loading in flight: Loads in the Tailpipe and Fin of a Varsity" technical Report C.P. 256, Aeronautical Research council, London, 1956.

ENDO, T., and ANZAI, H., "Redefined Rain Flow Algorithm : P/V Difference Method, "Japan Society of materials science, Japan, VI. 30, No. 328, 1981, pp. 89-93.

FUCHS, H. O. et al., "Shortcuts in cumulative Damage Analysis" *Fatigue under complex loading : Analyze and experiments*, Vol. AE-6, R. M. Wetzel, ed., The society of Automotive Engineers, 1977, pp. 145-162.

GENEY, C. : "Etude et comparaison des différents modes d'obtention de courbes d'Écrouissage cyclique sur acier 316L" Rapport de DEA 1992-93, Equipe Mécanique et Matériaux (LML) Ecole Centrale de Lille.

HAYES, J. E. "Fatigue Analysis and fail-Safe Design" *Analysis and Design of Flight Vehicle Structures*, E. F. Bruhn, ed. Tristate Offset Co., Cincinnati, OH, 1965, pp. C13-1 - C13-42.

MATSUISHI, M. and ENDO, T. "Fatigue of metals subjected to varying stress" Paper presented to Japan Society of Mechanical Engineering, Fukuoka, Japan, March 1968.

NELSON, D. V. and FUCHS, H. O. "Predictions of Cumulative Fatigue Damage Using Condensed Load Histories" *Fatigue under complex loading : Analyze and experiments*, Vol. AE-6, R. M. Wetzel, ed., The society of Automotive Engineers, 1977, pp. 163-187.

POLAK, J. "Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals" *Academia Prague* 1991, pp. 200-209.

RICHARDS, F. D., LaPointe, N. R. and WETZEL, R. M. "A Cycle counting Algorithm for Fatigue Damage Analysis" *Automotive Engineering Congress*, Paper No. 740278, Society of Automotive Engineers, Detroit, MI, February 1974.

VAN DIJK, G. M. "statistical load data processing" Paper presented at sixth ICAF symposium, Miami, FL, May 1971.

Annexe II

Programmations de pilotage des essais
incrémentaux et aléatoires

SOMMAIRE DE L'ANNEXE II :

†

AII.1. METHODE INCREMENTALE.....	24
AII.1.1. DEMARCHE DE PROGRAMMATION.....	24
AII.1.2. PROGRAMME DE PILOTAGE	24
AII.2. METHODE ALEATOIRE.....	26
AII.2.1. CREATION DU BLOC DE CHARGEMENT	26
<i>AII.2.1.1. Démarche de programmation</i>	<i>26</i>
<i>AII.2.1.2. Programme de création du bloc aléatoire.....</i>	<i>27</i>
AII.2.2. PROGRAMME DE PILOTAGE	29

AII.1. Méthode incrémentale

AII.1.1. Démarche de programmation

Tout d'abord un fichier de données a été créé, définissant les pics de déformation en pourcent (cf II.3.3.4.a et tableau AII-1).

La première idée était d'effectuer plusieurs fois la même tâche en utilisant des conditions "Ctl" (dans la colonne "Ctl" du module "DESIGN" du logiciel FLAPS).

La structure du programme était alors la suivante :

tâche 1 : 1 bloc avec acquisition continue,

tâche 2 : 4 blocs sans acquisition

retour à la tâche 1 ("Go to another task" du menu "Ctl").

Le retour aurait été inconditionnel, puisqu'il se serait fait en testant la valeur du nombre de cycles > 0 , ce qui est toujours vrai.

Le retour à la première tâche ne se faisait pas. Je pense que la fonction "Go to" ne permet pas de passer à une tâche située avant la tâche en cours dans le programme. Pour trouver une solution adaptée à notre problème (acquisition convenable tout au long de l'essai, fichier de résultats pas trop grand...), nous avons essayé plusieurs programmes avec différents paramètres. Le programme présenté ci-dessous est le programme finalement utilisé.

AII.1.2. Programme de pilotage

Pour effectuer cet essai, on a créé un autre fichier de données avec une succession de 30 blocs de 30 cycles chacun. Le programme a été modifié de la manière suivante :

tâche 1 : 1 bloc avec acquisition continue,

tâche 2 : 1 bloc sans acquisition,

tâche 3 : 1 bloc avec acquisition continue,

tâche 4 : 1 bloc sans acquisition,

tâche 5 : 30 blocs avec acquisition périodique d'un bloc tous les 5 blocs.

Pour éviter un dépassement de la capacité des fichiers de résultats, la tâche 5 du programme précédent a été limitée à 30 blocs et un second programme à 1 tâche :

tâche 1 : 30 blocs avec acquisition périodique d'un bloc tous les 5 blocs.

a été relancé à la suite, et renouvelé jusqu'à rupture de l'éprouvette.

Cette procédure assure un enregistrement suffisamment riche en informations en début d'essai.

Numéro de pic	% de la déformation maximale.	ε (%)	Numéro de pic	% de la déformation maximale	ε (%)
1	3,33	0,043	31	100	1,300
2	-6,66	-0,086	32	-96,66	-1,257
3	10	0,130	33	93,33	1,213
4	-13,33	-0,173	34	-90	-1,170
5	16,66	0,217	35	86,66	1,127
6	-20	-0,260	36	-83,33	-1,083
7	23,33	0,303	37	80	1,040
8	-26,66	-0,347	38	-76,66	-0,997
9	30	0,390	39	73,33	0,953
10	-33,33	-0,433	40	-70	-0,910
11	36,66	0,476	41	66,66	0,867
12	-40	-0,520	42	-63,33	-0,823
13	43,33	0,563	43	60	0,780
14	-46,66	-0,607	44	-56,66	-0,737
15	50	0,650	45	53,33	0,693
16	-53,33	-0,693	46	-50	-0,650
17	56,66	0,737	47	46,66	0,607
18	-60	-0,780	48	-43,33	-0,563
19	63,33	0,823	49	40	0,520
20	-66,66	-0,867	50	-36,66	-0,477
21	70	0,910	51	33,33	0,433
22	-73,33	-0,953	52	-30	-0,390
23	76,66	0,997	53	26,66	0,347
24	-80	-1,040	54	-23,33	-0,303
25	83,33	1,083	55	20	0,260
26	-86,66	-1,127	56	-16,66	-0,217
27	90	1,170	57	13,33	0,173
28	-93,33	-1,213	58	-10	-0,130
29	96,66	1,257	59	6,66	0,087
30	-100	-1,30	60	-3,33	-0,043

Tableau AII-1 : Valeurs pics du bloc incrémental ($\varepsilon_{max} = 1,3\%$)

AII.2. Méthode aléatoire

AII.2.1. Création du bloc de chargement

AII.2.1. 1. Démarche de programmation

Pour définir le bloc de chargement aléatoire nous avons utilisé la fonction Random du logiciel Quick Pascal. Les nombres générés par cette fonction sont compris entre 0 et 1 ; 0,5 est pris comme correspondant au zéro de déformation.

Si le premier nombre N_1 est plus grand que 0,5, le premier quart de cycle est de traction. Le nombre N_2 suivant devra alors être dans l'intervalle $[0, N_1]$: nous appliquons donc une règle de trois pour placer le nombre généré par le système dans le bon intervalle. Puis, N_3 devant être supérieur à N_2 , nous appliquons une règle de trois dans l'intervalle $[N_2, 1]$, et répétons l'opération pour obtenir le nombre désiré de valeurs. Si le premier nombre est plus petit que 0,5, la procédure est décalée d'un cran. Le nombre de pics par bloc était fixé à 50 (soit 25 cycles par bloc). Les valeurs N_i obtenues sont ensuite replacées dans un intervalle $[-100\% +100\%]$ et multipliées par la valeur de déformation maximale dans le bloc, 1,3%. Ainsi, la valeur moyenne du bloc est quasiment nulle.

Le fichier de valeurs ainsi obtenu est donné en tableau AII-2.

AII.2.1.2. Programme de création du bloc aléatoire

Le programme utilisé pour créer le fichier de points nécessaire pour la méthode aléatoire, écrit en QUICK PASCAL [GENEY 93], est le suivant :

```

var eps : array [1..50] of real ;
x , sig : real ;
i : integer ;

begin
randomize ;
for i :=1 to 50 do eps [i] :=-1 ;
eps[1] :=random ;
if (eps[1]>=0,5) then sig :=1 else sig :=-1 ;

for i :=2 to 50 do
begin
if (sig=1) then
eps[i] := eps[i-1]*random
else eps[i] :=(1-eps[i-1])*random + eps [i-1] ;
sig := -1*sig ;
end ;

for i :=1 to 50 do
begin
eps[i] :=200*eps[i]-100 ;
write ( ' \ ' , eps[i] : 3 : 2 ) ;
end ;

end.

```

Numéro de pic	% de la déformation maximale.	ϵ (%)	Numéro de pic	% de la déformation maximale	ϵ (%)
1	96,48	1,254	26	-59,11	-0,768
2	-42,99	-0,559	27	57,34	0,745
3	22,3	0,290	28	-63,18	-0,821
4	-19,42	-0,252	29	22,29	0,290
5	52,27	0,680	30	-54,84	-0,713
6	-36,36	-0,473	31	55,61	0,723
7	4,11	0,053	32	45,16	0,587
8	-88,44	-1,150	33	65,91	0,857
9	35,54	0,462	34	-46,33	-0,602
10	-41,56	-0,540	35	39,33	0,511
11	19,87	0,258	36	-0,94	-0,012
12	-83,41	-1,084	37	44,59	0,580
13	15,01	0,195	38	-87,41	-1,136
14	-74,29	-0,965	39	2,54	0,033
15	24,68	0,321	40	-26,56	-0,345
16	-7,07	-0,092	41	72,9	0,948
17	47,22	0,614	42	21,87	0,284
18	21,95	0,286	43	57,91	0,753
19	81,16	1,055	44	-49,18	-0,639
20	6,82	0,089	45	81,55	1,060
21	27,48	0,357	46	-41,63	-0,541
22	-20,7	-0,269	47	92,8	1,206
23	86,22	1,121	48	55,65	0,723
24	-60,22	-0,783	49	78,33	1,018
25	87,02	1,131	50	0	0

Tableau AII-2 : Valeurs pics du bloc aléatoire ($\epsilon_{max}=1,3\%$)

AII.2.2. Programme de pilotage

Le programme utilisé pour la méthode aléatoire est identique au programme de la méthode incrémentale. Pour passer d'une méthode à l'autre, il suffit de remplacer le fichier des données de 30 blocs incrémentaux par le fichier approprié à la méthode aléatoire.

Pour effectuer les essais aléatoires, nous avons créé un fichier de données avec une succession de 50 blocs de 25 cycles chacun.

Annexe III

Différence entre les demi-blocs
ascendant et descendant dans un bloc
incrémental

Différence entre les demi-blocs ascendant et descendant dans un bloc incrémental

Nous avons observé une anomalie sur les pics minima des boucles fermées issues des essais incrémentaux pour les trois aciers étudiés. La figure AIII-1 présente, comme exemple, le pic minimum d'une boucle fermée, pour l'acier ferritique, et la numérotation appropriée (la numérotation des pics est présentée en Annexe I, page AI-18). On y observe une marche sur l'alternance descendante, qui traduit une différence entre le demi-bloc ascendant et le demi-bloc descendant. Comme nous l'avons dit en Annexe I, les boucles fermées sous chargements aléatoire et incrémental sont obtenues par la méthode Rain flow. Pour appliquer cette méthode, on place le pic de charge maximum ou minimum au début et à la fin du graphique. Le bloc incrémental a été organisé de manière à ce que la partie descendante du bloc se situe au début du graphique, la partie ascendante lui succédant (cf. Annexe I, Figure AI-10).

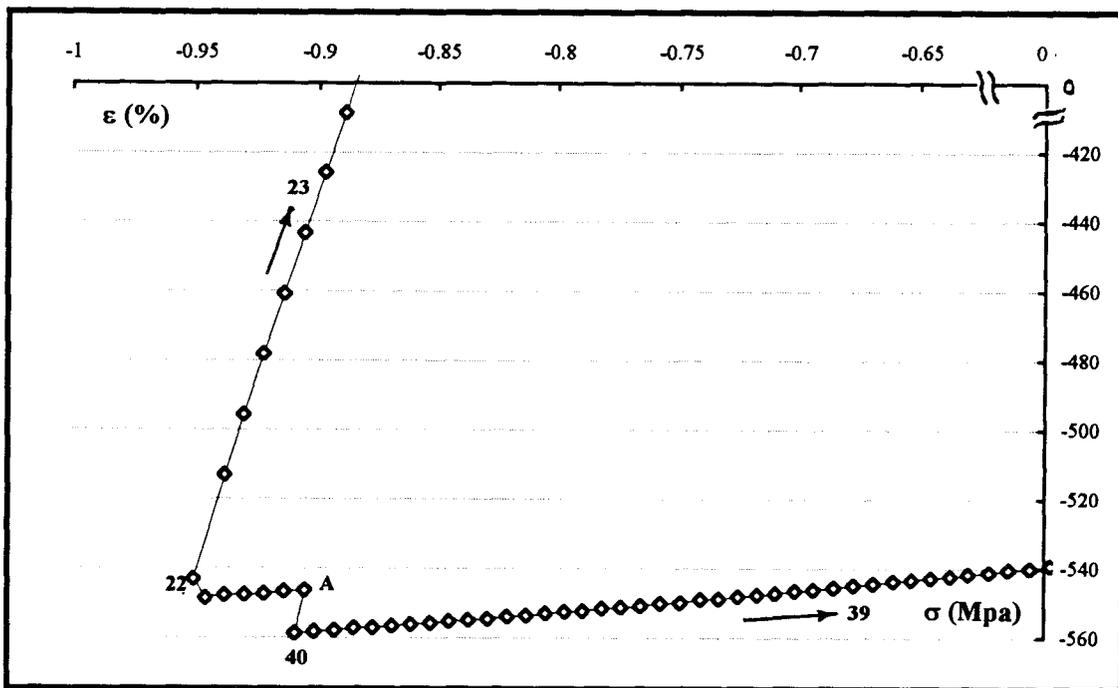


Figure AIII-1 : Pic minimum d'une boucle d'hystérésis stabilisée obtenue lors d'un essai incrémental, et numérotation appropriée ; acier ferritique.

Pour décrire la marche observée sur les alternances descendantes, prenons l'exemple d'un bloc incrémental à 12 pics (Figure AIII-2), et la boucle fermée obtenue par les pics 9, 10, 4 et 5. L'alternance descendante 9-10 correspond à la partie descendante du bloc ; à ce niveau, le matériau vient de subir un cycle plus grand que l'actuel. Pour fermer la boucle, il faut arriver jusqu'à la déformation correspondant au point 4. Les points A, 4 et 5 correspondent au demi-bloc ascendant. Autrement dit, le

matériau vient de subir un cycle plus petit que le cycle en cours. La comparaison entre les valeurs expérimentales de la contrainte aux pics 10 et 4 montre que, bien que la déformation au pic 4 soit la plus grande en valeur absolue, le niveau de contrainte au pic 10 lui est supérieur en valeur absolue, ce qui entraîne une marche au voisinage des pics minima sur les alternances descendantes. On peut en conclure que malgré l'application d'un grand nombre de blocs et la stabilisation de la contrainte maximale dans le bloc, l'influence de l'histoire du chargement sur les niveaux de contraintes, même pour un ou quelques cycles à amplitude plus élevée, n'est pas négligeable.

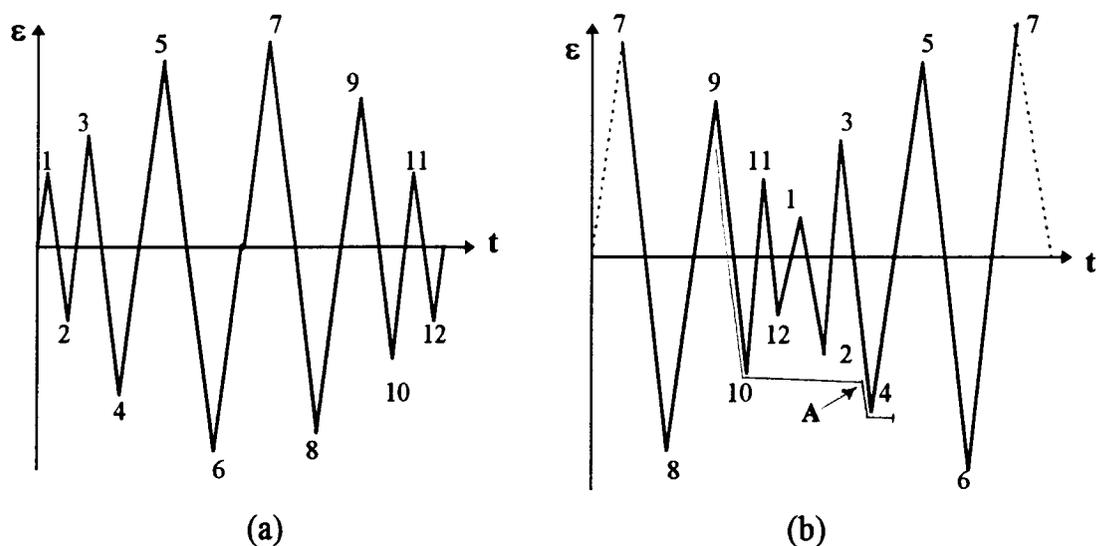


Figure AIII-2 : Un bloc incrémental à 12 pics (a) et le tracé Rain flow pour la demi-boucle descendante obtenue par les pics 9, 10 et 4 (b).

Cet effet est bien sûr beaucoup plus marqué dans le premier bloc incrémental (cf. III-2.3.1). La figure AIII-3 montre les boucles d'hystérésis fermées obtenues au premier bloc incrémental pour l'acier austénitique en coordonnées relatives, dont l'origine est située sur les pics maxima des boucles. En augmentant le nombre de blocs, la hauteur de la marche diminue, et atteint environ 15 MPa pour les trois aciers étudiés.

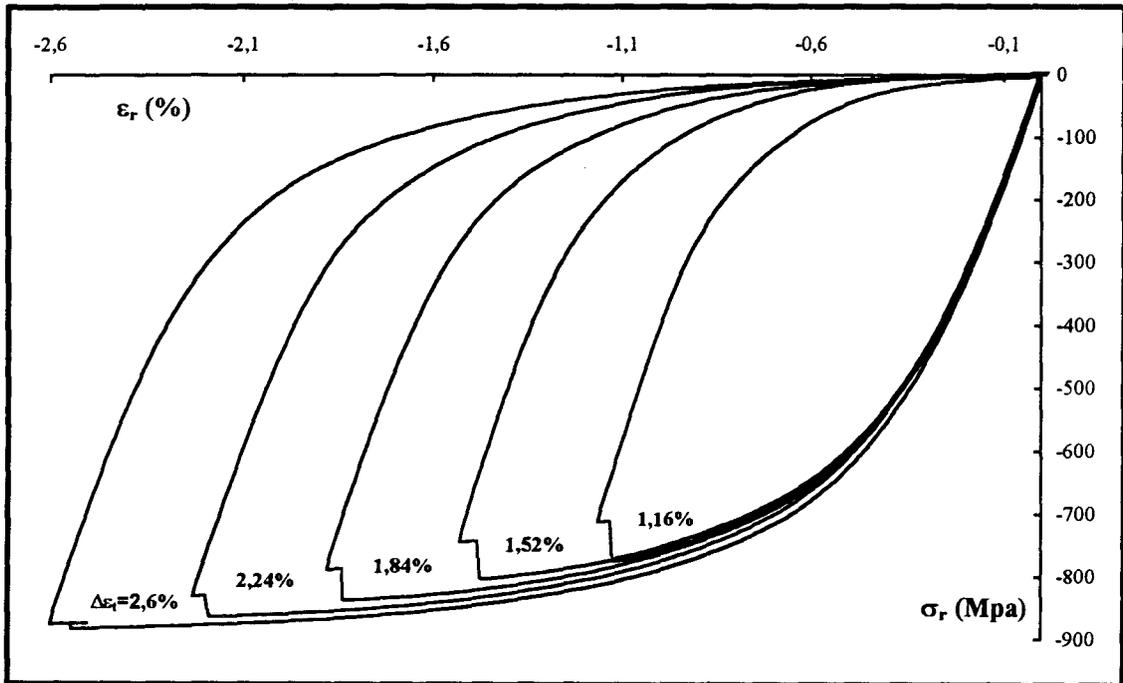


Figure AIII-3: Boucles d'hystérésis fermées issues du premier bloc incrémental, en coordonnées relatives d'origine située aux pics maxima des boucles (acier austénitique).

Annexe IV

Programme de modélisation du tracé σ - ε
sous chargement aléatoire, à partir d'une
boucle d'hystérésis stabilisée

	A	B
1	"Programme de modélisation d'un bloc aléatoire	
2	à partir d'une boucle stabilisée"	
3	= POSER.NOM("Fichier";ENTRER("Fichier à traite	Ouverture du fichier à traiter se trouvant dans le dossier Ebrahim
4	= OUVRIR("c:\lebrahim\"&Fichier&"")	
5	= POSER.NOM("DefA";!\$A\$2:\$A\$652)	Définition des valeurs de déformation en tant que vecteur (branche ascendante d'origine 0)
6	= POSER.NOM("SigA";!\$B\$2:\$B\$652)	Définition des valeurs de contrainte en tant que vecteur (branche ascendante d'origine 0)
7	= POSER.NOM("DefD";!\$C\$2:\$C\$652)	Définition des valeurs de déformation en tant que vecteur (branche descendante d'origine 0)
8	= POSER.NOM("SigD";!\$D\$2:\$D\$652)	Définition des valeurs de contrainte en tant que vecteur (branche descendante d'origine 0)
9	= POSER.NOM("DefBA";!\$E\$2:\$E\$652)	Définition des valeurs de déformation en tant que vecteur (branche ascendante d'origine initial)
10	= POSER.NOM("SigBA";!\$F\$2:\$F\$652)	Définition des valeurs de contrainte en tant que vecteur (branche ascendante d'origine initial)
11	= POSER.NOM("DefBD";!\$G\$2:\$G\$652)	Définition des valeurs de déformation en tant que vecteur (branche descendante d'origine initial)
12	= POSER.NOM("SigBD";!\$H\$2:\$H\$652)	Définition des valeurs de contrainte en tant que vecteur (branche descendante d'origine initial)
13	= POSER.NOM("pic";!\$I\$2:\$I\$52)	Définition des valeurs des pics en tant que vecteur
14	= POSER.NOM("Deformation";!\$J\$2:\$J\$16000)	Définition de la colonne de réponse (déformation)
15	= POSER.NOM("Contrainte";!\$K\$2:\$K\$16000)	Définition de la colonne de réponse (contrainte)
16	= POSER.NOM("m";1)	Initialisation du compteur des lignes m
17	= POSER.NOM("i";1)	Initialisation du compteur des pics i
18	= POSER.NOM("N";1)	Initialisation du compteur de lignes N (pour la boucle d'origine)
19	= TANT.QUE(i <= 50)	Boucle principale
20	= POSER.NOM("Pic1";INDEX(pic;i))	Affectation de la valeur de pic i
21	= POSER.NOM("Pic2";INDEX(pic;i + 1))	Affectation de la valeur de pic i + 1
22	= POSER.NOM("DPic";(Pic2-Pic1))	Calcul de la variation entre deux pics i et i + 1 (DPic)
23	= SI(ET(i = 1;DPic > 0))	Calcul de la première alternance (si elle en traction)
24	= TANT.QUE((INDEX(DefA;N)/2) <= DPic)	
25	= SELECTIONNER(DECALER(!\$J\$1;m;0))	
26	= FORMULE((INDEX(DefA;N))/2)	
27	= SELECTIONNER(DECALER(!\$J\$1;m;1))	
28	= FORMULE((INDEX(SigA;N))/2)	
29	= POSER.NOM("eps1";(INDEX(DefA;N + 1))/2)	
30	= POSER.NOM("m";m + 1)	
31	= POSER.NOM("N";N + 1)	
32	=SUIVANT()	
33	= POSER.NOM("i";i + 1)	
34		

	A	B
35	= SINON.SI(ET(i = 1;DPic < 0))	Calcul de la première alternance (si elle est en compression)
36	= TANT.QUE((INDEX(DefD;N)/2) > = DPic)	
37	= SELECTIONNER(DECALER(!\$J\$1;m;0))	
38	= FORMULE((INDEX(DefD;N))/2)	
39	= SELECTIONNER(DECALER(!\$J\$1;m;1))	
40	= FORMULE((INDEX(SigD;N))/2)	
41	= POSER.NOM("eps2";(INDEX(DefD;N + 1)))/	
42	= POSER.NOM("m";m + 1)	
43	= POSER.NOM("N";N + 1)	
44	=SUIVANT()	
45	= POSER.NOM("i";i + 1)	
46	=SINON()	
47		
48	= SI(DPic > 0)	Calcul des alternances ultérieures (si elles sont en traction)
49	= POSER.NOM("DefMin";MOYENNE(INDEX(
50	= POSER.NOM("conMin";INDEX(Contrainte;	
51	= POSER.NOM("N";1)	
52	= POSER.NOM("j";1)	
53	= TANT.QUE(INDEX(DefBA;j) < = DefMin)	
54	= POSER.NOM("j";j + 1)	
55	=SUIVANT()	
56	= TANT.QUE(INDEX(DefA;N) < = DPic)	
57	= SELECTIONNER(DECALER(!\$J\$1;m;0))	
58	= FORMULE((INDEX(DefA;N) + DefMin))	
59	= SELECTIONNER(DECALER(!\$J\$1;m;1))	
60	= FORMULE(MIN((INDEX(SigA;N) + conMin);	
61	= POSER.NOM("eps1";(INDEX(DefA;N + 1)	
62	= POSER.NOM("m";m + 1)	
63	= POSER.NOM("j";j + 1)	
64	= POSER.NOM("N";N + 1)	
65	=SUIVANT()	
66	= SELECTIONNER(DECALER(!\$J\$1;m;2))	
67	= FORMULE(i)	
68	= POSER.NOM("i";i + 1)	

	A	B
69	=SINON()	Calcul des alternances ultérieures (si elles sont en compression)
70	=POSER.NOM("DefMax";MOYENNE(INDEX	
71	=POSER.NOM("conMax";INDEX(Contrainte;	
72	=POSER.NOM("N";1)	
73	=POSER.NOM("j";1)	
74	=TANT.QUE(INDEX(DefBD;j) > = DefMax)	
75	=POSER.NOM("j";j + 1)	
76	=SUIVANT()	
77	=TANT.QUE(INDEX(DefD;N) > = DPic)	
78	=SELECTIONNER(DECALER(!\$J\$1;m;0))	
79	=FORMULE((INDEX(DefD;N) + DefMax))	
80	=SELECTIONNER(DECALER(!\$J\$1;m;1))	
81	=FORMULE(MAX((INDEX(SigD;N) + conMax	
82	=POSER.NOM("eps2";(INDEX(DefD;N + 1)	
83		
84	=POSER.NOM("m";m + 1)	
85	=POSER.NOM("N";N + 1)	
86	=POSER.NOM("j";j + 1)	
87	=SUIVANT()	
88	=SELECTIONNER(DECALER(!\$J\$1;m;2))	
89	=FORMULE(i)	
90	=POSER.NOM("i";i + 1)	
91		
92	=FIN.SI()	
93	=FIN.SI()	
94	=SUIVANT()	Retour boucle principale
95	=RETOUR()	

