

juin 2000 62038

**THESE**

présentée à

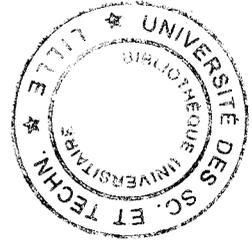
**L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE**

Pour obtenir le titre de

**DOCTEUR EN MECANIQUE**

par

**Farouk FARDOUN**



**ETUDE DE LA DEFORMATION PLASTIQUE CYCLIQUE DES  
ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUE, FERRITIQUE ET  
DUPLEX, PAR ANALYSE DES BOUCLES D'HYSTERESIS ;  
CONSTRAINTES INTERNES ET EFFECTIVES**

Soutenu le 27 Novembre 1997 devant le Jury :

Président : M. Roger FOUGÈRES, Professeur, INSA Lyon

Rapporteurs : M. Michel GERLAND, Chargé de Recherche CNRS, ENSMA Poitiers

M. Philippe PILVIN, Professeur, Ecole Centrale de Paris

Examineurs : Mme Suzanne DEGALLAIX, Professeur, directeur de thèse, EC Lille

M. Jean-Bernard VOGT, Professeur, USTL

M. Jaroslav POLÁK, Professeur invité, co-directeur de thèse, EC Lille



Ecole Centrale de Lille  
Laboratoire de Mécanique de Lille  
(URA CNRS 1441)

*A mes parents*  
*et à toute ma famille*

## REMERCIEMENTS

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

Je remercie très sincèrement, Madame le Professeur S. DEGALLAIX de m'avoir accueilli au sein de son laboratoire, pour la confiance qu'elle m'a témoignée tout au long de ce travail et pour les nombreux conseils qu'elle m'a donnés. Sa grande disponibilité et son enthousiasme m'ont apporté un soutien permanent pendant cette étude.

Je remercie tout particulièrement Monsieur le Professeur J. POLÁK pour ses conseils et son soutien tout au long de la thèse. Sa disponibilité et nos multiples discussions m'ont apporté une aide précieuse pour l'avancement de mon travail.

J'exprime toute ma gratitude à Monsieur M. GERLAND pour avoir accepté de juger ce travail et d'en être rapporteur.

Je remercie très sincèrement Monsieur le Professeur P. PILVIN pour avoir accepté la tâche de rapporteur de ce travail.

Sincères remerciements à Monsieur le Professeur R. FOUGÈRES pour avoir accepté d'examiner ce travail et de faire partie du jury en tant que président.

Je remercie vivement Monsieur le Professeur J.-B. VOGT d'avoir accepté de juger ce travail et de participer au jury et pour les discussions antérieures que nous avons pu avoir.

Je remercie très sincèrement également Monsieur Jan-Olof Nilsson, du Centre de Recherche de Sandvik-Steel (Suède), pour la fourniture des matériaux et pour la réponse prompte à nos demandes.

Je tiens à remercier vivement Monsieur L. LAM, le technicien du laboratoire, dont la compétence touche plusieurs disciplines, pour sa disponibilité permanente et pour les usinages des éprouvettes et montages.

Enfin, je remercie sincèrement tous les membres du Laboratoire pour le climat chaleureux qu'ils y créent.

# SOMMAIRE

<b>INTRODUCTION GENERALE</b>	<b>5</b>
<b>CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE</b>	<b>8</b>
<b>I-1) Contraintes interne et effective</b> .....	<b>11</b>
I-1-1) Décomposition de la contrainte d'écoulement.....	11
I-1-2) Contrainte interne.....	14
I-1-2-1) Influence de la température .....	14
I-1-2-2) Influence du taux d'écrouissage .....	15
I-1-3) Contrainte effective .....	15
I-1-3-1) Influence de la structure cristalline.....	16
I-1-3-2) Influence de la température .....	16
I-1-4) Effet de quelques autres paramètres.....	16
I-1-4-1) Effet d'orientation - polycristallinité.....	16
I-1-4-2) Effet des éléments d'alliage.....	17
<b>I-2) Méthodes utilisées pour déterminer les contraintes interne et effective en fatigue plastique oligocyclique</b> .....	<b>19</b>
I-2-1) Méthodes KWL et HD.....	19
I-2-1-1) Méthode de Kuhlmann-Wilsdorf et Laird.....	19
I-2-1-2) Méthode de Handfield-Dickson.....	22
I-2-1-3) Résultats bibliographiques.....	24
I-2-1-4) Discussion.....	31
I-2-2) Méthodes basées sur la relaxation des contraintes .....	33
I-2-2-1) Méthodes de relaxation de contrainte et méthode de fluage.....	33
I-2-2-2) Méthode des sauts de contrainte .....	35
I-2-2-3) Méthode des sauts de vitesse de déformation .....	37

I-2-2-4) Méthode basée sur les modèles viscoplastiques.....	40
I-2-2-5) Résultats bibliographiques.....	41
I-2-2-6) Discussion.....	49
I-2-3) Approche Statistique de la déformation plastique (méthode ASP).50	
I-2-3-1) Contraintes interne et effective dans un microvolume élémentaire.....	51
I-2-3-2) Contraintes interne et effective dans un ensemble de microvolumes .....	53
<b>I-3) Conclusions.....</b>	<b>66</b>
<b>CHAPITRE II : MATERIAUX ETUDIES ET ESSAIS REALISES</b>	<b>67</b>
<b>II-1) Matériaux étudiés.....</b>	<b>69</b>
II-1-1) Identification et désignation.....	69
II-1-2) Compositions chimiques.....	69
II-1-3) Traitements thermiques.....	70
II-1-4) Microstructures.....	71
<b>II-2) Dispositif expérimental.....</b>	<b>74</b>
II-2-1) Installation expérimentale.....	74
II-2-2) Eprouvettes .....	75
<b>II-3) Conditions d'essais.....</b>	<b>77</b>
II-3-1) Essais de traction monotone.....	77
II-3-2) Essais de fatigue plastique oligocyclique .....	77
II-3-2-1) Essais "une éprouvette par niveau" .....	79
II-3-2-2) Essais par paliers successifs croissants .....	79
II-3-2-3) Essais avec sauts de déformation .....	80
II-3-2-4) Essais avec variations de la vitesse de déformation.....	81
<b>II-4) Caractérisation en traction monotone.....</b>	<b>82</b>
<b>CHAPITRE III : RESULTATS EXPERIMENTAUX</b>	<b>85</b>
<b>III-1) Méthode ASP .....</b>	<b>87</b>

III-1-1) Mise en oeuvre de la méthode ASP .....	87
III-1-2) Résultats sur l'acier inoxydable austénitique 316.....	92
III-1-2-1) Fonction densité de probabilité.....	92
III-1-2-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective .....	96
III-1-2-3) Module d'élasticité effectif.....	99
III-1-2-4) Boucles d'hystérésis, $\sigma$ - $\epsilon$ , $\sigma_i$ - $\epsilon$ et $\sigma_e$ - $\epsilon$ .....	101
III-1-2-5) Influence de l'azote.....	104
III-1-3) Résultats sur l'acier inoxydable ferritique 446.....	108
III-1-3-1) Fonction densité de probabilité.....	108
III-1-3-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective .....	112
III-1-3-3) Module d'élasticité effectif.....	114
III-1-3-4) Boucles d'hystérésis, $\sigma$ - $\epsilon$ , $\sigma_i$ - $\epsilon$ et $\sigma_e$ - $\epsilon$ .....	116
III-1-4) Résultats sur les aciers inoxydables AF18 et AF11 .....	118
III-1-4-1) Fonction densité de probabilité.....	120
III-1-4-2) Amplitudes de contrainte, et contraintes interne et effective .....	124
III-1-4-3) Module d'élasticité effectif.....	128
<b>III-2) Méthode des sauts de déformation .....</b>	<b>132</b>
III-2-1) Résultats sur l'acier 316.....	132
III-2-2) Résultats sur l'acier 446.....	134
<b>III-3) Méthode de variation de la vitesse de déformation.....</b>	<b>136</b>
 <b>CHAPITRE IV : DISCUSSIONS</b>	 <b>140</b>
<b>IV-1) Acier type 316.....</b>	<b>142</b>
IV-1-1) Fonction densité de probabilité .....	142
IV-1-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective.....	145
IV-1-3) Module d'élasticité effectif .....	146
IV-1-4) Influence de l'azote .....	147
 <b>VI-2) Acier 446 .....</b>	 <b>150</b>

IV-2-1) Fonction densité de probabilité.....	150
IV-2-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective.....	153
IV-2-3) Module d'élasticité effectif.....	154
<b>IV-3) Comparaison entre les aciers 316 et 446.....</b>	<b>155</b>
IV-3-1) Fonction densité de probabilité.....	155
IV-3-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective.....	157
<b>IV-4) Aciers AF18 et AF11.....</b>	<b>159</b>
IV-4-1) Fonction densité de probabilité.....	159
IV-4-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective.....	163
IV-4-3) Module d'élasticité effectif.....	165
<b>IV-5) Validité des méthodes utilisées.....</b>	<b>165</b>
<b>CONCLUSION GENERALE</b>	<b>169</b>
<b>RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES</b>	<b>R1</b>
<b>ANNEXE I</b>	<b>A1-1</b>
<b>ANNEXE II</b>	<b>A2-1</b>
<b>ANNEXE III</b>	<b>A3-1</b>
<b>ANNEXE IV</b>	<b>A4-1</b>

# **INTRODUCTION GENERALE**

Dû à leur haute résistance mécanique combinée à leur bonne résistance à la corrosion, les aciers inoxydables austénitiques et ferritiques, et plus récemment les aciers inoxydables austéno-ferritiques ont trouvé d'importantes applications industrielles (industries chimiques et pétrochimiques...).

Le comportement élasto-plastique cyclique, autrement dit en fatigue plastique oligocyclique, des aciers inoxydables austénitiques, ferritiques et austéno-ferritiques a fait l'objet de nombreuses études ces dernières années, où en particulier les études microstructurales associées aux essais mécaniques, ont permis de mieux comprendre les processus d'endommagement susceptibles de conduire à la rupture. Le travail présenté ici consiste en l'analyse des boucles d'hystérésis contrainte - déformation obtenues en fatigue plastique oligocyclique, et en la détermination des composantes interne et effective de l'amplitude de contrainte, susceptibles de donner des informations sur les mécanismes microstructuraux d'endommagement mis en jeu. La contrainte interne peut être considérée comme une mesure "macroscopique" de l'état microstructural du matériau. En revanche, la contrainte effective permet de déceler les obstacles à courte distance au mouvement des dislocations ; elle est responsable de la déformation plastique, et a même été utilisée dans les modèles d'endommagement afin d'estimer la durée de vie du matériau [MA84, AS87, par exemple].

Ce mémoire se compose de quatre chapitres.

Le premier chapitre comporte deux parties : la première définit les contraintes interne et effective, leur origine et l'influence de différents paramètres sur ces contraintes. La deuxième partie est consacrée à la présentation des différentes méthodes couramment utilisées pour définir les contraintes interne et effective en fatigue plastique oligocyclique ; quelques résultats bibliographiques obtenus par ces méthodes sont ensuite rapportés et discutés. Une attention particulière est portée à la méthode de l'approche statistique (ASP), qui est celle essentiellement utilisée dans la suite de ce travail.

Le second chapitre se décompose lui aussi en deux parties : la première présente les matériaux étudiés ; à savoir un acier inoxydable austénitique, un ferritique et deux austéno-ferritiques différemment chargés en azote. Dans la seconde partie, les procédures expérimentales adoptées et les résultats expérimentaux des essais de traction monotone sont présentés.

Le troisième chapitre présente la mise en oeuvre de la méthode ASP et les résultats expérimentaux obtenus grâce à cette méthode sur les quatre aciers étudiés. De plus, pour mieux cerner l'influence de l'azote sur la plasticité cyclique de l'austénite, les résultats obtenus sur l'acier inoxydable austénitique type AISI 316L (0,077 % N) sont comparés à ceux obtenus sur un acier AISI 316LN (0,235 %N). Enfin, les résultats obtenus par d'autres méthodes sur les aciers austénitique et ferritique sont présentés, afin d'être comparés à ceux obtenus par la méthode ASP.

Le quatrième chapitre est consacré à la discussion et l'interprétation des résultats présentés au chapitre III. Ces résultats sont discutés relativement aux structures de dislocations observées sur des aciers très voisins et rapportées dans la littérature. Les résultats obtenus sur les différents aciers sont ensuite comparés, afin de montrer (mettre en évidence) l'influence de la structure cristalline et celle de l'azote sur les composantes interne et effective de la contrainte. Enfin, une dernière partie est réservée à la comparaison argumentée des méthodes utilisées, et à la discussion de la validité de chacune.

## **CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE**

## SOMMAIRE CHAPITRE I :

### ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

<b>I-1) Contraintes interne et effective.....</b>	<b>11</b>
I-1-1) Décomposition de la contrainte d'écoulement.....	11
I-1-2) Contrainte interne.....	14
I-1-2-1) Influence de la température .....	14
I-1-2-2) Influence du taux d'écroutissage .....	15
I-1-3) Contrainte effective .....	15
I-1-3-1) Influence de la structure cristalline.....	16
I-1-3-2) Influence de la température .....	16
I-1-4) Effet de quelques autres paramètres.....	16
I-1-4-1) Effet d'orientation - polycristallinité.....	16
I-1-4-2) Effet des éléments d'alliage.....	17
<b>I-2) Méthodes utilisées pour déterminer les contraintes interne et effective en fatigue plastique oligocyclique .....</b>	<b>19</b>
I-2-1) Méthodes KWL et HD.....	19
I-2-1-1) Méthode de Kuhlmann-Wilsdorf et Laird.....	19
I-2-1-2) Méthode de Handfield-Dickson.....	22
I-2-1-3) Résultats bibliographiques.....	24
I-2-1-4) Discussion.....	31
I-2-2) Méthodes basées sur la relaxation des contraintes .....	33
I-2-2-1) Méthodes de relaxation de contrainte et méthode de fluage.....	33
I-2-2-2) Méthode des sauts de contrainte .....	35
I-2-2-3) Méthode des sauts de vitesse de déformation .....	37
I-2-2-4) Méthode basée sur les modèles viscoplastiques.....	40
I-2-2-5) Résultats bibliographiques.....	41
I-2-2-6) Discussion.....	49
I-2-3) Approche Statistique de la déformation plastique (méthode ASP).50	

I-2-3-1) Contraintes interne et effective dans un microvolume élémentaire.....	51
I-2-3-2) Contraintes interne et effective dans un ensemble de microvolumes .....	53
<b>I-3) Conclusions.....</b>	<b>66</b>

L'objectif de ce premier chapitre est double : dans un premier temps, il s'agit de définir les deux composantes de la contrainte d'écoulement, d'un matériau, à savoir la contrainte interne et la contrainte effective, et de rappeler les principaux facteurs influençant ces composantes. Dans un deuxième temps, les méthodes employées en fatigue plastique oligocyclique (FPO) pour définir les contraintes interne et effective seront présentées. Enfin, la troisième partie sera consacrée aux résultats obtenus par ces méthodes sur des métaux et alliages mono- et polycristallins rapportés dans la littérature.

## ***I-1) Contraintes interne et effective***

### **I-1-1) Décomposition de la contrainte d'écoulement**

Sous une contrainte supérieure à sa limite d'élasticité, un matériau est susceptible de subir simultanément une déformation élastique, et une déformation plastique résultant du glissement et de la multiplication des dislocations. La contrainte appliquée est alors appelée contrainte d'écoulement du matériau. Se référant aux travaux de Seeger [SEE54] qui ont prolongé ceux de Cottrell [COT53], de nombreux auteurs ont proposé de décomposer cette contrainte d'écoulement en deux termes, l'un athermique et l'autre thermique :

$$\tau = \tau_i + \tau_e(\dot{\epsilon}, T) \quad (I-1)$$

où :  $\tau$  est la contrainte de cisaillement qui s'exerce sur une dislocation ;

$\tau_i$  est appelée contrainte interne, elle est athermique et est essentiellement fonction du taux d'écrouissage ;

$\tau_e$  est appelée contrainte effective, elle est essentiellement fonction de la vitesse de déformation et de la température.

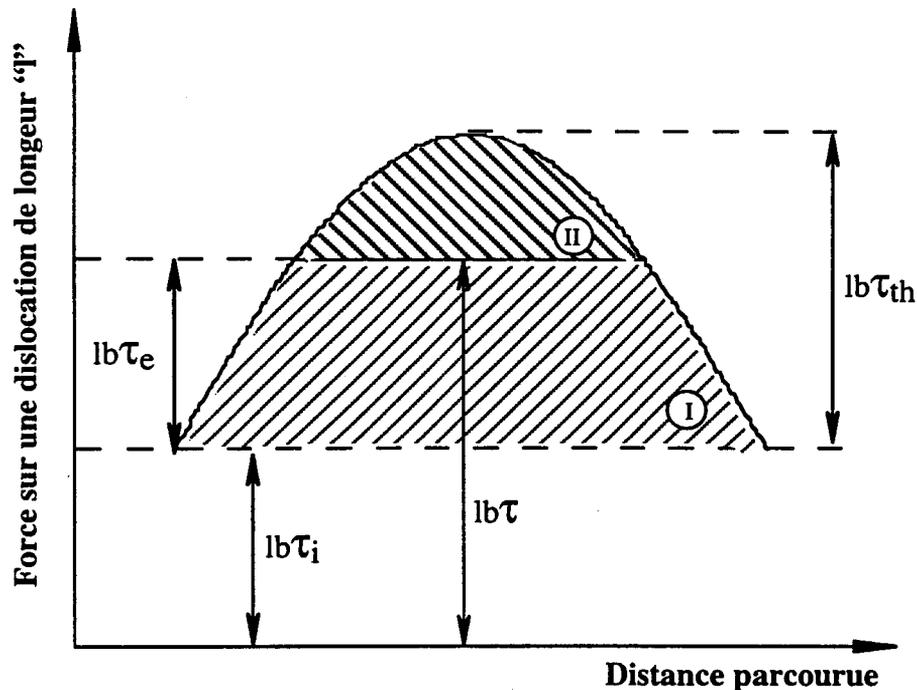


Figure I-1 : Courbe force sur une dislocation de longueur "l" - distance parcourue par cette dislocation ( $b$  : vecteur de Burger) [FPZ93].

La Figure I-1 représente la force appliquée à une dislocation de longueur "l" en fonction de la distance parcourue par cette dislocation. Cette force se décompose en une composante interne  $lb\tau_i$  qui provoque la déformation élastique, et une composante  $lb\tau_{th}$  qui provoque la déformation plastique ; cette dernière composante résulte d'une contrainte dite effective,  $\tau_e$ , et d'une participation de l'activation thermique. A une température donnée  $T$ , si la contrainte appliquée  $\tau$  est inférieure à la contrainte interne  $\tau_i$ , la dislocation ne pourra pas se déplacer ; en revanche, si la contrainte appliquée est plus grande que la contrainte interne  $\tau_i$ , c'est la différence  $\tau - \tau_i$ , c'est-à-dire la contrainte effective  $\tau_e$ , qui permettra à la dislocation de franchir les obstacles ; la dislocation se mettra alors en mouvement. En fait, la contrainte effective fournira une partie de l'énergie nécessaire au franchissement des obstacles (aire I) et le complément d'énergie (aire II) sera fourni par l'activation thermique [DEF80].

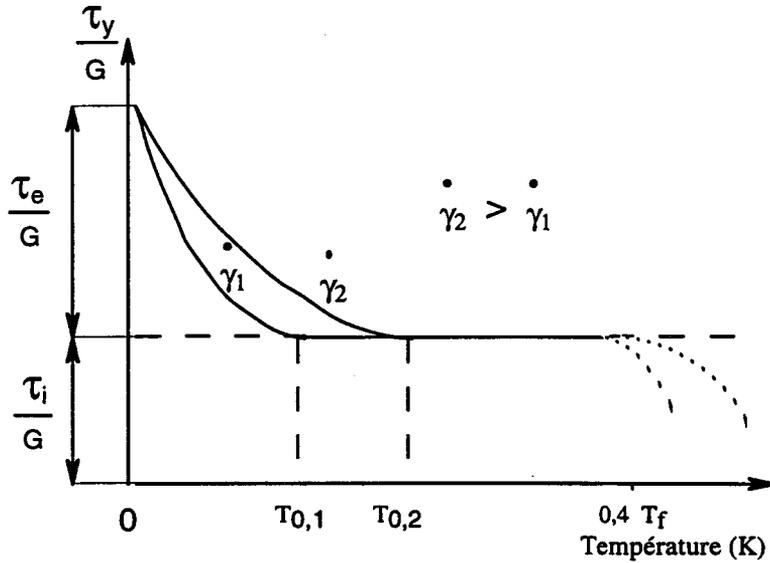


Figure I-2 : Variation avec la température des contraintes d'écoulement, interne et effective, rapportées au module de cisaillement  $G$ , à deux vitesses de déformation,  $\dot{\gamma}_1$  et  $\dot{\gamma}_2$  ( $T_f$ : température de fusion,  $T_{0,1}$  et  $T_{0,2}$ : températures caractéristiques relatives à  $\dot{\gamma}_1$  et  $\dot{\gamma}_2$  respectivement) [MUG93].

La Figure I-2 représente schématiquement l'évolution de la contrainte d'écoulement de cisaillement et de ses deux composantes  $\tau_i$  et  $\tau_e$ , rapportées au module de cisaillement, en fonction de la température, pour deux vitesses de déformation de cisaillement différentes. La composante interne ( $\tau_i/G$ ) est quasiment indépendante de la température et de la vitesse de déformation ; en revanche, la composante effective ( $\tau_e/G$ ) dépend à la fois de la température et de la vitesse de déformation. La température caractéristique  $T_{0,1}$  (respectivement  $T_{0,2}$ ) divise la courbe en deux parties : un régime  $T < T_{0,1}$  dit "basse température", et un régime  $T > T_{0,1}$  dit "haute température" [MHS76]. A  $T = 0$  K, l'énergie fournie par l'activation thermique est nulle, et la contrainte effective doit seule fournir l'énergie représentée par l'aire "I+II" (Figure I-1). La contrainte effective est alors maximale. A une température relativement élevée ( $T_{0,1}$  ou  $T_{0,2}$ ) fonction de la vitesse de déformation ( $\dot{\gamma}_1$  ou  $\dot{\gamma}_2$ ), l'activation thermique seule est capable de fournir l'énergie nécessaire au glissement ; la contrainte effective est alors quasiment nulle. Entre 0 K et  $T_{0,1}$  sous  $\dot{\gamma}_1$  ( $T_{0,2}$  sous  $\dot{\gamma}_2$ ), l'activation thermique aide la contrainte effective à vaincre les obstacles.

## I-1-2) Contrainte interne

Ainsi pour mettre une dislocation en mouvement, la contrainte appliquée doit d'abord surmonter la contrainte interne, qui peut donc être considérée comme un seuil d'écoulement ou de déformation plastique. La contrainte interne est la somme, en chaque point du cristal, de toutes les contraintes à longue portée agissant sur la dislocation. Ces contraintes résultent des interactions élastiques entre dislocations relativement éloignées [MUG93], à savoir:

- de la contrainte exercée par les autres dislocations plus ou moins immobiles du réseau, situées dans des plans parallèles au plan de glissement actif et bloquées en certains endroits du cristal, en particulier les empilements de dislocations ;
- de la contrainte nécessaire pour arracher la dislocation mobile à ses ancrages sur les arbres attractifs de la forêt ;
- de la contrainte exercée par les défauts présents dans le réseau cristallin (précipités, sous-grains...).

Dans les monocristaux purs et bien recuits, la contrainte interne est négligeable [DEF80].

### I-1-2-1) Influence de la température

La contrainte interne fluctue avec une longueur d'onde de l'ordre de la dimension de la sous-structure des dislocations (taille des cellules, taille des sous-grains...) ; cette longueur est beaucoup trop grande pour que les barrières constituées par les maxima du champ de contrainte puissent être franchies à l'aide de l'activation thermique [SEV93, FPZ93]. On peut donc considérer que les obstacles à longue distance sont athermiques. Il est en fait couramment admis que la contrainte interne ne dépend de la température que par l'intermédiaire du module d'élasticité, auquel elle est quasiment proportionnelle [MUG93]. Pourtant certains auteurs, dont Dickson et al. et Raghuraman et al. [DBH84, RDC84], ont montré que la contrainte interne peut se relaxer ; ils suggèrent donc que la contrainte interne possède elle-même une composante thermique, puisqu'elle dépend de la structure des dislocations, elle-même fonction de la

température. On admettra néanmoins, comme la plupart des auteurs, que la contrainte interne est de nature "quasi-athermique".

### I-1-2-2) Influence du taux d'écrouissage

La déformation plastique d'un matériau résulte du glissement et de la multiplication des dislocations, qui augmentent l'intensité des interactions entre dislocations. Il s'ensuit alors une augmentation du champ de contrainte interne autour d'une dislocation mobile, qui influe sur son mouvement [SEV93]. L'écrouissage d'un matériau se traduit par une augmentation des contraintes internes en son sein : la contrainte interne moyenne est en général supposée proportionnelle à la racine carrée de la densité de dislocations, et en conséquence elle est supposée augmenter linéairement avec la déformation plastique [MHS76].

En général, on admet que l'influence de la vitesse de déformation est l'opposé de celle de la température. L'effet de la température sur la contrainte interne étant quasiment nul, celui de la vitesse de déformation l'est également [MHS76].

*En conclusion, la contrainte interne est, par nature, quasiment indépendante de la température et de la vitesse de déformation, mais directement dépendante du taux d'écrouissage.*

### **I-1-3) Contrainte effective**

La contrainte effective est la contrainte nécessaire pour surmonter les obstacles à courte distance (quelques distances interatomiques) afin de mettre une dislocation en mouvement. Les principaux obstacles à courte distance sont : le frottement du réseau cristallin, à l'origine de la contrainte de Peierls-Nabarro, les atomes de solutés, et les jonctions répulsives avec les autres dislocations. La vitesse de déplacement de la dislocation est fonction de cette contrainte effective, qui est de nature "visqueuse" [FPZ93].

### I-1-3-1) Influence de la structure cristalline

La contrainte de frottement de réseau, qui est une des composantes de la contrainte effective, dépend de la structure du réseau cristallin. La structure cubique centrée (CC) étant moins compacte que la structure cubique à faces centrées (CFC), la contrainte de frottement associée au réseau CC est plus élevée que celle associée au réseau CFC [DBM86]. Enfin, la différence entre ces deux contraintes est plus grande à basse température, lorsque l'activation thermique est négligeable.

### I-1-3-2) Influence de la température

Il a déjà été dit que la contrainte effective, aidée de l'activation thermique, permet le mouvement d'une dislocation par franchissement des obstacles à courte distance, donc localisés. L'énergie nécessaire au franchissement de ces obstacles étant quasiment constante, plus la température est élevée, plus l'énergie thermique disponible est élevée, et plus l'énergie mécanique à fournir par la contrainte effective est faible. Il en résulte que la contrainte effective diminue lorsque la température augmente.

L'effet de la vitesse de déformation étant opposé de celui de la température, la contrainte effective augmentera avec une augmentation de la vitesse de déformation.

*En conclusion, la contrainte effective est de nature visqueuse et fortement dépendante de la structure cristalline. Elle varie de manière importante avec la température et avec la vitesse de déformation.*

## **I-1-4) Effet de quelques autres paramètres**

### I-1-4-1) Effet d'orientation - polycristallinité

L'influence de l'orientation d'un monocristal relativement à l'axe de chargement, sur les contraintes interne et effective, est exprimée par le facteur d'orientation géométrique  $m_{SC}$  dit Facteur de Schmid, qui a une valeur comprise entre 0 et 0,5 [DBM86] :

$$m_{SC} = \cos\theta \cos\chi \quad (I-2)$$

où  $\theta$  est l'angle entre la direction de glissement et l'axe de chargement,  
et  $\chi$  est l'angle entre la normale au plan de glissement et l'axe de chargement.

La relation entre la contrainte de cisaillement résolue dans un monocristal et la contrainte de traction dans un polycristal est définie par :

$$\sigma = m \tau \quad (I-3)$$

où  $m$  est un coefficient moyenné sur l'ensemble des grains du polycristal [MDLK84a, ARG96], et dont la valeur dépend du modèle théorique choisi pour décrire la déformation d'un grain. Les différents modèles proposés dans la littérature supposent a priori que le polycristal est composé de grains d'orientations cristallines plus ou moins aléatoires. Deux modèles relativement simples sont le plus souvent utilisés : le modèle de Sachs et le modèle de Taylor [ARG96]. Sachs, en 1928, a calculé la valeur moyenne de  $m$  pour des grains qu'il suppose se déformer librement, sans interactions avec les grains voisins ; il prend alors en considération, pour chaque grain, le système de glissement le plus favorablement orienté. Pour les métaux CFC,  $\overline{m}_S = 2,238$  [ARG96]. Mais ce modèle ne remplit pas les critères d'équilibre local et de compatibilité des déformations entre grains. En 1938, Taylor considère que chaque grain est contraint par ses voisins de subir la même déformation plastique que celle supportée par le polycristal. Il suppose alors que cette comptabilité des déformations nécessite l'activation simultanée de 5 systèmes de glissement indépendants. Dans les cristaux CFC, il trouve un facteur de Taylor  $\overline{m}_T = 3,06$  [ARG96]. On peut admettre que les mêmes relations sont valables pour déterminer chacune des contraintes dans un polycristal, à partir de celles définies dans un monocristal.

#### I-1-4-2) Effet des éléments d'alliage

La résistance d'un matériau à la déformation plastique est contrôlée par deux types de mécanismes [ARG96], intrinsèques et extrinsèques. Les mécanismes intrinsèques sont la résistance du réseau et la résistance des dislocations fixes au glissement des dislocations mobiles. Les mécanismes extrinsèques sont la résistance des éléments d'alliage, la résistance

des précipités cisailables et celle des précipités non-cisailables, [ARG96] au glissement des dislocations mobiles. La résistance au déplacement d'une dislocation, exercée par les éléments d'alliages interstitiels et substitutionnels, est un des plus puissants mécanismes susceptibles d'augmenter les propriétés mécaniques ( $R_e$  et  $R_m$  en particulier) d'un matériau. Les éléments d'alliages interstitiels constituent des obstacles à courte distance forts, qui vont directement augmenter la contrainte effective, dû à l'effet d'ancrage des dislocations sur ces interstitiels. Ces éléments influent également, mais indirectement cette fois, par l'intermédiaire de l'écroutissage, sur la contrainte interne. Les éléments substitutionnels jouent également à la fois sur les contraintes effective et interne, mais à un degré moindre. Enfin, les effets des éléments interstitiels et substitutionnels sont à peu près les mêmes dans le mono- et le polycristal.

L'énergie de faute d'empilement (EFE), et les effets d'ordre à courte distance, fonctions des éléments d'alliages dans le métal, ont également une influence sur la contrainte interne. Une faible EFE favorise le glissement plan des dislocations, tandis qu'une forte EFE favorise leur glissement dévié. Or, le glissement dévié permet aux configurations de dislocations de se relaxer plus facilement [ARG96] ; il devrait s'en suivre une diminution de la contrainte interne avec une augmentation de l'EFE. En revanche, il est très difficile d'établir une relation directe entre l'énergie de faute d'empilement (EFE) et la contrainte effective [VOG91]. On peut simplement noter que différents paramètres tels la composition chimique, la température... ont une influence à la fois sur l'énergie de faute d'empilement (EFE) et sur la contrainte effective.

## ***I-2) Méthodes utilisées pour déterminer les contraintes interne et effective en fatigue plastique oligocyclique***

Plusieurs méthodes ont été proposées dans la littérature pour déterminer les contraintes interne et effective dans un matériau déformé plastiquement. Ici, les principales méthodes employées en fatigue plastique oligocyclique sont présentées.

Au préalable, notons que les deux alternances d'une boucle d'hystérésis contrainte - déformation sont appelées respectivement, dans la littérature, alternances de traction et de compression, ou alternances de chargement et de déchargement, ou encore alternances ascendante et descendante. Ici, nous avons adopté les termes d'alternances ascendante et descendante.

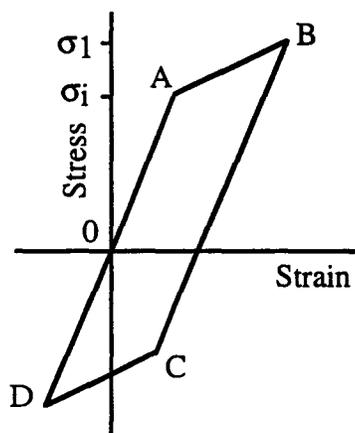
### **I-2-1) Méthodes KWL et HD**

#### **I-2-1-1) Méthode de Kuhlmann-Wilsdorf et Laird**

Nous reprenons ici les notations des contraintes de Cottrell pour exposer son analyse, et celles de Kuhlmann-Wilsdorf et Laird pour exposer leur méthode. Nous discuterons de leurs notations respectives ensuite.

La méthode KWL est la plus simple, et donc la plus utilisée. Elle permet de déterminer les contraintes "de rappel" et "de frottement" en fatigue plastique purement alternée, aux pics de contrainte, sur une boucle d'hystérésis contrainte-déformation. Cette méthode est basée sur l'analyse de Cottrell [COT53]. Celui-ci considère un grain se déformant plastiquement, tandis qu'il est inséré dans une matrice polycristalline élastique ; dans ce grain, une dislocation pourra se déplacer sous une contrainte supérieure à sa limite d'élasticité ( $\sigma_i$ ) ; la déformation plastique de ce grain est alors fonction de " $\sigma - \sigma_i$ ", où  $\sigma$  est la contrainte appliquée. Dans ce grain, la dislocation est considérée se déplacer dans un champ ondulé d'énergie potentielle, constitué de collines et vallées de différentes hauteurs, distribuées suivant l'arrangement de certaines

irrégularités cristallines (atomes d'alliages, précipités, autres dislocations ...). Cottrell, en accord avec Nabarro [COT53], suppose que la pente maximale de toutes ces collines est la même, égale à la "contrainte interne effective" maximale,  $\sigma_i$ . Il suppose que si l'on charge le matériau jusqu'à la contrainte  $\sigma_i$ , alors sa déformation reste purement élastique (Figure I-3, segment OA),  $\sigma_i$  étant la limite d'élasticité des grains les plus favorablement orientés pour le glissement. Au-delà de cette contrainte  $\sigma_i$ , dans ces grains favorablement orientés, les premières dislocations commencent à quitter leurs sources (Figure I-3, segment AB).

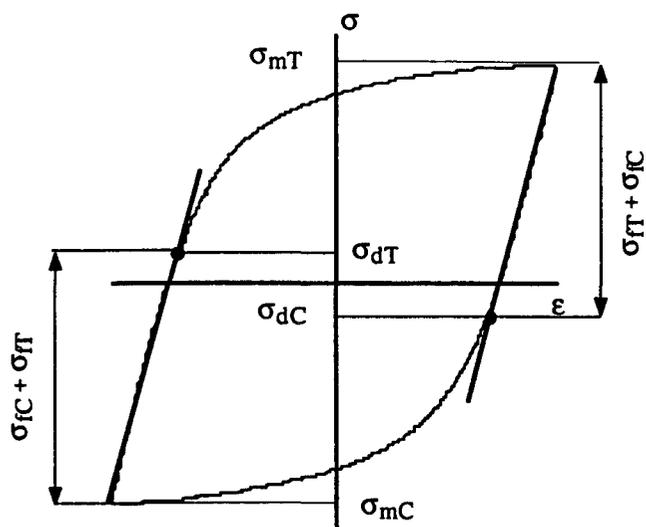


*Figure I-3 : Cycle contrainte-déformation dans un grain déformé plastiquement [COT53].*

Ces dislocations mobiles vont glisser jusqu'à ce que la contrainte sur chacune d'elles se relaxe jusqu'à zéro ; la contrainte appliquée est alors telle que  $\sigma_1 = \sigma_i + \sigma_d$ , où  $\sigma_d$  est la contrainte qui s'exerce sur une dislocation, due à toutes les autres dislocations. Cette relation est valable pourvu que la distance entre dislocations soit grande comparée à celle entre les collines d'énergie ; en conséquence, la contrainte  $\sigma_d$  reste pratiquement constante quand la dislocation glisse d'une vallée à une colline [COT53].

Kuhlmann-Wilsdorf et Laird [KWL79], en s'appuyant sur cette approche de Cottrell, ont proposé une méthode simple pour déterminer les contraintes de frottement et de rappel en fatigue plastique aux pics de contrainte, sur la boucle d'hystérésis contrainte-déformation ( $\sigma$ - $\epsilon$ ). Selon leur analyse, la contrainte de rappel  $\sigma_r$  change de signe au cours de chaque alternance ; elle atteint toujours sa valeur maximale à la fin de chaque alternance (donc à la déformation maximale). Elle agit ensuite de manière à réduire la limite d'élasticité dans la direction inverse (effet Bauschinger). Aussi, elle est de nature élastique. En revanche, la contrainte de frottement

$\sigma_f$  est indépendante de la direction de la déformation, mais s'oppose au mouvement des dislocations ; elle a la nature d'une contrainte effective.



*Figure I-4 : Méthode KWL : détermination de  $\sigma_f$  et  $\sigma_r$  sur une boucle d'hystérésis stabilisée.*

Dans l'application pratique de la méthode KWL, les boucles d'hystérésis stabilisées sous chargement purement alterné sont supposées identiques et symétriques par rapport à l'origine ( $\sigma = 0$  ;  $\epsilon = 0$ ). Autrement dit, le comportement des dislocations et les distributions de la contrainte interne et de la déformation ne changent pas :

- entre des points de même déformation, sur différentes boucles ;
- entre des points de même valeur absolue de déformation, sur les alternances ascendante et descendante d'un même cycle.

On ne tient ainsi pas compte des petites différences de niveaux de contrainte observées dans la réalité entre les deux alternances d'une même boucle.

Le principe de la méthode KWL (Figure I-4) est le suivant : sur une alternance de la boucle d'hystérésis, par exemple l'alternance ascendante ( $\sigma_{mC} \rightarrow \sigma_{mT}$ ), de  $\sigma_{mC}$  à  $\sigma_{dT}$  la contrainte de rappel  $\sigma_r$  (back stress) est négative, maximale et constante ; c'est celle générée par la contrainte maximale finale ( $\sigma_{mC}$ ) de l'alternance précédente. Lorsque la déformation plastique reprend ( $\sigma \geq \sigma_{dT}$ ), alors la contrainte de rappel augmente en valeur algébrique, de sa valeur maximale négative (à  $\sigma = \sigma_{dT}$ ) à sa valeur maximale positive (à  $\sigma = \sigma_{mT}$ ). Donc, grâce à la

contrainte de frottement  $\sigma_f$ , la déformation plastique débute à la contrainte de décollement  $\sigma_{dT}$  définie par :

$$\sigma_{dT} = \sigma_f - \sigma_r \quad (I-4)$$

A la fin de chaque alternance (à  $\sigma_{mC}$  et  $\sigma_{mT}$ ), la contrainte de rappel atteint sa valeur maximale, et la contrainte pic, c'est-à-dire la contrainte appliquée, est alors :

$$\sigma_m = \sigma_f + \sigma_r \quad (I-5)$$

$\sigma_f$  et  $\sigma_r$  sont alors des contraintes algébriques identiques en valeurs absolues, mais de signes contraires en traction et en compression, définies par :

$$\sigma_f = \sigma_{fT} = -\sigma_{fC} = (\sigma_{mT} - \sigma_{dC})/2 = -(\sigma_{mC} - \sigma_{dT})/2 \quad (I-6)$$

$$\sigma_r = \sigma_{rT} = -\sigma_{rC} = (\sigma_{mT} + \sigma_{dC})/2 = (\sigma_{mC} + \sigma_{dT})/2 \quad (I-7)$$

Ainsi,  $\sigma_f$  et  $\sigma_r$  sont définies en fonction des contraintes pics, en traction  $\sigma_{mT}$  et en compression  $\sigma_{mC}$ , et des contraintes de décollement, en traction  $\sigma_{dT}$  et en compression  $\sigma_{dC}$ .

### I-2-1-2) Méthode de Handfield-Dickson

D'un point de vue pratique, la méthode HD est très proche de la méthode KWL, mais son principe est de tenter d'approximer la méthode des sauts de contrainte (cf. § I-2-2-2) sans effectuer de relaxation [DBH84]. Dickson et al. pensent que le point correspondant à une relaxation nulle se situe dans la partie élastique de chaque alternance de la boucle d'hystérésis, et que ce point n'est pas très éloigné du point milieu de cette partie. Ainsi, la méthode HD donnera des résultats d'autant plus fiables que la portion élastique sera relativement petite et facile à définir : dans l'hypothèse où la contrainte effective se compose elle-même d'une partie athermique et d'une partie thermique, une relativement grande composante thermique correspond à une courte portion élastique, et les résultats de la méthode HD sont alors plus fiables [DBH84].

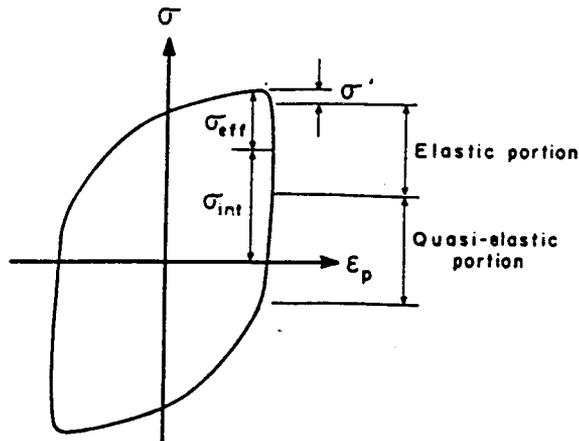


Figure I-5 : Méthode HD : détermination de  $\sigma_e$  et  $\sigma_i$  sur la boucle d'hystérésis " $\sigma - \epsilon_p$ ".

Pour appliquer la méthode HD, il faut dans un premier temps déterminer la portion élastique de chaque alternance de la boucle d'hystérésis. Cette portion linéaire étant définie, les contraintes effective et interne sont définies conformément à la Figure I-5 : la contrainte effective est définie comme la différence de contrainte entre le milieu de la portion élastique et la contrainte pic précédente.

Les contraintes interne et effective mesurées par la méthode HD sont très proches des contraintes de rappel et de frottement respectivement, mesurées par la méthode KWL ; elles ne diffèrent qu'en raison de la valeur de  $\sigma'/2$ , où  $\sigma'$  représente l'intervalle de contrainte, au-delà de la contrainte pic, durant lequel une petite quantité de déformation plastique continuera de se produire dans la même direction que lors de l'alternance précédente. Cette différence entre les deux méthodes sera d'autant plus petite que la composante thermique de la contrainte effective sera petite, ou que l'essai aura été piloté en vitesse de déformation plastique constante [DBH84].

Expérimentalement, Dickson et al. ont constaté, par comparaison avec une méthode de relaxation, qu'à très petite amplitude de déformation, leur méthode surestime la contrainte effective ; ils associent cette surestimation d'une part à la difficulté de définition de la portion élastique, et d'autre part à la faible relaxation, qui s'arrête même probablement avant le milieu de la portion élastique [DIC96].

### I-2-1-3) Résultats bibliographiques

La méthode KWL (la plus utilisée) et la méthode HD, sont les méthodes les plus simples à utiliser pour déterminer les contraintes interne et effective à partir d'une boucle d'hystérésis en fatigue plastique oligocyclique, en particulier parce qu'elles ne nécessitent pas l'interruption de l'essai.

Des résultats de mesures de contraintes interne et effective (ou contraintes de rappel et de frottement) en fatigue plastique oligocyclique, par les méthodes HD et KWL respectivement, sont rapportés dans la littérature. Nous présentons d'abord des résultats obtenus sur monocristaux, puis d'autres obtenus sur polycristaux.

Kuhlmann-Wilsdorf et Laird [KWL79] ont d'abord appliqué leur méthode à du cuivre monocristallin (structure CFC). La Figure I-6 présente ces résultats en termes de variations des contraintes de cisaillement de frottement,  $\tau_f$ , et de rappel,  $\tau_r$ , en fonction de la déformation plastique cumulée, lors d'un cyclage sous la déformation plastique imposée  $\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \pm 0,15\%$ . Leurs résultats montrent que la contrainte de frottement est plus grande que la contrainte de rappel, et que celles-ci n'augmentent pas linéairement, mais plutôt exponentiellement avec la déformation plastique cumulée, avant de se saturer toutes deux à quasiment la même déformation plastique cumulée.  $\tau_f$  est elle-même supposée par ces auteurs posséder deux composantes, l'une égale à la contrainte de rappel, et dépendante, comme elle, de la déformation plastique cumulée, l'autre constituant la "contrainte de frottement vraie", ou contrainte nécessaire au traînage des crans affectant les dislocations vis, qui "font la navette" entre les parois des canaux de la matrice (structure constituée de veines et canaux) ; cette contrainte de frottement vraie est trouvée augmenter à peu près linéairement avec la déformation plastique cumulée [KWL79].

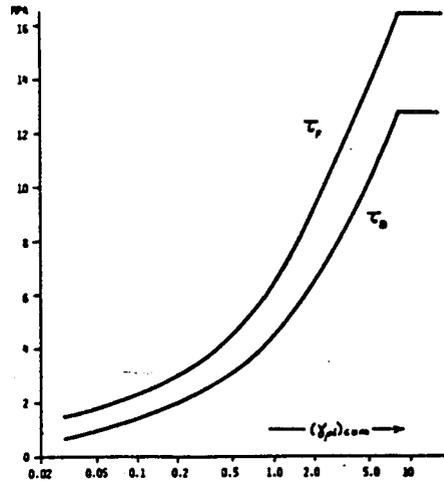


Figure I-6 : Contraintes de frottement  $\tau_f$  et de rappel  $\tau_b$  en FPO dans du cuivre monocristallin, en fonction la déformation plastique cumulée ( $\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \pm 0,15\%$ , température ambiante, méthode KWL) [KWL79].

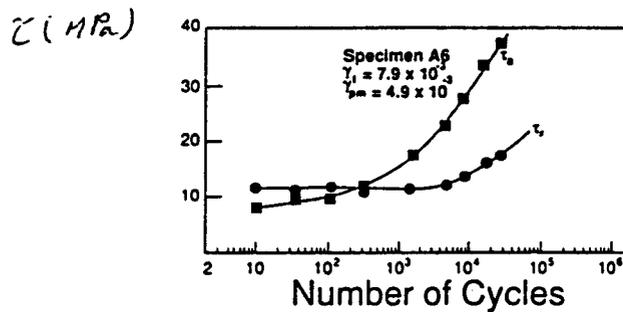


Figure I-7 : Evolution des contraintes de frottement  $\tau_f$  et de rappel  $\tau_b$  en FPO dans l'alliage Cu-16 at. % Al avec le nombre de cycles ( $\gamma_f = 7,9 \times 10^{-3}$ , température ambiante, méthode KWL) [HL90].

Yan et al. [YCBSL86] d'une part, Hong et Laird [HL90] d'autre part, ont étudié plus tard le comportement cyclique de monocristaux Cu-16 at. % Al (alliage CFC) à 77 K et 295 K. Ils ont observé qu'à ces deux températures, les contraintes interne et effective ne se stabilisent pas lors du cyclage (Figure I-7), et que le processus de déformation plastique est caractérisé par un glissement plan des dislocations. Au début de l'essai, la contrainte de frottement est la plus grande, mais très vite au cours du cyclage, la contrainte de rappel la rattrape puis la dépasse. Le durcissement cyclique observé est principalement attribué à l'augmentation de la contrainte de rappel, causée par l'accumulation des multipoles et des empilements de dislocations

fréquemment observés dans cet alliage. En revanche, la contrainte de frottement augmente beaucoup plus fortement avec la température que la contrainte de rappel  $\left(\frac{\sigma_f \text{ "295K"}}{\sigma_f \text{ "77K"}} = 0,46 \text{ et } \frac{\sigma_b \text{ "295K"}}{\sigma_b \text{ "77K"}} = 0,85\right)$ .

Pak et al. [PCKP88] pour leur part, ont étudié le comportement de l'alliage Ni<sub>3</sub>Ge monocristallin (alliage CFC) sous déformation cyclique. Leurs résultats montrent que la composante principale de la contrainte d'écoulement y est la contrainte de frottement, et que la contrainte de rappel ne représente que quelques pourcents de cette contrainte d'écoulement (Figure I-8).

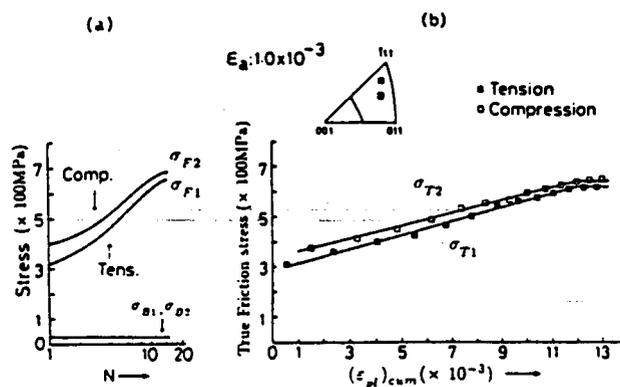


Figure I-8 : (a) Contraintes de frottement  $\sigma_F$  et de rappel  $\sigma_B$  en FPO dans l'alliage Ni<sub>3</sub>Ge monocristallin en fonction du nombre de cycles ( $\frac{\Delta \epsilon_T}{2} = 0,1\%$ ), (b) contrainte de frottement vraie ( $\sigma_T = \sigma_F - \sigma_B$ ) en fonction de la déformation plastique cumulée (température ambiante, méthode KWL) [PCKP88].

Dans cet alliage, la contrainte de frottement est due à des interactions de dislocations vis dans des plans de glissement parallèles (111), et à un effet d'ancrage des dislocations glissiles sur des barrières locales créées par glissement dévié activé thermiquement de dislocations vis, de plans (111) à des plans (010). En revanche, la faible contrainte de rappel est attribuée au faible champ de contraintes à longue distance dû à la distribution uniforme des dislocations vis produite lors de la déformation cyclique. L'asymétrie de contrainte entre la traction et la compression dans un cycle est attribuée à l'asymétrie de la contrainte de frottement.

Un beaucoup plus grand nombre de travaux de la littérature concernent les polycristaux. Dickson et al. [DBH84] ont étudié les contraintes interne et effective (Figure 1-9) dans du cuivre polycristallin (méthode HD) à température ambiante.

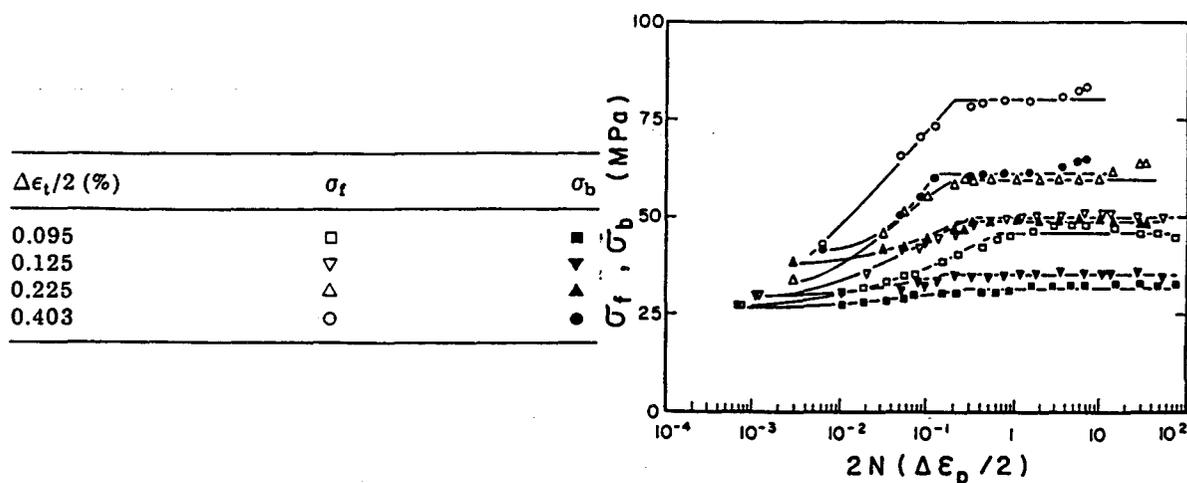


Figure I-9 : Contraintes de frottement  $\sigma_f$  et de rappel  $\sigma_b$  en FPO dans du cuivre polycristallin, en fonction de la déformation plastique cumulée, à différents niveaux de déformation (température ambiante, méthode HD) [DBH84].

Leurs résultats montrent que sur la courbe d'érouissage cyclique, la contrainte de frottement est plus grande que la contrainte de rappel, et représente une fraction constante de la contrainte totale. Se référant à Kuhlmann-Wilsdorf et Laird [KWL79], ils supposent que la contrainte effective possède elle-même deux composantes, athermique et thermique. A faible amplitude de déformation, la composante athermique de la contrainte effective est relativement grande. Par ailleurs, la contrainte interne, due en grande partie aux empilements de dislocations, se relaxe ; il en résulte un allongement de la portion élastique de l'alternance sur la boucle d'hystérésis. Il est alors difficile de définir la partie élastique réelle sur l'alternance, et donc de définir précisément la contrainte effective. De plus, ces auteurs ont comparé leurs résultats sur du cuivre polycristallin avec ceux de Kuhlmann-Wilsdorf et Laird [KWL79] sur du cuivre monocristallin, en utilisant le facteur de Taylor ( $\overline{m}_T$ ). Un meilleur accord a été trouvé pour des polycristaux à faible taille de grains ( $d \approx 60 \mu\text{m}$ ), comparés à ceux à gros grains ( $d \approx 150 \mu\text{m}$ ) ; ils suggèrent alors que le facteur à utiliser doit avoir en fait une valeur comprise entre celle de

Taylor et celle de Sachs pour la structure cristalline CFC ( $\overline{m}_T = 3,06$  ;  $\overline{m}_S = 2,238$  respectivement, cf § I-1-4-1).

Jain [JAI90] a également étudié l'évolution des contraintes interne et effective au cours de la déformation cyclique du cuivre polycristallin, mais en utilisant les modèles viscoplastiques de la mécanique des milieux continus ; la méthode employée est, en pratique, voisine de la méthode KWL. Ses résultats montrent que la contrainte effective est plus grande que la contrainte interne, qui ne représente que 25 % de la contrainte totale (Figure I-10). Il attribue l'asymétrie observée en contrainte totale sur la boucle d'hystérésis entre, traction et compression à l'asymétrie de la contrainte interne ; et la dépendance de la contrainte totale avec la vitesse de déformation est en fait celle de la contrainte interne. Ceci semble contradictoire avec d'autres résultats ; notons par ailleurs que Jain [JAI90] a utilisé le module d'élasticité initiale (correspondant au premier quart du cycle en fatigue) avec un critère de microplasticité de 0,05% (Voir Annexe I).

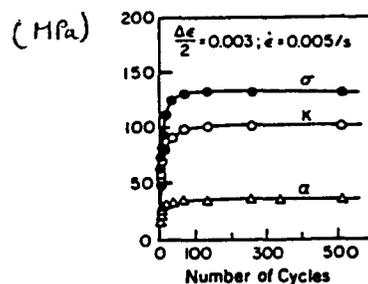


Figure I-10 : Contrainte d'écoulement ( $\sigma$ ), contrainte de rappel ( $\alpha = \sigma_r$ ) et contrainte effective ( $K = \sigma_f$ ) au pic de traction dans du cuivre polycristallin, en fonction du nombre de cycles (température ambiante, méthode KWL) [JAI90].

Morrison et Chopra [MC94] ont étudié le comportement d'écrouissage cyclique du nickel polycristallin, en employant la méthode KWL. Ils trouvent une contrainte de frottement de l'ordre de 60 MPa, indépendante de l'amplitude de déformation plastique imposée ; en revanche, la contrainte de rappel augmente fortement avec cette déformation (Figure I-11).

Plusieurs études ont porté sur les aciers inoxydables austénitiques type AISI 316L. Li et Laird [LL94a, LL94b] ont étudié le comportement cyclique et les structures de dislocations, à

amplitudes de déformation intermédiaires ( $\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0,01-0,2\%$ ), dans des aciers type AISI 316L mono- et polycristallin.

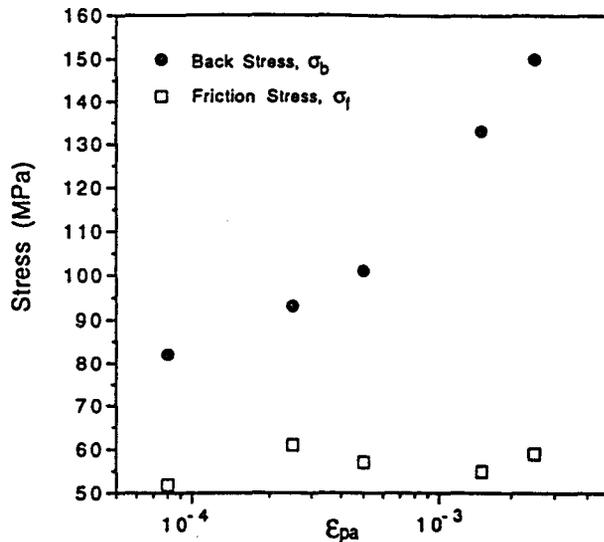


Figure I-11 : Courbe d'érouissage cyclique en termes de contraintes de frottement et de rappel, pour du nickel polycristallin (température ambiante, méthode KWL) [MC94].

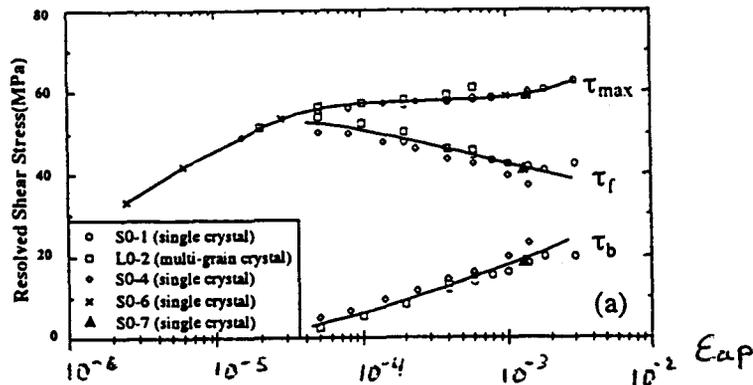


Figure I-12 : Courbe d'érouissage cyclique, et contraintes de frottement ( $\tau_f$ ) et de rappel ( $\tau_b$ ) dans un acier AISI 316L monocristallin (température ambiante, méthode KWL) [LL94a].

Dans le 316L monocristallin, ils ont trouvé que la contrainte de frottement est plus grande que la contrainte de rappel ; néanmoins cette contrainte de frottement diminue tandis que la contrainte de rappel augmente avec la déformation plastique, en particulier dans la phase de "plateau" de la courbe d'érouissage cyclique, phase correspondant à l'apparition et l'augmentation de la fraction volumique des bandes de glissement persistantes (BGP) (Figure I-12). Dans les éprouvettes favorablement orientées, un seul système de glissement a été observé ; en revanche, pour des orientations moins favorables, plusieurs systèmes de glissement sont

activés, et on observe alors l'augmentation simultanée des contraintes de frottement et de rappel [LL94a].

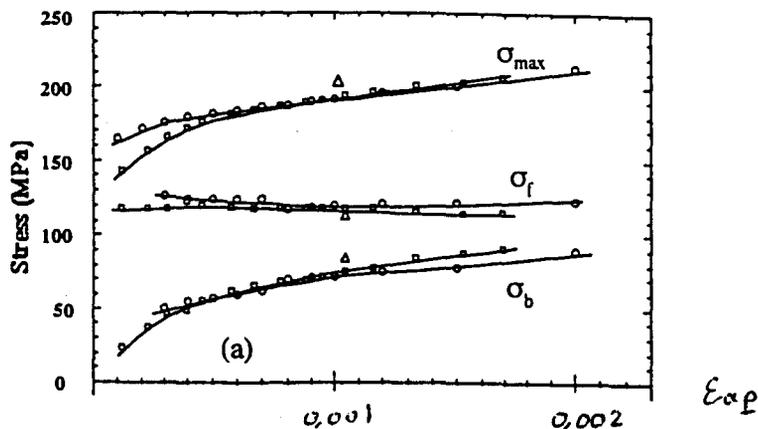


Figure I-13 : Courbe d'érouissage cyclique, et contraintes de frottement ( $\sigma_f$ ) et de rappel ( $\sigma_b$ ) dans un acier AISI 316L polycristallin (température ambiante, méthode KWL) [LL94b].

Dans l'acier 316L polycristallin, les mêmes auteurs observent que la contrainte de frottement est presque indépendante du niveau de déformation ; en revanche la contrainte de rappel augmente avec l'amplitude de la déformation plastique (Figure I-13). La présence des joints de grains dans l'acier 316L polycristallin affecte le comportement en fatigue plastique en augmentant la tendance au multi-glissement [LL94b], et en modifiant la contrainte et la déformation limites pour l'apparition de certaines structures de dislocations (Tableau I-1).

Dans les aciers AISI 316L polycristallins, Vogt et al. [VMF93] ont étudié les effets de la température (77K et 300K) et de la teneur en azote sur les contraintes effectives et sur la microstructure des dislocations sous déformation cyclique. Leurs résultats confirment que l'abaissement de la température et l'augmentation de la teneur en azote favorisent le glissement plan des dislocations, et montrent que cela conduit à une augmentation de la contrainte effective. Les deux paramètres influencent la contrainte effective de manière différente, puisqu'une basse température augmente le frottement de réseau, tandis qu'une haute teneur en azote augmente les effets d'ancrage des dislocations sur les interstitiels.

A notre connaissance il n'existe pas de résultats utilisant les méthodes KWL et HD sur les aciers ferritiques.

		Monocristaux	Polycristaux
Réponse cyclique	Courbe d'érouissage cyclique	présence d'un plateau	absence de plateau
	taux d'adoucissement	Modéré	élevé
	contrainte de rappel et contrainte de frottement	contrainte de rappel beaucoup plus petite que la contrainte de frottement	contrainte de rappel proche de contrainte de frottement
Micro-structure	glissement dévié	observé dans les essais prolongés	le deuxième plus important système de glissement
	caractère du glissement	essentiellement planaire	glissement ondulé et planaire
	structure des dislocations	réseaux plans	réseaux plans et murs
	localisation de la déformation	non observée	observée

Tableau I-1 : Différences de comportement cyclique entre un acier 316L monocristallin et un acier 316L polycristallin [LL94b].

#### 1-2-1-4) Discussion

L'utilisation des méthodes KWL et HD, méthodes simples et très voisines dans la pratique, pose néanmoins quelques problèmes.

D'un point de vue physique, les deux méthodes reposent sur des approches un peu différentes. La méthode KWL définit la contrainte de frottement (ou contrainte effective) sur une boucle d'hystérésis à partir de la partie élastique de l'alternance ; la contrainte de rappel (ou contrainte interne), elle, se mesure, sur la partie plastique de l'alternance. Ceci suppose que la contrainte de rappel, de nature élastique, ne se relaxe pas durant la phase élastique, et que la contrainte de frottement, de nature visqueuse, elle, varie au cours de cette phase élastique ; ceci n'est en fait pas tout à fait vrai, comme l'ont montré Dickson et al. [DBH84] et Polák [POL91]; en fait, la contrainte interne se relaxe partiellement durant la phase élastique. De plus, Kuhlmann-Wilsdorf et Laird [KWL79] supposent que la contrainte de frottement elle-même

consiste en une grande composante de même nature que la contrainte de rappel, et une petite composante, dite "contrainte de frottement vraie", due au traînage des crans et des défauts ponctuels dispersés. En revanche, la méthode HD a été proposée suite à des essais de relaxation, pendant lesquels la relaxation de la contrainte a été observée s'arrêter à l'intérieur de la partie élastique de l'alternance ; d'où la proposition de définir la contrainte effective comme la différence entre l'amplitude de contrainte et le milieu de la partie élastique ; mais le choix du "milieu" de la partie élastique est quelque peu arbitraire [DBH84].

Par ailleurs d'un point de vue pratique, l'application de ces méthodes pose plusieurs problèmes concernant la détermination de la partie élastique de l'alternance, et plus précisément de la limite d'élasticité ou "contrainte de décollement". Le premier problème est celui du choix du module d'élasticité à utiliser ; l'expérience montre que le module d'élasticité effectif ( $d\sigma/de$  sur la partie linéaire de l'alternance) varie d'une boucle à l'autre, et de l'alternance ascendante à l'alternance descendante. Aussi doit-on utiliser le module d'élasticité déterminé en cyclant l'éprouvette à très petite amplitude de déformation en début d'essai (considérant qu'il est le même que celui déterminé à partir du premier quart de cycle), ou celui correspondant à chaque alternance sur laquelle on détermine les contraintes effective et interne ? Le deuxième problème, le plus important, est celui du choix du critère de micro-plasticité  $\delta\epsilon_p$  à utiliser pour déterminer la limite d'élasticité sur chaque alternance (critère analogue au critère  $\delta\epsilon_p = 0,002$  adopté pour définir la limite conventionnelle d'élasticité en traction monotone,  $Re_{0,002}$ ). L'annexe I étudie plus en détail ces deux problèmes et leur incidence sur les contraintes interne et effective mesurées. Le choix de ce critère semble quelque peu arbitraire, et diffère selon les auteurs : Jain [JAI90] a appliqué un critère  $\delta\epsilon_p = 5 \times 10^{-4}$  sur du cuivre polycristallin, Vogt et al. [VMF93] un critère  $\delta\epsilon_p = 6,5 \times 10^{-5}$  sur du 316L polycristallin, Morrison et Chopra [MC94] un critère  $\delta\epsilon_p = 10^{-5}$  sur du nickel polycristallin ; dans les autres travaux étudiés, le critère utilisé n'est pas précisé. L'influence de ce critère de micro-plasticité sur les valeurs des contraintes effective et interne est évident, et explique d'une part les résultats contradictoires obtenus par les différents auteurs sur un même matériau (ex : entre les résultats de Li et Laird [LL94b] et ceux de Vogt et al. [VMF93] sur l'acier AISI 316L polycristallin, cf § I-2-1-3) et d'autre part les valeurs considérablement élevées de la contrainte effective obtenues, par exemple, dans les structures cristallines CFC. Néanmoins, bien que les niveaux de contrainte obtenus par ces méthodes

soient discutables, l'ensemble des travaux existants conduit à des observations et des interprétations microstructurales très utiles pour comprendre le comportement cyclique des matériaux.

## **I-2-2) Méthodes basées sur la relaxation des contraintes**

Au contraire des deux méthodes KWL et HD, qui permettent d'obtenir les contraintes internes et effectives par analyse ultérieure des boucles d'hystérésis enregistrées, les méthodes de relaxation des contraintes, des sauts de contrainte et des sauts de vitesse de déformation exigent l'interruption de l'essai. Néanmoins, ces méthodes sont mieux fondées physiquement, et donnent, à priori, des résultats plus fiables. Elles supposent toutes trois, à priori, que les relaxations ne modifient pas le comportement cyclique ultérieur, donc en particulier ne modifient pas la structure interne des dislocations.

### *I-2-2-1) Méthodes de relaxation de contrainte et méthode de fluage*

Lors d'un chargement, la déformation plastique se produit sous l'effet de la contrainte appliquée somme des contraintes interne et effective ; si on interrompt l'essai par maintien de la déformation à une valeur constante, la contrainte va alors se relaxer jusqu'à atteindre asymptotiquement un niveau de contrainte stabilisé, qui est précisément la contrainte interne. La quantité de contrainte relaxée est la contrainte effective [LI67]. En fatigue plastique oligocyclique, lors d'un essai à amplitude et vitesse de déformation constantes, on peut donc avoir accès aux composantes interne et effective de la contrainte en n'importe quel point de la boucle, par interruption du cyclage et maintien de la déformation à une valeur constante : la contrainte se relaxe alors d'une quantité égale à la contrainte effective ; la contrainte en fin de relaxation définit la contrainte interne (Figure I-14).

En fait, le phénomène de relaxation est lent, et la stabilisation de la contrainte est très longue à atteindre ; les contraintes interne et effective ne peuvent alors être obtenues expérimentalement que par extrapolation, ce qui conduit à des erreurs qui peuvent être

importantes [RDC84]. Néanmoins, cette méthode permet également d'accéder à la surface et au volume d'activation thermique, permettant ainsi d'estimer la nature des obstacles à courte distance au glissement des dislocations.

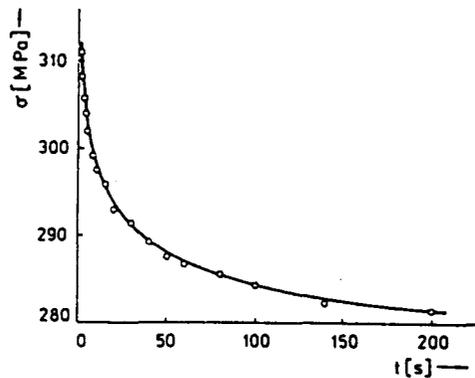


Figure I-14 : Essai de relaxation (à  $\epsilon = 0\%$  sur une boucle d'hystérésis purement alternée) ; évolution de la contrainte en fonction du temps dans un acier à bas carbone ( $T = 213K$ ) [PK76].

Une variante de cette méthode, dite "Méthode des décharges successives", a été proposée par Okazaki et al. [OAKC78] (Figure I-15). Elle consiste, en un point donné d'une courbe contrainte - déformation (en traction monotone ou en fatigue plastique oligocyclique par exemple), à effectuer des décharges successives de même amplitude  $\delta\sigma$ , suivies de maintiens de même durée  $\delta t$ , et à enregistrer la courbe de relaxation  $\sigma(t)$  au cours de chaque maintien. Au cours des décharges successives, la relaxation, caractérisée par  $d\sigma/dt$ , est d'abord négative, puis elle passe par zéro, pour devenir ensuite positive. La contrainte effective est définie par le niveau de contrainte auquel  $d\sigma/dt = 0$  (Figure I-15).

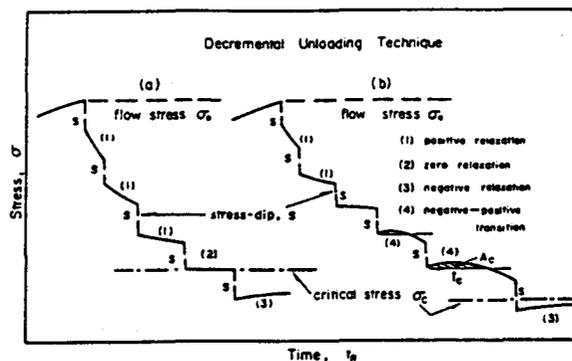


Figure I-15 : Réponses en contrainte à des essais de décharges successives: a) cuivre polycristallin (CFC); b) Fe-0,056 at.%Ti polycristallin (CC) ( $T = 77K$ ) [OAKC78].

Il est bien évident que ces méthodes de relaxation supposent que seule la contrainte effective se relaxe, ce qui n'est pas totalement juste, comme on l'a dit précédemment (cf. § I-2-1-4).

### I-2-2-2) Méthode des sauts de contrainte

La méthode des sauts de contrainte est une variante de la méthode de relaxation. Comparativement aux méthodes précédentes, elle a été proposée par Polák et al. en 1979 [PKH79], dans le but d'une part d'éviter le problème de relaxation de la contrainte interne pendant la relaxation de la contrainte totale, et d'autre part d'éviter la longue période avant stabilisation réelle de la contrainte totale, en accédant plus rapidement aux contraintes interne et effective.

En fatigue plastique à amplitude et vitesse de déformation constantes, la boucle d'hystérésis  $\sigma$ - $\varepsilon$  ne varie que très peu d'un cycle à l'autre, au moins durant la phase de stabilisation. La méthode initialement proposée consiste, durant cette phase de stabilisation, à inverser la direction de la déformation en un point prédéfini de la boucle d'hystérésis, sur un certain nombre de boucles successives, l'amplitude de décharge appliquée variant d'une boucle à l'autre. A la fin de chaque décharge, la contrainte est maintenue constante pendant un temps donné  $\delta t$  (quelques secondes), durant lequel il y a fluage du matériau. Pour des décharges effectuées en un certain point de l'alternance de traction de la boucle d'hystérésis, la déformation de fluage  $\delta\varepsilon$  est positive pour les faibles décharges, s'annule pour une certaine décharge d'amplitude  $\delta\sigma_0$ , et est négative pour une décharge plus importante. La figure I-16 schématise cette méthode. L'amplitude de décharge correspondant à une vitesse de déformation (ou vitesse de fluage) nulle définit la composante effective de la contrainte totale. Après chaque maintien  $\delta t$ , le cyclage est immédiatement repris.

En fait, pour déterminer précisément la contrainte effective, il faut calculer les vitesses de déformation moyennes de fluage  $\overline{\delta\varepsilon}$  au cours de chaque maintien en contrainte, et tracer la courbe vitesse de déformation moyenne  $\overline{\delta\varepsilon}$  - amplitude de décharge  $|\delta\sigma|$  (Figure I-17).

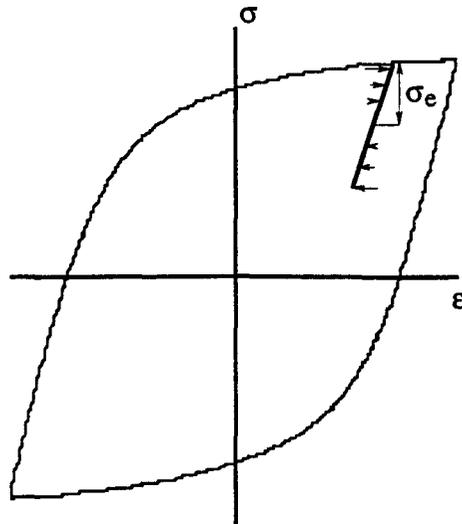


Figure I-16 : Principe de la méthode des sauts de contrainte.

Pratiquement, la vitesse moyenne de fluage est nulle dans un petit intervalle de décharge. Ceci peut s'expliquer de deux manières : d'une part les variations des  $\delta\sigma$  et  $\overline{\delta\dot{\epsilon}}$  sont relativement petites, ce qui limite la précision de la mesure ; d'autre part, pour inverser la vitesse de fluage, il est nécessaire d'exercer une contrainte effective en sens inverse, relativement difficile à générer ; cela nécessite alors une relativement grande décharge, comparée à  $\delta\sigma_0$ . Aussi la contrainte effective est définie à la valeur minimale de  $\delta\sigma$  pour laquelle il n'y a pas de déformation de fluage.

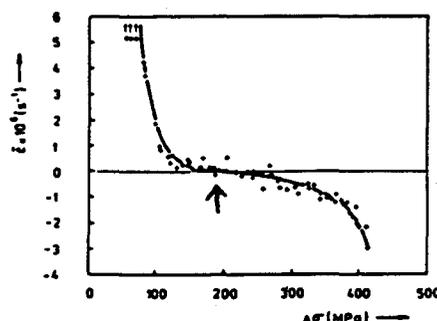


Figure I-17 : Variation de la vitesse moyenne de fluage,  $\overline{\delta\dot{\epsilon}}$ , avec l'amplitude de décharge  $|\delta\sigma|$  dans un acier à bas carbone ( $T = 213K$ , méthode sauts de contrainte) [PKH79].

Lors d'un essai de fatigue plastique oligocyclique à température ambiante, la température de l'échantillon augmente pendant l'essai, dû à la dissipation d'énergie de déformation plastique cyclique ; le fluage s'en trouve alors légèrement affecté et les courbes  $\bar{\delta\dot{\epsilon}} - |\delta\sigma|$  définies sur 2 points symétriques de la boucle d'hystérésis (l'un sur l'alternance ascendante, l'autre sur l'alternance descendante) sont alors décalées vers le haut (Figure I-18a). Polák et al. [PKH82b] proposent alors de définir la contrainte effective au point d'intersection de ces deux courbes. Cela suppose bien sûr que la contrainte effective est identique en traction et en compression. Le même auteur [POL91] a appliqué cette méthode sur l'acier 2,25Cr-1Mo, à deux températures différentes (Figure I-18) ; à 550°C, le décalage des deux courbes n'existe plus et l'amplitude de décharge où la vitesse de fluage s'annule est la même que celle correspondant à l'intersection des deux courbes (Figure I-18b), ce qui n'est pas le cas à température ambiante.

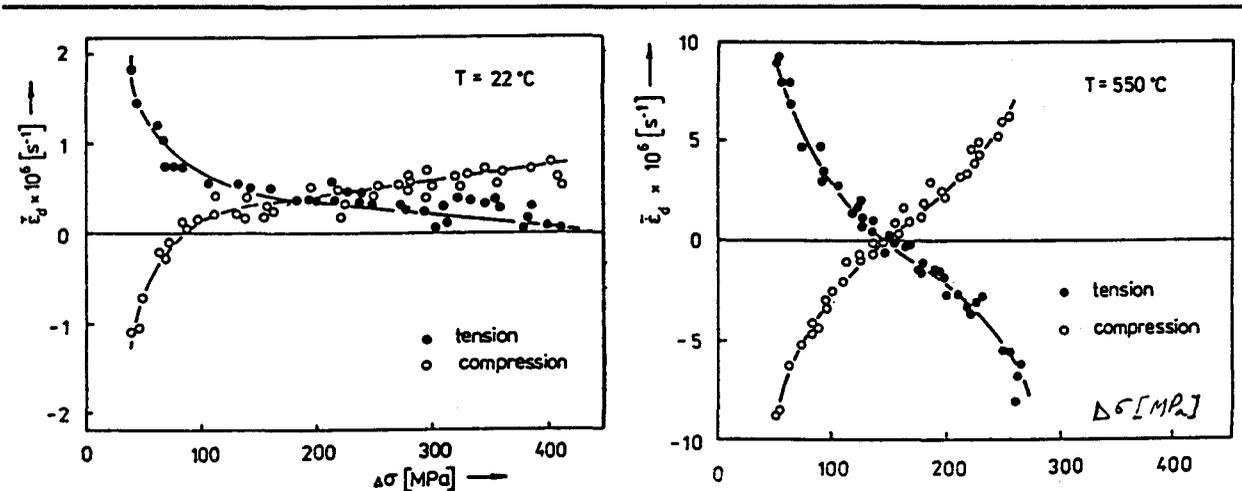


Figure I-18 : Variation de la vitesse moyenne de fluage  $\bar{\delta\dot{\epsilon}}$  avec l'amplitude de décharge  $|\delta\sigma|$  dans l'acier 2,25Cr-1Mo à deux températures ( $T = 22$  et  $550^\circ C$ ) [POL91].

### I-2-2-3) Méthode des sauts de vitesse de déformation

Rappelons qu'en raison de sa nature visqueuse, la contrainte effective dépend directement de la vitesse de déformation. En particulier, dans un matériau déformé à vitesse quasiment nulle, elle est négligeable ; l'énergie d'activation thermique seule suffit alors pour permettre aux dislocations de franchir les obstacles à courte distance (cf. § I-1-1). En revanche,

à grande vitesse de déformation (tendant vers l'infini), la contrainte effective atteint sa valeur maximale, l'énergie d'activation thermique étant alors négligeable.

La méthode des sauts de vitesse de déformation consiste à effectuer, au cours du cyclage en fatigue à amplitude et vitesse de déformation constantes, durant la phase de stabilisation, des sauts de vitesse de déformation. Au cours de plusieurs cycles successifs, dans un intervalle de déformation spécifique, en traction et en compression, on effectue un saut de vitesse de déformation soit positif, soit négatif (Figure I-19). On mesure alors la contrainte au milieu de chaque intervalle.

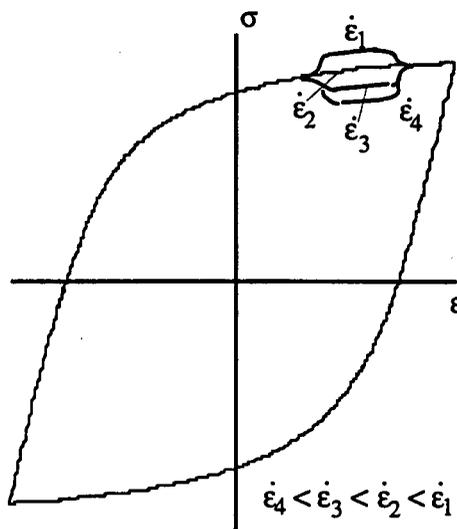


Figure I-19 : Principe de la méthode des sauts de vitesse de déformation.

Théoriquement, la différence entre la contrainte à vitesse de déformation nulle et la contrainte à une certaine vitesse non nulle définit la contrainte effective à cette vitesse. Malheureusement, d'un point de vue expérimental, il est quasiment impossible de réaliser une vitesse nulle. En revanche, le paramètre "m" de sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation, défini par :

$$m = \frac{\Delta \ln \dot{\epsilon}_p}{\Delta \ln \sigma} \quad (I-8)$$

peut être obtenu par cette méthode [LM64], de même que le paramètre "m\*" (caractéristique du matériau et dépendant de la température), qui représente la sensibilité de la contrainte effective à la vitesse de déformation :

$$m^* = \frac{\Delta \ln \dot{\epsilon}_p}{\Delta \ln \sigma_e} \quad (I-9)$$

Ceci suppose bien sûr que ni la densité de dislocations mobiles, ni la structure des dislocations ne changent pendant la variation de la vitesse de déformation [MIC65]. Michalak [MIC65] et Li [LI67] ont proposé plusieurs méthodes pour obtenir le paramètre  $m^*$ , Michalak [MIC65] a proposé une méthode graphique, tandis que Li [LI67] a proposé une méthode numérique. La méthode graphique proposée par Michalak consiste à tracer  $\frac{\Delta \sigma}{2}$  en fonction de  $\frac{\Delta \sigma}{\Delta \ln \dot{\epsilon}}$ , où  $\Delta \sigma$  est

l'augmentation de la contrainte avec la vitesse par rapport à celle correspondant à la vitesse de déformation de base. La pente de la droite obtenue est égale à  $m^*$ .

La méthode numérique proposée par Li [LI67] consiste à effectuer un double changement de vitesse de déformation ( $\dot{\epsilon}_1 \rightarrow \dot{\epsilon}_2 \rightarrow \dot{\epsilon}_3$ ), tel que :

$$\frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1} = \frac{\dot{\epsilon}_3}{\dot{\epsilon}_2} \quad (I-10)$$

On a alors :

$$m^* = \frac{\frac{\text{Ln } \dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1}}{\frac{\text{Ln } \frac{\sigma_2 - \sigma_0}{\sigma_1 - \sigma_0}}} = \frac{\frac{\text{Ln } \dot{\epsilon}_3}{\dot{\epsilon}_2}}{\frac{\text{Ln } \frac{\sigma_3 - \sigma_0}{\sigma_2 - \sigma_0}} \quad (I-11)$$

où  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$ , et  $\sigma_3$  correspondent respectivement à  $\dot{\epsilon}_1$ ,  $\dot{\epsilon}_2$  et  $\dot{\epsilon}_3$  et

$$\sigma_0 = \frac{\sigma_1 \cdot \sigma_3 - \sigma_2^2}{\sigma_1 + \sigma_3 - 2\sigma_2} \quad (I-12)$$

$\sigma_0$  représente la contrainte interne, supposée constante quelle que soit la vitesse de déformation, la variation de contrainte d'une vitesse de déformation à l'autre étant attribuée exclusivement à la variation de contrainte effective.

Une troisième méthode peut également être appliquée, basée sur la relation exponentielle [POL91] qui existe entre la vitesse de déformation et la contrainte effective :

$$\dot{\epsilon} = k \exp\left(\frac{\sigma_e}{\alpha}\right) \quad (\text{I-13})$$

où  $k$  et  $\alpha$  sont des constantes caractéristiques du matériau fonctions de la température, qu'il convient de déterminer pour accéder à la contrainte effective à chaque vitesse de déformation. Là encore, on suppose que la variation de la contrainte d'une vitesse de déformation à l'autre est due exclusivement à la variation de la contrainte effective.  $\alpha$  est alors défini par :

$$\alpha = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\ln\dot{\epsilon}} \quad (\text{I-14})$$

Le paramètre  $k$  est calculé à partir de la relation (I-13), la contrainte effective ayant été évaluée par une autre méthode (méthode de relaxation ou méthode des sauts de contrainte...) à une certaine vitesse de déformation. Remarquons que cette méthode est un peu lourde puisqu'elle exige l'utilisation d'au moins deux méthodes différentes.

#### I-2-2-4) Méthode basée sur les modèles viscoplastiques

Une méthode basée sur les modèles de viscoplasticité a été proposée par Krempl [KRE82] pour déterminer les contraintes interne et effective, qu'il appelle "contrainte d'équilibre" et "sur-contrainte" (overstress) respectivement.

Dans cette méthode, la boucle d'hystérésis est exprimée en termes de contrainte-déformation plastique ( $\sigma$ - $\epsilon_p$ ). Au début de chaque alternance, après changement de direction de la déformation totale imposée, l'écoulement plastique se poursuit dans le même sens qu'avant inversion du sens de déformation, jusqu'à ce que la vitesse de déformation plastique s'annule pour changer ensuite de direction et retrouver celle de la déformation totale imposée. Le point où la vitesse de déformation plastique s'annule correspond au point où la contrainte effective est égale à zéro ; en ce point de l'alternance, la contrainte totale coïncide avec la contrainte interne. La contrainte effective peut alors être obtenue par différence entre l'amplitude de contrainte totale et cette contrainte interne (Figure I-20).

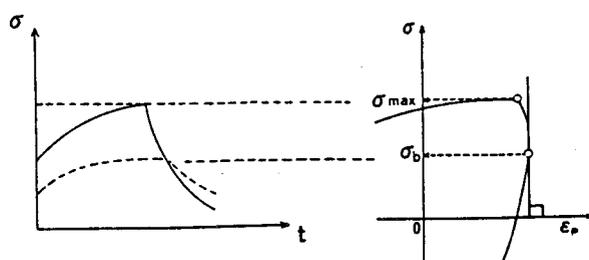


Figure I-20 : Définition des amplitudes des contraintes interne (ou contrainte de rappel  $\sigma_b$ ) et effective ( $\sigma_e = \sigma_{max} - \sigma_b$ ) sur une alternance d'une boucle d'hystérésis contrainte-déformation plastique [MA84].

#### I-2-2-5) Résultats bibliographiques

Ces méthodes nécessitent l'interruption de l'essai de fatigue et sont plus difficiles à mettre en oeuvre que les méthodes KWL et HD. Mais elles sont beaucoup plus puissantes, puisqu'elles permettent d'accéder aux contraintes effective et interne en tout point d'une boucle d'hystérésis. Quelques résultats de la bibliographie sur des monocristaux métalliques seront présentés d'abord, puis d'autres sur des métaux polycristallins.

Mughrabi et al. [MHS76] ont étudié l'effet de la vitesse de déformation sur le durcissement cyclique du fer- $\alpha$  monocristallin. Ils ont déterminé les courbes de consolidation cyclique et les courbes d'écrouissage cyclique à différentes vitesses de déformation ( $2,5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon}_p \leq 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) dans l'intervalle  $2 \cdot 10^{-4} \leq \Delta \epsilon_p \leq 10^{-2}$ . Le tableau I-2 présente les résultats auxquels ils ont abouti d'un point de vue comportement microstructural, à savoir l'influence de la vitesse de déformation sur la mobilité des dislocations vis par rapport à celle des dislocations coin, l'arrangement des dislocations, et le rapport entre la contrainte interne (athermique) et la contrainte effective (thermique). Ils ont montré que la contrainte effective, dans les métaux CC, est due au glissement activé thermiquement des dislocations vis. A faible vitesse de déformation (régime "haute température", cf. § I-1-1), la différence entre la mobilité des dislocations coin et celle des dislocations vis est réduite par l'activation thermique ; il en

résulte une faible contrainte effective. En revanche, à vitesse de déformation élevée (régime "basse température", cf. § I-1-1), la mobilité des dislocations vis est très faible par rapport à celle des dislocations coin, et la contrainte effective est alors relativement grande. De plus, la contrainte interne augmente avec la racine carrée de la densité de dislocations.

T	$\dot{\epsilon}_{pl}$	mécanisme de déformation	arrangements des dislocations	$\sigma_i/\sigma_e$
Température ambiante	$\leq 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	$v_1 \approx v$	multipoles coins	$\geq 1$
	$\geq 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	$v_1 \gg v$	vis longues	$\leq 1$

*Tableau I-2 : Influence de la vitesse de déformation plastique sur différentes propriétés de la déformation plastique du fer- $\alpha$  monocristallin ( $v_1$  et  $v$  sont les mobilités des dislocations coin et vis,  $\sigma_i$  et  $\sigma_e$  les contraintes interne et effective, respectivement) [MHS76].*

La Figure I-21 définit la courbe d'écrouissage cyclique, dans l'intervalle  $2 \times 10^{-4} \leq \Delta \epsilon_{pl} \leq 10^{-2}$  ( $\dot{\epsilon}_{pl} = 4,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), et les contraintes internes et effectives mesurées ; la contrainte interne est quasiment parallèle à la contrainte totale et augmente, comme elle, avec l'amplitude de déformation plastique. En revanche, la contrainte effective augmente dans un premier stade, puis reste quasiment constante. A faible amplitude de déformation plastique, le durcissement cyclique est inexistant (Figure I-21) ; ceci permet aux auteurs de suggérer que la multiplication des dislocations est très limitée, et que l'accommodation de la déformation est possible via le mouvement quasi- réversible des dislocations coin mobiles, et d'une petite quantité seulement de dislocations vis mobiles. A forte amplitude de déformation, en revanche, la multiplication des dislocations sera nécessaire pour accommoder la déformation plastique ; elle sera accompagnée d'un durcissement. Ainsi, la contrainte totale augmente avec la déformation plastique : d'une part, une plus grande participation des dislocations vis entraîne une augmentation de la contrainte effective jusqu'à une certaine valeur au-delà de laquelle elle devient constante, et d'autre part, la densité de dislocations augmente avec le niveau de déformation, rendant la contrainte interne plus importante.

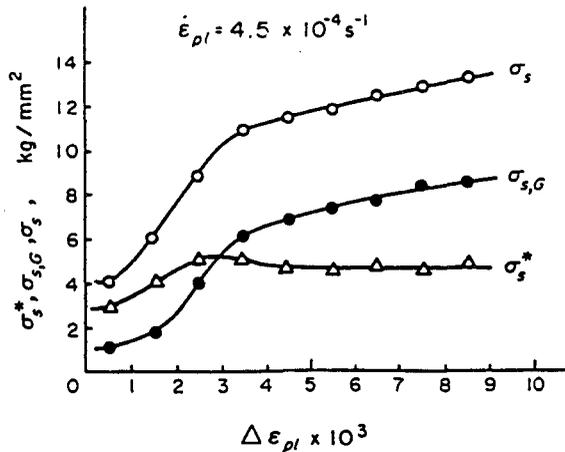


Figure I-21 : Courbe d'écrouissage cyclique du fer- $\alpha$  monocristallin, et contraintes internes ( $\sigma_{s,G}$ ) et effectives ( $\sigma_s^*$ ) (température ambiante, méthode des sauts de vitesse) [MHS76].

Magnin et al. [MFD81] ont étudié le comportement en fatigue plastique oligocyclique à température ambiante de monocristaux d'un acier inoxydable ferritique Fe-26Cr-1Mo à température ambiante dans l'intervalle  $2 \times 10^{-3} \leq \Delta \epsilon_t / 2 \leq 10^{-2}$ . Ils ont observé que le comportement cyclique des contraintes interne et effective est très similaire pour toutes les orientations du monocristal. Le durcissement cyclique y est dû essentiellement à l'augmentation de la contrainte interne  $\sigma_i$ , tandis que la contrainte effective  $\sigma_e$  reste quasiment constante (Figure I-22).

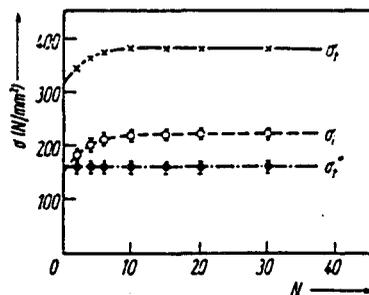


Figure I-22 : Courbe de consolidation cyclique de l'acier inoxydable ferritique Fe-26Cr-1Mo monocristallin, contraintes internes ( $\sigma_i$ ) et effectives ( $\sigma_i^*$ ) (température ambiante, méthode des sauts de vitesse) [MFD81].

La figure I-23 montre l'influence de la vitesse de déformation, dans le même acier, sur les contraintes interne et effective : à grande vitesse de déformation ( $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ) la contrainte effective est la composante prédominante de la contrainte d'écoulement (à  $\Delta \epsilon_t / 2 =$

$6 \times 10^{-3}$ ,  $\sigma_e/\sigma_i = 1,4$ ), en revanche à faible vitesse de déformation ( $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ) c'est la contrainte interne qui prédomine ( $\Delta \epsilon_f/2 = 6 \times 10^{-3}$ ,  $\sigma_e/\sigma_i = 0,3$ ) (Figure I-23), tandis que le niveau de contrainte est à peu près le même aux deux vitesses de déformation.

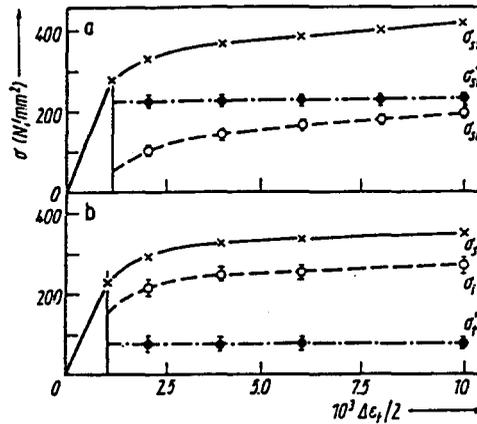


Figure I-23 : Courbes d'écrouissage cyclique de l'acier inoxydable ferritique Fe-26Cr-1Mo monocristallin, contraintes internes ( $\sigma_i$ ) et effectives ( $\sigma_e^*$ ) à deux vitesses de déformation : a)  $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  ; b)  $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  (température ambiante, méthode des sauts de vitesse) [MFD81].

Helesic et Polák [HP92] ont étudié la dynamique de la plasticité cyclique du cuivre monocristallin en employant les méthodes de relaxation de contrainte, des sauts de contrainte et des sauts de vitesse de déformation. Eux aussi ont montré que la contrainte interne est indépendante de la vitesse de déformation et donc que la dépendance de la contrainte totale avec la vitesse de déformation est due à la contrainte effective. Leurs résultats montrent que la contrainte effective augmente avec la diminution de la surface d'activation thermique. Enfin, leur analyse des boucles d'hystérésis révèle une grande similitude entre le comportement cyclique des cuivres mono- et polycristallin.

Pour leur part, Klesnil et Polák [KP83, PK83] ont étudié la plasticité cyclique du cuivre polycristallin, dans les domaines des "fortes" et "faibles" amplitudes de déformation respectivement. Ils y ont déterminé les contraintes internes et effectives en utilisant la méthode des sauts de contrainte. Dans le domaine des fortes amplitudes de déformation, la microstructure observée consiste principalement en cellules de dislocations, où la distance entre parois diminue lorsque l'amplitude de déformation augmente, diminuant ainsi la taille des

cellules et augmentant la contrainte interne. En revanche, dans le domaine des faibles amplitudes de déformation, la microstructure est caractérisée principalement par des bandes de glissement persistantes (BGP) appartenant à plusieurs systèmes de glissement à l'intérieur des grains et pouvant éventuellement s'étendre vers les grains voisins favorablement orientés. Dans les deux domaines de déformation, la contrainte effective représente environ 45% de la contrainte totale.

Récemment, Rie et Wittke [RW96] ont étudié l'évolution de la contrainte interne en fatigue plastique dans du cuivre polycristallin (structure CFC). Ils ont montré que cette contrainte interne est proportionnelle à la contrainte totale et, comme les auteurs précédents, qu'elle est indépendante de la vitesse de déformation (Figure I-24).

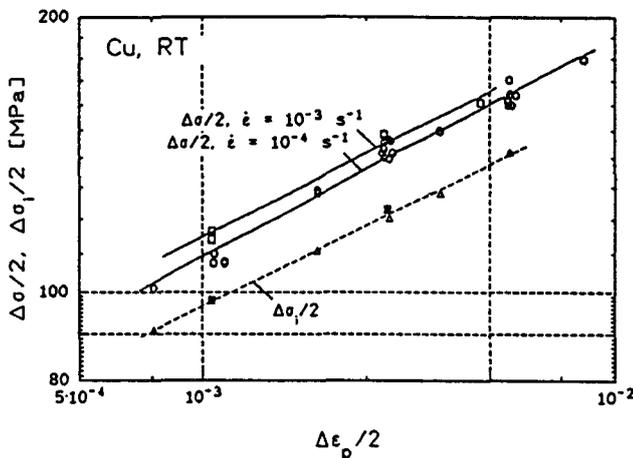


Figure I-24 : Courbe d'érouissage cyclique du cuivre polycristallin et contraintes internes à deux vitesses de déformation (température ambiante, méthode de relaxation) [RW96].

Ces résultats sont similaires à ceux obtenus par Tsou et Quesnel [TQ82] sur de l'aluminium polycristallin. Ceux-ci ont en effet, dans un important travail, déterminé les contraintes interne et effective en fatigue plastique oligocyclique par la méthode de relaxation, en plusieurs points d'une boucle d'hystérésis saturée (Figure I-25). La Figure I-26 présente la courbe d'érouissage cyclique qu'ils ont obtenue, ainsi que les contraintes interne et effective, à trois vitesses de déformation totale. On peut voir que la contrainte interne n'est pas influencée par la vitesse de déformation, ce qui suggère qu'il n'y a que de faibles modifications de la structure des dislocations, lorsque la vitesse de déformation varie [TQ82]. La contrainte interne représente une fraction constante (environ 80%) de la contrainte totale. En ce qui concerne la contrainte effective, représentant la force qui s'oppose au glissement des dislocations, elle

augmente avec la vitesse de déformation et avec l'amplitude de la déformation, et représente dans tous les cas environ 20% de la contrainte totale.

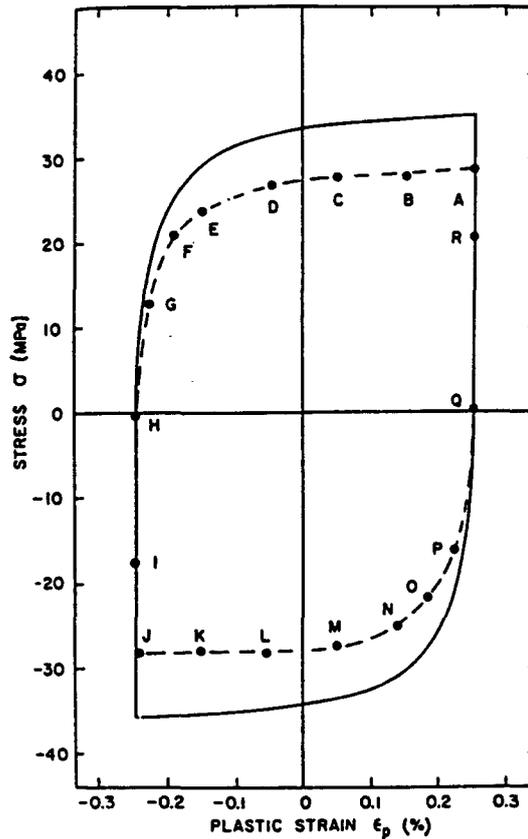


Figure I-25: Boucles d'hystérésis de l'aluminium polycristallin, — contrainte totale, --- contrainte interne ( $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) (température ambiante, méthode de relaxation) [TQ82].

Hamel et al. [HVF90] ont également analysé la relaxation de l'aluminium pur polycristallin le long d'une boucle d'hystérésis stabilisée. La figure I-27 présente les différentes positions des sauts de relaxation effectués sur l'alternance de décharge, et les courbes de relaxation correspondantes. Au début de l'alternance de décharge (point A), la relaxation est très importante ; en revanche plus loin (point C), la relaxation est faible et au point D elle est même nulle (on considère alors qu'en ce point, la contrainte effective est nulle) ; au delà du point D, la relaxation se produit en sens inverse (point E). La figure I-28 définit la contrainte effective (ou contrainte relaxée) en chaque point de l'alternance de décharge.

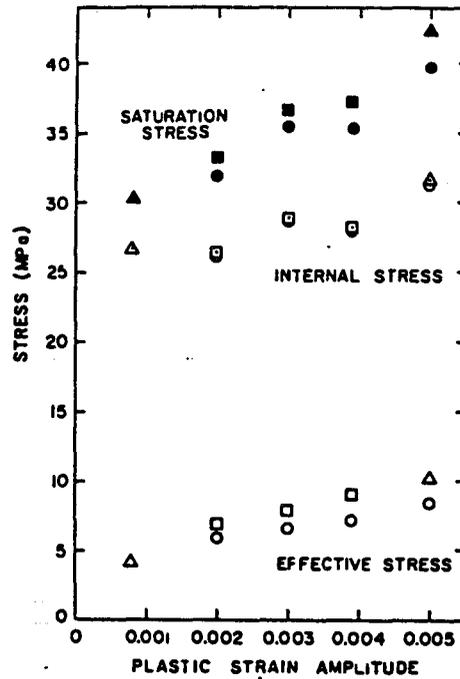


Figure I-26 : Courbe d'écroutissage cyclique d'un aluminium polycristallin, contraintes interne et effective ( $\circ$  :  $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ,  $\square$  :  $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ,  $\triangle$  :  $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) (température ambiante, méthode relaxation) [TQ82].

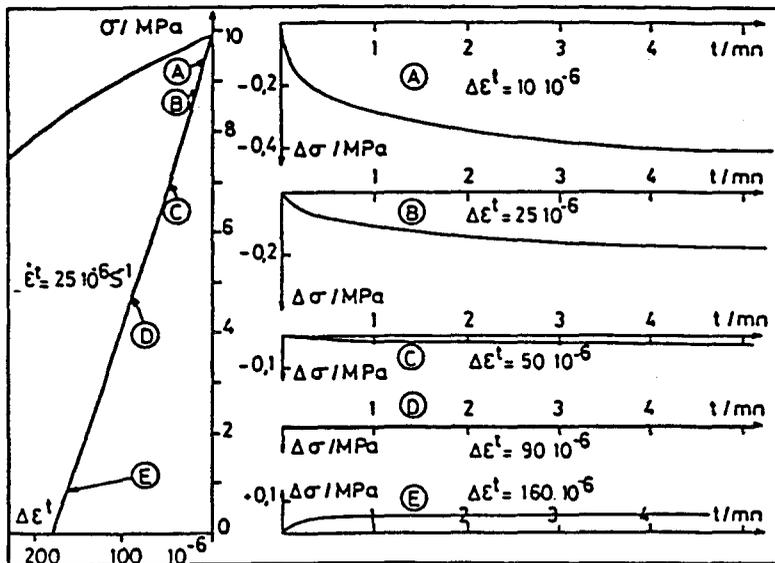


Figure I-27 : Essais de relaxation effectués en différents points sur l'alternance de décharge de l'aluminium pur polycristallin (température ambiante) [HVF90].

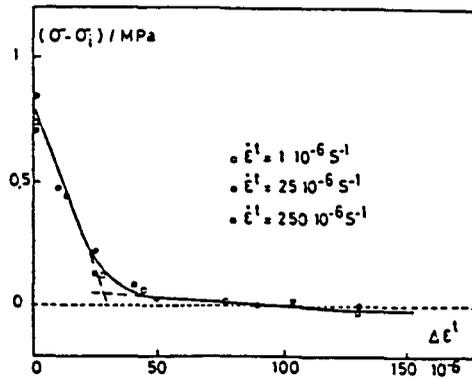


Figure I-28 : Variation de la contrainte effective le long de l'alternance de décharge dans de l'aluminium pur polycristallin (température ambiante, méthode de relaxation) [HVF90].

En ce qui concerne les métaux de structure CC, Polák et Klesnil [PK76] ont étudié le comportement d'un acier à bas carbone, en plasticité cyclique à basse température ( $113\text{K} < T < 295\text{K}$ ), à  $\dot{\epsilon}_t = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Ils ont utilisé la méthode de relaxation pour déterminer les contraintes interne et effective. Leurs résultats montrent que la contrainte interne reste pratiquement constante quelle que soit la température, et que l'augmentation de la contrainte d'écoulement est due à l'augmentation de la contrainte effective. La figure I-29 présente l'évolution de la contrainte effective en fonction de la température. Polák et al. [PKH82b] ont ensuite employé la méthode des sauts de contrainte pour déterminer la contrainte effective (cf. § I-2-2-2), sur le même matériau, sous les mêmes conditions expérimentales ( $133\text{K} \leq T \leq 295\text{K}$ ,  $\Delta\epsilon_p/2 = 5 \times 10^{-3}$  et  $\dot{\epsilon}_t = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ). La Figure I-30 montre les amplitudes de contrainte effective, en traction et en compression, et l'amplitude de la contrainte interne (l'asymétrie de la contrainte interne ne dépasse pas 1 MPa) en fonction de la température. Il y a un bon accord, dans la détermination des contraintes interne et effective, entre la méthode des sauts de contrainte et celle de relaxation (Figures I-29 et I-30). La contrainte effective en compression est légèrement plus grande que celle en traction, la différence étant plus importante à basse température ; cette asymétrie de contrainte effective est probablement due à l'asymétrie du glissement observée dans les cristaux CC, due aux propriétés des dislocations vis mobiles dans le réseau CC.

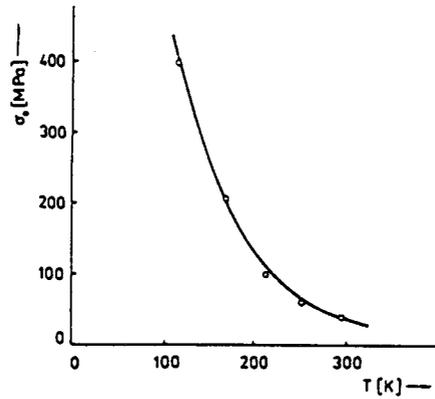


Figure I-29 : Dépendance de la contrainte effective avec la température (régime "basse température") dans un acier à bas carbone, obtenue par la méthode de relaxation [PK76].

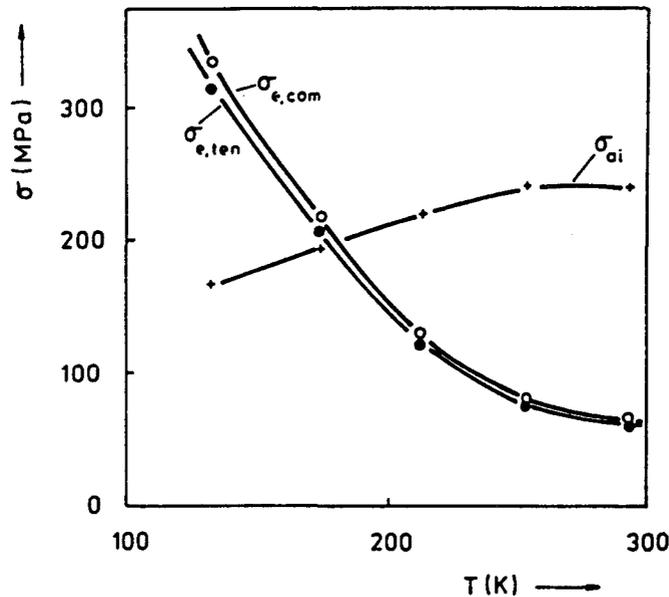


Figure I-30 : Amplitudes des contraintes effectives, en traction et en compression, et amplitude de la contrainte interne obtenues par la méthode de sauts de contrainte, en fonction de la température, dans un acier à bas carbone [PKH82b].

### I-2-2-6) Discussion

Quelques résultats de mesures des contraintes interne et effective obtenues par différents auteurs et par différentes méthodes, sur des monocristaux CC (Fer- $\alpha$  et Fer-26Cr-1%Mo) ou CFC (cuivre), et sur des polycristaux CC (acier à bas carbone) et CFC (cuivre et aluminium) ont été présentés. Ils montrent que les contraintes internes et effectives déterminées à partir des méthodes de relaxation, des sauts de contrainte et des sauts de vitesse de déformation sont de manière générale en bon accord. En dépit de la complexité de ces méthodes, les résultats

obtenus sont cohérents et fiables. Les méthodes de relaxation et de sauts de vitesses de déformation permettent non seulement d'obtenir les contraintes internes et effectives en tout point d'une boucle d'hystérésis, mais elles permettent également d'obtenir les paramètres "m" et "m\*" (paramètres de sensibilité des contraintes totale et effective à la vitesse de déformation) et l'énergie d'activation thermique. L'utilisation de ces méthodes ne pose pas le problème du choix du module d'élasticité, ni celui de la définition d'un critère de microplasticité. Elles supposent en revanche que ni la densité des dislocations mobiles, ni la structure des dislocations, ne changent avec la vitesse de déformation (méthode des sauts de vitesse de déformation) et que la contrainte interne ne se relaxe pas (méthodes de relaxation et des sauts de contrainte). Enfin, les incertitudes dans la mesure des contraintes interne et effective à l'aide de ces méthodes sont faibles, en comparaison avec celles induites par les méthodes KWL et HD.

### **I-2-3) Approche Statistique de la déformation plastique (méthode ASP)**

Cette approche est basée sur l'hypothèse de Masing [MAS23], qui considère qu'un matériau déformé plastiquement et non chargé est constitué de volumes élémentaires disposés en parallèle, possédant des limites d'élasticité différentes (Figure I-31), et caractérisés par une fonction de distribution de ces limites d'élasticité (ou contraintes internes critiques). La théorie quantitative de l'approche statistique a été proposée initialement par Holste et Burmeister [HB80] et par Polák et Klesnil [PK80], puis sous une forme plus générale tenant compte de la contrainte effective, par ces mêmes auteurs [BH81, PK82]. Cette théorie quantitative est bien développée dans l'ouvrage de Polák [POL91].

D'un point physique, l'étude des microstructures de déformation dans les matériaux déformés cycliquement a montré l'existence d'une résistance inhomogène du réseau cristallin au glissement des dislocations, résistance qui varie considérablement avec la nature des obstacles locaux présents dans le cristal. En effet, dans les matériaux déformés, on observe des hétérogénéités à deux échelles : les unes à l'échelle de la sous-structure des dislocations (veines, parois, cellules de dislocations), les autres à l'échelle du grain. La sous-structure des dislocations peut être représentée par une distribution inhomogène de microvolumes de limites

d'élasticité différentes, à l'intérieur d'un grain ; ce type d'hétérogénéités se rencontre à la fois dans les monocristaux et dans les polycristaux. Le deuxième type d'hétérogénéités s'observe à l'échelle de la taille de grain ; les orientations différentes des grains dans un polycristal contribuent à la distribution des limites d'élasticité locales dans les volumes élémentaires eux-mêmes. Cette description est en particulier bien expliquée dans les travaux de Mughrabi sur du cuivre monocristallin [MUG83, MUG87, MUG88].

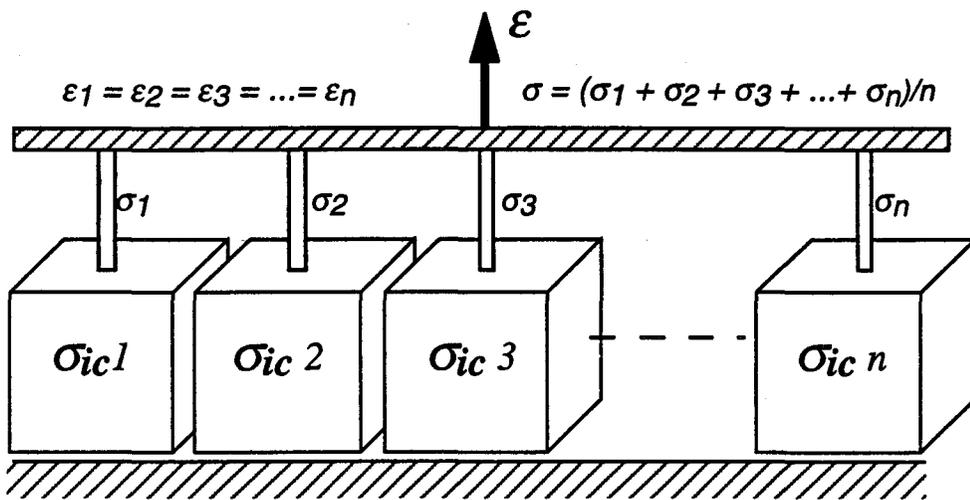


Figure I-31 : Représentation schématique du modèle de Masing.

L'approche statistique donne une image simplifiée du matériau : elle suppose que le matériau se compose d'un grand nombre de microvolumes ayant des limites d'élasticité différentes, sommes d'une contrainte interne et d'une contrainte effective.

Avant d'aborder le problème du matériau constitué d'un ensemble de microvolumes élémentaires, le cas d'un seul microvolume sera étudié.

### I-2-3-1) Contraintes interne et effective dans un microvolume élémentaire

#### a) Contrainte interne

Une dislocation dans un monocristal peut glisser dans son plan de glissement sous l'action d'une contrainte de cisaillement [HB84, LC85]. Les influences des autres dislocations

et celles des défauts du réseau cristallin résultent en une contrainte interne agissant sur la dislocation [DEF80].

L'approche statistique suppose que la contrainte interne est proportionnelle à la déformation, jusqu'à ce que la contrainte interne critique  $\tau_{ic}$ , caractéristique du microvolume, soit atteinte ; ensuite, elle reste constante ; le microvolume est donc supposé élastique (jusqu'à  $\tau_i = \tau_{ic}$ ), puis parfaitement plastique ; de plus, la courbe contrainte-déformation est supposée symétrique en traction et en compression (Figure I-32).

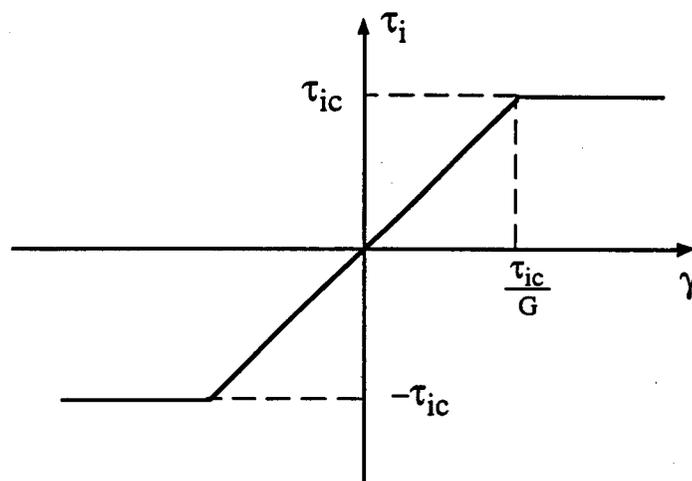


Figure I-32 : Courbe contrainte-déformation d'un microvolume élémentaire.

### b) Contrainte effective

Quand la contrainte de cisaillement  $\tau$  appliquée à un microvolume dépasse la contrainte interne critique  $\tau_{ic}$ , la dislocation est alors soumise à la contrainte  $\tau$  somme de la composante interne  $\tau_{ic}$  et d'une composante effective  $\tau_e$ , telles que :  $\tau_e = \tau - \tau_{ic}$ . La dislocation est alors mobile et accélérée sous l'action de cette contrainte effective ; dans son mouvement, elle doit surmonter les obstacles à courte distance qu'elle rencontre. Sa vitesse dépend alors de la résistance et de la densité de ces obstacles, de la contrainte effective de cisaillement  $\tau_e$ , et de l'énergie d'activation thermique susceptible de l'aider à surmonter ces obstacles.

La vitesse macroscopique de déformation plastique en cisaillement,  $\dot{\gamma}_p$ , est classiquement définie par la relation de Orowan :

$$\dot{\gamma}_p = b \rho_m \bar{v} \quad (\text{I-9})$$

où  $b$  est le module du vecteur de Burgers des dislocations,  $\rho_m$  la densité des dislocations mobiles, et  $\bar{v}$  la vitesse moyenne de ces dislocations.

Dans l'approche statistique on suppose, pour simplifier, que dans le cristal :

- 1) tous les obstacles au mouvement d'une dislocation mobile ont les mêmes caractéristiques (résistance, densité...) ; en conséquence, toutes les dislocations mobiles atteindront la même vitesse ;
- 2) la densité de dislocations mobiles est constante.

Compte tenu de ces deux hypothèses et de la relation d'Orowan, l'approche statistique suppose que tous les microvolumes sont caractérisés, en cours de déformation plastique, par la même contrainte effective saturée,  $\tau_{es}$ , qui ne dépend que de la vitesse de déformation et de la température.

### I-2-3-2) Contraintes interne et effective dans un ensemble de microvolumes

Le paramètre le plus important, dans l'approche statistique de la boucle d'hystérésis  $\sigma$ - $\epsilon$  en fatigue plastique, est la "fonction densité de probabilité",  $f(\sigma_{ic})$ , qui définit la distribution des volumes élémentaires ayant différentes limites d'élasticité, ou plutôt ayant différentes contraintes internes critiques, puisque la contrainte effective saturée est supposée la même dans tous les microvolumes. Cette "fonction densité de probabilité" est caractéristique de la structure interne du matériau, donc elle ne change pas durant la période de stabilisation de la contrainte en fatigue plastique oligocyclique.

Pour une meilleure compréhension, la contrainte macroscopique d'écoulement, ou contrainte totale le long de la boucle d'hystérésis, sera définie d'abord en négligeant la composante effective de la contrainte, puis de manière plus réaliste, en prenant en compte cette contrainte effective.

### a) Contrainte critique d'écoulement athermique

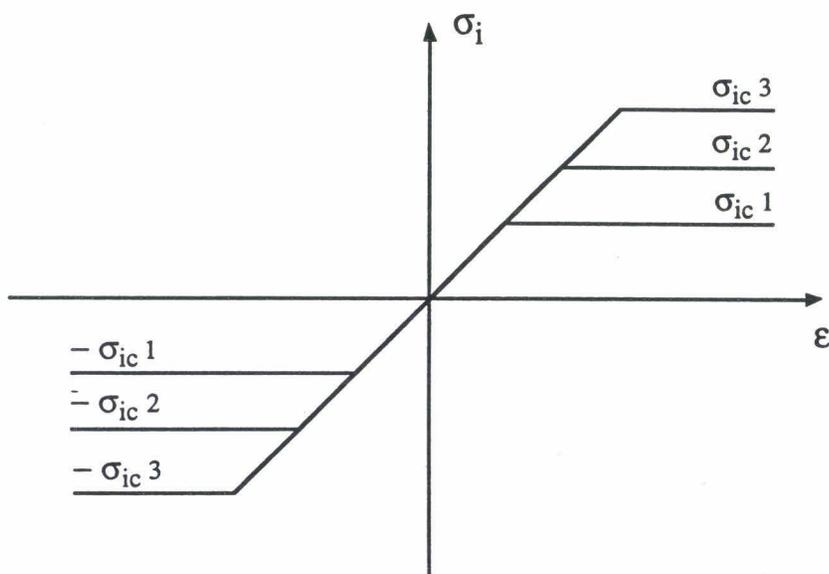
Dans le cas simplifié où la contrainte effective est négligée, en plus des hypothèses citées précédemment, la théorie statistique suppose que :

1) le matériau est composé de volumes élémentaires élastiques- parfaitement plastiques ayant le même module d'Young  $E$ , et dont les contraintes internes critiques sont identiques en traction et en compression, mais différentes d'un microvolume à l'autre (Figure I-33) ; on définit alors, pour chaque microvolume :

$$\sigma = E \varepsilon \quad \text{pour } \varepsilon \leq \left| \frac{\sigma_{ic}}{E} \right|$$

$$\sigma = \sigma_{ic} \quad \text{pour } \varepsilon \geq \frac{\sigma_{ic}}{E}$$

$$\sigma = -\sigma_{ic} \quad \text{pour } \varepsilon \leq \frac{-\sigma_{ic}}{E}$$



*Figure I-33 : Variation de la contrainte interne avec la déformation, en traction et en compression, pour trois microvolumes de contraintes internes critiques différentes.*

2) la distribution des volumes élémentaires vis-à-vis des  $\sigma_{ic}$  est décrite par la "fonction densité de probabilité",  $f(\sigma_{ic})$ , telle que :

$$\int_0^{\infty} f(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} = 1 \quad (I-15)$$

3) la "fonction densité de probabilité" n'évolue pas au cours de la déformation.

4) lorsque le matériau se déforme, tous les microvolumes subissent la même déformation macroscopique  $\epsilon$ , mais supportent des contraintes différentes.

Autrement dit, quand le matériau est déformé jusqu'à une déformation macroscopique  $\epsilon_a$ , tous les microvolumes qui ont une contrainte interne critique plus petite que  $E\epsilon_a$  sont déformés plastiquement, et ceux qui ont une contrainte interne critique plus grande que  $E\epsilon_a$  ne sont déformés qu'élastiquement (Figure I-34).

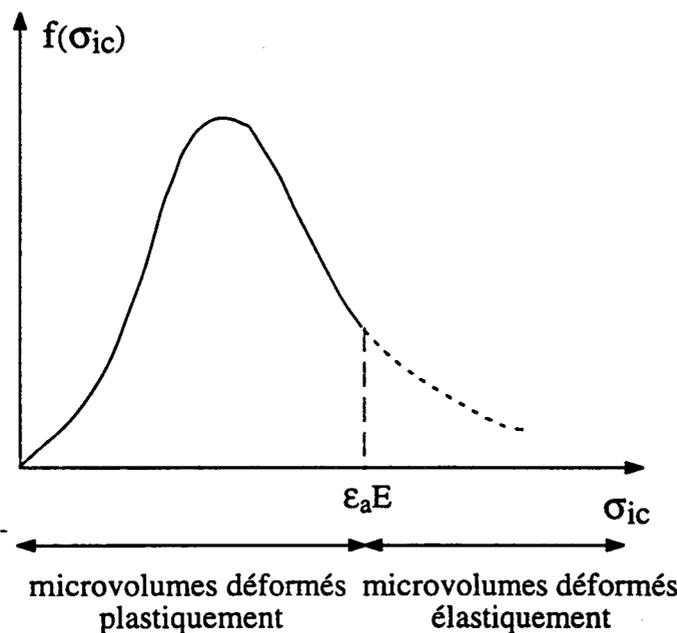


Figure I-34 : Evolution de  $f(\sigma_{ic})$  avec la contrainte interne critique dans un matériau déformé jusqu'à  $\epsilon_a$ .

La Figure I-35 représente alors la contrainte supportée par un microvolume, en fonction de sa contrainte interne critique.

La contrainte moyenne alors supportée par l'ensemble des microvolumes peut être obtenue par intégration sur tous les microvolumes :

$$\sigma = \int_0^{\varepsilon_a E} \sigma_{ic} f(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} + \varepsilon_a E \int_{\varepsilon_a E}^{\infty} f(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} \quad (I-16)$$

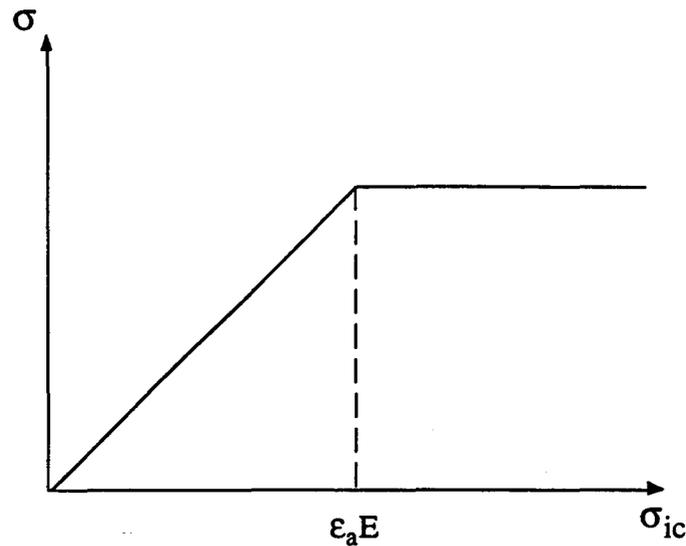


Figure I-35 : Contrainte supportée par chaque microvolume en fonction de sa contrainte interne critique, dans un matériau déformé jusqu'à  $\varepsilon_a$ .

Pour simplifier cette expression, deux fonctions intégrales de la fonction densité de probabilité  $f(\sigma_{ic})$  sont définies [PK82] :

la fonction intégrale première  $F(x) = \int_0^x f(x) dx \quad (I-17)$

la fonction intégrale seconde  $G(x) = \int_0^x F(x) dx \quad (I-18)$

L'équation I-16 se simplifie alors en :

$$\sigma = \varepsilon_a E - G(\varepsilon_a E) \quad (I-19)$$

La courbe contrainte-déformation peut alors être obtenue, connaissant la fonction  $f(\sigma_{ic})$ , par l'intermédiaire de son intégrale seconde  $G$ . Réciproquement, la connaissance de la courbe  $\sigma$ - $\varepsilon$  permet de définir la fonction densité de probabilité  $f(\sigma_{ic})$  par double dérivation.

Jusqu'ici, nous avons considéré un chargement monotone. Si on considère maintenant un chargement cyclique d'amplitude de déformation  $\varepsilon_a$ , il lui correspond une boucle d'hystérésis contrainte-déformation que l'on supposera symétrique (Figure I-36a). On définira les deux alternances de la boucle d'hystérésis dans des coordonnées relatives  $(\sigma_r, \varepsilon_r)$ , d'origine B pour l'alternance dite "ascendante" (B→A), d'origine A pour l'alternance dite "descendante" (A→B).

On a alors :

$$\sigma_r = \sigma + \sigma_a ; \varepsilon_r = \varepsilon + \varepsilon_a \quad \text{sur l'alternance ascendante,}$$

$$\sigma_r = \sigma - \sigma_a ; \varepsilon_r = \varepsilon - \varepsilon_a \quad \text{sur l'alternance descendante.}$$

Les courbes de la Figure I-36b représentent les contraintes supportées par les microvolumes élémentaires en fonction de leur contrainte interne critique, au point A (courbe A) et au point M (courbe M) de la boucle d'hystérésis. Chaque point de ces courbes définit la contrainte supportée par les microvolumes de contrainte interne critique  $\sigma_{ic}$ .

Au point A, la contrainte relative moyenne  $\sigma_r$  supportée par le matériau, autrement dit par l'ensemble des microvolumes, peut être calculée en fonction de la déformation relative  $\varepsilon_r$  et de la fonction  $f(\sigma_{ic})$  :

$$\sigma_r = 2 \int_0^{\frac{\varepsilon_r E}{2}} \sigma_{ic} f(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} + \varepsilon_r E \int_{\frac{\varepsilon_r E}{2}}^{\infty} f(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} \quad (I-20)$$

ou, en utilisant la fonction  $G(x)$  :  $\sigma_r = \varepsilon_r E - 2 G\left(\frac{\varepsilon_r E}{2}\right)$  (I-21)

d'où l'amplitude de contrainte :  $\sigma_a = \varepsilon_a E - G(\varepsilon_a E)$  (I-22)

La fonction densité de probabilité peut alors être obtenue par double dérivation de l'équation (I-21) :

$$f\left(\frac{\varepsilon_r E}{2}\right) = \frac{-2}{E^2} \frac{\partial^2 \sigma_r}{\partial \varepsilon_r^2} \quad (\text{I-23})$$

Rappelons que nous avons jusqu'ici négligé la contrainte effective.

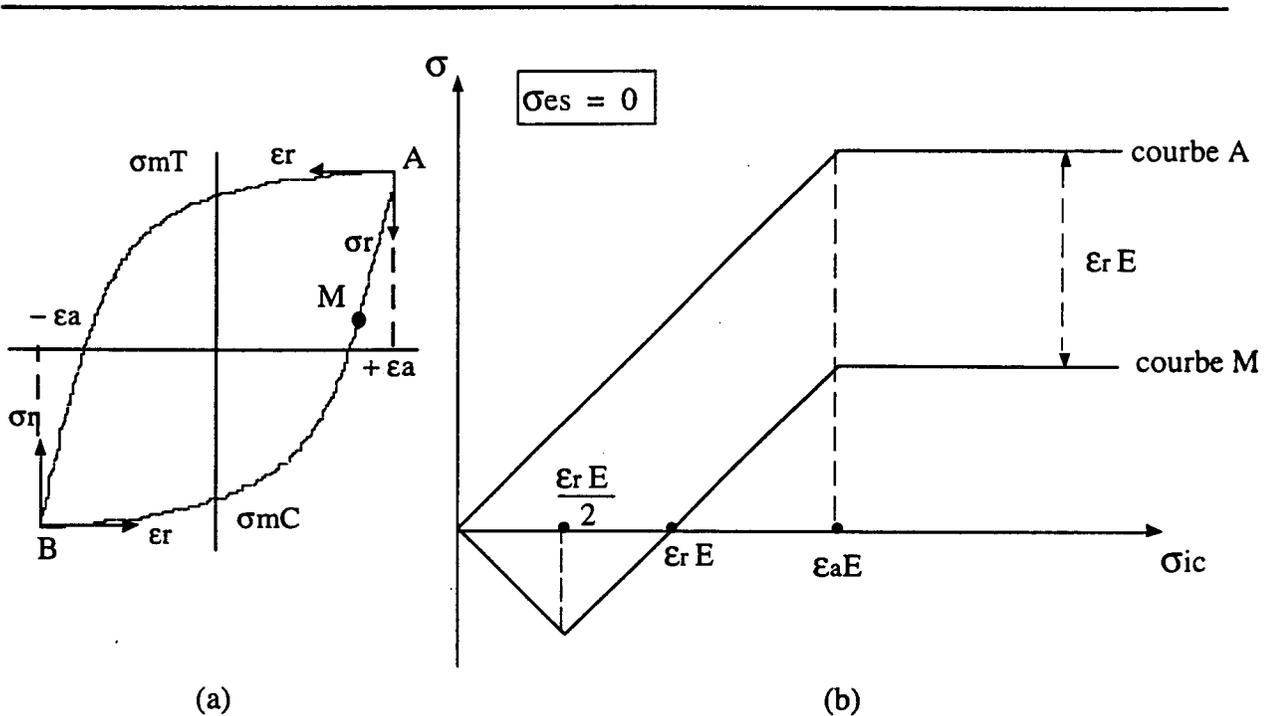


Figure I-36 : a) Boucle d'hystérésis  $\sigma - \varepsilon$  symétrique, pour un chargement cyclique  $\pm \varepsilon_a$  ; b) Contraintes supportées par les microvolumes élémentaires en fonction de leur contrainte interne critique, en A et M respectivement.

**b) Contrainte critique d'écoulement avec prise en considération de la contrainte effective (ou prise en considération des effets activés thermiquement)**

Dans le paragraphe précédent, la vitesse de déformation a été supposée suffisamment petite pour que l'on puisse négliger la composante effective de la contrainte. En revanche, dans le cas où la vitesse de déformation est non négligeable, il convient alors de prendre en compte cette contrainte effective. On supposera que les influences de la vitesse de déformation et de la température jouent exclusivement sur la contrainte effective  $\sigma_e$ , autrement dit que la fonction

densité de probabilité de distribution des contraintes internes critiques  $f(\sigma_{ic})$  n'est pas affectée par ces paramètres [PK82].

Alors, pour une certaine vitesse de déformation totale  $\dot{\epsilon}_t$ , quand la déformation plastique augmente, la contrainte effective  $\sigma_e$  augmente simultanément [PK82]. La vitesse de déformation plastique  $\dot{\epsilon}_p$  peut alors être définie en fonction de la vitesse de déformation totale par la relation :

$$\dot{\epsilon}_p = \dot{\epsilon}_t \left( 1 - \frac{1}{E} \frac{\partial \sigma_e}{\partial \epsilon} \right) \quad (I-24)$$

où la contrainte effective  $\sigma_e$  dépend de la vitesse de déformation plastique  $\dot{\epsilon}_p$ . Supposons de plus une loi d'écrouissage de type Johnson-Gilman :

$$\dot{\epsilon}_p = k (\sigma_e)^n \quad (I-25)$$

où  $k$  et  $n$  ( $n = m^*$  : paramètre de sensibilité de la contrainte effective à la vitesse de déformation, cf. § I-2-6) sont des constantes caractéristiques du matériau et fonctions de la température. En insérant la relation I-25 dans I-24, l'équation différentielle définissant la contrainte effective dans un microvolume devient :

$$\frac{\partial \sigma_e}{\partial \epsilon} = E \left( 1 - k (\sigma_e)^n / \dot{\epsilon} \right) \quad (I-26)$$

Si la vitesse de déformation totale est constante, l'équation I-26 peut être résolue, et la dépendance de  $\sigma_e$  avec  $\epsilon$  trouvée.  $n \approx 4$  au voisinage de la température ambiante ; la dépendance de  $\sigma_e$  avec  $\epsilon$ , au voisinage de cette température, sera alors très forte, et sa valeur saturée [PK82] :

$$\sigma_{es} = \left( \frac{\dot{\epsilon}}{k} \right)^{1/n} \quad (I-27)$$

sera atteinte très rapidement ; et la dépendance réelle de  $\sigma_e$  avec  $\epsilon$  sera assez bien approximée par une droite de pente égale au module d'Young  $E$  (approximation dite "quasi-élastique") [PK82].

La courbe contrainte-déformation d'un volume élémentaire est alors définie par :

$$\sigma_c = \sigma_{ic} + \sigma_{es} \quad (I-28)$$

où  $\sigma_c$  est la contrainte d'écoulement critique du microvolume, et  $\sigma_{es}$  la contrainte effective saturée commune à tous les microvolumes (Figure I-37).

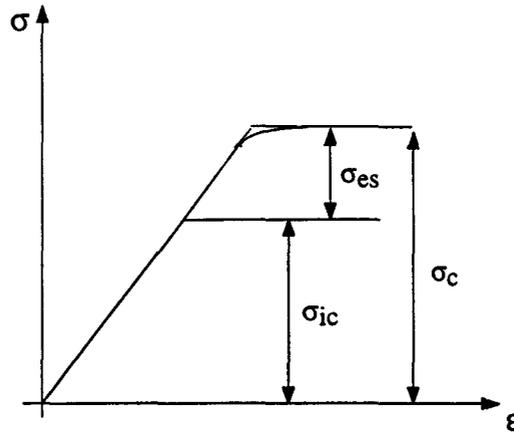


Figure I-37 : Contraintes interne, effective et totale en fonction de la déformation, dans un microvolume de contrainte interne critique  $\sigma_{ic}$ .

Etant donné l'existence d'une contrainte effective, la fonction densité de probabilité  $f(\sigma_c)$ , dans l'intervalle  $[\sigma_{es}, \epsilon E]$ , sera la même que la fonction  $f(\sigma_{ic})$ , mais décalée de  $\sigma_{es}$  dans la direction horizontale (Figure I-38).

La contrainte totale macroscopique et ses composantes interne et effective, dans un microvolume, peuvent être calculées sur l'alternance ascendante, en utilisant la courbe de la contrainte supportée par chaque microvolume en fonction de sa contrainte interne critique  $\sigma_{ic}$  (Figure I-39). Sous  $\epsilon \leq \frac{\sigma_{es}}{E}$  (Figure I-39a), tous les microvolumes supportent la même contrainte  $\sigma = \epsilon E$ . Sous  $\epsilon \geq \frac{\sigma_{es}}{E}$  (Figure I-39b), les microvolumes tels que  $\sigma_{ic} \leq \epsilon E - \sigma_{es}$  supportent la contrainte  $\sigma_{ic} + \sigma_{es}$ , tandis que les microvolumes pour lesquels  $\sigma_{ic} > \epsilon E - \sigma_{es}$  supportent la contrainte  $\epsilon E$ ; la contrainte moyenne est alors définie par :

$$\sigma = \int_0^{\epsilon E - \sigma_{es}} (\sigma_{ic} + \sigma_{es}) f(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} + \epsilon E \int_{\epsilon E - \sigma_{es}}^{\infty} f(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} \quad (I-29)$$

soit, en utilisant la fonction  $G(x)$  (Equation I-18) :

$$\sigma = \epsilon E - G(\epsilon E - \sigma_{es}) \quad (I-30)$$

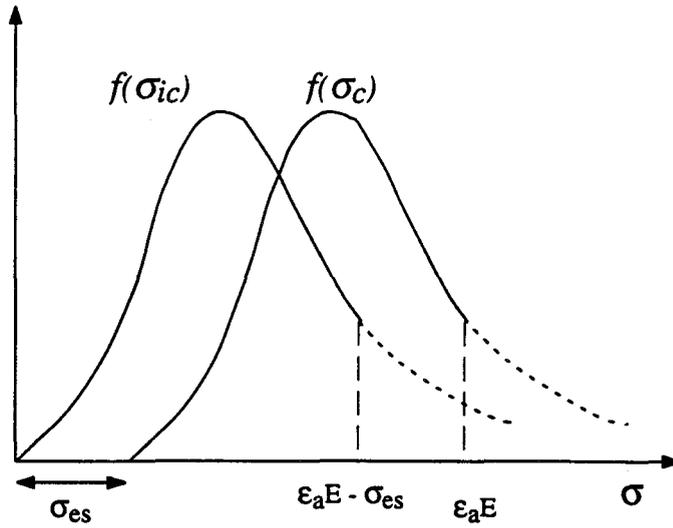


Figure I-38 : Fonctions densités de probabilité des contraintes internes critiques,  $f(\sigma_{ic})$ , et des contraintes d'écoulement,  $f(\sigma_c)$ , (contrainte effective non nulle).

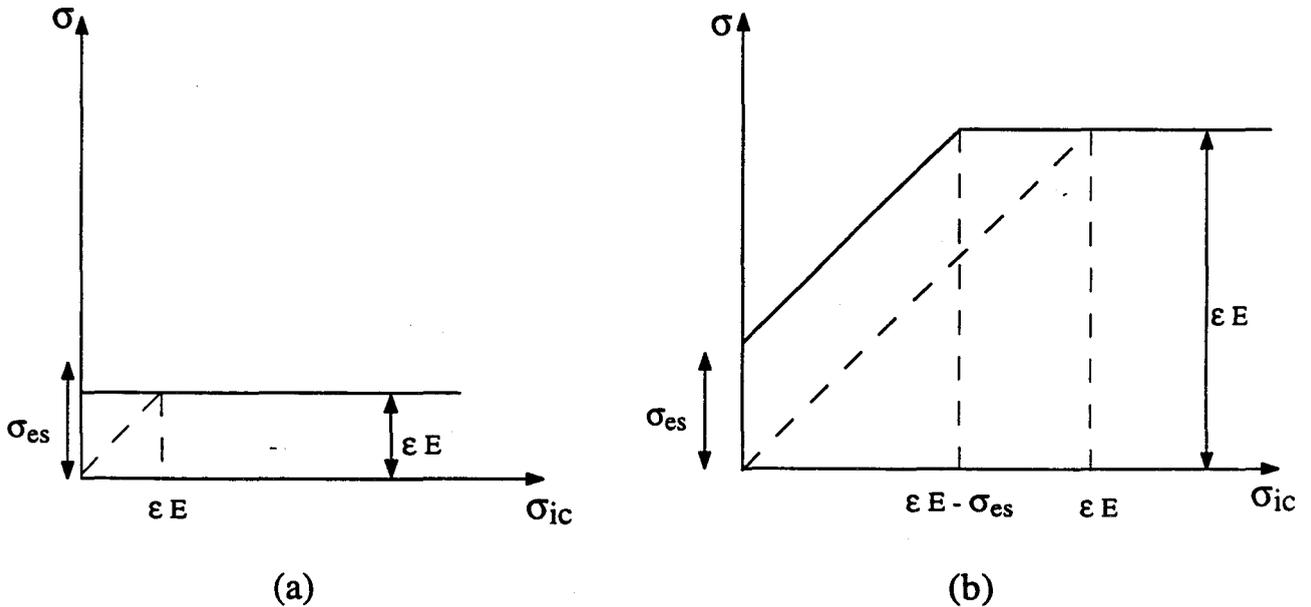


Figure I-39 : Contrainte supportée par un microvolume en fonction de sa contrainte interne critique, pour un matériau déformé jusqu'à : (a)  $\epsilon E < \sigma_{es}$ , (b)  $\epsilon E > \sigma_{es}$

Les composantes interne,  $\sigma_i$ , et effective,  $\sigma_e$ , de la contrainte totale macroscopique sont alors définies par :

$$\sigma = \sigma_i + \sigma_e \quad (\text{I-31})$$

avec  $\sigma_i = \varepsilon E - G(\varepsilon E)$  pour tout  $\varepsilon$  (I-32)

$$\sigma_e = G(\varepsilon E) \quad \text{pour } \varepsilon \leq \frac{\sigma_{es}}{E} \quad \text{(I-33)}$$

$$\sigma_e = G(\varepsilon E) - G(\varepsilon E - \sigma_{es}) \quad \text{pour } \varepsilon \geq \frac{\sigma_{es}}{E} \quad \text{(I-34)}$$

Lors d'un cyclage à amplitude de déformation totale constante  $\varepsilon_a$ , la même procédure sera utilisée sur chaque alternance de la boucle d'hystérésis stabilisée. L'intervalle total de déformation relative  $\varepsilon_r$  peut alors être divisé en quatre intervalles désignés de I à IV (Figure I-40).

La figure I-41 définit les contraintes supportées par les microvolumes dans les intervalles appropriés.

La contrainte sur une alternance ascendante est définie par :

$$\sigma = \sigma_i + \sigma_e \quad \text{(I-35)}$$

et celle sur une alternance descendante par :

$$\sigma = -\sigma_i - \sigma_e \quad \text{(I-36)}$$

Les amplitudes des contraintes  $\sigma$ ,  $\sigma_i$  et  $\sigma_e$  sont alors définies par :

$$\sigma_a = \varepsilon_a E - G(\varepsilon_a E - \sigma_{es}) \quad \text{(I-37)}$$

$$\sigma_{ia} = \varepsilon_a E - G(\varepsilon_a E) \quad \text{(I-38)}$$

$$\sigma_{ea} = G(\varepsilon_a E) - G(\varepsilon_a E - \sigma_{es}) \quad \text{(I-39)}$$

Intervalle	Définition
I	$0 \leq \varepsilon_r < \sigma_{es}/E$
II	$\sigma_{es}/E \leq \varepsilon_r < 2\sigma_{es}/E$
III	$2\sigma_{es}/E \leq \varepsilon_r < 2\varepsilon_a - \sigma_{es}/E$
IV	$2\varepsilon_a - \sigma_{es}/E \leq \varepsilon_r \leq 2\varepsilon_a$

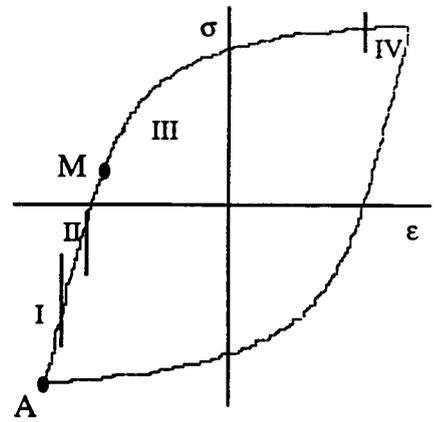


Figure I-40 : Définition des quatre intervalles sur l'alternance ascendante d'une boucle d'hystérésis

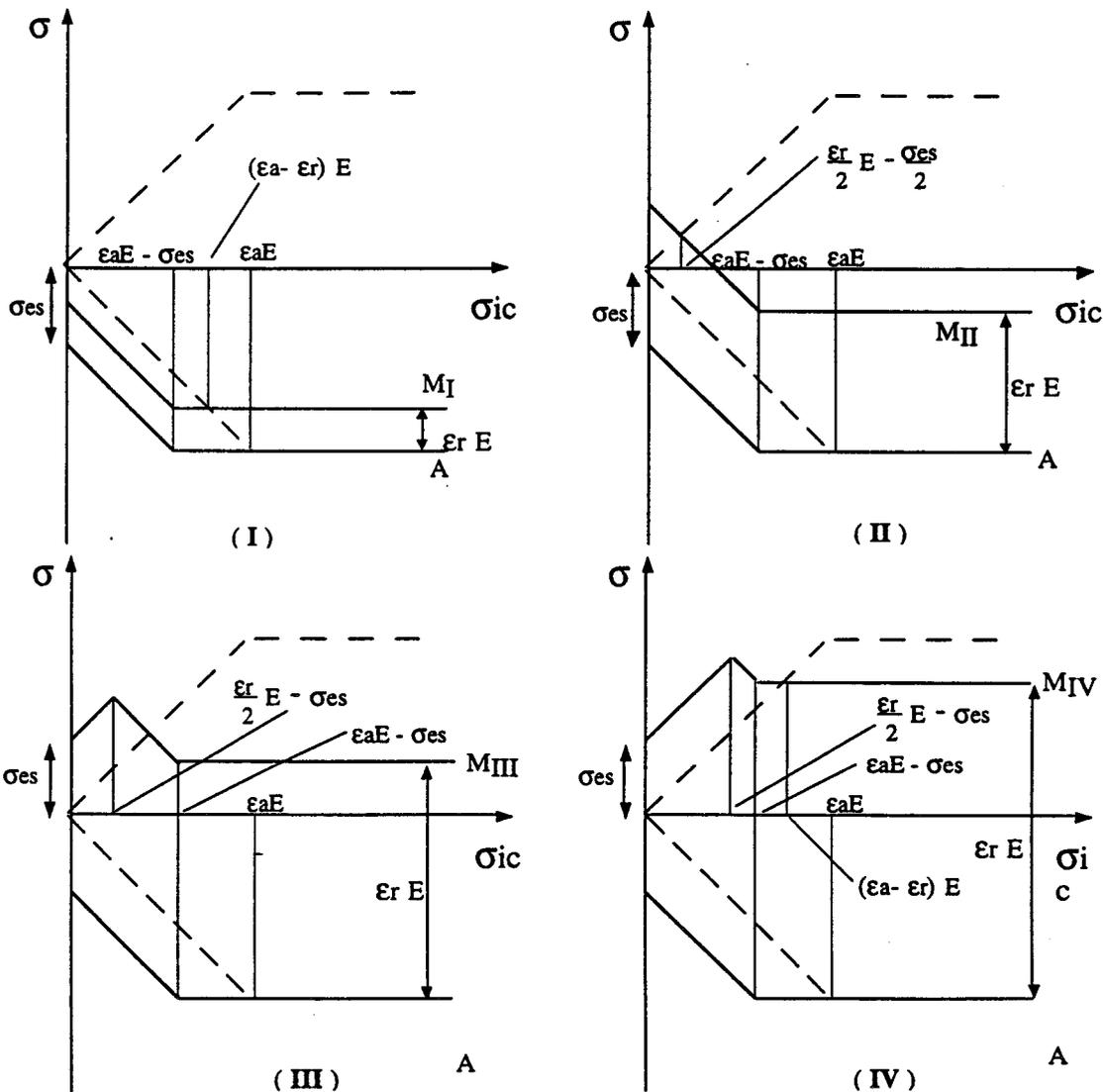


Figure I-41 : Contraintes supportées par les microvolumes en fonction de leur contrainte interne critique, dans les quatre intervalles définis sur une alternance d'une boucle d'hystérésis.

On peut alors définir sur toute l'alternance :

- la contrainte relative :

$$\sigma_r = \varepsilon_r E \quad \text{dans I et II} \quad (\text{I-40a})$$

$$\sigma_r = \varepsilon_r E - 2G\left(\frac{\varepsilon_r E}{2} - \sigma_{es}\right) \quad \text{dans III et IV} \quad (\text{I-40b})$$

- la contrainte interne :

$$\sigma_i = (\varepsilon_r - \varepsilon_a) E - G((\varepsilon_a - \varepsilon_r) E) \quad \text{dans I} \quad (\text{I-41a})$$

$$\sigma_i = (\varepsilon_r - \varepsilon_a) E + G((\varepsilon_a E - \sigma_{es}) - 2G\left(\frac{\varepsilon_r E}{2} - \frac{\sigma_{es}}{2}\right)) \quad \text{dans II et III} \quad (\text{I-41b})$$

$$\sigma_i = (\varepsilon_r - \varepsilon_a) E - G((\varepsilon_r - \varepsilon_a) E) \quad \text{dans IV} \quad (\text{I-41c})$$

- la contrainte effective :

$$\sigma_e = G(\varepsilon_a E - \sigma_{es}) - G((\varepsilon_a - \varepsilon_r) E) \quad \text{dans I} \quad (\text{I-42a})$$

$$\sigma_e = 2G\left(\frac{\varepsilon_r E}{2} - \frac{\sigma_{es}}{2}\right) \quad \text{dans II} \quad (\text{I-42b})$$

$$\sigma_e = 2\left[G\left(\frac{\varepsilon_r E}{2} - \frac{\sigma_{es}}{2}\right) - G\left(\frac{\varepsilon_r E}{2} - \sigma_{es}\right)\right] \quad \text{dans III} \quad (\text{I-42c})$$

$$\sigma_e = G((\varepsilon_r - \varepsilon_a) E) + G(\varepsilon_a E - \sigma_{es}) - 2G\left(\frac{\varepsilon_r E}{2} - \sigma_{es}\right) \quad \text{dans IV} \quad (\text{I-42d})$$

La fonction densité de probabilité  $f(\sigma_{iC})$  peut être obtenue à partir de la boucle d'hystérésis, et plus précisément, par double différenciation de l'équation I-40b :

$$f\left(\frac{\varepsilon_r E}{2} - \sigma_{es}\right) = \frac{-2}{E^2} \frac{\partial^2 \sigma_r}{\partial \varepsilon_r^2} \quad \text{dans III et IV} \quad (\text{I-43})$$

Dans l'application de la méthode ASP, grâce aux dérivées première et seconde de chaque alternance d'une boucle d'hystérésis ( $\sigma$ - $\varepsilon$ ) en fatigue plastique oligocyclique (Figure I-42), on a accès au module d'élasticité effectif,  $E_{eff}$ , à l'amplitude de la contrainte effective,  $\sigma_e$ , et à la fonction densité de probabilité,  $f(\sigma_{iC})$ , paramètre important qui caractérise la répartition de la déformation plastique entre les microvolumes élémentaires.

Si la fonction densité de probabilité et la contrainte effective saturée sont connues, les composantes  $\sigma_i$  et  $\sigma_e$  de la contrainte totale sous déformation cyclique, en tout point de la boucle d'hystérésis, peuvent alors être calculées grâce aux équations I-40, I-41 et I-42.

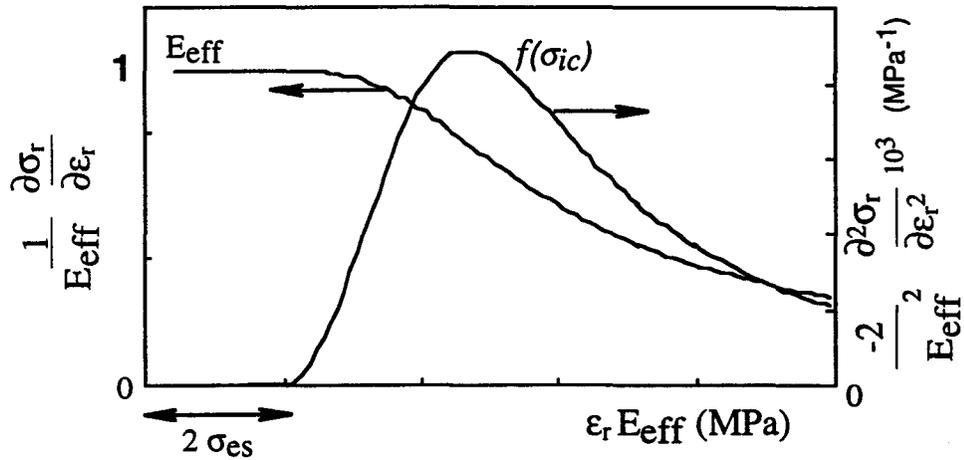


Figure I-42 : Méthode ASP : fonctions dérivées première et seconde d'une alternance.  
Définition des paramètres  $\sigma_{es}$ ,  $E_{eff}$  et de la fonction  $f(\sigma_{ic})$ .

### *I-3) Conclusions*

Dans ce premier chapitre, les notions et les origines des contraintes interne et effective ont été définies. Ensuite les différentes méthodes proposées dans la littérature pour évaluer ces deux composantes de la contrainte totale en fatigue plastique oligocyclique ont été présentées, ainsi que des résultats de mesures de ces contraintes trouvés dans la littérature.

L'application des méthodes KWL et HD, simple dans sa pratique, nécessite la définition du module d'élasticité approprié et celle d'un critère de microplasticité. Ces deux grandeurs ont une grande influence sur les contraintes interne et effective ainsi déterminées ; il s'ensuit que des résultats d'auteurs différents, correspondant à un même matériau et à de mêmes conditions d'essais, peuvent être contradictoires.

Les méthodes de relaxation, des sauts de contrainte et des sauts de vitesse de déformation, bien que plus délicates à réaliser, donnent en revanche des résultats beaucoup plus fiables. Des résultats bibliographiques obtenus par la méthode de relaxation montrent que, relativement à la contrainte totale, la contrainte effective dans les métaux CFC (ex. Al, Cu) est moins élevée que celle dans les métaux CC (ex. Fer- $\alpha$ , acier à bas carbone). Ceci est dû en grande partie, au frottement de réseau élevé de la structure cristalline CC.

La méthode ASP, quant à elle, permet d'obtenir non seulement la contrainte effective aux pics de la boucle d'hystérésis, mais aussi la fonction densité de probabilité, le module d'élasticité effectif et les contraintes effective et interne en tout point de la boucle d'hystérésis. Cette méthode sera celle utilisée essentiellement dans cette thèse. Néanmoins, quelques résultats obtenus seront comparés à ceux obtenus par les méthodes des sauts de déformation (ou de contrainte) et des sauts de vitesse de déformation.

## **CHAPITRE II : MATERIAUX ETUDIES ET ESSAIS REALISES**

## SOMMAIRE CHAPITRE II :

### MATERIAUX ETUDIES ET ESSAIS REALISES

<b>II-1) Matériaux étudiés.....</b>	<b>69</b>
II-1-1) Identification et désignation.....	69
II-1-2) Compositions chimiques.....	69
II-1-3) Traitements thermiques.....	70
II-1-4) Microstructures.....	71
<b>II-2) Dispositif expérimental.....</b>	<b>74</b>
II-2-1) Installation expérimentale.....	74
II-2-2) Eprouvettes .....	75
<b>II-3) Conditions d'essais.....</b>	<b>77</b>
II-3-1) Essais de traction monotone.....	77
II-3-2) Essais de fatigue plastique oligocyclique .....	77
II-3-2-1) Essais "une éprouvette par niveau".....	79
II-3-2-2) Essais par paliers successifs croissants .....	79
II-3-2-3) Essais avec sauts de déformation.....	80
II-3-2-4) Essais avec variations de la vitesse de déformation.....	81
<b>II-4) Caractérisation en traction monotone.....</b>	<b>82</b>

Dans ce chapitre, nous présenterons les matériaux et les dispositifs expérimentaux utilisés, ainsi que les conditions expérimentales mises en oeuvre pour les essais réalisés. Nous donnerons également les résultats des essais de traction monotone réalisés, qui constituent une caractérisation des matériaux étudiés.

## ***II-1) Matériaux étudiés***

Les principaux matériaux étudiés dans cette thèse sont quatre aciers inoxydables de différentes structures cristallines : un acier inoxydable austénitique type AISI 316 (CFC), un acier inoxydable ferritique type AISI 446 (CC) et deux aciers inoxydables austéno-ferritiques (dits "duplex") différemment chargés en azote (structure biphasée CFC/CC).

### **II-1-1) Identification et désignation**

Les quatre matériaux ont été fournis sous forme de barres forgées cylindriques. Leurs principales caractéristiques d'identification sont données dans le Tableau II-1.

Acier inoxydable	Norme AFNOR	Norme AISI	Fournisseur	Diamètre (mm)	Désignation
austénitique	Z6 CN 17-12	316	SANDVIK	20	316
ferritique	Z18C27	446	SANDVIK	18	446
duplex	Z2 CND 22 05	UNS 31803	THYSSEN	25	AF11
duplex	Z2 CND 22 05	UNS 31803	SANDVIK	25	AF18

*Tableau II-1 : Caractéristiques d'identification des quatre aciers étudiés.*

### **II-1-2) Compositions chimiques**

Les compositions chimiques des aciers étudiés sont données dans le Tableau II-2. On y constate que la teneur en azote de l'acier austénitique AISI 316 est relativement faible (0,058%),

tandis que les teneurs en carbone et azote de l'acier ferritique sont relativement élevées (0,18 et 0,16% respectivement).

Acier inoxydable	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Fe
austénitique (316)	0,040	0,058	16,65	12,13	2,60	1,70	0,54	bal.
ferritique (446)	0,18	0,16	26,58	0,41	0,09	0,81	0,51	bal.
duplex (AF11)	0,024	0,11	22,10	5,36	3,05	1,70	0,35	bal.
duplex (AF18)	0,015	0,18	22,20	5,51	3,10	0,87	0,50	bal.

*Tableau II-2 : Compositions chimiques des aciers étudiés (en % poids).*

Les compositions chimiques des deux aciers duplex AF11 et AF18 sont très voisines, excepté leur teneur en azote (0,11 et 0,18% respectivement). La répartition des éléments d'alliage entre les deux phases des aciers AF11 et AF18 dépend de la nature de l'élément, du pouvoir  $\gamma$ - gène ou  $\alpha$ - gène de chaque élément et de la température d'hypertrempe. La plus grande différence de répartition concerne l'azote, essentiellement concentré dans la phase austénitique (pour l'AF11 :  $N_{\alpha} = 0,023$ ,  $N_{\gamma} = 0,217$ ; pour l'AF18 :  $N_{\alpha} = 0,030$ ,  $N_{\gamma} = 0,312$ ) [SED94].

### **II-1-3) Traitements thermiques**

Les quatre aciers ont subi un traitement thermique d'hypertrempe, à savoir un maintien à température élevée, suivi d'une trempe à l'eau. Les conditions exactes de ces hypertrempes sont définies dans le Tableau II-3. Un tel traitement permet la mise en solution solide des éléments interstitiels (C, N,...) et des éléments substitutionnels (Cr, Ni, Mo, Mn,...), et le gel de cette solution solide, au moins dans les aciers austénitique et duplex.

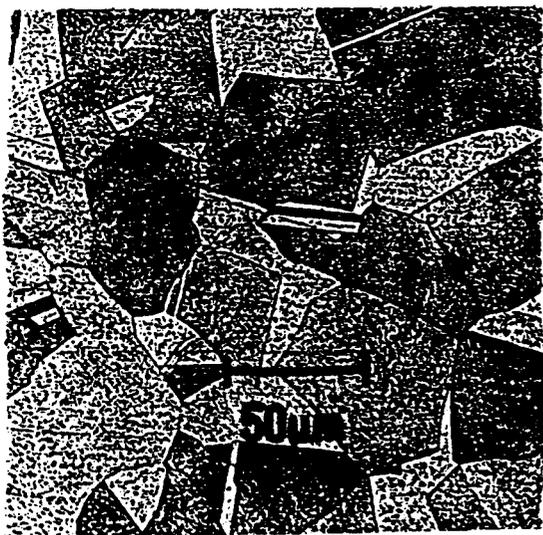
Acier inoxydable	austénitique (316)	ferritique (446)	duplex (AF11)	duplex (AF18)
Conditions de mise en solution	1100°C / 10min	1060°C / 20min	1050°C / 20min	1050°C / 20min

Tableau II-3 : Caractéristiques des hypertrempes subies par les quatre aciers étudiés.

#### II-1-4) Microstructures

Des observations microstructurales au microscope optique ont été effectuées afin, d'une part, de vérifier la "santé" des matériaux et, d'autre part, de mesurer leurs tailles de grain par la méthode d'interception linéaire. Les microstructures ont été observées dans les sens transversal et longitudinal, après un polissage mécanique (jusqu'à une pâte diamant de granulométrie 1 $\mu$ m) suivi d'une attaque chimique à l'aide d'une solution (3 vol. HCL, 1 vol. HNO<sub>3</sub>, 2 vol. H<sub>2</sub>O) recommandée par SANDVIK pour les aciers 316 et 446, et d'eau régale (2 vol. HCL, 1 vol. HNO<sub>3</sub>, 2 vol. H<sub>2</sub>O) pour les aciers AF11 et AF18.

L'acier austénitique est monophasé (Figure II-1) ; la taille moyenne de grain y est de l'ordre de 50  $\mu$ m.



(a)



(b)

Figure II-1 : Microstructure de l'acier austénitique 316 : a) sens transversal, b) sens longitudinal

En revanche, les observations microstructurales sur l'acier ferritique révèlent la présence de particules de secondes phases (Figure II-3). La taille moyenne du grain ferritique est de l'ordre de 40  $\mu\text{m}$ .

L'acier ferritique étudié possède, outre le chrome (26,58%), son élément d'alliage principal, des teneurs en carbone et en azote relativement élevées (0,18% et 0,16% pds respectivement) dont l'influence, n'est pas à négliger [MHB85]. L'existence de particules de secondes phases peut être déduite des diagrammes d'équilibre. La Figure II-2a présente le diagramme d'équilibre d'alliages ternaires C-Cr-Fe [TI96] à 0,2% C ( $\approx 0,18\%$  C) ; on y observe que, avec 26,58% de chrome, des précipités  $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$  sont présents en plus de la ferrite  $\alpha$ . D'autre part, la Figure II-2b présente une coupe isotherme du diagramme ternaire Cr-Fe-N à 1000 °C ( $\approx 1060$  °C) [ASM92] ; on y observe que, pour 26,58% de chrome et 0,16% d'azote, des précipités  $\text{Cr}_2\text{N}$  sont présents en plus de la ferrite  $\alpha$ .

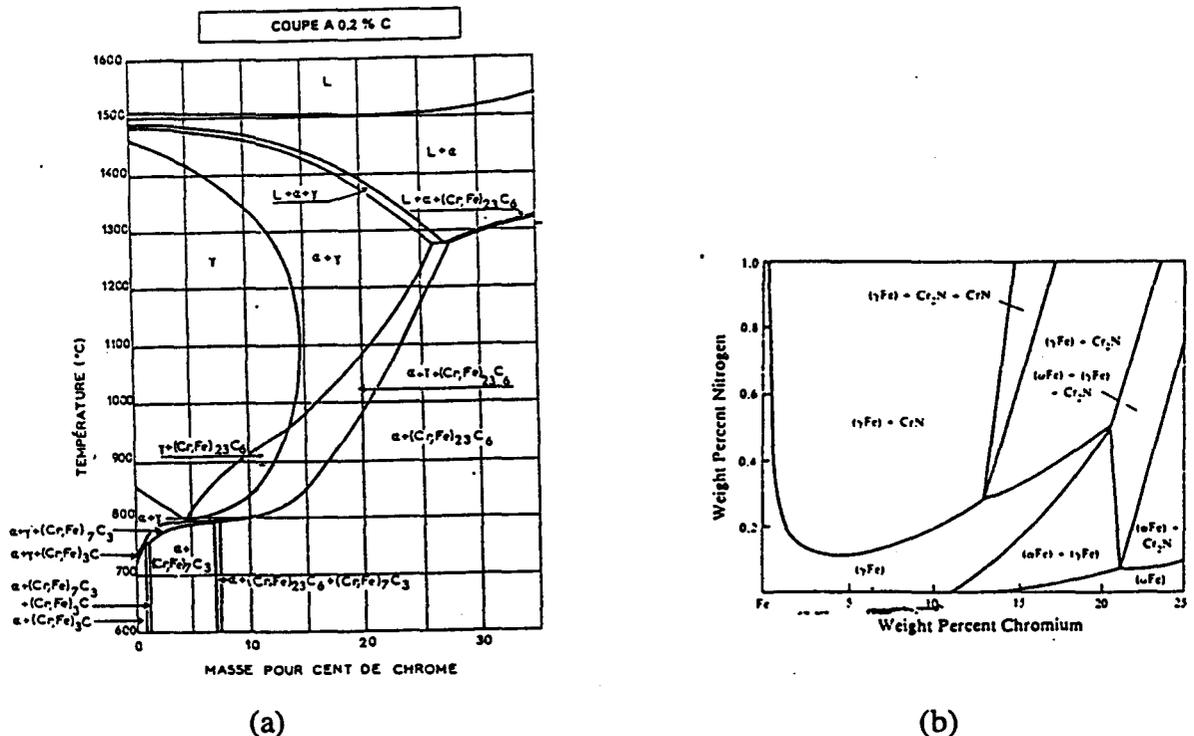
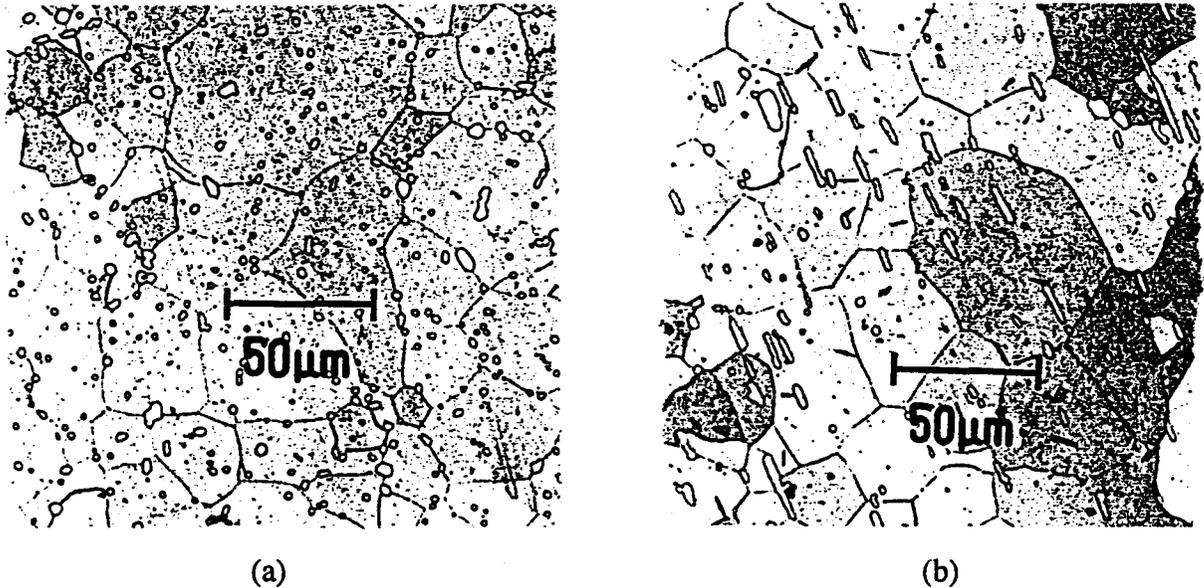


Figure II-2 : Diagrammes d'équilibre (d'alliages ternaires) : a) C-Cr-Fe à 0,2% C [TI96] , b) : Cr-Fe-N, section isotherme à 1000 °C [ASM92].

Des observations au microscope électronique à balayage et des microanalyses à l'aide du système d'analyse X par dispersion d'énergie KEVEX ont été effectuées sur les précipités.

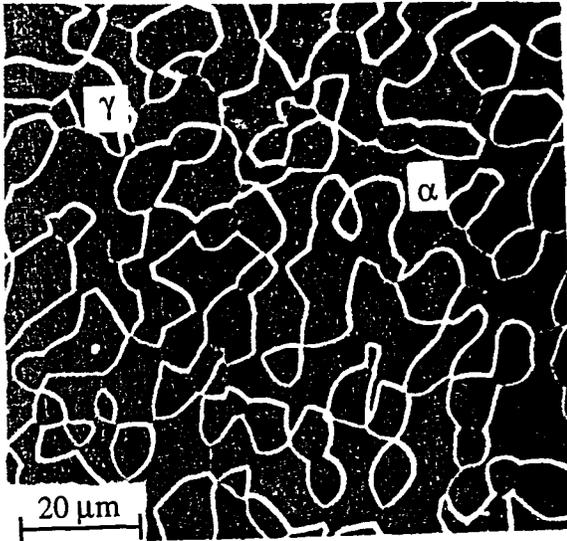
Deux types de précipités ont été détectés : les uns, allongés, sont des carbures type  $M_{23}C_6$  riches en chrome, les autres, plutôt globulaires, sont des nitrures type  $Cr_2N$ . Ces observations ont été confirmées par SANDVIK [NIL94]. Ces précipités, de répartition plutôt intragranulaire et relativement homogène, représentent environ 4-6% en volume du matériau.



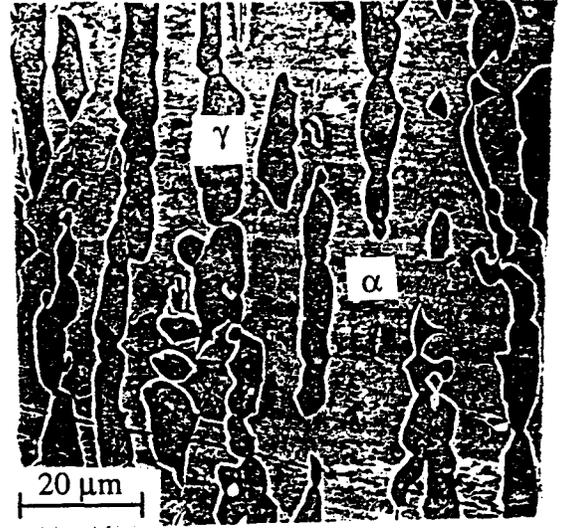
*Figure II-3 : Microstructure de l'acier ferritique 446 : a) sens transversal, b) sens longitudinal.*

Les microstructures des aciers duplex AF11 et AF18 consistent en des îlots d'austénite noyés dans une matrice ferritique (AF11 : 45% austénite et 55% ferrite, AF18 : 54% austénite et 46% ferrite).

Les îlots d'austénite sont fortement allongés dans le sens de laminage (axe des éprouvettes et du chargement). La taille des îlots d'austénite, dans les sens transversal et longitudinal, est variable d'une zone à l'autre. Néanmoins, leur taille moyenne a été estimée de l'ordre de 50-200  $\mu m$  dans le sens longitudinal et 10-15  $\mu m$  dans le sens transversal [SED94]. Les îlots étant constitués d'amas de grains superposés de préférence dans le sens longitudinal, la taille moyenne des grains sera par conséquent inférieure à la dimension transversale des îlots.

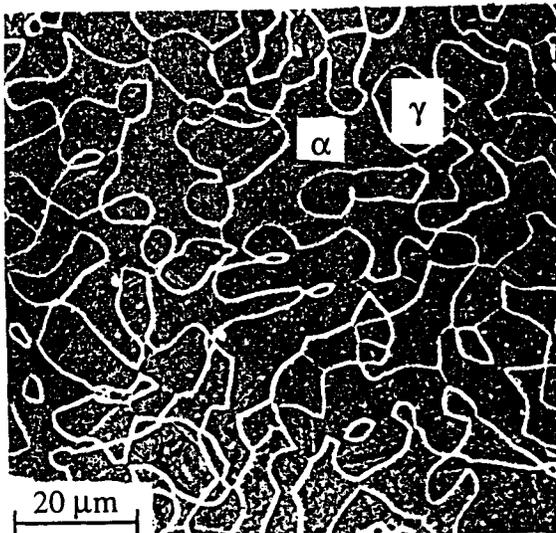


(a)

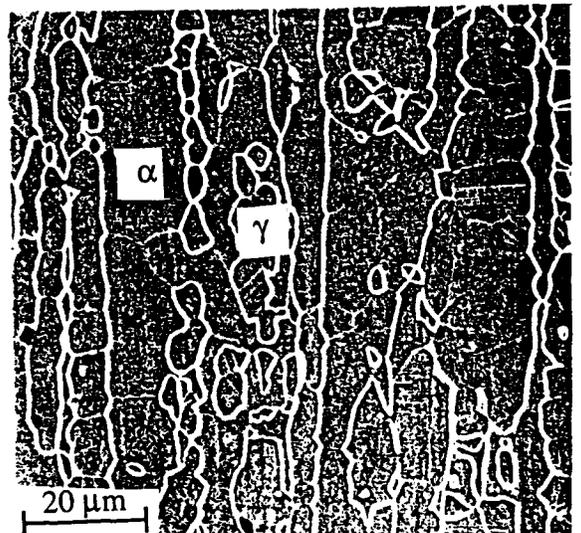


(b)

Figure II-4 : Microstructure de l'acier duplex AF11 : a) sens transversal, b) sens longitudinal.



(a)



(b)

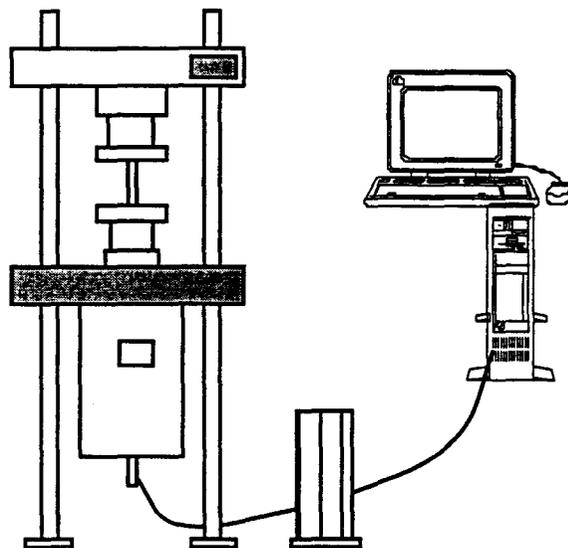
Figure II-5 : Microstructure de l'acier duplex AF18 : a) sens transversal, b) sens longitudinal.

## II-2) Dispositif expérimental

### II-2-1) Installation expérimentale

Les essais mécaniques ont été réalisés sur une machine hydraulique servo-controlée INSTRON 8501 (Figure II-6). Elle est équipée d'une cellule de charge de 100 kN montée en

série avec l'éprouvette, dont la précision est de 0,05% pleine échelle. Le pilotage et l'acquisition des données sont assurés par le logiciel FLAPS5 (Fatigue Laboratory Application Package Software) développé par INSTRON. La déformation longitudinale de l'éprouvette est mesurée à l'aide d'un extensomètre à lames et jauges de déformation fixé sur la partie utile de l'éprouvette. Deux extensomètres ont été utilisés ; leurs bases de mesure sont de 25 mm pour l'extensomètre de traction monotone, avec un allongement maximum de 12,5 mm (soit de 50%), et de 10 mm pour l'extensomètre de fatigue, avec un allongement maximum  $\pm 1$  mm (soit de  $\pm 10\%$ ). Leur précision est de 0,05% pleine échelle. Les paramètres d'asservissement de la machine (constantes de gain, P.I.D.) ont été déterminés expérimentalement pour chaque matériau.

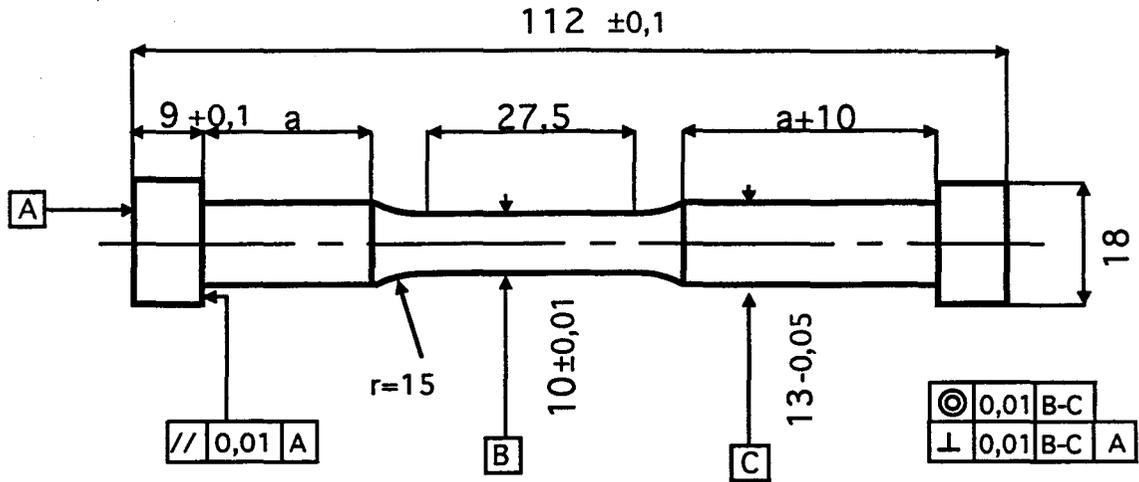


*Figure II-6 : Machine d'essai avec son système informatique.*

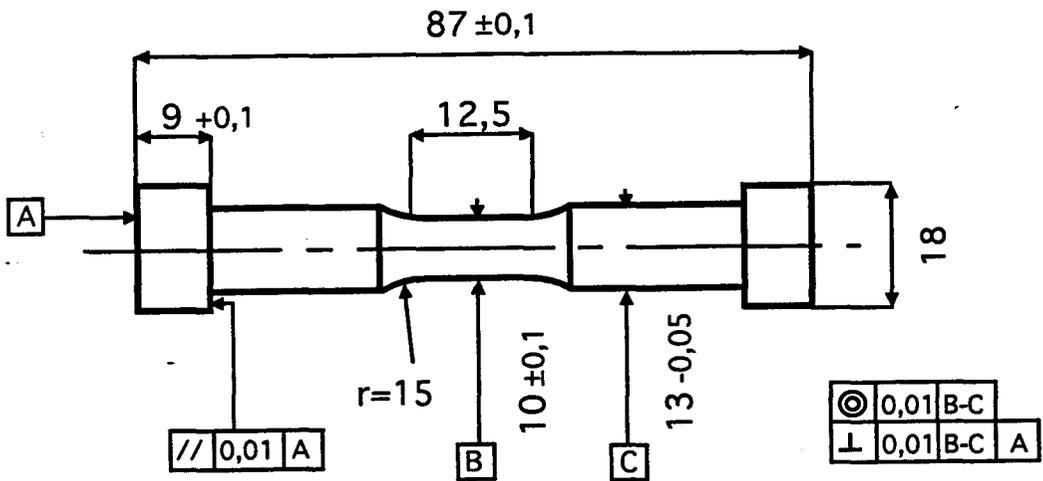
### **II-2-2) Eprouvettes**

Les éprouvettes de traction monotone et de fatigue plastique oligocyclique ont été usinées dans les barreaux cylindriques après traitement thermique. Elles sont de type cylindriques à têtes lisses et leurs dimensions sont définies sur les Figures II-7a (Traction monotone) et II-7b (Fatigue). Après usinage, les éprouvettes de fatigue ont été polies mécaniquement dans le sens longitudinal, jusqu'à une granulométrie de pâte diamant de  $1\mu\text{m}$ . Ce polissage permet de supprimer les raies d'usinages et d'éliminer les concentrations de

contrainte provenant de la rugosité. L'état de surface obtenu est alors reproductible, son influence sur les résultats de fatigue est ainsi éliminée.



a) éprouvette de traction monotone



b) éprouvette de fatigue oligocyclique

Figure II-7 : Dimensions des éprouvettes de traction monotone et de fatigue oligocyclique.

## **II-3) Conditions d'essais**

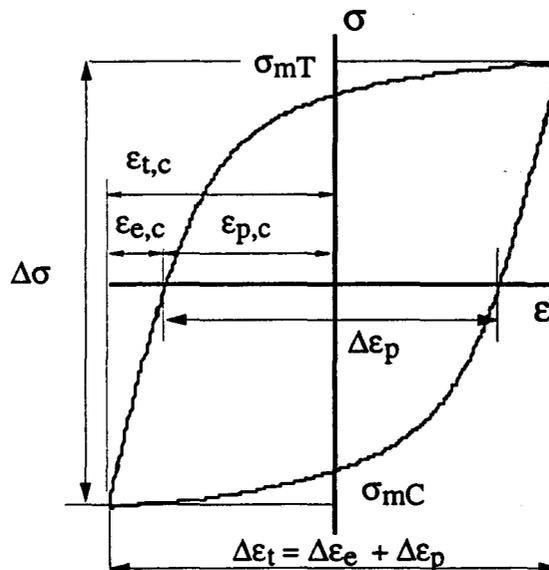
### **II-3-1) Essais de traction monotone**

Sur chaque matériau, au moins deux essais de traction monotone à température ambiante ont été réalisés afin de définir les caractéristiques mécaniques du matériau. Les essais ont été pilotés en déformation totale imposée, à la vitesse de déformation totale  $\dot{\epsilon}_t = 4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Les essais de traction monotone sont effectués en deux phases en raison de la limite d'allongement maximum de l'extensomètre, et pour éviter tout endommagement éventuel de l'extensomètre lors de la rupture brutale. La première phase, jusqu'à 6%, (acquisition des paramètres : charge, déformation et déplacement du vérin, à la fréquence d'acquisition 50 Hz) est réalisée en pilotant en déformation totale imposée. La seconde phase, jusqu'à rupture, (acquisition des paramètres : charge et déplacement du vérin, à la fréquence d'acquisition 5 Hz) a été réalisée en pilotant en déplacement du vérin, à une vitesse de déplacement constante telle que quasiment la même vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}_t = 4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  est appliquée à la partie utile de l'éprouvette. La deuxième partie de la courbe contrainte-déformation est raccordée à la première partie par conversion du déplacement du vérin en déformation de l'éprouvette, par extrapolation de la relation linéaire existant entre la déformation de la partie utile de l'éprouvette et le déplacement du vérin, dans la première partie de la courbe (prenant en compte la rigidité des mors d'amarrage et des parties non utiles de l'éprouvette).

### **II-3-2) Essais de fatigue plastique oligocyclique**

Les essais de fatigue plastique oligocyclique ont été réalisés à température ambiante, à amplitude et vitesse de déformation totale constantes. Les éprouvettes ont été sollicitées à déformation totale imposée, en traction-compression, avec un signal triangulaire purement alterné ( $R_\epsilon = -1$ ), à la vitesse  $\dot{\epsilon}_t = 4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . L'extensomètre était collé sur la partie utile de l'éprouvette, afin de minimiser les concentrations de contraintes sous les couteaux. L'acquisition des données de charge (kN) et de déformation totale (%) a été effectuée par le logiciel FLAPS, à intervalles réguliers. Durant les premiers cycles, les intervalles d'acquisition

étaient très proches, afin d'obtenir le maximum d'informations sur la phase d'accommodation ; ensuite, les intervalles d'acquisition ont été espacés, puisque la contrainte n'évolue quasiment plus durant la phase de stabilisation. La durée de chaque période d'acquisition est de deux cycles, afin d'être sûr d'obtenir des boucles contrainte-déformation ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) fermées pour le dépouillement. Une fréquence d'acquisition de 100 Hz a été adoptée, ce qui correspond à l'enregistrement de 300 à 1200 points par cycle suivant l'amplitude de déformation imposée. En effet, un grand nombre de points est nécessaire pour analyser correctement les boucles d'hystérésis. La Figure II-8 présente les différents paramètres classiques déduits des boucles d'hystérésis.



- $\sigma_{mT}$  ( $\sigma_{mC}$ ) : - contrainte maximale en traction (en compression)  
 $\Delta\sigma = \sigma_{mT} - \sigma_{mC}$  : étendue de variation de contrainte  
 $\epsilon_{t,T}$  ( $\epsilon_{t,C}$ ) : déformation totale maximale en traction (en compression)  
 $\epsilon_{p,T}$  ( $\epsilon_{p,C}$ ) : déformation plastique maximale en traction (en compression)  
 $\epsilon_{e,T}$  ( $\epsilon_{e,C}$ ) : déformation élastique maximale en traction (en compression)  
 $\Delta\epsilon_t = \epsilon_{t,T} - \epsilon_{t,C}$  : étendue de variation de déformation totale  
 $\Delta\epsilon_p = \epsilon_{p,T} - \epsilon_{p,C}$  : étendue de variation de déformation plastique  
 $\Delta\epsilon_e = \epsilon_{e,T} - \epsilon_{e,C}$  : étendue de variation de déformation élastique

Figure II-8 : Différents paramètres classiques définis sur une boucle d'hystérésis.

Différents types d'essais de fatigue plastique oligocyclique ont été réalisés pour déterminer les contraintes internes et effectives cycliques, à savoir : des essais dits "à une éprouvette par niveau", des essais par paliers successifs croissants, des essais de variation de la vitesse de déformation, et des essais de sauts de déformation (ou de contraintes). Trois niveaux de déformation ont plus particulièrement été étudiés pour chaque matériau : un niveau "bas" ( $\Delta\epsilon_t/2 = 0,3\%$ ), un niveau "intermédiaire" ( $\Delta\epsilon_t/2 = 0,75\%$ ) et un niveau "haut" ( $\Delta\epsilon_t/2 = 1,2\%$ ).

### II-3-2-1) Essais "une éprouvette par niveau"

Les essais type "une éprouvette par niveau", ont été effectués sur chaque matériau aux amplitudes de déformation imposée précisées ci-dessous :

- pour l'acier **316** :

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

- pour l'acier **446** :

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

- pour les aciers **AF11** et **AF18** :

$\Delta\epsilon_t/2 = 0,4\%, 0,5\%, 0,7\%, 1\%$  et  $1,25\%$ .

Les essais sur les aciers duplex (AF11 et AF18) ont été réalisés par A. Seddouki [SED94].

### II-3-2-2) Essais par paliers successifs croissants

Un essai par paliers successifs croissants a été effectué sur chacun des aciers austénitique et ferritique. Dans cet essai, 10 niveaux de déformation étaient imposés :  $0,1\%$ ,  $0,2\%$ ,  $0,3\%$ ,  $0,4\%$ ,  $0,5\%$ ,  $0,6\%$ ,  $0,8\%$ ,  $1\%$ ,  $1,2\%$ , et  $1,5\%$ . Le nombre de cycles par palier était choisi de manière à avoir la même quantité de déformation plastique cumulée ( $2N\Delta\epsilon_p = \text{cte}$ ) à chaque niveau de déformation. En pratique, nous avons remplacé la variation de déformation plastique  $\Delta\epsilon_p$  par la variation de déformation totale  $\Delta\epsilon_t$ , puisque le pilotage des essais

s'effectuait en déformation totale imposée. La déformation totale cumulée par palier était fixée à 600 pour l'acier 316 ( $2N\Delta\epsilon_t = 600$ ), permettant ainsi de s'approcher le plus possible de la phase de saturation à chaque palier. En revanche, la déformation totale cumulée par palier était fixée à 120 pour l'acier 446 ( $2N\Delta\epsilon_t = 120$ ), la durée de vie de l'acier ferritique étant beaucoup plus faible que celle de l'acier austénitique.

### II-3-2-3) Essais avec sauts de déformation

L'essai avec sauts de contraintes pour déterminer les contraintes interne et effective (§I-2-2-3) est en réalité ici remplacé par un essai avec sauts de déformation ; après chaque saut, la relaxation de la contrainte est enregistrée (Figure II-9). Cet essai a été réalisé au niveau de déformation intermédiaire  $\Delta\epsilon/2 = 0,75\%$ , sur les aciers austénitique et ferritique. Les sauts de déformation ont été effectués à 98% de  $\epsilon_a (= \Delta\epsilon/2)$ , sur l'alternance ascendante et sur celle descendante, pour obtenir les valeurs des contraintes interne et effective quasiment aux pics des boucles d'hystérésis [POL91]. 17 sauts de déformation ont été effectués sur des boucles d'hystérésis successives, avec un incrément de déformation  $\delta\epsilon = 0,0075\%$  entre deux sauts successifs (ex : 1er saut = 0,0075%, 2ème saut = 0,015%...). A la fin de chaque saut, la déformation était maintenue constante, et la relaxation de la charge était enregistrée pendant 4 secondes.

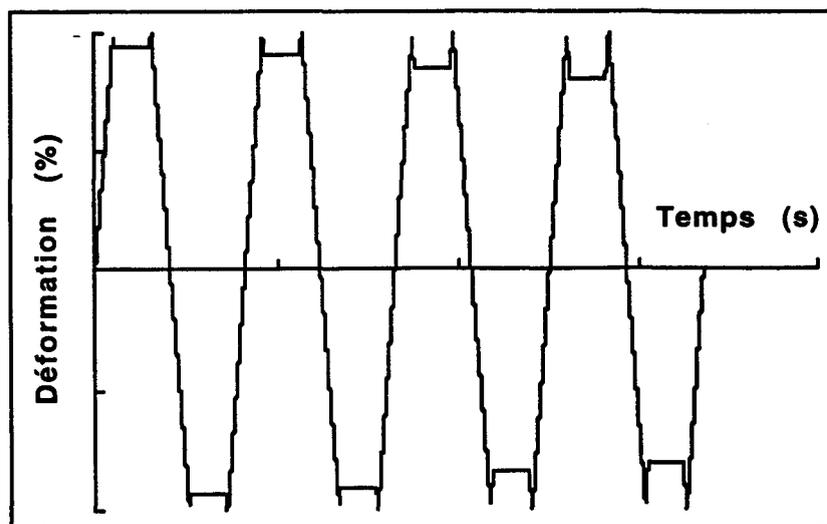
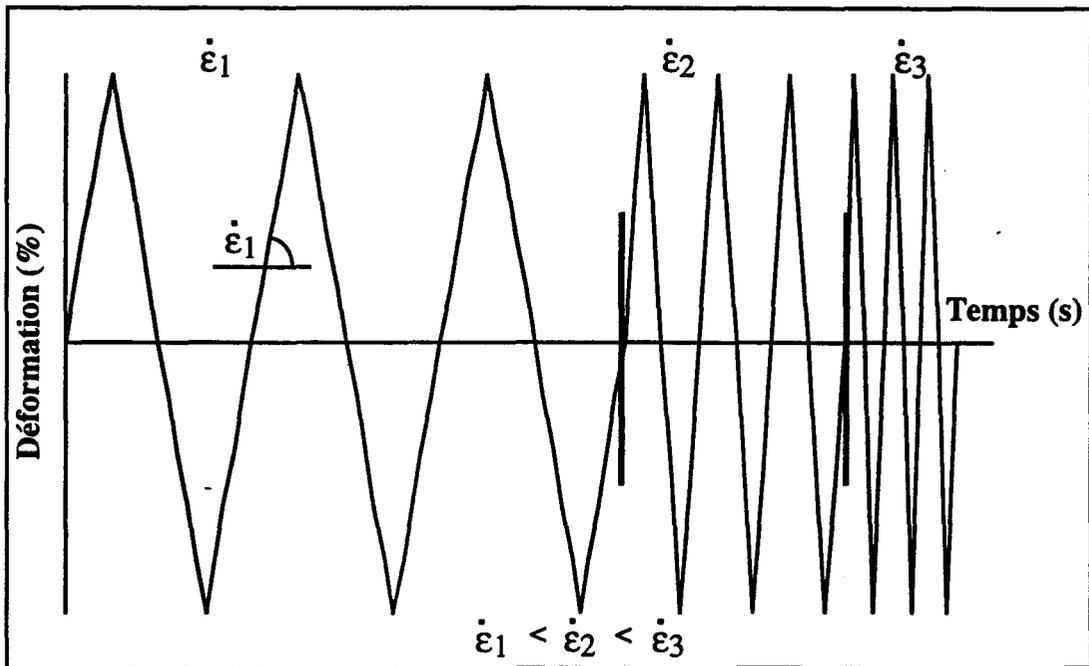


Figure II-9 : Essai de sauts de déformation.

### II-3-2-4) Essais avec variations de la vitesse de déformation

Ce type d'essai est une variante de l'essai avec sauts de vitesses de déformation (cf. §I-2-2-3) proposé par Mughrabi et al. [MHS76] pour déterminer les contraintes interne et effective. En réalité, dans les essais réalisés ici, la vitesse de déformation était modifiée sur des boucles d'hystérésis complètes (Figure II-10). Ces essais ont été réalisés au niveau de déformation intermédiaire  $\Delta\epsilon/2 = 0,75\%$ , sur les aciers austénitique et ferritique. L'éprouvette était d'abord cyclée avec la vitesse de déformation de référence ( $\dot{\epsilon}_t = 4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) jusqu'à stabilisation de la réponse en contrainte (boucles d'hystérésis inchangées d'un cycle à l'autre) ; lors d'un passage par la déformation nulle (fin d'un cycle), les cycles suivants étaient réalisés avec une autre vitesse de déformation. Le Tableau II-4 présente le programme d'un tel essai.



*Figure II-10 : Essai avec variations de la vitesse de déformation.*

Entre deux tâches successives, l'éprouvette était à nouveau cyclée pendant une période de 5 cycles avec la vitesse de déformation initiale de référence (0,4%/s) pour rétablir à peu près la configuration de dislocations existant avant le changement de vitesse de déformation. Le cyclage était ensuite poursuivi à la vitesse de déformation suivante, etc. Une fois le programme

terminé, l'éprouvette était à nouveau cyclée pendant 50 cycles avec la vitesse de déformation initiale (0,4%/s).

Tâche	Vitesse de déformation (%/s)	Nombre de cycles
Tâche 1	0,4	jusqu'à stabilisation
Tâche 2	0,004	5 cycles
Tâche 3	0,0128	5 cycles
Tâche 4	0,04	5 cycles
Tâche 5	0,128	5 cycles
Tâche 6	0,4	5 cycles
Tâche 7	1,28	5 cycles
Tâche 8	4	5 cycles

*Tableau II-4 : Programme des essais avec variations de la vitesse de déformation.*

#### **II-4) Caractérisation en traction monotone**

Des essais de traction monotone ont été effectués à température ambiante sur les aciers inoxydables austénitique 316, ferritique 446 et duplex AF11 et AF18, afin de déterminer leurs caractéristiques mécaniques monotones. La Figure II-11 donne les courbes conventionnelles de traction monotone des quatre aciers étudiés. Le Tableau II-5 définit les propriétés mécaniques monotones moyennes déterminées à partir de ces courbes.

La Figure II-11 montre que l'acier 316 est fortement écrouissable comparé à l'acier 446. En ce qui concerne l'acier ferritique, sa courbe de traction monotone présente, dans l'intervalle  $0,3\% < \epsilon < 0,9\%$ , un palier dû à la transition inhomogène de la déformation élastique à la déformation plastique [DIE88], caractérisée par le phénomène des bandes de déformation dites "bandes de Lüders", avec une limite d'élasticité supérieure ( $R_{es} = 475$  MPa) et une limite d'élasticité inférieure ( $R_{ei} = 455$  MPa). Le phénomène des bandes de Lüders est dû à la

présence d'éléments d'alliages en grande quantité, en particulier des interstitiels de carbone (0,18%) et d'azote (0,16%).

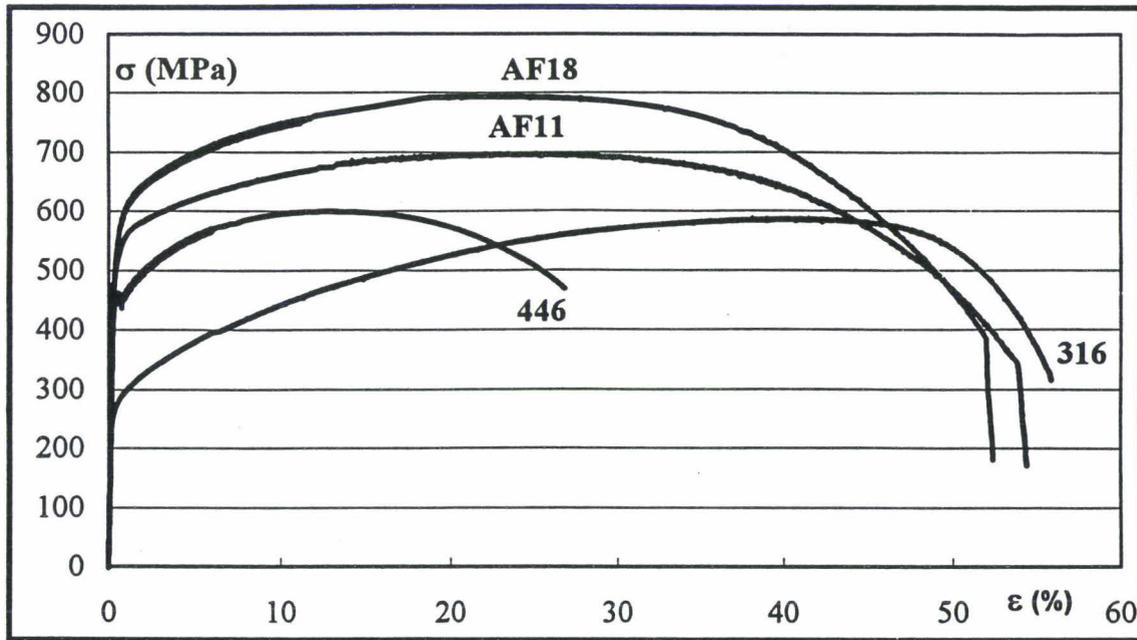


Figure II-11 : Courbes de traction monotone des aciers inoxydables austénitique 316, ferritique 446 et duplex AF11 et AF18.

Acier inoxydable	E (GPa)	Re <sub>0,02</sub> (MPa)	Re <sub>0,2</sub> (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
austénitique (316)	185	220	265	590	58
ferritique (446)	216	475	455	600	26
duplex (AF11)	174	420	515	690	53
duplex (AF18)	204	395	535	790	51

Tableau II-5 : Propriétés mécaniques monotones des quatre aciers étudiés.

Les courbes de traction monotone des aciers AF11 et AF18 montrent une différence évidente de niveaux de contrainte entre ces deux aciers, en particulier, en ce qui concerne les résistances à la rupture  $R_m$ . Cette différence est due à la différence entre leurs teneurs en azote (0,11% et 0,18% respectivement), élément interstitiel durcissant. De plus, une différence importante a été constatée entre le module d'Young de l'acier AF11 ( $E = 174000$  MPa) et celui

de l'acier AF18 ( $E = 204000$  MPa), valeurs confirmées par ailleurs par celles obtenues sur le premier quart de cycle des tous les essais de fatigue.

Enfin, la Figure II-11 montre que les aciers duplex AF11 et AF18 possèdent de résistances à la rupture  $R_m$  nettement plus élevées de celles des aciers 316 et 446, tout en conservant une ductilité comparable à celle de l'acier 316.

Nous n'étudierons pas plus à fond ces propriétés monotones, les essais de traction monotone n'étant ici utilisés que pour caractériser les matériaux étudiés ensuite en fatigue.

## **CHAPITRE III : RESULTATS EXPERIMENTAUX**

**SOMMAIRE CHAPITRE III :**  
**RESULTATS EXPERIMENTAUX**

<b>III-1) Méthode ASP .....</b>	<b>87</b>
III-1-1) Mise en oeuvre de la méthode ASP .....	87
III-1-2) Résultats sur l'acier inoxydable austénitique 316.....	92
III-1-2-1) Fonction densité de probabilité.....	92
III-1-2-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective .....	96
III-1-2-3) Module d'élasticité effectif.....	99
III-1-2-4) Boucles d'hystérésis, $\sigma$ - $\epsilon$ , $\sigma_i$ - $\epsilon$ et $\sigma_e$ - $\epsilon$ .....	101
III-1-2-5) Influence de l'azote.....	104
III-1-3) Résultats sur l'acier inoxydable ferritique 446.....	108
III-1-3-1) Fonction densité de probabilité.....	108
III-1-3-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective .....	112
III-1-3-3) Module d'élasticité effectif.....	114
III-1-3-4) Boucles d'hystérésis, $\sigma$ - $\epsilon$ , $\sigma_i$ - $\epsilon$ et $\sigma_e$ - $\epsilon$ .....	116
III-1-4) Résultats sur les aciers inoxydables AF18 et AF11.....	118
III-1-4-1) Fonction densité de probabilité.....	120
III-1-4-2) Amplitudes de contrainte, et contraintes interne et effective .....	124
III-1-4-3) Module d'élasticité effectif.....	128
<b>III-2) Méthode des sauts de déformation .....</b>	<b>132</b>
III-2-1) Résultats sur l'acier 316.....	132
III-2-2) Résultats sur l'acier 446.....	134
<b>III-3) Méthode de variation de la vitesse de déformation.....</b>	<b>136</b>

Dans ce chapitre les résultats obtenus par la méthode ASP, la méthode des sauts de déformation et la méthode de variation de la vitesse de déformation seront présentés. L'Annexe I discute la validité des méthodes KWL et HD tant en ce qui concerne leur application pratique que leur signification physique.

### ***III-1) Méthode ASP***

La méthode de l'Approche Statistique de la déformation Plastique appliquée à une boucle d'hystérésis contrainte-déformation en fatigue plastique oligocyclique, proposée par Polák (cf. I-2-3) permet d'accéder à plusieurs paramètres importants, par l'intermédiaire des dérivées première et seconde de chaque alternance de la boucle d'hystérésis. Cette méthode est appliquée sur les différents aciers étudiés, à plusieurs niveaux d'amplitude de déformation appliquée. Avant de présenter les différents résultats obtenus, la mise en oeuvre de la méthode ASP sera développée.

#### **III-1-1) Mise en oeuvre de la méthode ASP**

La dérivation d'une alternance de la boucle d'hystérésis nécessite le lissage des valeurs expérimentales de contrainte et de déformation. En Annexe II, les différentes méthodes de lissage utilisables sont présentées ; le lissage par la méthode des moindres carrées avec un polynôme  $\varepsilon = f(\sigma)$  du 7ème degré est adopté pour tous les résultats qui suivent. Après lissage des valeurs expérimentales, les dérivées première et seconde de chaque alternance d'une boucle d'hystérésis sont déterminées soit par régression linéaire sur chaque 5 points consécutifs, soit par dérivation directe de l'équation polynôme obtenue par le lissage.

La Figure III-1 présente une alternance ascendante d'une boucle d'hystérésis en coordonnées relatives, et ses fonctions dérivée première  $d\sigma/d\varepsilon$  multipliée par  $1/E_{eff}$  et dérivée seconde  $d^2\sigma/d\varepsilon^2$  multipliée par  $-2/E_{eff}^2$  en fonction de  $\varepsilon_r E_{eff}$ , ainsi que les grandeurs obtenues à partir de ces courbes, par la méthode ASP.

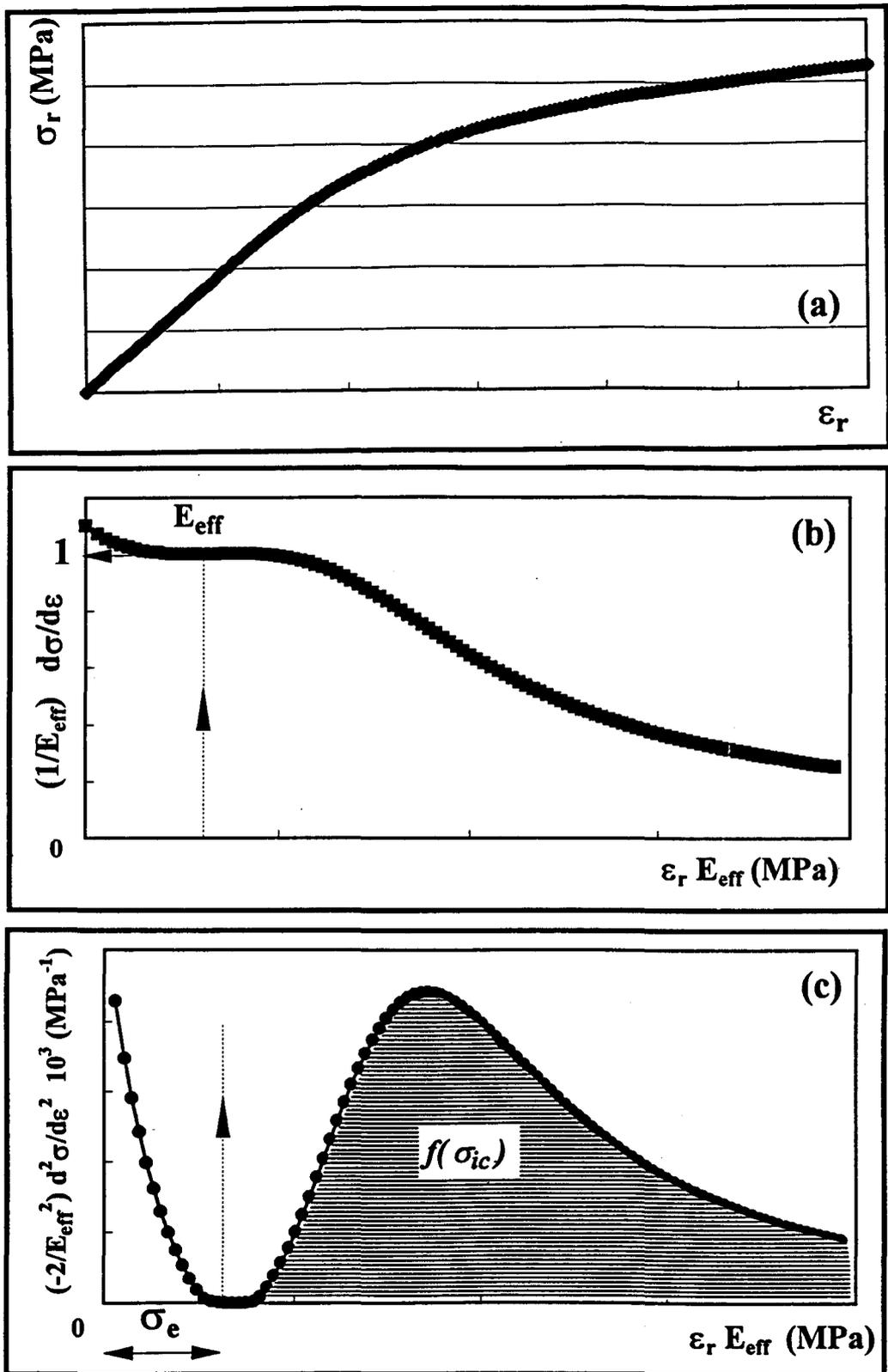


Figure III-1 : Définition des paramètres obtenus grâce aux dérivées première et seconde d'une alternance d'une boucle d'hystérésis : a) alternance ascendante, b) sa dérivée première  $\cdot 1/E_{eff}$ , c) sa dérivée seconde  $\cdot -2/E_{eff}^2$ .

Le module d'élasticité  $E_{eff}$  est défini au point correspondant à la valeur minimale de la dérivée seconde (Figure III-1b). La contrainte effective  $\sigma_e$  est définie par la valeur de  $\epsilon_r E_{eff}$  correspondant à cette même valeur minimale (Figure III-1c). Enfin la fonction densité de probabilité  $f(\sigma_{ic})$  est définie par la courbe dérivée seconde, au-delà de son minimum (Figure III-1c). Nous avons constaté expérimentalement qu'à faible amplitude de déformation appliquée, la dérivée seconde atteint la valeur nulle, tandis qu'à grande amplitude, elle n'atteint pas zéro, mais plutôt un minimum positif (cf. Figure III-4 par exemple).

Dans la présentation théorique de l'approche statistique (§ I-2-3), la fonction densité de probabilité était décalée de  $2*\sigma_e$  suivant l'axe des abscisses  $\epsilon_r E_{eff}$ . Il était alors considéré qu'il n'y avait pas de relaxation. En réalité, les résultats expérimentaux présentent un phénomène de relaxation en début d'alternance. Ce phénomène se traduit par une branche initiale fortement décroissante sur la courbe dérivée première ( $1/E_{eff} * d\sigma/d\epsilon$ ) et sur la courbe dérivée seconde ( $-2/E_{eff}^2 * d^2\sigma/d\epsilon^2$ ). Cette phase est observable sur la forme de l'alternance elle-même (Annexe I, Figure A1-7). En effet, à la fin de chaque alternance, la contrainte effective atteint sa valeur maximale, et lorsque la direction de la déformation totale imposée change de sens, la contrainte effective continue momentanément d'agir dans la direction de la déformation antérieure, et la déformation plastique continue dans cette même direction précédente, jusqu'à ce que la contrainte effective s'annule. La contrainte effective est alors définie, en pratique, comme la différence entre le pic précédent et le minimum de la courbe dérivée seconde.

Enfin, la fonction densité de probabilité  $f(\sigma_{ic})$  est déduite de la courbe dérivée seconde (Figure III-1c), et tracée en fonction de la contrainte interne critique  $\sigma_{ic}$  définie par (Figure III-2) :

$$\sigma_{ic} = \frac{\epsilon_r E_{eff}}{2} - \sigma_e \quad (III-1)$$

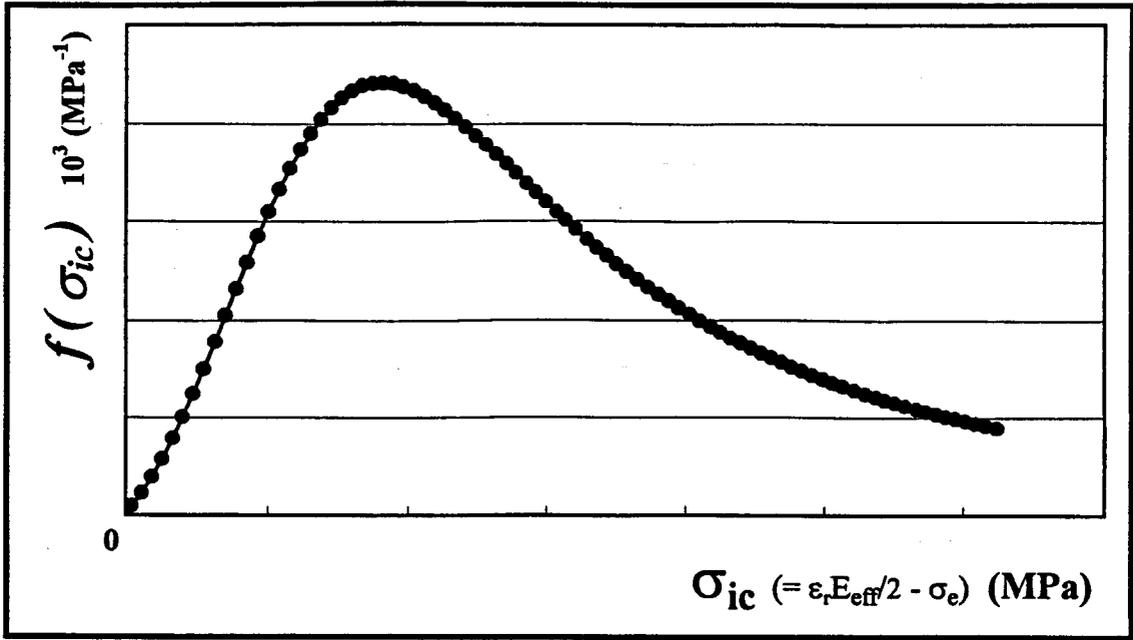


Figure III-2 : Fonction densité de probabilité en fonction de la contrainte interne critique.

D'après la méthode ASP, la contrainte interne "macroscopique" est égale à la somme des contraintes internes critiques des microvolumes déformés plastiquement multipliée par leur densité de probabilité :

$$\sigma_i = \int_0^{\varepsilon_a E_{eff}} \sigma_{ic} f(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} + \varepsilon_a E_{eff} \int_{\varepsilon_a E_{eff}}^{\infty} f(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} \quad (\text{III-2})$$

La contrainte effective "macroscopique" est égale à la contrainte effective saturée  $\sigma_{es}$  (rappelons que  $\sigma_{es}$  est caractéristique de tous les microvolumes à température et vitesse de déformation données, cf. § I-2-3) multipliée par la somme des probabilités, tel que :

$$\sigma_e = \sigma_{es} \int_0^{\varepsilon_a E_{eff}} f(\sigma_{ic}) d\sigma_{ic} \quad (\text{III-3})$$

En pratique, nous avons déterminé la contrainte effective sur chaque alternance à partir du minimum de la courbe dérivée seconde, comme présenté en Figure III-1c.

La précision de mesure de la contrainte effective a été évaluée sur dix boucles d'hystérésis successives stabilisées, sur l'acier 316 sollicité en fatigue sous  $\varepsilon_a = 1,2\%$  ; on obtient une valeur moyenne de  $155 \pm 5$  MPa.

Une fois la contrainte effective obtenue, la **contrainte interne** est calculée comme la différence entre la contrainte pic sur la boucle d'hystérésis et cette contrainte effective, soit :

en traction 
$$\sigma_{it} = \sigma_{mt} - \sigma_{et} \quad (\text{III-4})$$

et en compression 
$$\sigma_{ic} = \sigma_{mc} - \sigma_{ec} \quad (\text{III-5})$$

où  $\sigma_{mt}$  et  $\sigma_{mc}$  sont les contraintes pic en traction et en compression respectivement. Cependant, pour ne pas alourdir les figures, sur les courbes d'évolution des contraintes au cours du cyclage, nous présenterons l'évolution de l'amplitude de contrainte  $\sigma_a = (\sigma_{mt} - \sigma_{mc})/2$ , avec celle des contraintes interne et effective en traction et en compression respectivement. Pratiquement, une très petite différence entre les contraintes interne et effective en traction et en compression a été constatée. Sachant que la précision de la mesure de la méthode ASP ( $\pm 5$  MPa) et celle de la machine d'essai ( $\pm 1$  MPa), en conséquence, cette différence entre traction et compression des contraintes interne et effective ne sera pas interprétée physiquement.

Il faut préciser que la contrainte effective et le module d'élasticité effectif obtenus sur l'alternance ascendante sont définis comme la contrainte effective et le module d'élasticité effectif en compression ( $\sigma_{ec}$ ,  $E_{effc}$  respectivement), puisqu'ils sont générés par l'alternance descendante. Réciproquement, la contrainte effective et le module d'élasticité effectif définis sur l'alternance descendante sont appelés de traction,  $\sigma_{et}$  et  $E_{efft}$ .

Nous présenterons dans un premier temps les résultats obtenus par la méthode ASP pour chaque matériau successivement, les résultats obtenus pour les différents matériaux seront ensuite comparés entre eux.

Nous ne donnons pas ici les boucles d'hystérésis originales ; les boucles d'hystérésis stabilisées correspondant aux essais à une éprouvette par niveau réalisés sur chacun des matériaux étudiés sont données en annexe 4.

### III-1-2) Résultats sur l'acier inoxydable austénitique 316

Les contraintes internes et effectives dans l'acier inoxydable austénitique 316 sollicité en fatigue plastique oligocyclique ont été définies par la méthode ASP à partir d'essais à "une éprouvette par niveau" et d'un essai par "paliers successifs croissants" (cf. § II-3-2-2). Les évolutions de la fonction densité de probabilité, des contraintes interne et effective et du module d'élasticité effectif, au cours du cyclage, et avec l'amplitude de déformation, sont présentées successivement.

#### III-1-2-1) Fonction densité de probabilité

Les évolutions de la fonction densité de probabilité  $f(\sigma_{ic})$ , au cours du cyclage, et avec l'amplitude de déformation, sont d'abord analysées. La méthode ASP a été ainsi appliquée sur le premier quart du cycle, puis sur d'autres cycles au cours de la durée de vie, à trois niveaux de déformation. La forme de la courbe  $f(\sigma_{ic})$ , correspondant au premier quart de cycle (Figure III-3 au niveau  $\epsilon_a = 0,75\%$ ) est bien sûr quasiment la même quelle que soit l'amplitude de déformation appliquée : elle présente un pic étroit très élevé, et aucune relaxation initiale n'existe ( $\epsilon E_{eff}(\text{pic}) = 220 \text{ MPa}$  et  $\text{probabilité}(\text{pic}) \approx 6 \times 10^{-3}$ ).

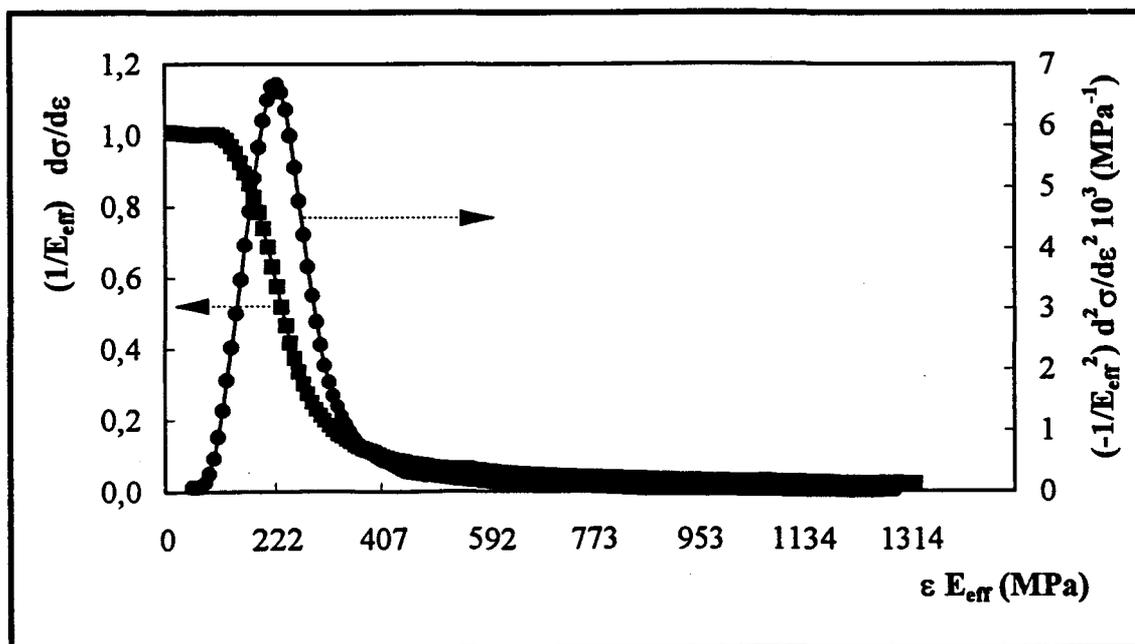


Figure III-3 :  $f(\sigma_{ic})$  et première dérivée du premier quart du cycle ( $\epsilon_a = 0,75\%$ , acier 316).

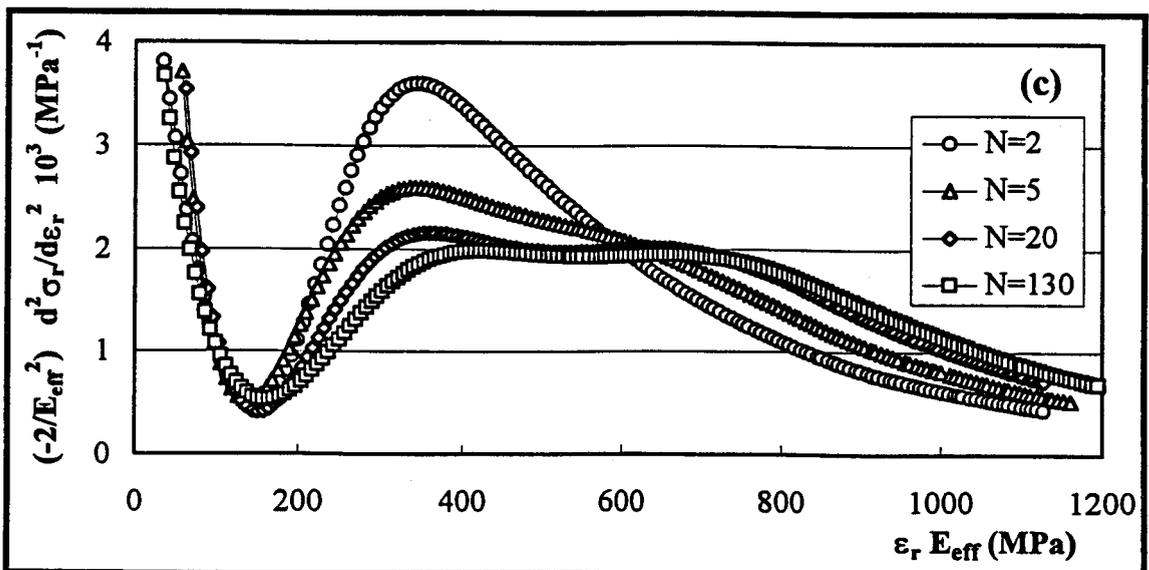
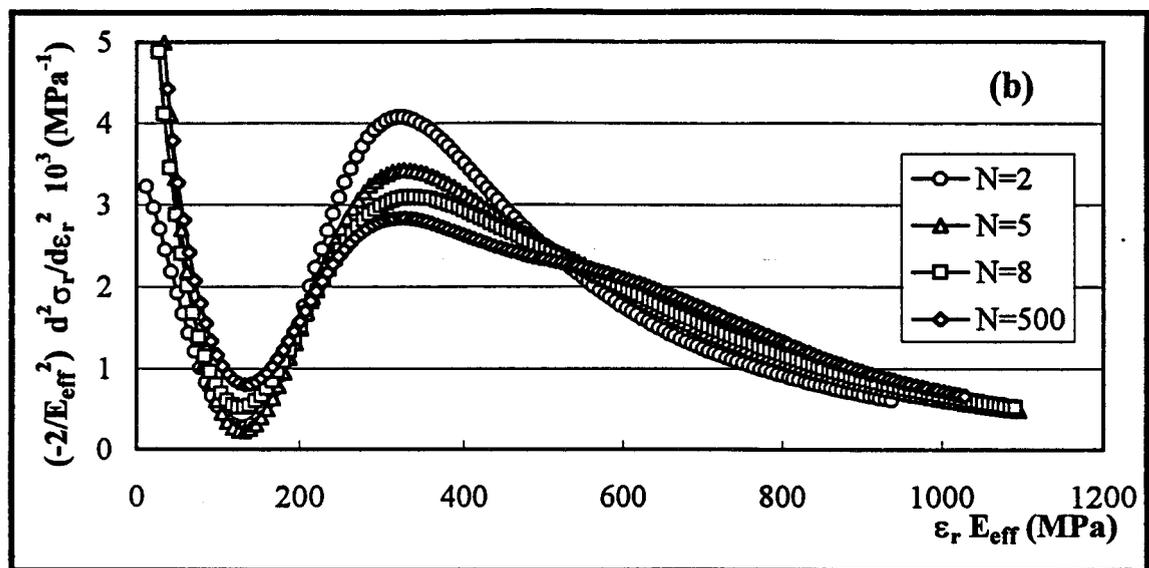
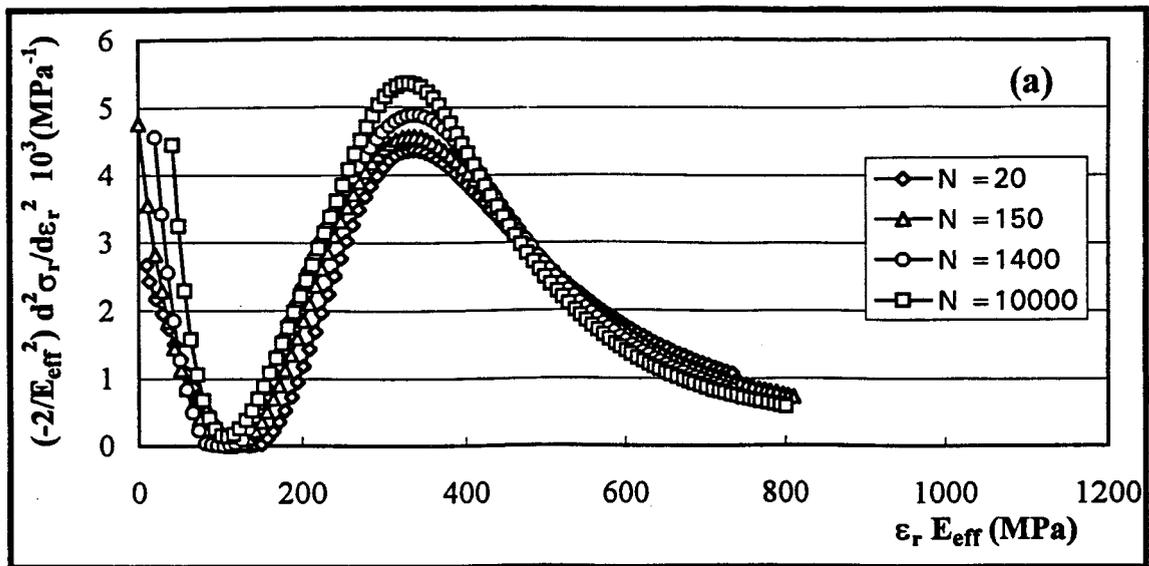


Figure III-4 : Evolution de  $f(\sigma_{ic})$  au cours du cyclage (acier 316), a)  $\varepsilon_a = 0,3\%$  ( $N_r = 45000$  cycles), b)  $\varepsilon_a = 0,75\%$  ( $N_r = 3400$  cycles), c)  $\varepsilon_a = 1,2\%$  ( $N_r = 1000$  cycles).

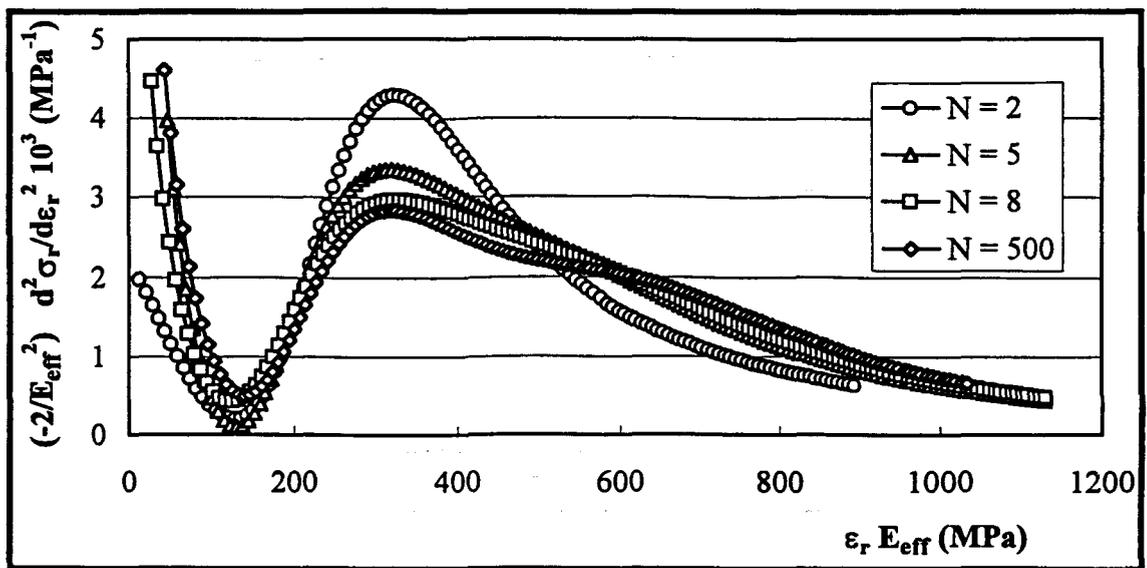


Figure III-5 : Evolution de  $f(\sigma_{1c})$  au cours du cyclage, obtenues sur les alternances descendantes ( $\epsilon_a = 0,75\%$ , acier 316,  $N_r = 3400$  cycles).

Les Figures III-4-a, b et c présentent l'évolution de la fonction densité de probabilité  $f(\sigma_{1c})$  au cours du cyclage, pour les trois niveaux d'amplitude de déformation totale imposée  $\epsilon_a = 0,3\%$ ,  $0,75\%$  et  $1,2\%$  respectivement. Les fonctions  $f(\sigma_{1c})$  ici présentées sont en fait celles déterminées sur les alternances ascendantes, en fait ; celles obtenues sur les alternances descendantes en sont très voisines, comme on peut l'observer en comparant les Figures III-4-b et III-5.

Sous  $\epsilon_a = 0,3\%$  (Figure III-4a), la fonction  $f(\sigma_{1c})$  se caractérise par un seul pic centré sur  $\epsilon_r E_{eff}(\text{pic}) \approx 350$  MPa ( $\sigma_{1c}(\text{pic}) \approx 65$  MPa), de hauteur croissante et de largeur décroissante au cours du cyclage. Une fonction  $f(\sigma_{1c})$  à un seul pic étroit indique que la majorité des microvolumes déformés plastiquement ont quasiment la même contrainte interne critique  $\sigma_{1c}$ . En effet, à faible amplitude de déformation, seuls les grains favorablement orientés (avec un facteur de Schmid proche de 0,5, cf. § I-1-4) sont déformés plastiquement. L'augmentation de la hauteur du pic au cours du cyclage traduit que le nombre de microvolumes caractérisés par  $\sigma_{1c} \approx 65$  MPa et déformés plastiquement augmente au cours de la durée de vie (rappelons que  $\sigma_{1c}(\text{pic})$  est calculé à partir de la relation III-1).

La Figure III-4b ( $\epsilon_a = 0,75\%$ ) montre une évolution rapide de  $f(\sigma_{iC})$  pendant les premiers cycles, suivie d'une stabilisation. Ici le pic s'élargit au cours du cyclage, tandis qu'il s'abaisse. Ceci traduit que des microvolumes caractérisés par des contraintes internes critiques plus grandes sont, progressivement eux aussi, maintenant, déformés plastiquement, ou que la contrainte interne critique des microvolumes déjà déformés aux cycles précédents a augmenté. Ainsi, à ce niveau d'amplitude de déformation, une distribution relativement plus homogène de la déformation plastique est obtenue rapidement au cours du cyclage.

La figure III-4c présente l'évolution de  $f(\sigma_{iC})$  au cours du cyclage au niveau d'amplitude de déformation  $\epsilon_a = 1,2\%$ . Comme à  $\epsilon_a = 0,75\%$ ,  $f(\sigma_{iC})$  évolue fortement au cours des premiers cycles. Au 130ème cycle,  $f(\sigma_{iC})$  ne présente plus un pic évident mais plutôt un palier relativement large, couvrant un relativement grand intervalle de  $\sigma_{iC}$ . Au début du cyclage, seuls les grains favorablement orientés sont déformés. Mais afin d'accommoder la déformation imposée, des microvolumes caractérisés par des contraintes internes critiques plus importantes, eux aussi, vont se déformer plastiquement au cours du cyclage. Une distribution de la déformation plastique plus homogène en résulte.

La même analyse a été effectuée sur les résultats d'un essai par paliers successifs croissants (cf. § II-3-2-2). La Figure III-6 présente les fonctions  $f(\sigma_{iC})$  aux différents niveaux de déformation successifs appliqués ; la dernière boucle d'hystérésis de chaque palier est analysée en supposant que le matériau y a atteint la phase de stabilisation. On y observe, comme sur les Figures III-4a, b et c, une variation importante de  $f(\sigma_{iC})$  avec l'amplitude de déformation. A faible amplitude de déformation,  $f(\sigma_{iC})$  présente un pic élevé et étroit, qui s'abaisse et s'élargit progressivement lorsque l'amplitude de déformation augmente. Cette variation traduit la forte dépendance de la structure interne des dislocations de l'acier 316 avec l'amplitude de déformation imposée.

*L'évolution de la fonction densité de probabilité est directement liée à la structure des dislocations établie à un certain niveau de déformation, et évolue avec cette structure au cours du cyclage.*

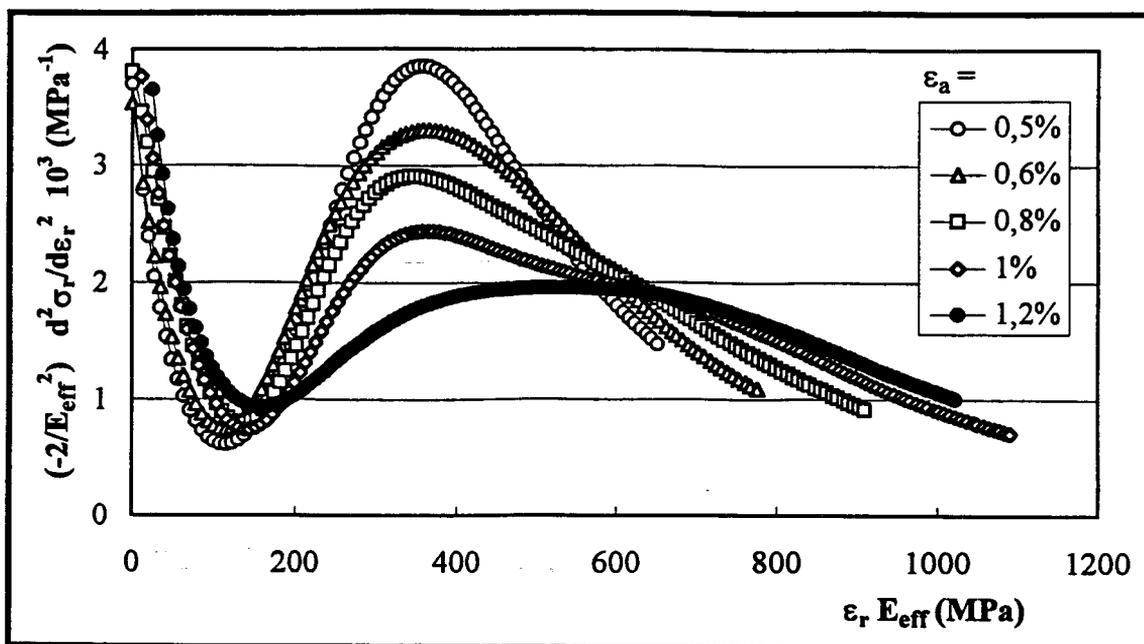


Figure III-6 : Evolution de  $f(\sigma_{ic})$  avec l'amplitude de déformation lors d'un essai par paliers successifs croissants (acier 316).

### III-1-2-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective

La Figure III-7 présente l'évolution des amplitudes de contrainte, et des contraintes effectives et internes en traction et en compression, au cours du cyclage, aux niveaux de déformation  $\epsilon_a = 0,3\%$ ,  $0,75\%$  et  $1,2\%$ . A faible amplitude de déformation, la courbe d'évolution de l'amplitude de contrainte au cours du cyclage présente une brève phase de durcissement suivie par une période d'adoucissement (Figure III-7a) ; la phase de durcissement est plus longue à  $\epsilon_a = 0,75\%$ , et à  $\epsilon_a = 1,2\%$  on a un durcissement quasiment continu, le taux de durcissement décroissant au cours du cyclage. La contrainte interne évolue au cours du cyclage de manière analogue à l'amplitude de contrainte. Elle est plus petite que la contrainte effective durant les tout premiers cycles, puis la dépasse ensuite et augmente tout au long du cyclage. En revanche, la contrainte effective, décroissante au début sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ , se stabilise très vite ensuite jusqu'à la fin du cyclage. Aux niveaux de déformation plus élevés ( $\epsilon_a = 0,75\%$  et  $1,2\%$ ), elle reste quasiment constante tout au long de la durée de vie.

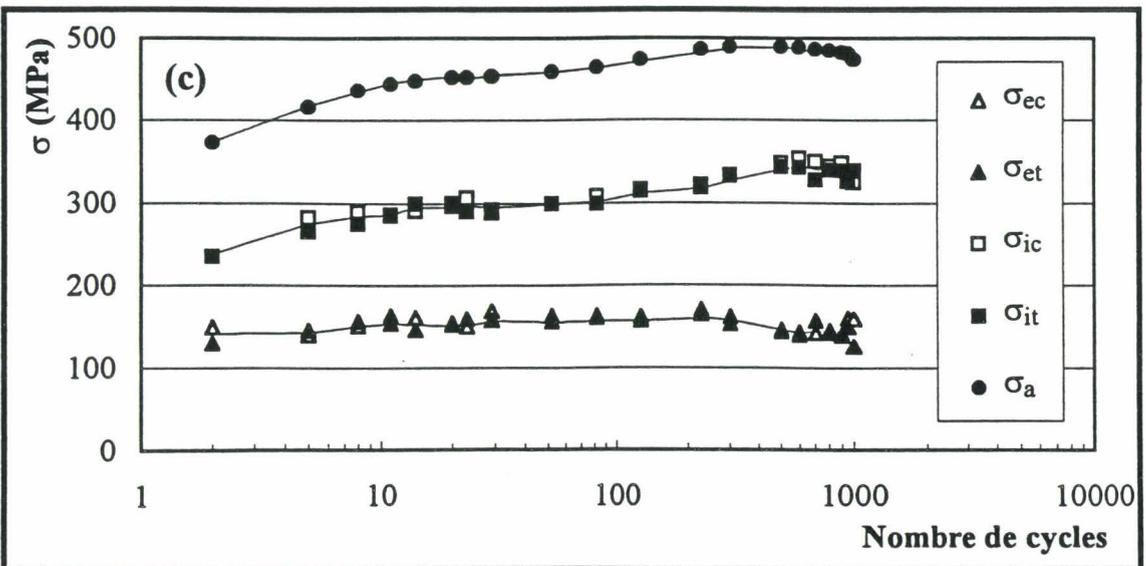
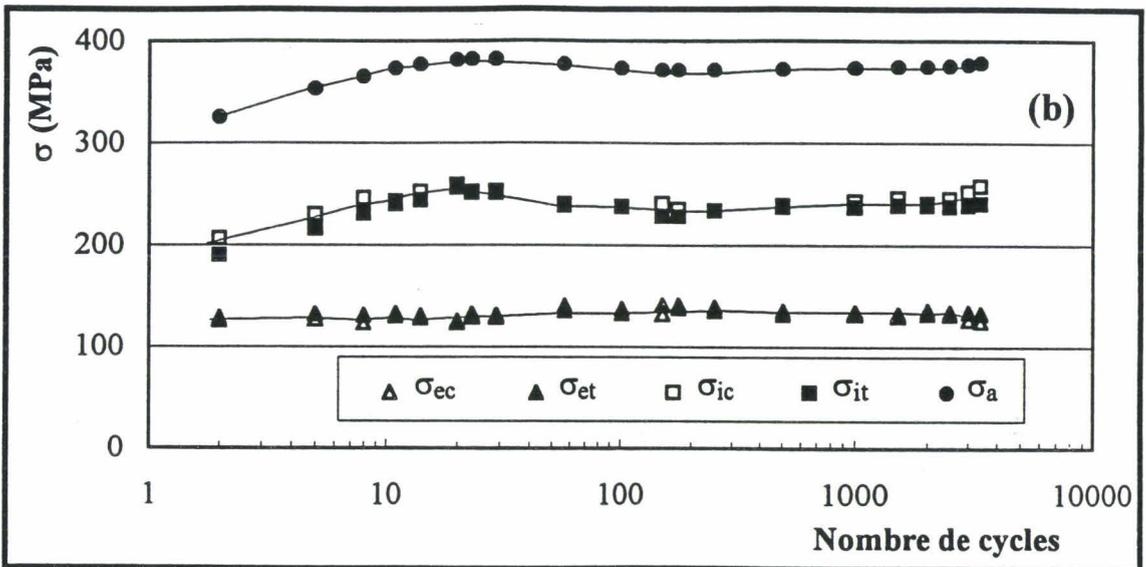
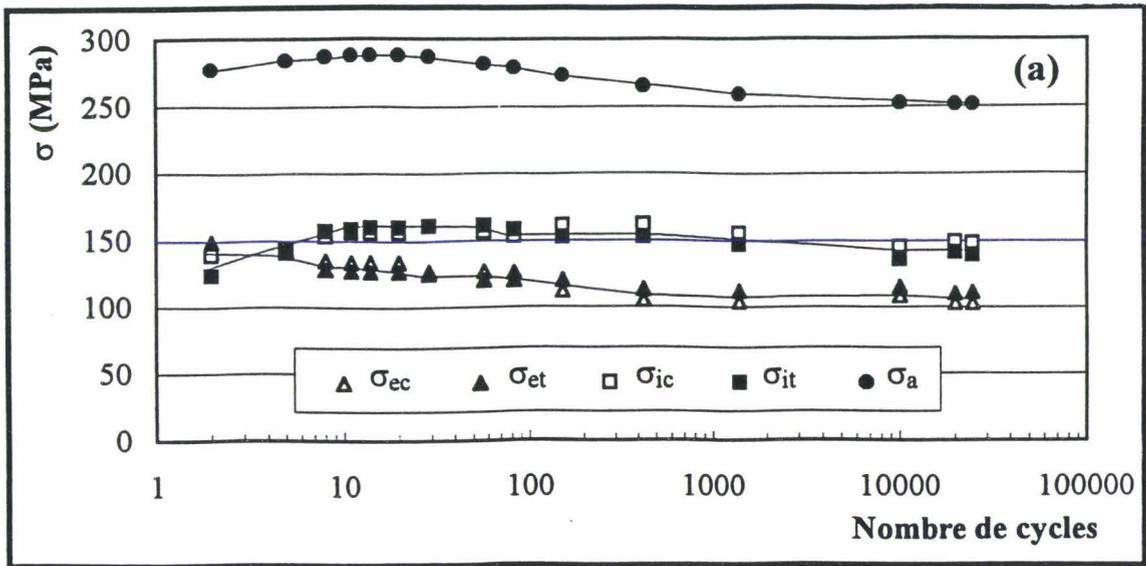


Figure III-7 : Evolutions des amplitudes de contrainte et des contraintes effectives et internes, en traction et en compression, au cours du cyclage (acier 316), a)  $\epsilon_a = 0,3\%$  ( $N_r = 45000$  cycles), b)  $\epsilon_a = 0,75\%$  ( $N_r = 3400$  cycles), c)  $\epsilon_a = 1,2\%$  ( $N_r = 1000$  cycles).

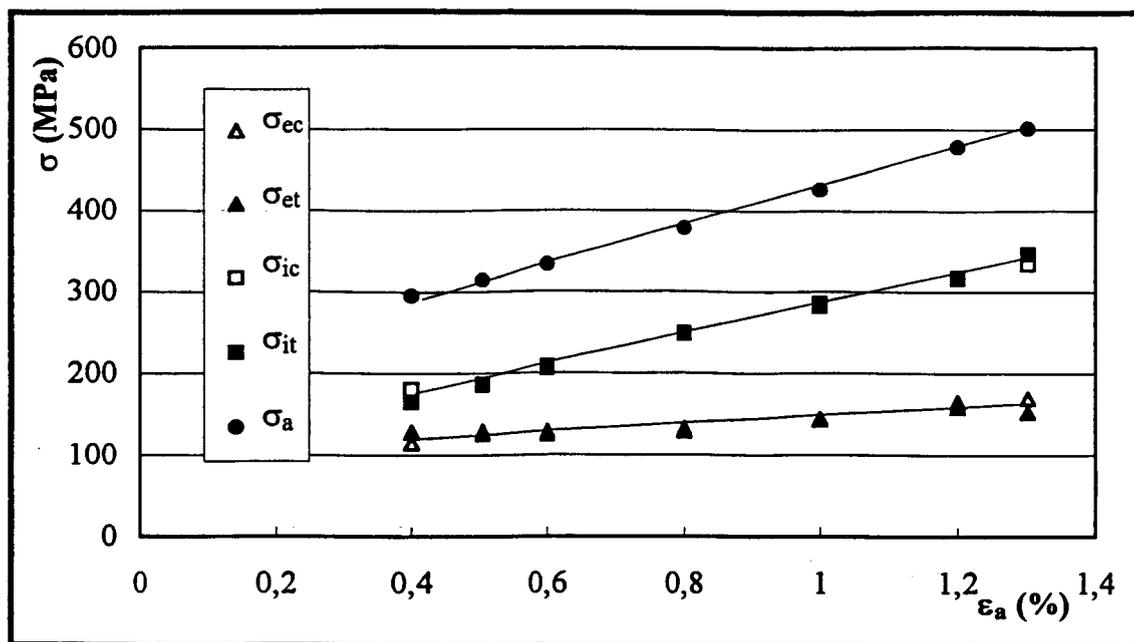


Figure III-8 : Evolution de l'amplitude de contrainte et des contraintes interne et effective avec l'amplitude de déformation, lors d'un essai par paliers successifs croissants (acier 316).

La Figure III-8 présente les variations de l'amplitude de contrainte et des contraintes internes et effectives avec l'amplitude de déformation, obtenues lors de l'essai par paliers successifs croissants. L'amplitude de contrainte augmente de manière importante avec l'amplitude de déformation (acier écrouissable), en raison de l'établissement de structures des dislocations beaucoup plus dures à haute amplitude de déformation. Le taux d'écrouissage de la contrainte interne (186 MPa/%) est pratiquement identique à celui de l'amplitude de contrainte (232 MPa/%). En revanche, seule une légère augmentation de la contrainte effective est constatée (46 MPa/%). Ces résultats sont à rapprocher de l'évolution de la fonction  $f(\sigma_{ic})$  avec le niveau de déformation (Figure III-5) : la faible augmentation de la contrainte effective correspond au faible décalage des minima des courbes  $f(\sigma_{ic})$ , tandis que la forte augmentation de la contrainte interne correspond au fort élargissement et au fort décalage des pics vers les contraintes internes critiques plus élevées.

### III-1-2-3) Module d'élasticité effectif

L'évolution du module d'élasticité effectif  $E_{\text{eff}}$  mesuré sur chaque alternance, en traction et en compression a également été étudiée. A faible amplitude de déformation ( $\epsilon_a = 0,3\%$ , Figure III-9a), on observe une faible évolution du module d'élasticité effectif au cours du cyclage. Sous  $\epsilon_a = 0,75\%$  et  $1,2\%$ , le module effectif diminue durant les premiers cycles puis reste quasiment constant (Figure III-9b et 9c). Une différence systématique est observée entre le module d'élasticité en traction et celui en compression, même compte tenu de la variation de section de l'éprouvette avec la contrainte (prise en compte dans tous les résultats présentés).

Enfin, la Figure III-10 présente la variation du module d'élasticité effectif avec l'amplitude de déformation totale imposée, obtenue lors de l'essai par paliers successifs croissants. Ce module diminue avec l'amplitude de déformation, tandis que la différence entre les modules en traction et en compression augmente.

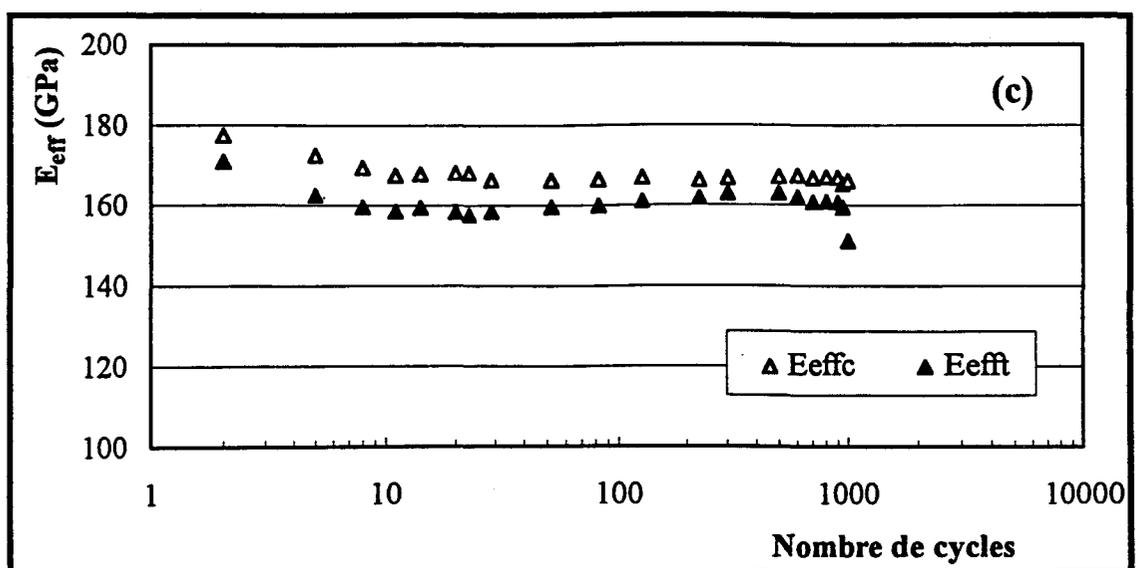
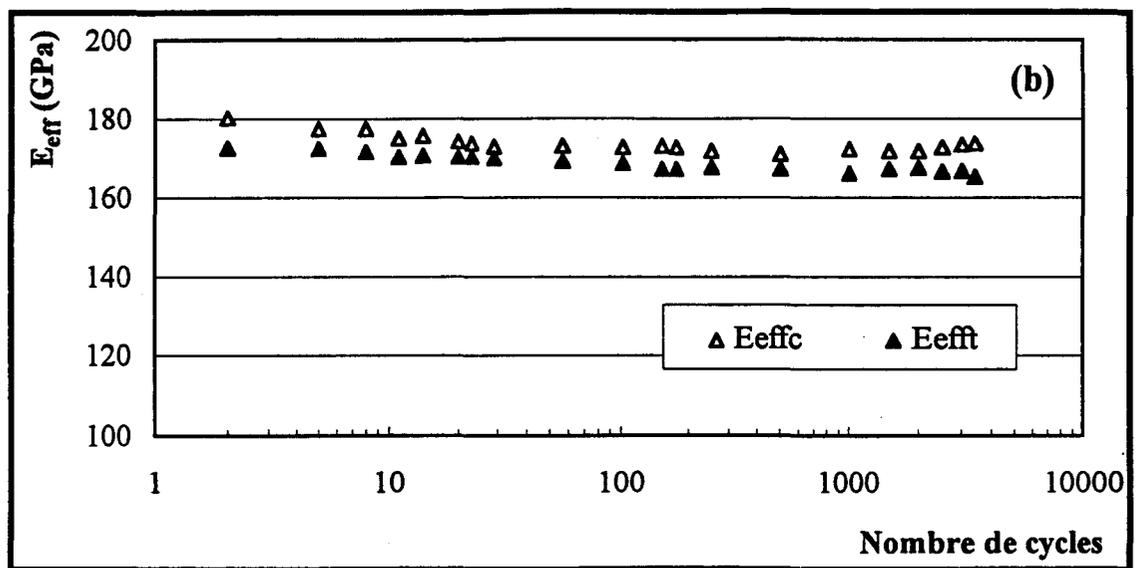
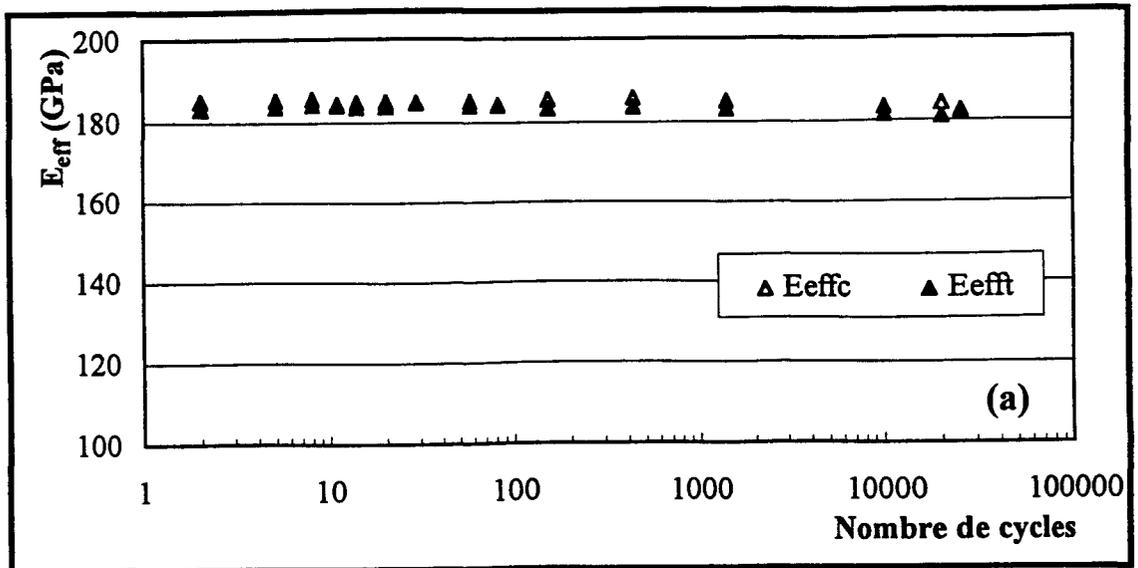


Figure III-9 : Evolution des modules d'élasticité effectifs au cours du cyclage (acier 316),  
 a)  $\epsilon_a = 0,3\%$  ( $N_r = 45000$  cycles), b)  $\epsilon_a = 0,75\%$  ( $N_r = 3400$  cycles), c)  $\epsilon_a = 1,2\%$  ( $N_r = 1000$  cycles).

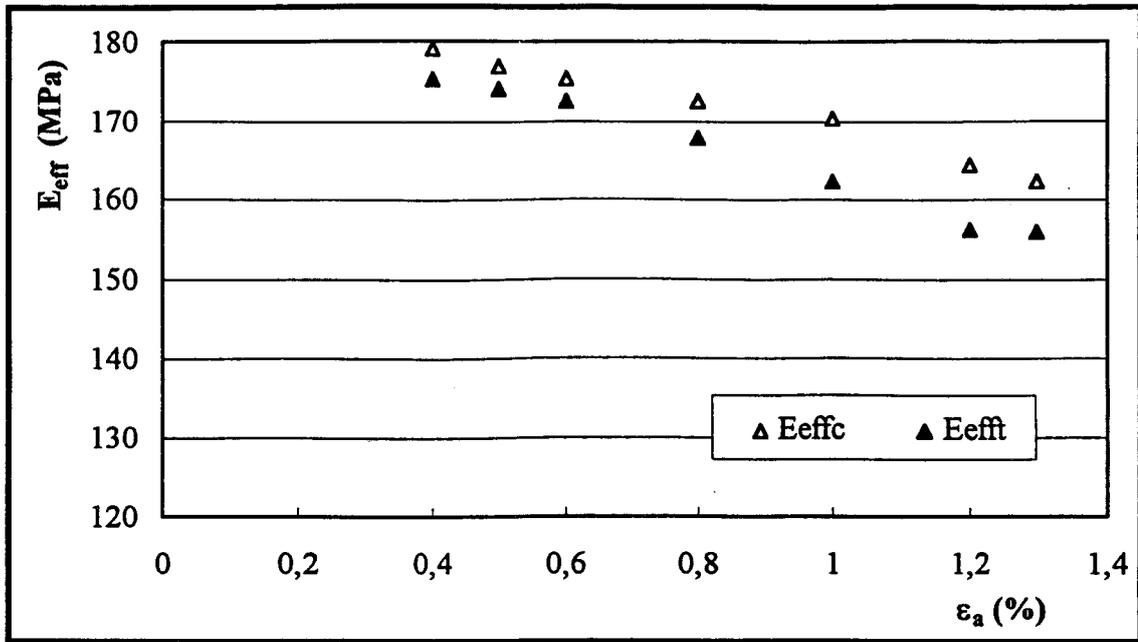


Figure III-10 : Evolution des modules d'élasticité effectifs avec l'amplitude de déformation, lors d'un essai par paliers successifs croissants (acier 316).

#### III-1-2-4) Boucles d'hystérésis. $\sigma$ - $\epsilon$ , $\sigma_i$ - $\epsilon$ et $\sigma_e$ - $\epsilon$

Comme on l'a vu au chapitre I, la méthode ASP permet de déterminer les contraintes totale, interne et effective en tout point d'une boucle d'hystérésis  $\sigma$ - $\epsilon$ . Les boucles d'hystérésis  $\sigma_i$ - $\epsilon$  et  $\sigma_e$ - $\epsilon$  ainsi déterminées lors d'essais de FPO aux niveaux  $\epsilon_a = 0,3\%$  et  $1,2\%$  sont présentées en Figures III- 11 et 12 respectivement.

La Figure III-11a présente les boucles d'hystérésis en termes de contraintes totale, interne et effective à  $\epsilon_a = 0,3\%$ , où l'alternance ascendante est divisée en quatre intervalles. Dans l'intervalle I, la contrainte effective augmente de son amplitude minimale négative jusqu'à une valeur nulle, tandis que la contrainte interne varie très peu ; la contrainte totale a donc quasiment la même évolution que la contrainte effective. A la fin de cet intervalle, la contrainte totale est en fait la contrainte interne. Dans l'intervalle II, la contrainte effective augmente légèrement, tandis que, la contrainte interne augmente de manière appréciable et la contrainte totale également. Dans l'intervalle III, la contrainte effective augmente dans un premier temps

puis se stabilise, tandis que la contrainte interne augmente continûment ainsi que la contrainte totale. Dans l'intervalle IV, la contrainte effective ne varie presque plus, tandis que les contraintes interne et totale augmentent. Dans la dernière partie de l'intervalle III et dans l'intervalle IV, les courbes des contraintes interne et totale ont presque la même allure. Ceci montre bien que l'écroûissage résulte de la contrainte interne. La Figure III-11b présente les évolutions correspondantes des contraintes totale, interne et effective au cours du temps, pendant un cycle.

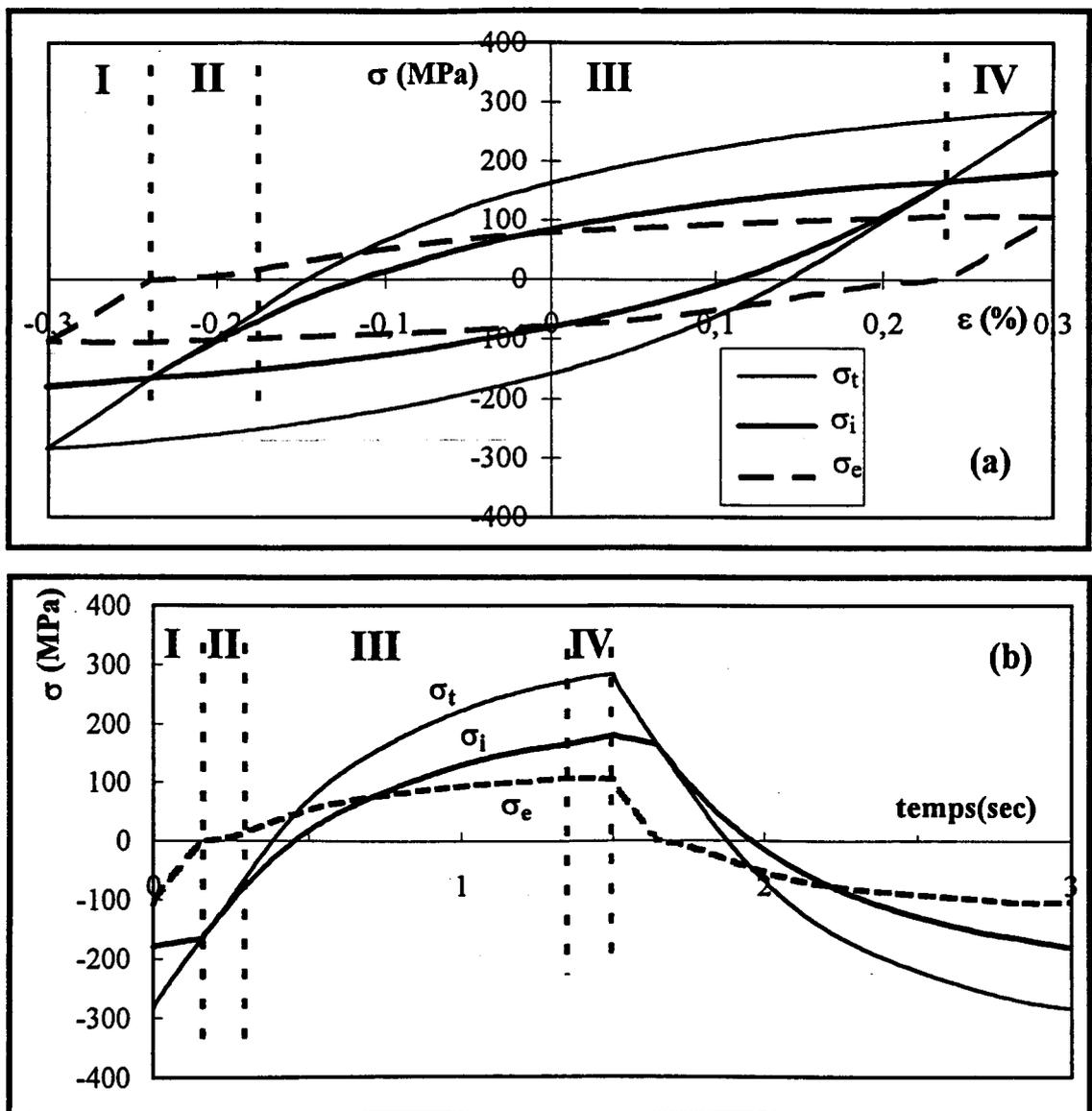


Figure III-11 : Boucles d'hystérésis obtenues par la méthode ASP ( $\epsilon_a = 0,3\%$ , acier 316) :  
a) boucles d'hystérésis en termes de contrainte totale, de contrainte interne et de contrainte effective, b) évolution des contraintes totale, interne et effective au cours du temps durant un cycle.

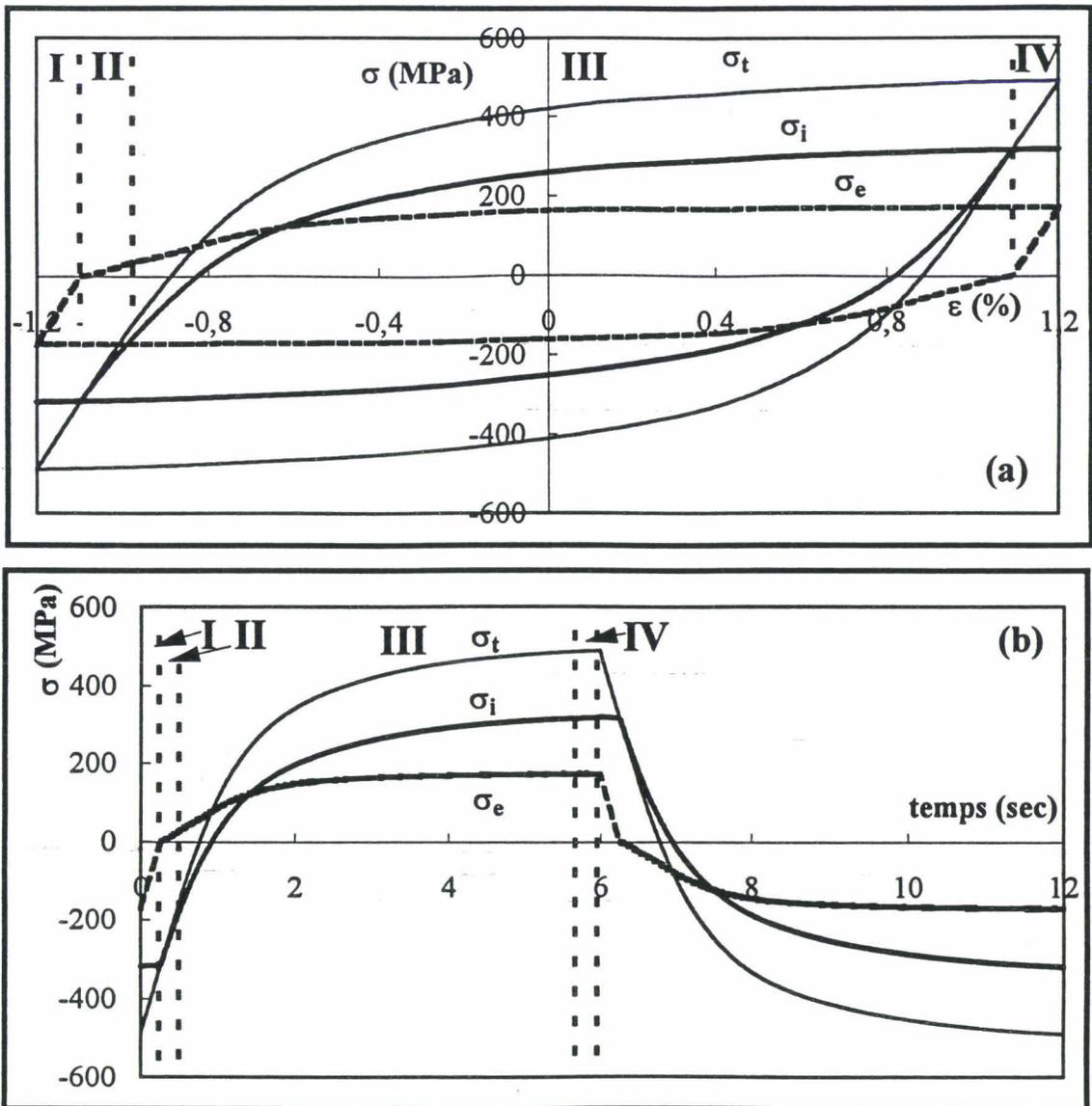


Figure III-12 : Boucles d'hystérésis obtenues par la méthode ASP ( $\epsilon_a = 1,2\%$ , acier 316) :  
a) boucles d'hystérésis en termes de contrainte totale, de contrainte interne et de contrainte effective, b) évolution des contraintes totale, interne et effective au cours du temps durant un cycle.

Durant le cyclage, sous  $\epsilon_a = 1,2\%$ , les intervalles I, II et IV sont beaucoup plus courts que l'intervalle III, comparativement au cyclage sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ . Ceci est dû au fait que la contrainte effective est presque égale à celle sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ , tandis que la contrainte interne augmente beaucoup plus avec le niveau de déformation.

### III-1-2-5) Influence de l'azote

L'influence de l'azote sur le comportement de l'acier inoxydable austénitique sous sollicitations monotones et cycliques, a fait l'objet d'un grand nombre d'études [DEG86, VOG91...] dans lesquelles des essais mécaniques et des observations microstructurales ont été couplées. Ici, nous nous sommes proposés d'utiliser la méthode ASP pour étudier l'influence de l'azote interstitiel sur la fonction  $f(\sigma_{ic})$ , dans deux aciers AISI 316L différemment chargés en azote. Les deux matériaux Z2 CND 17-12 respectivement chargés de 0,077% et 0,235% d'azote (voir compositions Tableau III-1), ont été fournis par UNIREC (centre de recherche Usinor à Unieux) sous forme de barreaux forgés de 30x30 mm<sup>2</sup>. Ils ont tous deux subi un traitement thermique d'hypertrempe, à savoir un maintien d'une heure à 1100°C suivi d'une trempe à l'eau. La taille moyenne des grains des aciers 316L et 316LN était de l'ordre de 50  $\mu\text{m}$  et 60  $\mu\text{m}$  respectivement.

Acier inoxydable austénitique	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Fe
316L	0,018	<b>0,077</b>	17,14	13,56	2,07	1,65	0,58	bal.
316LN	0,023	<b>0,235</b>	17,22	13,69	2,22	1,58	0,53	bal.

*Tableau III-1 : Compositions chimiques (% poids) des deux aciers inoxydables austénitiques étudiés en ce qui concerne de l'influence de l'azote.*

Un essai par paliers successifs croissants (cf. § II-3-2-2) a été réalisé sur chaque acier. La Figure III-13 présente les différentes fonctions  $f(\sigma_{ic})$  obtenues par la méthode ASP pour les différents niveaux de déformation appliqués, au dernier cycle de chaque palier, en supposant que le comportement du matériau y est stabilisé. La Figure III-13 montre une variation différente de  $f(\sigma_{ic})$  avec l'amplitude de déformation, dans les aciers 316L et 316LN. Dans le premier, à faible amplitude de déformation ( $\epsilon_a = 0,4\%$ ) on observe un pic étroit élevé ; quand l'amplitude de déformation augmente, la hauteur du pic diminue tandis que sa largeur augmente, jusqu'à  $\epsilon_a = 1,5\%$  où quasiment deux pics commencent à apparaître, de même intensité (Figure III-13a). Dans l'acier 316LN, la hauteur du pic diminue et sa largeur augmente avec l'amplitude

de déformation (Figure III-13b), bien que la variation de  $f(\sigma_{iC})$  soit nettement plus faible que dans l'acier 316L. Dans ce seconde acier, on n'observe toujours qu'un seul pic, quel que soit le niveau de déformation imposé. Ainsi dans l'acier 316L, deux groupes de microvolumes, avec des contraintes internes critiques différentes, apparaissent à haute amplitude de déformation, ils représentent en fait deux structures de dislocations différentes. En revanche, dans l'acier 316LN, tous les microvolumes déformés plastiquement ont des contraintes internes critiques voisines, et on observe un seul pic, même à haute amplitude de déformation.

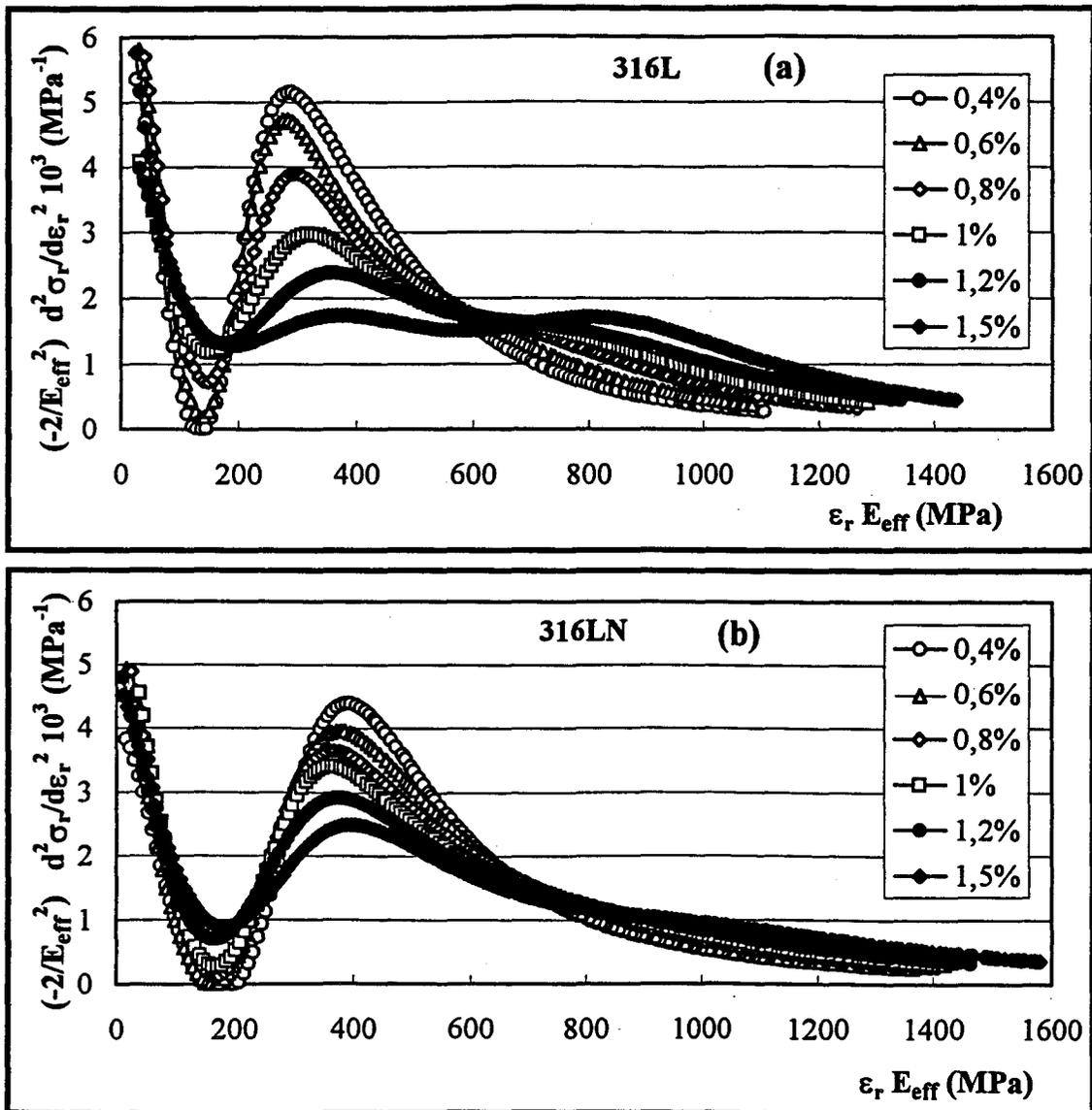


Figure III-13 : Evolution de  $f(\sigma_{iC})$  avec l'amplitude de déformation (essai par paliers successifs croissants) : a) acier 316L, b) acier 316LN

La Figure III-14 présente l'évolution de l'amplitude de contrainte totale et des contraintes interne et effective avec l'amplitude de déformation. Pour les deux aciers, l'amplitude de contrainte augmente de manière importante avec l'amplitude de déformation ; le taux d'érouissage de l'acier 316L (221 MPa/%) est plus grand que celui de l'acier 316LN (160 MPa/%). Pour les deux aciers, la contrainte interne évolue quasi-parallèlement à l'amplitude de contrainte totale. En revanche, la contrainte effective n'augmente que très légèrement avec l'amplitude de déformation, un peu plus néanmoins dans le 316L (51 MPa/%) que dans le 316LN (10 MPa/%).

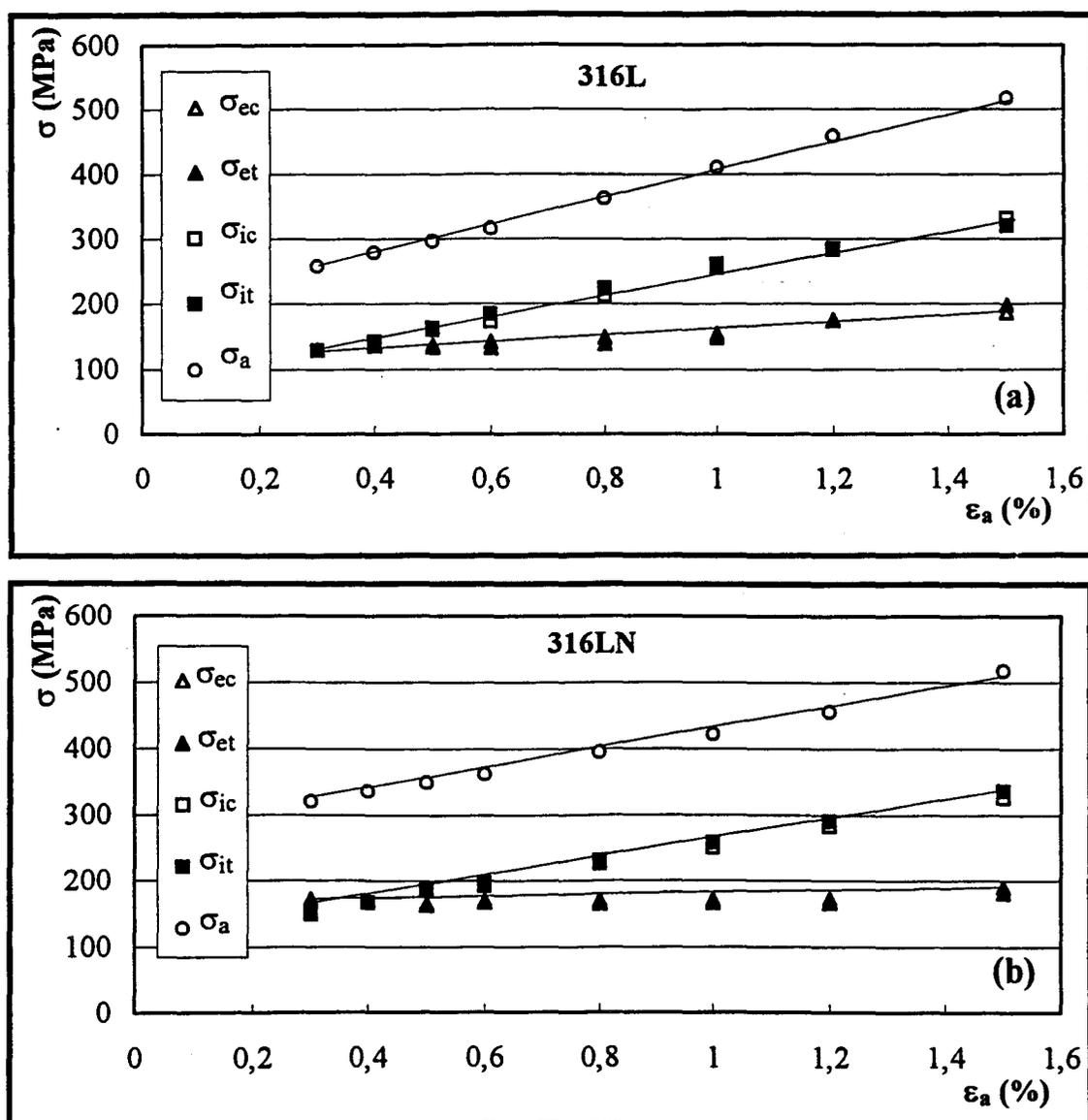


Figure III-14 : Variation des amplitudes de contrainte totale et des contraintes interne et effective avec l'amplitude de déformation (essai par paliers successifs croissants) :  
a) acier 316L, b) acier 316LN

La Figure III-15 présente la variation du module d'élasticité effectif avec l'amplitude de déformation pour ces deux mêmes aciers. Ce module diminue avec l'amplitude de déformation, beaucoup moins néanmoins dans l'acier 316LN que dans le 316L, et la différence entre les modules en traction et en compression augmente. A faible amplitude de déformation, le module d'élasticité effectif pour l'acier 316L est supérieur à celui de l'acier 316LN, tandis que l'inverse est vrai, à haut niveau.

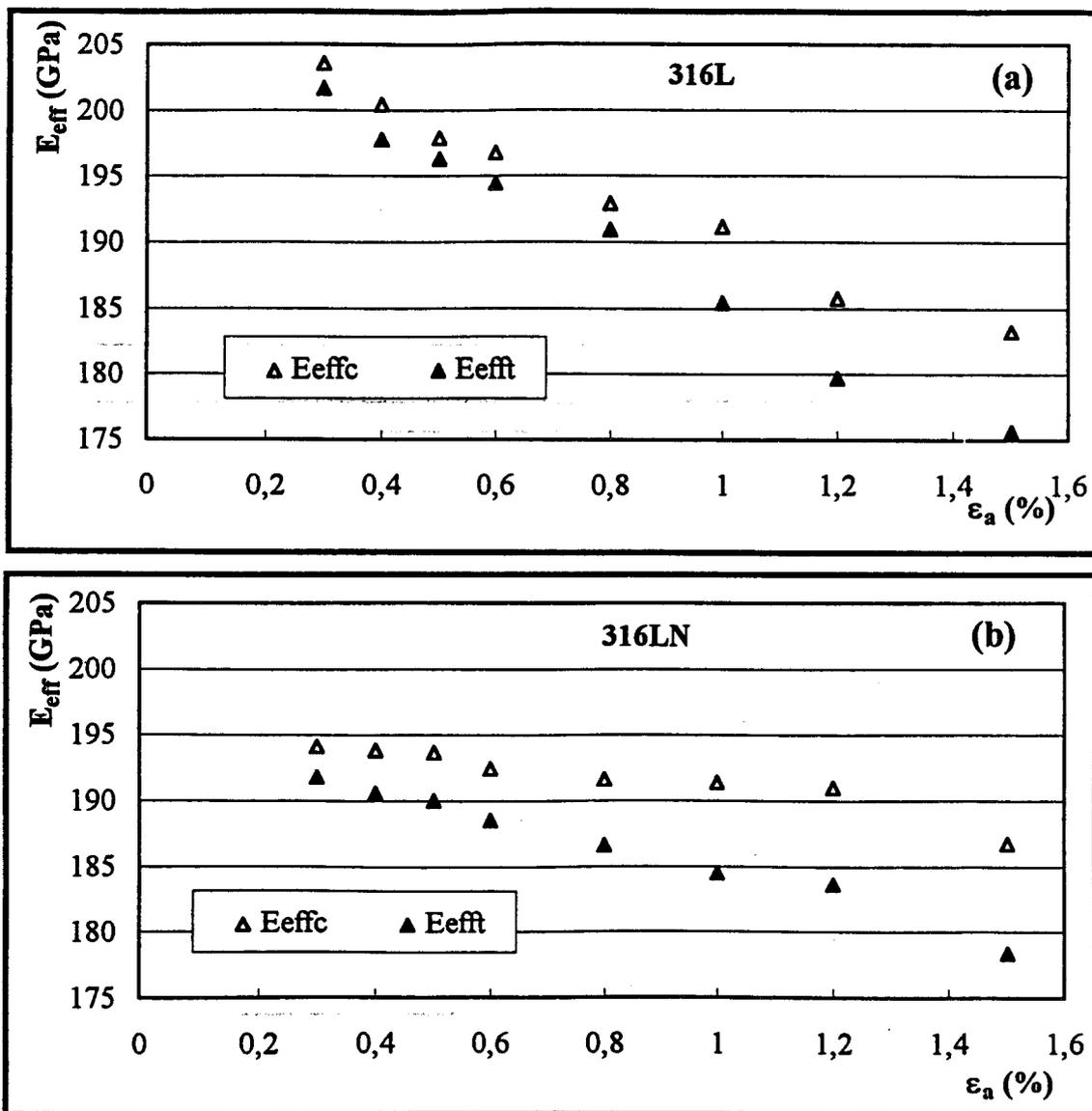


Figure III-15 : Variation du module d'élasticité effectif avec l'amplitude de déformation (essai par paliers successifs croissants) : a) acier 316L, b) acier 316LN.

### III-1-3) Résultats sur l'acier inoxydable ferritique 446

Parallèlement à un acier inoxydable austénitique, un acier inoxydable ferritique a été étudié pour mieux comprendre le comportement des deux phases d'un acier duplex, et par conséquent, mieux comprendre le comportement de l'acier duplex lui-même.

Comme pour l'acier 316, nous avons analysé les contraintes interne et effective en fatigue plastique oligocyclique dans l'acier inoxydable ferritique type AISI 446 sous les mêmes niveaux de déformation imposés ( $\epsilon_a = 0,3\%$ ,  $0,75\%$  et  $1,2\%$ ) utilisant des essais "à une éprouvette par niveau" et un essai par paliers successifs croissants. Nous présentons successivement les résultats de ces deux types d'essais.

#### III-1-3-1) Fonction densité de probabilité

Comme pour l'acier 316, les évolutions de  $f(\sigma_{iC})$  au cours du cyclage et avec l'amplitude de déformation sont étudiées. L'analyse par la méthode ASP est appliquée sur le premier quart du cycle et sur quelques autres cycles au cours de la durée de vie pour des essais aux trois niveaux de déformation. La fonction  $f(\sigma_{iC})$  au premier quart du cycle (Figure III-16) présente un pic étroit très intense, sans relaxation ( $\epsilon E_{\text{eff}}(\text{pic}) = 440 \text{ MPa}$  et  $\text{probabilité}(\text{pic}) \approx 5 \times 10^{-3}$ ). La Figure III-17 présente les évolutions de la fonction  $f(\sigma_{iC})$ , déterminées sur les alternances ascendantes.

Remarquons tout d'abord que, pour toutes les boucles d'hystérésis analysées et à tous les niveaux de déformations étudiés,  $f(\sigma_{iC})$  présente un "palier" ou un "petit pic" dans la zone  $400 \text{ MPa} < \epsilon_r E_{\text{eff}} < 600 \text{ MPa}$ , avant le pic principal. Tous les essais ont été vérifiés, afin de déceler un problème éventuel de jeu dans les mors d'amarrage ; aucune anomalie n'a été constatée (cf Annexe III). Les interprétations possibles de ce second pic seront discutées au chapitre IV.

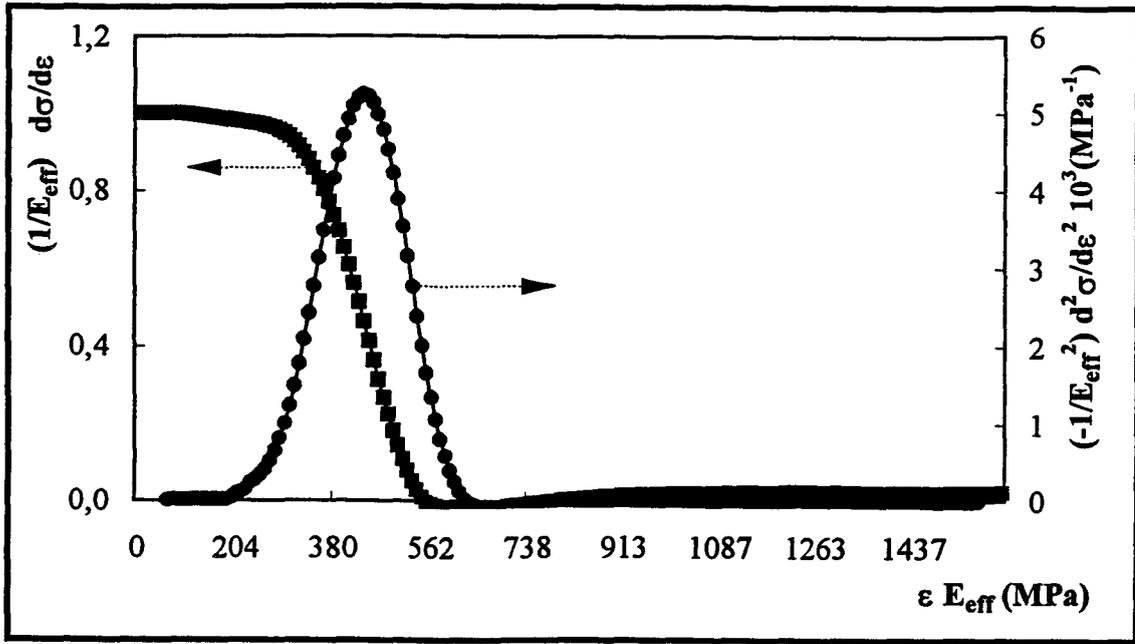


Figure III-16 :  $f(\sigma_{ic})$  et première dérivée du premier quart du cycle ( $\epsilon_a = 0,75\%$ , acier 446).

Les courbes  $f(\sigma_{ic})$  sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ , présentent un pic étroit centré sur  $\epsilon_r E_{eff}(\text{pic}) \approx 900$  MPa correspondant à une contrainte interne critique  $\sigma_{ic}(\text{pic}) \approx 210$  MPa (presque trois fois plus grande que celle de l'acier 316 au même niveau de déformation). Cette contrainte interne critique diminue au cours du cyclage, tandis que l'intensité du pic augmente légèrement jusqu'au millième cycle, pour diminuer ensuite conjointement à la contrainte interne critique associée. Le pic étroit indique que la majorité des microvolumes déformés plastiquement possèdent quasiment la même contrainte interne critique.

Sous  $\epsilon_a = 0,75\%$  (Figure III-17b),  $f(\sigma_{ic})$  évolue très peu au cours du cyclage. Le pic principal est plus large et moins haut que sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ . L'évolution de  $f(\sigma_{ic})$  au cours du cyclage est quasiment identique à celle observée pour  $\epsilon_a = 0,3\%$  : à savoir, que la probabilité du pic principal augmente au début du cyclage, puis diminue jusqu'à la fin de la durée de vie.

Sous  $\epsilon_a = 1,2\%$ , l'acier ferritique a une durée de vie très limitée ( $N_r < 100$  cycles). La  $f(\sigma_{ic})$  n'évolue quasiment pas au cours du cyclage (Figure III-17c), seule la hauteur du pic augmente légèrement tandis que la contrainte interne critique correspondante diminue légèrement. Cette faible évolution de  $f(\sigma_{ic})$  résulte de la faible évolution de la structure de dislocations établie dès les premiers cycles, au cours du cyclage ultérieur.

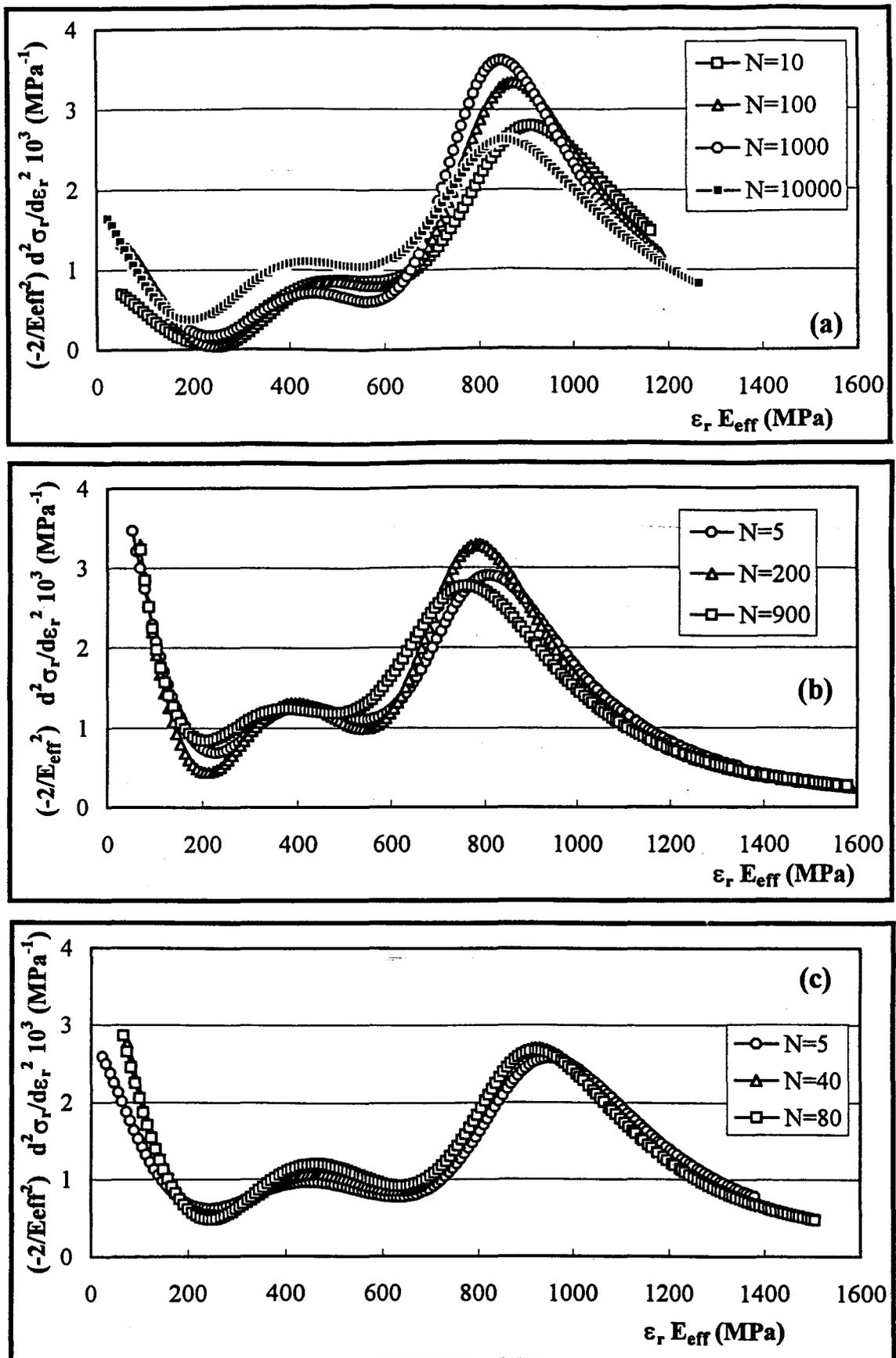


Figure III-17 : Evolution de  $f(\sigma_{ic})$  au cours du cyclage pour différents niveaux de déformation (acier 446) : a)  $\varepsilon_a = 0,3\%$  ( $N_r = 20000$  cycles), b)  $\varepsilon_a = 0,75\%$  ( $N_r = 1050$  cycles), c)  $\varepsilon_a = 1,2\%$  ( $N_r = 95$  cycles).

La Figure III-18 montre l'évolution de  $f(\sigma_{ic})$  avec l'amplitude de déformation lors d'un essai par paliers successifs croissants. La dernière boucle d'hystérésis de chaque palier a été analysée, en supposant que le comportement du matériau y est stabilisé. On constate une variation appréciable de  $f(\sigma_{ic})$  avec l'amplitude de déformation. A faible amplitude le pic principal est relativement étroit et son intensité relativement élevée ; sa position en abscisse augmente avec l'amplitude de déformation, tandis qu'il s'élargit et diminue en intensité. Cela signifie qu'à faible amplitude de déformation, la déformation plastique est localisée ; la distribution de la déformation est inhomogène, la majorité des microvolumes déformés plastiquement ayant à peu près la même contrainte interne critique. En revanche, à haute amplitude de déformation, les microvolumes déformés plastiquement possèdent des plus grandes contraintes internes critiques.

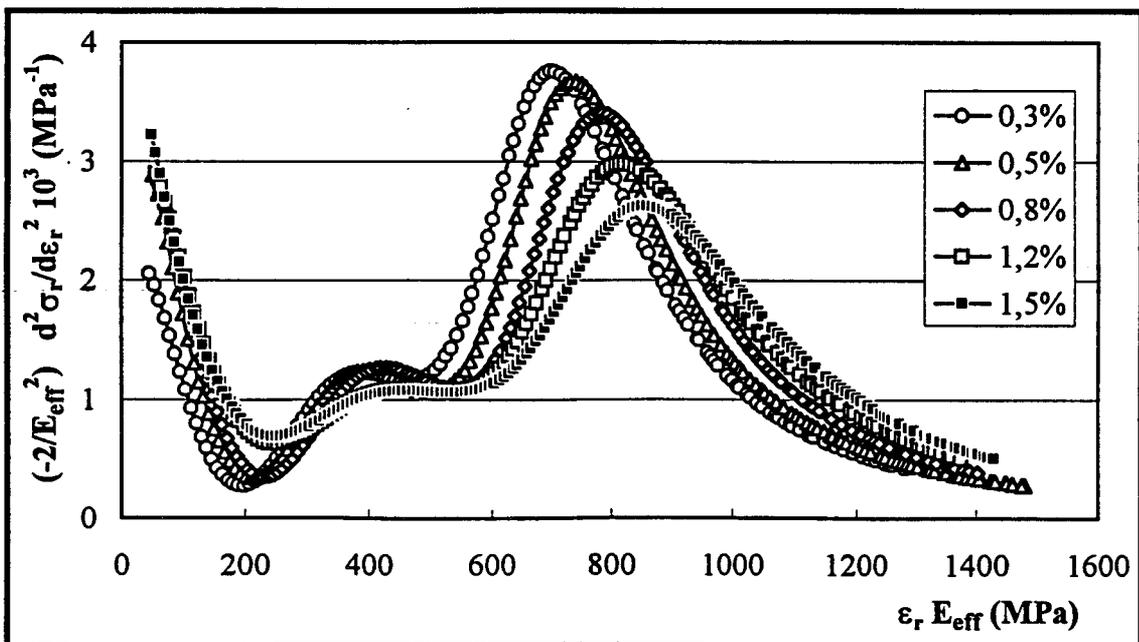


Figure III-18 : Evolution de  $f(\sigma_{ic})$  avec l'amplitude de déformation lors d'un essai par paliers successifs croissants (acier 446).

### III-1-3-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective

La Figure III-19 présente l'évolution de l'amplitude de contrainte, et des contraintes effectives et internes en traction et en compression, au cours du cyclage sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ ,  $0,75\%$  et  $1,2\%$ .

A faible amplitude de déformation ( $\epsilon_a = 0,3\%$ , Figure III-19a), l'amplitude de contrainte présente une courte phase de stabilisation suivie d'une période d'adoucissement. Aux niveaux de déformation  $\epsilon_a = 0,75\%$  et  $1,2\%$  (Figure III-19b et 19c respectivement), une phase de durcissement apparaît tout au début du cyclage, suivi d'un léger adoucissement, et enfin d'une quasi-stabilisation jusqu'à la rupture.

Sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ , les contraintes internes et effectives sont très voisines durant une grande partie du cyclage, mais en fin de durée de vie, une diminution de la contrainte effective et une augmentation de la contrainte interne sont observées. Aux niveaux de déformation  $\epsilon_a = 0,75\%$  et  $1,2\%$ , la contrainte interne est plus grande que la contrainte effective. Les deux contraintes, interne et effective augmentent très légèrement en tout début de cyclage, pour se quasi-stabiliser ensuite sous  $\epsilon_a = 1,2\%$ , et légèrement augmenter ( $\sigma_i$ ) et diminuer ( $\sigma_e$ ) sous  $\epsilon_a = 0,75\%$ .

La Figure III-20 présente l'évolution de l'amplitude de contrainte et des contraintes interne et effective avec l'amplitude de déformation, obtenue lors d'un essai par paliers successifs croissants. Les contraintes augmentent toutes avec l'amplitude de déformation. Le taux d'écrouissage de la contrainte interne est quasiment double ( $89 \text{ MPa}/\%$ ) que celui de la contrainte effective ( $46 \text{ MPa}/\%$ ). Ceci signifie que lorsqu'on augmente l'amplitude de déformation, plus de microvolumes, aux contraintes internes critiques plus élevées, se déforment plastiquement : la contrainte interne "macroscopique" augmente, puisqu'elle représente la contrainte interne moyenne de l'ensemble des microvolumes déformés plastiquement simultanément.

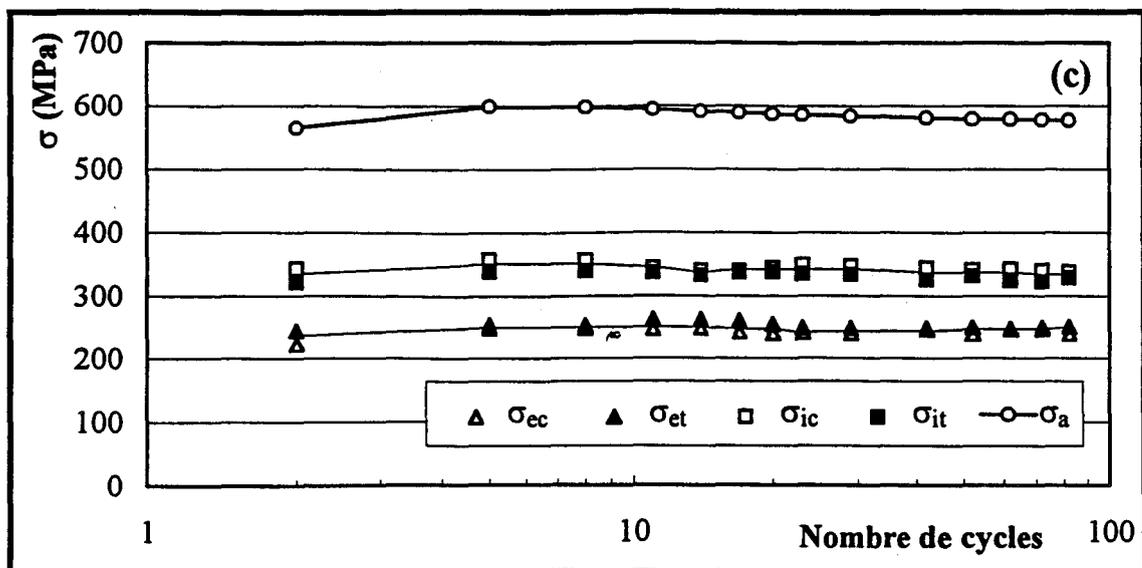
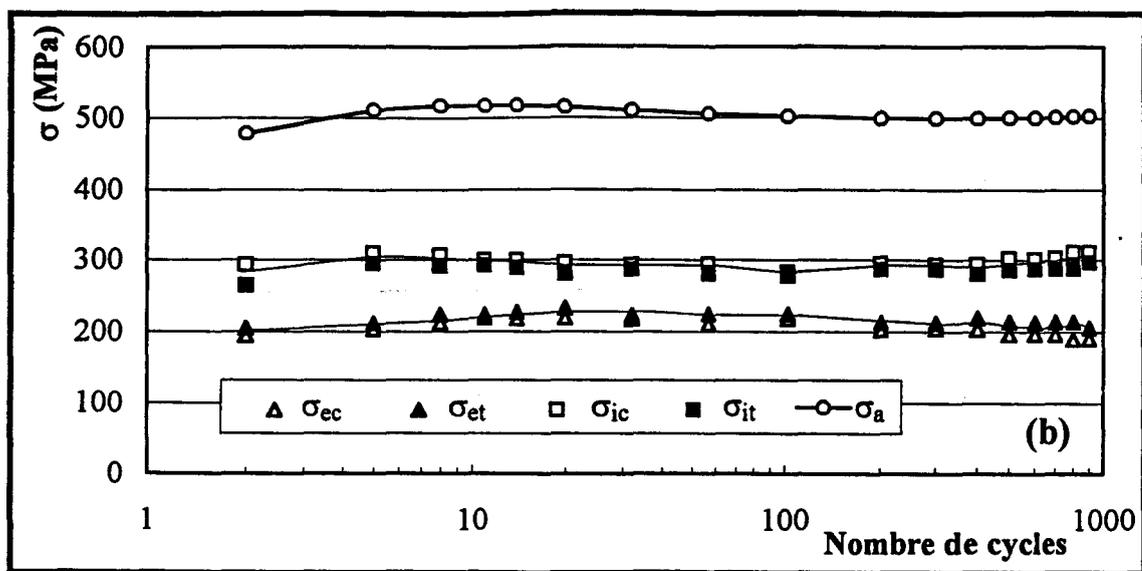
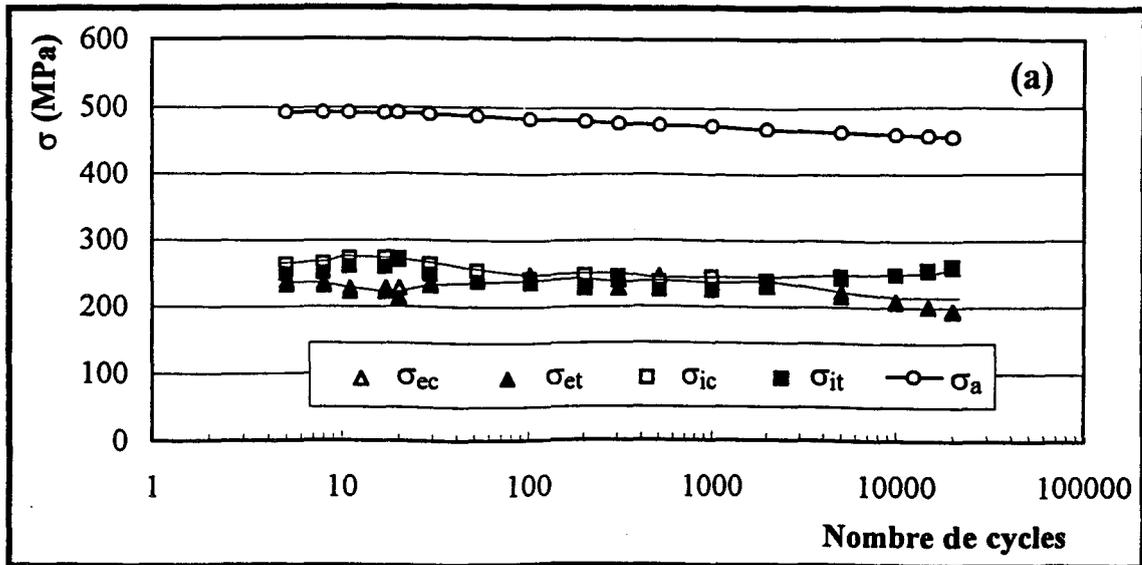


Figure III-19 : Evolutions des amplitudes de contrainte et des contraintes effectives et internes, en traction et en compression, au cours du cyclage (acier 446), a)  $\epsilon_a = 0,3\%$  ( $N_r = 20000$  cycles), b)  $\epsilon_a = 0,75\%$  ( $N_r = 1050$  cycles), c)  $\epsilon_a = 1,2\%$  ( $N_r = 95$  cycles).

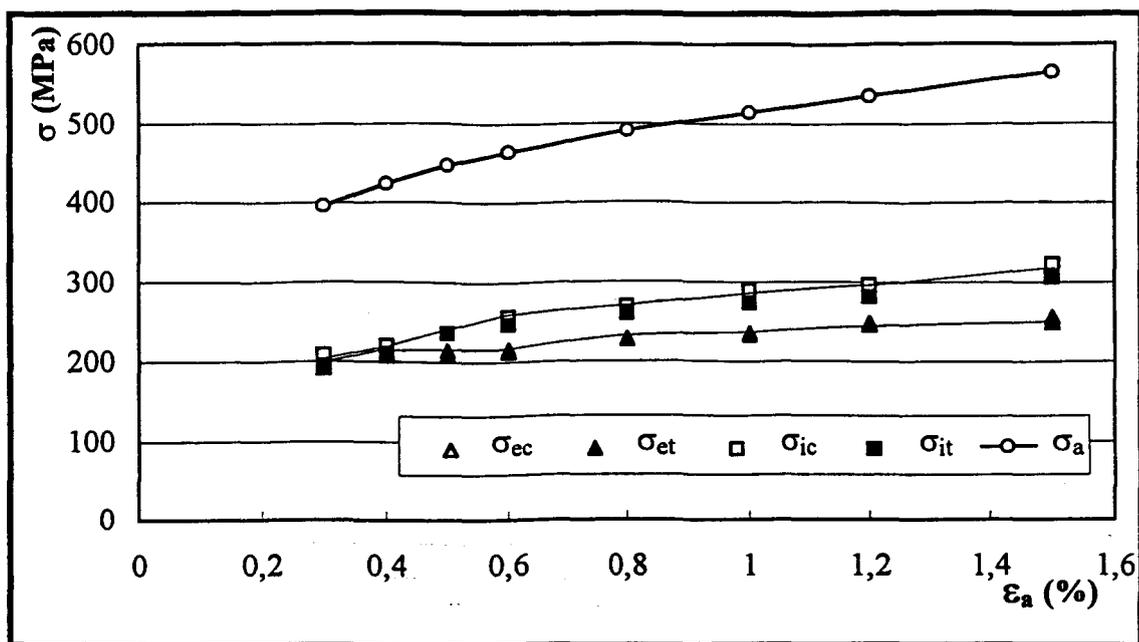


Figure III-20 : Evolution de l'amplitude de contrainte et des contraintes interne et effective avec l'amplitude de déformation, lors d'un essai par paliers successifs croissants (acier 446).

### III-1-3-3) Module d'élasticité effectif

L'évolution du module d'élasticité effectif  $E_{eff}$  mesuré sur chaque alternance, en traction et en compression a été également étudiée (Figure III-21). Sous  $\epsilon_a = 0,3\%$  (Figure III-21a), ce module diminue au début du cyclage puis augmente en fin de durée de vie. Sous  $\epsilon_a = 0,75\%$  (Figure III-21b), le module ne diminue qu'au cours des tout premiers cycles, pour augmenter légèrement ensuite pendant la majeure partie de la durée de vie. Sous  $\epsilon_a = 1,2\%$  (Figure III-21c), le module d'élasticité effectif diminue pendant quelques cycles seulement, pour se stabiliser ensuite jusqu'à la rupture. La différence entre le module en traction et en compression est d'autant plus importante que l'amplitude de déformation augmente.

Enfin, la Figure III-22 présente la variation du module d'élasticité effectif avec l'amplitude de déformation imposée, lors de l'essai par paliers successifs croissants. Le module diminue avec l'amplitude de déformation, fortement jusqu'à  $\epsilon_a = 0,6\%$ , à un degré moindre ensuite.

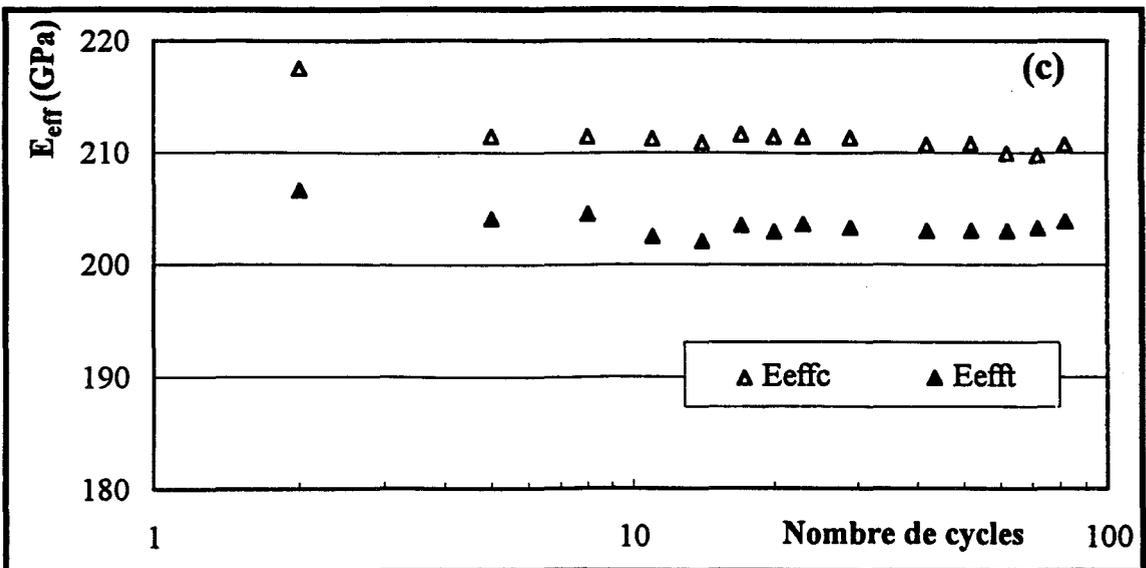
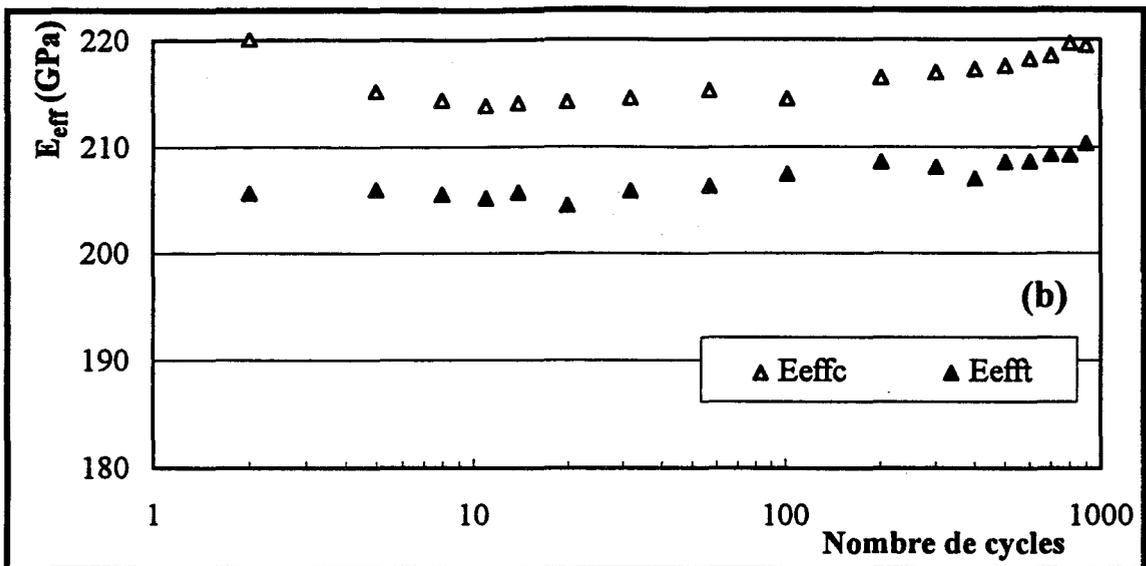
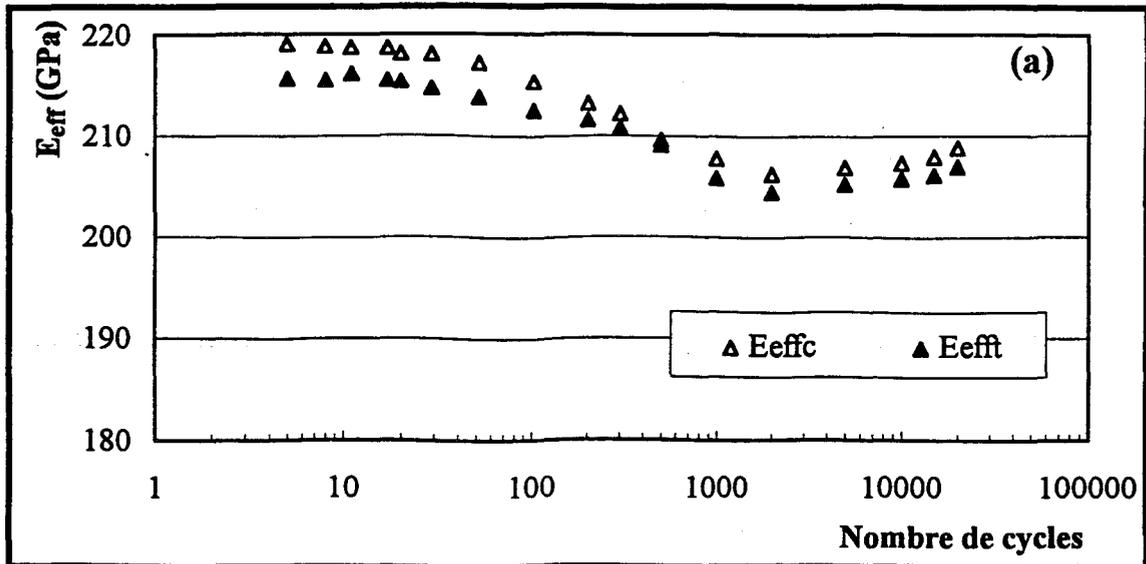


Figure III-21 : Evolution de  $E_{eff}$  au cours du cyclage (acier 446) : a)  $\epsilon_a = 0,3\%$  ( $N_r = 20000$  cycles), b)  $\epsilon_a = 0,75\%$  ( $N_r = 1050$  cycles), c)  $\epsilon_a = 1,2\%$  ( $N_r = 95$  cycles).

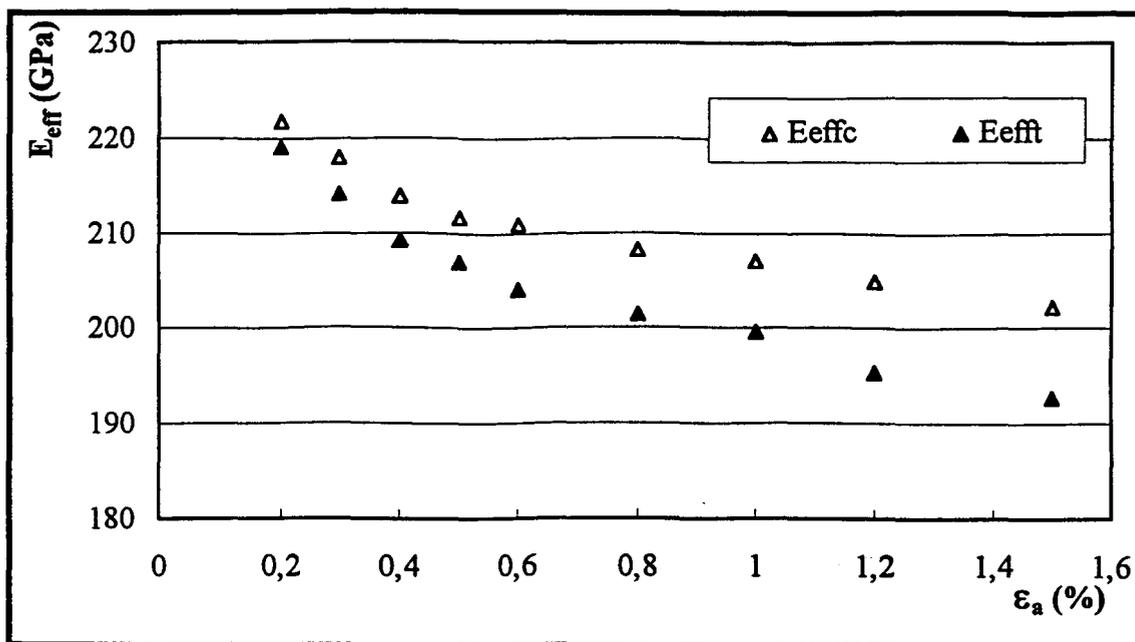


Figure III-22 : Evolution du module d'élasticité effectif avec l'amplitude de déformation, lors d'un essai par paliers successifs croissants (acier 446).

#### III-1-3-4) Boucles d'hystérésis, $\sigma$ - $\epsilon$ , $\sigma_i$ - $\epsilon$ et $\sigma_e$ - $\epsilon$

Comme pour l'acier 316, les contraintes totale, interne et effective, dans l'acier 446 ont été déterminées en tout point d'une boucle d'hystérésis par la méthode ASP. Les résultats obtenus sous  $\epsilon_a = 0,3\%$  et  $1,2\%$  sont présentés sur les Figures III-23 et 24 respectivement.

On observe les mêmes évolutions des contraintes totale, interne et effective dans un cycle, de celles observées dans l'acier 316, avec des niveaux relatifs  $\sigma_e/\sigma_a$  et  $\sigma_i/\sigma_a$  différents. Il résulte que les intervalles I, II et IV sont plus grands pour l'acier 446, dû au fait que la contrainte effective est plus grande dans l'acier 446 que dans l'acier 316.

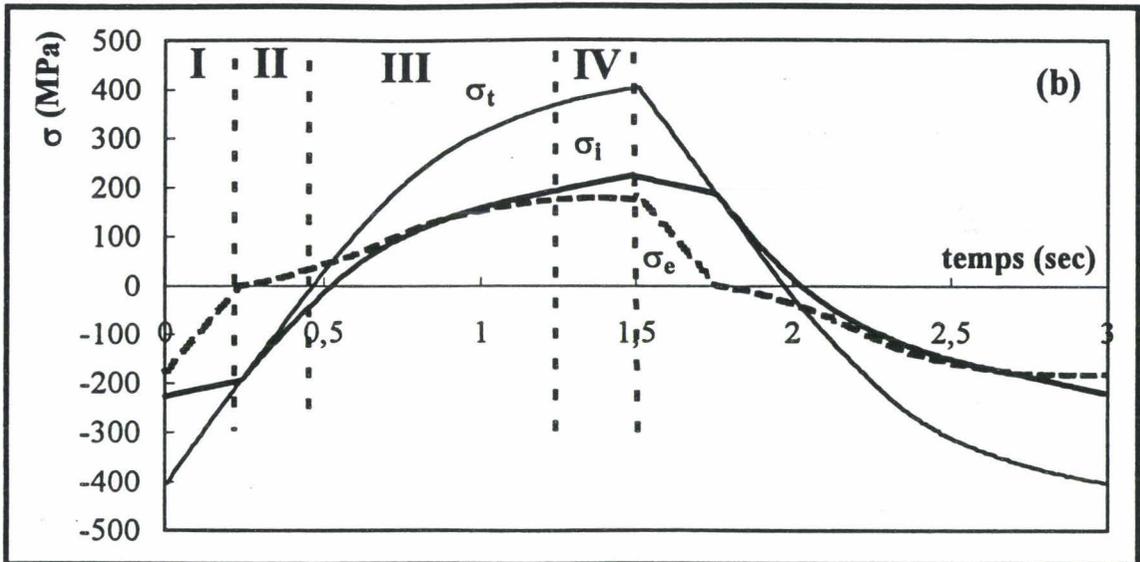
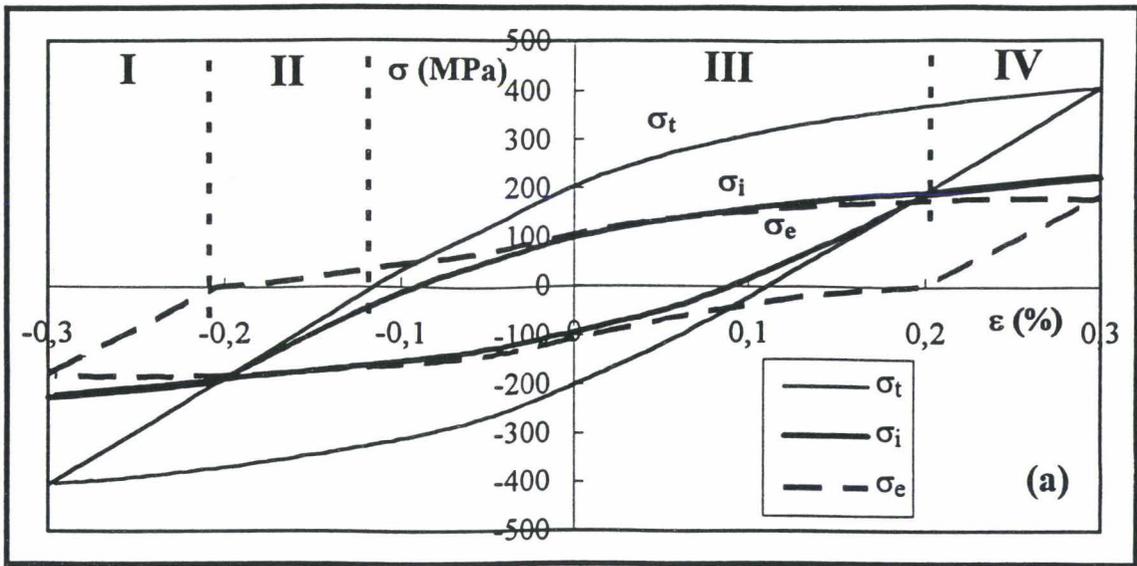


Figure III-23 : Boucles d'hystérésis obtenues par la méthode ASP ( $\epsilon_a = 0,3\%$ , acier 446) : a) boucles d'hystérésis en termes de contrainte totale, de contrainte interne et de contrainte effective, b) évolution des contraintes totale, interne et effective au cours du temps durant un cycle.

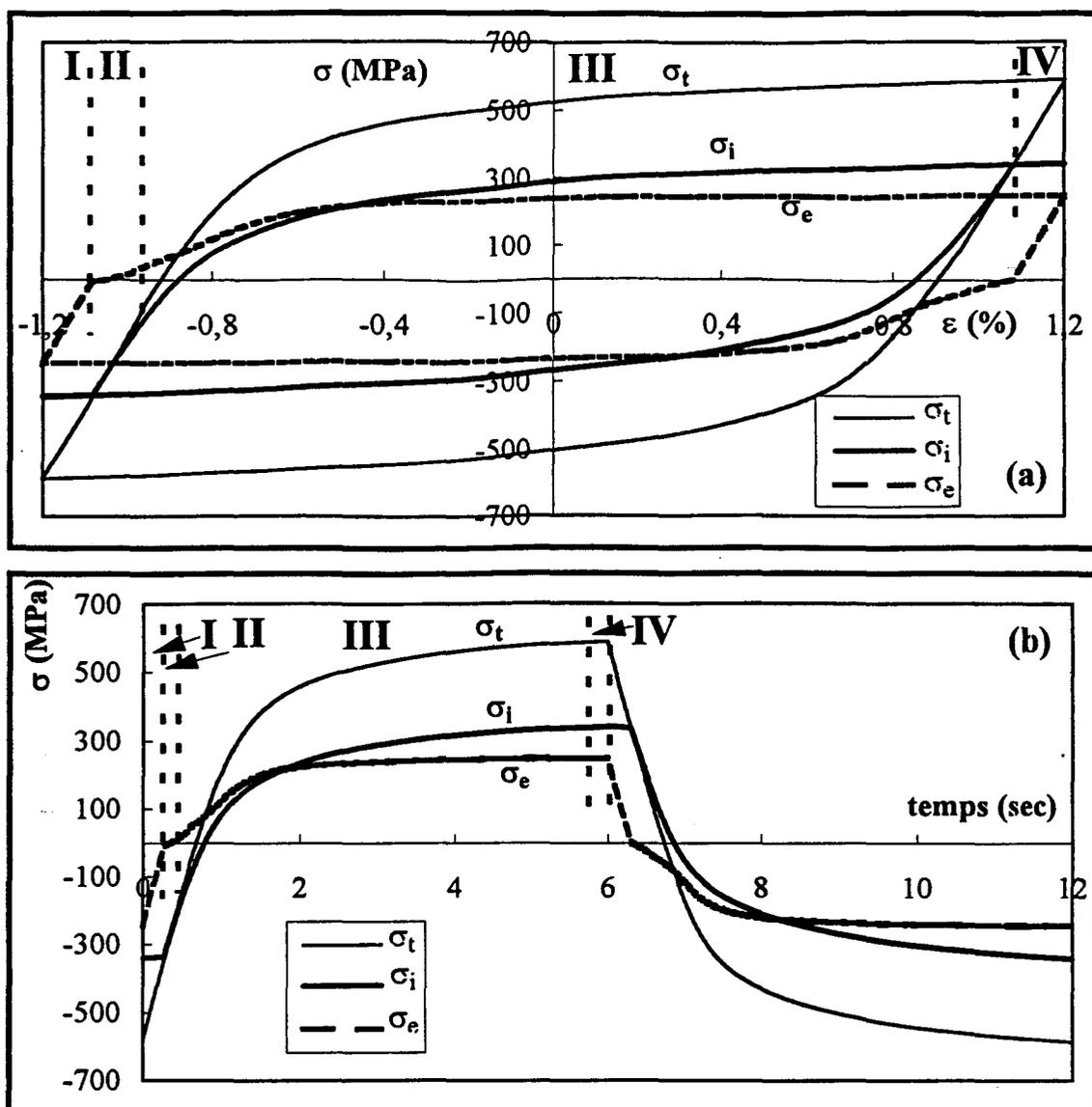


Figure III-24 : Boucles d'hystérésis obtenues par la méthode ASP ( $\epsilon_a = 1,2\%$ , acier 446), a) boucles d'hystérésis en termes de contrainte totale, de contrainte interne et de contrainte effective, b) évolution des contraintes totale, interne et effective au cours du temps durant un cycle.

#### III-1-4) Résultats sur les aciers inoxydables AF18 et AF11

L'étude des aciers austénitiques et ferritiques doit nous permettre de mieux comprendre le comportement des aciers austéno-ferritiques (AF18 et AF11). Sur ces aciers, des essais à "une éprouvette par niveau" ont été menés aux niveaux de déformation  $\epsilon_a = 0,4\%$ ,  $0,7\%$  et  $1,25\%$ .

La méthode ASP a là aussi été appliquée aux résultats expérimentaux. Tout d'abord, nous avons observé que toutes les courbes  $f(\sigma_{ic})$  obtenues sur les aciers duplex (voir exemple Figure III-25) présentent deux pics. Etant donné la position de chacun de ces pics et le caractère biphasé de cet acier, dont la phase austénitique a une limite d'élasticité macroscopique nettement plus faible que la phase ferritique, nous expliquons ces deux pics par une répartition de la déformation plastique entre les deux phases ( $50\%\gamma-50\%\alpha$ ) ; celles-ci possèdent en effet des structures cristallographiques déformées très différentes, de niveaux de contraintes internes critiques également très différents, auxquelles sont associés les deux pics respectivement. Sur ces aciers duplex, la contrainte effective déterminée par la méthode ASP sur la courbe dérivée seconde d'une alternance est la moyenne des contraintes effectives des phases austénitique et ferritique. La contrainte interne critique  $\sigma_{ic}$  sur laquelle est centré chaque pic doit donc être calculée de la manière suivante :

$$\text{pour la phase austénitique : } \sigma_{ic, aust} = \frac{\varepsilon_r E_{eff,1}}{2} - \sigma_{e, aust} \quad (\text{III-2})$$

$$\text{pour la phase ferritique : } \sigma_{ic, ferr} = \frac{\varepsilon_r E_{eff,2}}{2} - \sigma_{e, ferr} \quad (\text{III-3})$$

expressions dans lesquelles les contraintes effectives des phases austénitique et ferritique ( $\sigma_{e, aust}$  et  $\sigma_{e, ferr}$ , respectivement) sont supposées égales ici aux contraintes effectives obtenues par la méthode ASP sur les aciers 316 et 446, aux différents niveaux de déformation.

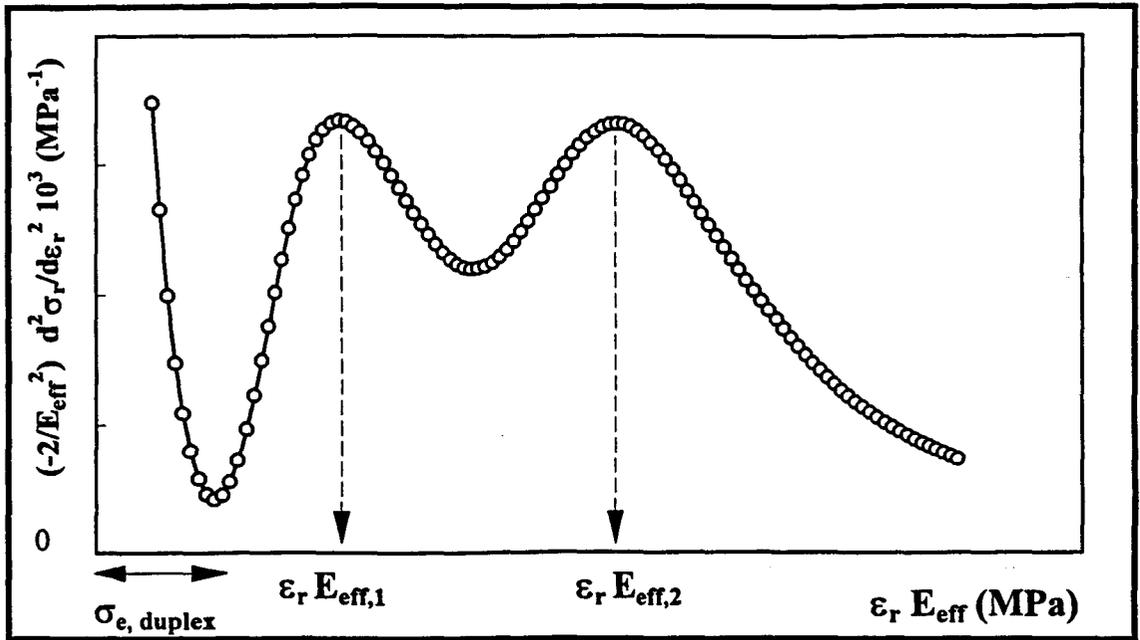


Figure III-25 : Dérivée seconde d'une alternance d'un acier duplex biphasé.

#### III-1-4-1) Fonction densité de probabilité

Les Figures III-26 et III-27 présentent l'évolution de la fonction densité de probabilité  $f(\sigma_{ic})$  au cours du cyclage aux différents niveaux de déformation étudiés, pour les aciers AF18 et AF11 respectivement.

Dans l'acier AF18, sous  $\epsilon_a = 0,4\%$  et  $0,7\%$  (Figures III-26a et 26b),  $f(\sigma_{ic})$  présente deux pics centrés sur  $\epsilon_r E_{eff,1} \approx 540$  MPa et  $\epsilon_r E_{eff,2} \approx 1000$  MPa respectivement, qui correspondent à des contraintes internes critiques  $(\sigma_{ic})_{pic,1} \approx 130$  MPa et  $(\sigma_{ic})_{pic,2} \approx 250$  MPa respectivement. Au début du cyclage les deux pics sont bien distincts ; puis le premier pic caractéristique de la phase austénitique augmente, tandis que le second, caractéristique de la phase ferritique, diminue, plus sous  $\epsilon_a = 0,4\%$  que sous  $\epsilon_a = 0,7\%$ . Ce comportement de l'acier AF18 est lié au comportement plastique de chacune des deux phases, comparable à ceux des aciers 316 et 446 étudiés précédemment. Sous  $\epsilon_a = 1,25\%$  (Figure III-26c), le second pic n'évolue quasiment pas au cours du cyclage, seul le premier pic augmentant.

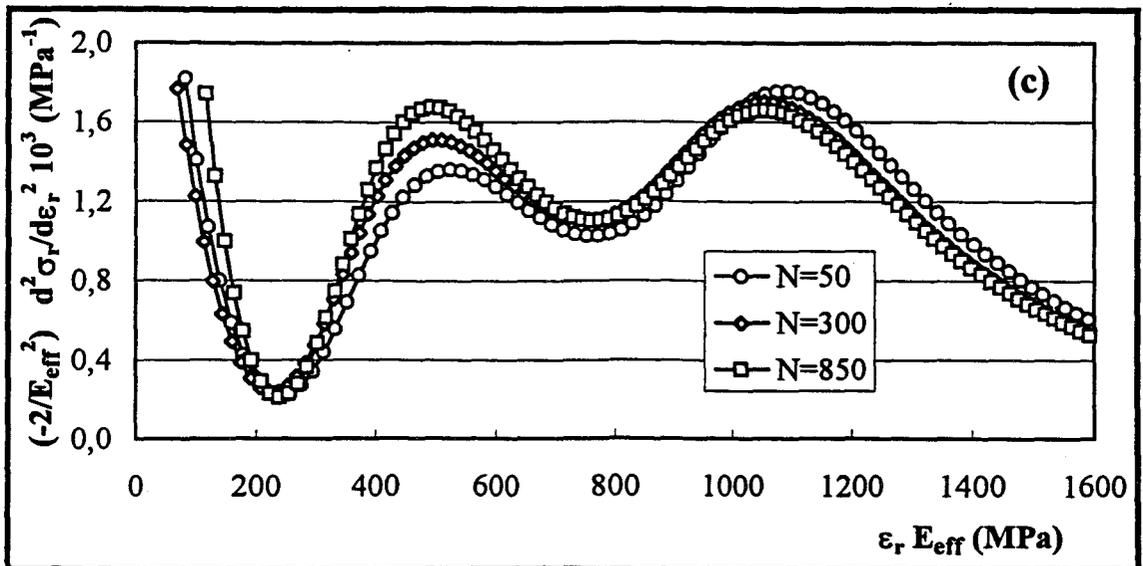
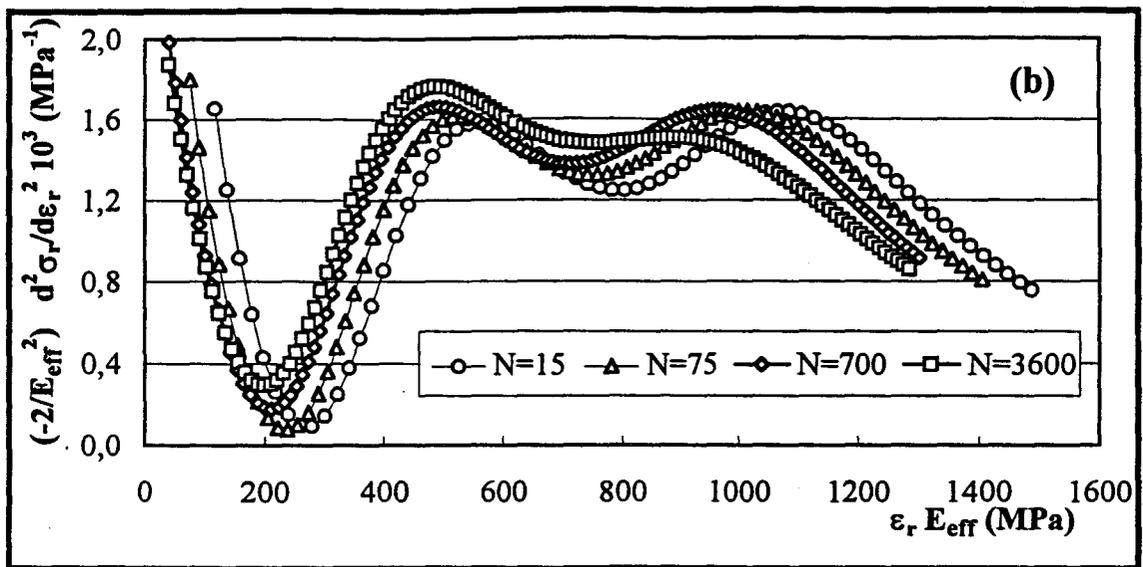
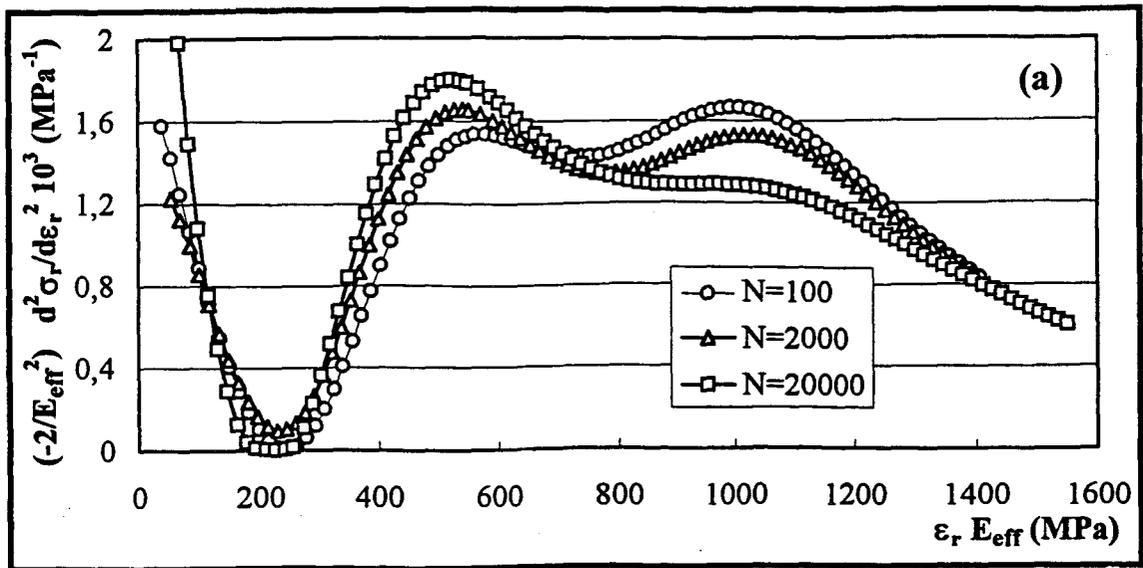


Figure III-26 : Evolution de  $f(\sigma_{IC})$  au cours du cyclage (acier AF18) : a)  $\epsilon_a = 0,4\%$  ( $N_r = 36000$  cycles), b)  $\epsilon_a = 0,7\%$  ( $N_r = 4380$  cycles), c)  $\epsilon_a = 1,25\%$  ( $N_r = 1100$  cycles).

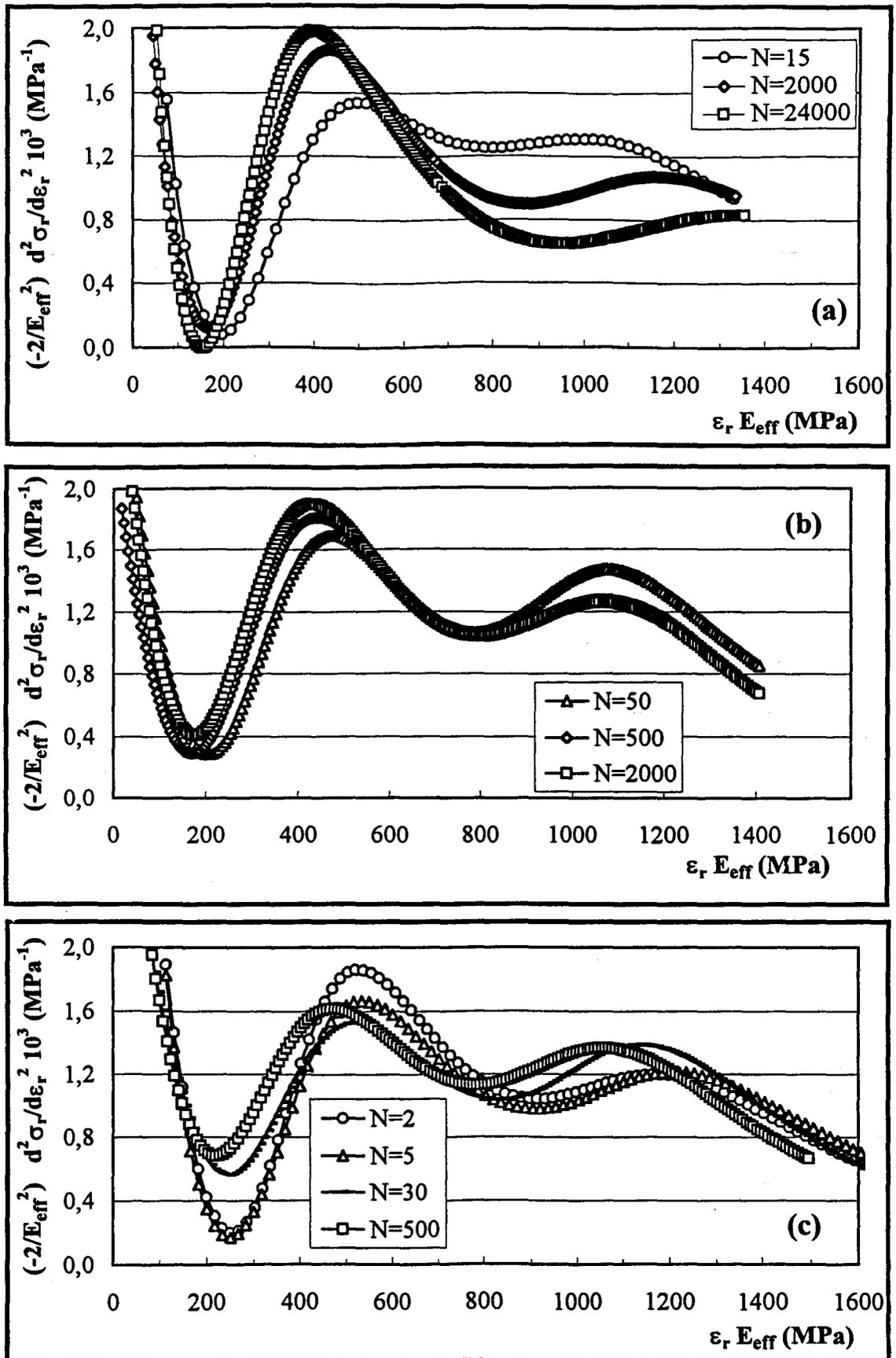


Figure III-27 : Evolution de  $f(\sigma_{ic})$  au cours du cyclage (acier AF11) : a)  $\epsilon_a = 0,4\%$  ( $N_r = 60000$  cycles), b)  $\epsilon_a = 0,7\%$  ( $N_r = 5760$  cycles), c)  $\epsilon_a = 1,25\%$  ( $N_r = 850$  cycles).

Dans l'acier AF11, sous  $\epsilon_a = 0,4\%$  on constate sur la  $f(\sigma_{ic})$  (Figure III-27a), que le premier pic, caractéristique de la phase austénitique, est bien développé et augmente au cours du cyclage en se décalant vers des contraintes internes critiques moins élevées. En revanche, un très petit deuxième pic est observé au début du cyclage, qui disparaît progressivement ensuite. Ce comportement de l'acier AF11 est assez différent de celui de l'acier AF18 à ce niveau de déformation. De plus, le premier pic dans l'acier AF11 correspond à une contrainte interne critique ( $\epsilon_r E_{eff,1} \approx 400$  MPa,  $\sigma_{ic} \approx 80$  MPa) plus petite que celui dans l'acier AF18 ( $\epsilon_r E_{eff,1} \approx 540$  MPa,  $\sigma_{ic} \approx 150$  MPa). Sous  $\epsilon_a = 0,7\%$  (Figure III-27b), le premier pic évolue de la même manière que sous  $\epsilon_a = 0,4\%$  ; en revanche le deuxième pic, caractéristique de la phase ferritique, est plus développé, et sa probabilité diminue au cours du cyclage. Sous  $\epsilon_a = 1,25\%$  (Figure III-27c), deux pics bien distincts sont observés. La hauteur du premier pic, caractéristique de la phase austénitique, n'augmente pas de la même manière au cours du cyclage, que sous  $\epsilon_a = 0,4\%$  et  $0,7\%$ , mais sa contrainte interne critique diminue également.

La Figure III-28 présente les fonctions  $f(\sigma_{ic})$ , sur un cycle stabilisé, aux trois amplitudes de déformation étudiées, pour les deux aciers AF118 et AF11. Dans l'acier AF18 (Figure III-28a), ces courbes évoluent très peu avec l'amplitude de déformation, comparé à celles des aciers 316 et 446. Les deux pics sont clairement visibles quelle que soit  $\epsilon_a$ , ce qui indique que les deux phases se déforment plastiquement dans tout l'intervalle de déformation étudié. Dans l'acier AF11, le deuxième pic relatif à la phase ferritique est presque inexistant à bas niveau de déformation, il se marque en revanche progressivement au fur et à mesure que le niveau de déformation augmente. Ceci indique clairement que la phase ferritique ne s'y déforme pas plastiquement à bas niveau de déformation, mais aux niveaux de déformation plus élevés.

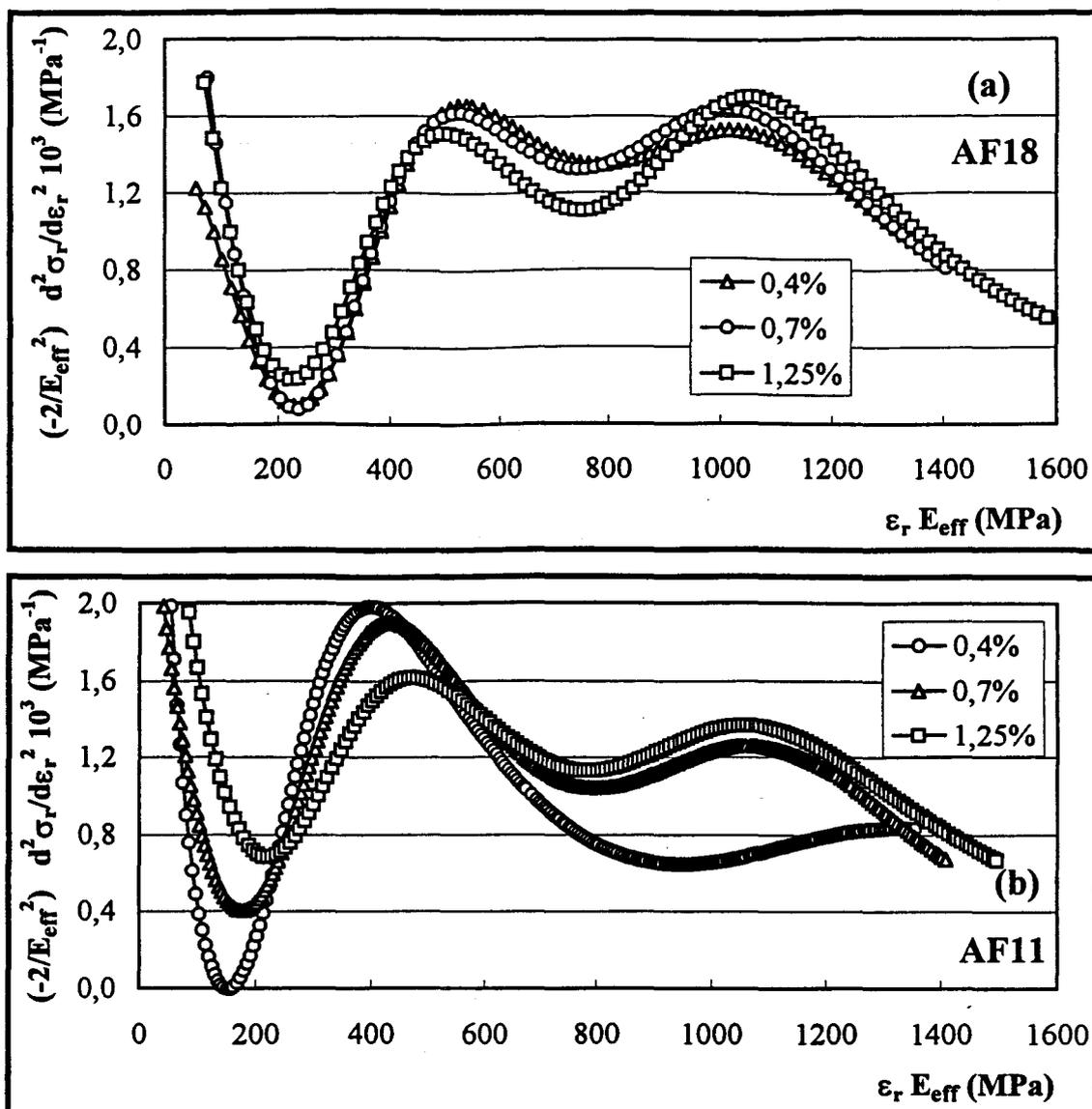


Figure III-28 : Evolution de  $f(\sigma_{ic})$  avec l'amplitude de déformation : a) acier AF18, b) acier AF11.

### III-1-4-2) Amplitudes de contrainte, et contraintes interne et effective

Les Figures III-29 et III-30 présentent l'évolution de l'amplitude de contrainte, et des contraintes effectives et internes en traction et en compression au cours du cyclage sous  $\epsilon_a = 0,4\%$ ,  $0,7\%$  et  $1,25\%$  pour les aciers AF11 et AF18.

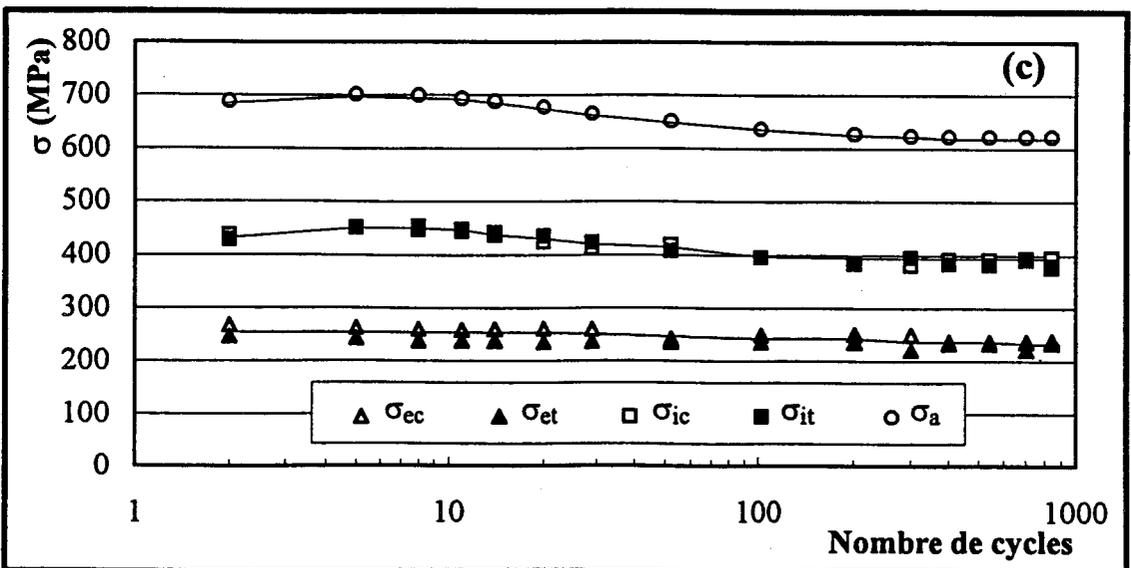
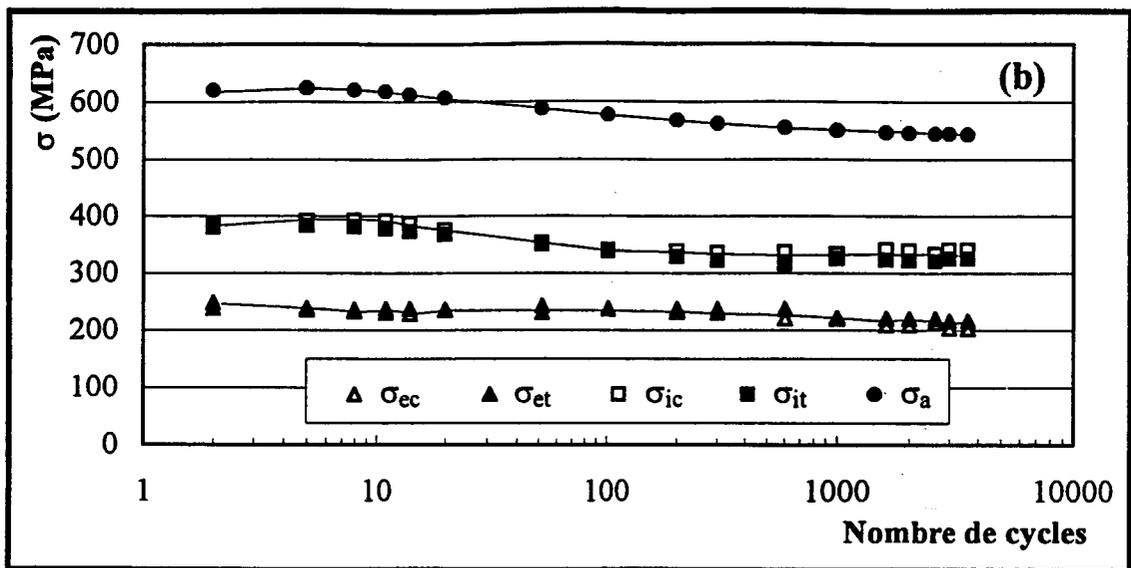
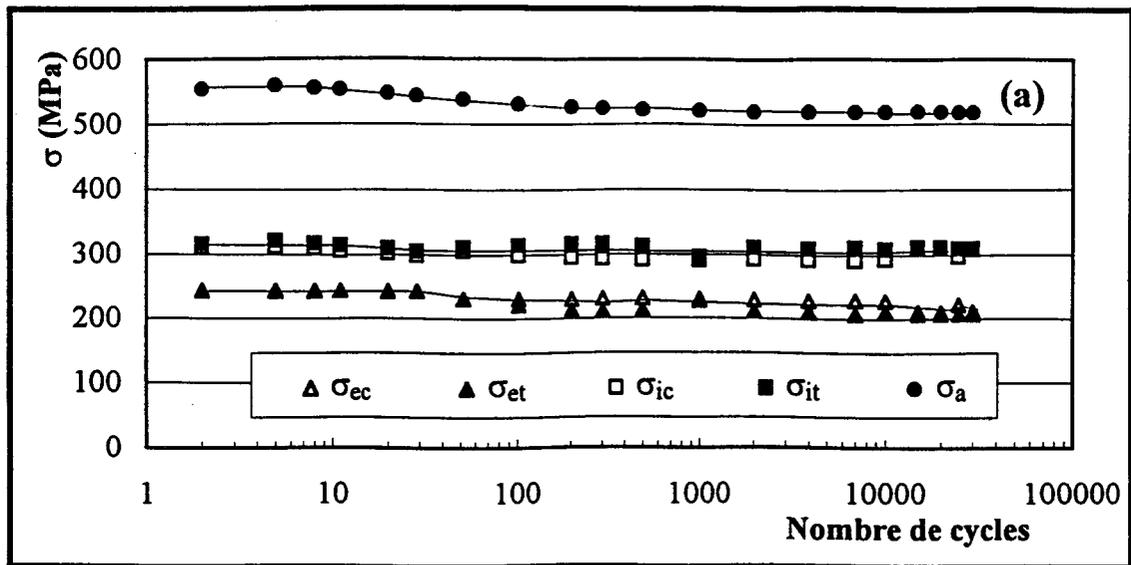


Figure III-29 : Evolutions des amplitudes de contrainte et des contraintes effectives et internes, en traction et en compression, au cours du cyclage (acier AF18) : a)  $\epsilon_a = 0,4\%$  ( $N_r = 36000$  cycles), b)  $\epsilon_a = 0,7\%$  ( $N_r = 4380$  cycles), c)  $\epsilon_a = 1,25\%$  ( $N_r = 1100$  cycles).

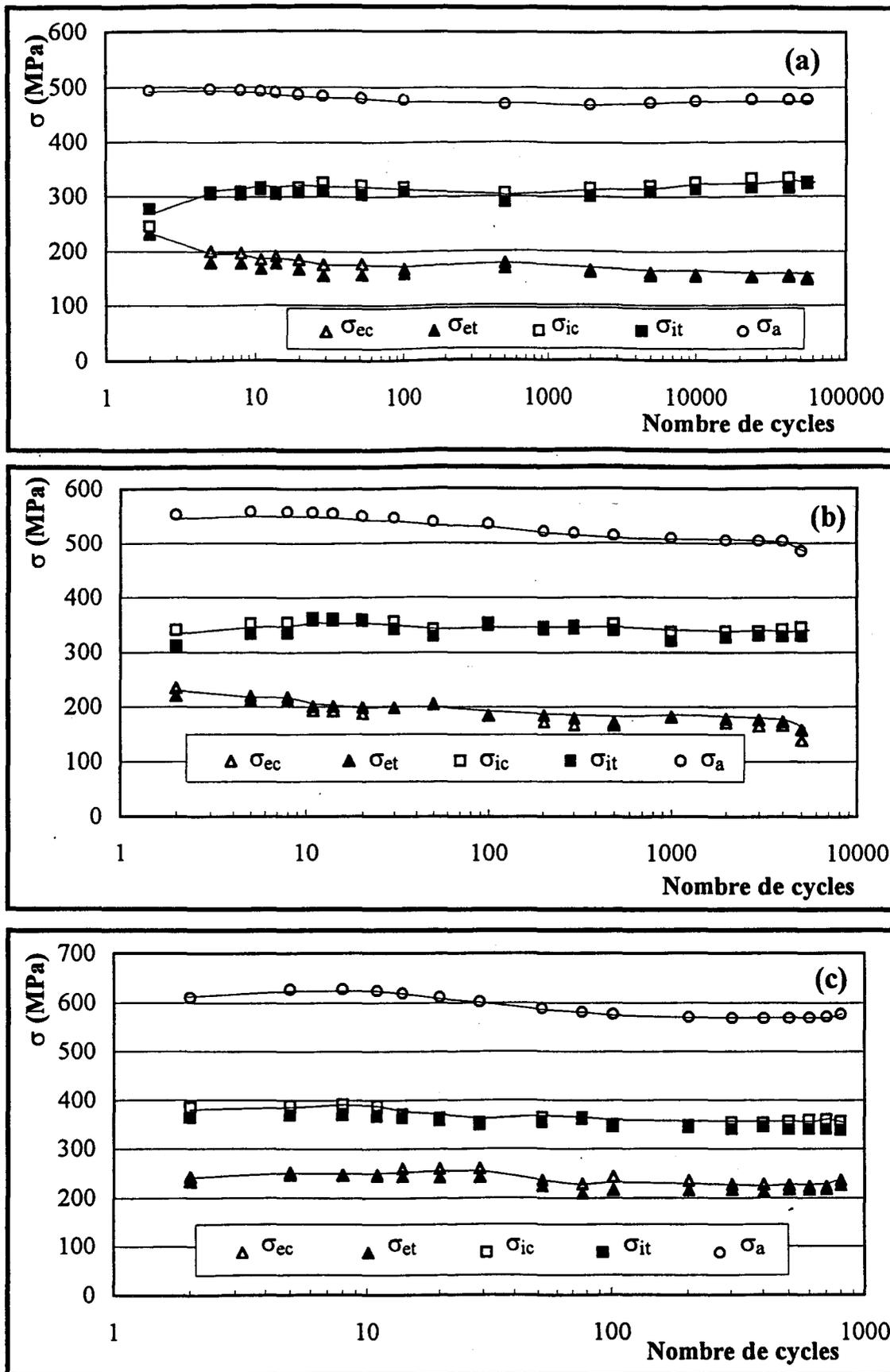


Figure III-30 : Evolutions des amplitudes de contrainte et des contraintes effectives et internes, en traction et en compression, au cours du cyclage (acier AF11) : a)  $\epsilon_a = 0,4\%$  ( $N_r = 60000$  cycles), b)  $\epsilon_a = 0,7\%$  ( $N_r = 5760$  cycles), c)  $\epsilon_a = 1,25\%$  ( $N_r = 850$  cycles).

Pour les deux aciers, sous  $\epsilon_a = 0,4\%$  (Figure III-29a et 30a) l'amplitude de contrainte présente une courte phase d'adoucissement suivie d'une stabilisation. Sous  $\epsilon_a = 0,7\%$  et  $1,25\%$  (Figure III-29b et 29c, 30b et 30c), on constate une petite phase de durcissement suivie par un bref adoucissement puis une longue période de stabilisation. En ce qui concerne la contrainte interne, dans les deux aciers, sous  $\epsilon_a = 0,4\%$ , elle varie à peine au cours du cyclage (Figure III-29a et 30a), et aux niveaux de déformation plus élevés, son évolution suit quasiment celle de l'amplitude de contrainte. La contrainte effective, plus grande au début du cyclage, diminue ensuite légèrement ; elle est de l'ordre de la moitié de la contrainte interne sous les trois amplitudes de déformation, dans les deux aciers. On peut noter que sous  $\epsilon_a = 0,4\%$ , l'acier AF11 présente une contrainte effective de valeur assez proche de celles obtenue dans l'acier 316 ( $\approx 156$  MPa dans l'acier AF11,  $\approx 120$  MPa dans l'acier 316).

La Figure III-31 présente l'évolution de l'amplitude de contrainte et les contraintes interne et effective des aciers AF18 et AF11 avec l'amplitude de déformation. L'amplitude de contrainte pour les deux aciers (Figures III-31a et b) augmente de manière importante avec l'amplitude de déformation. Le taux d'érouissage de la contrainte interne ( $92$  MPa/%) est quasiment identique à celui de l'amplitude de contrainte pour l'acier AF18 ( $119$  MPa/%), au contraire dans l'acier AF11 il en est assez loin ( $30$  MPa/% contre  $108$  MPa/%). La contrainte effective quant à elle, augmente légèrement avec l'amplitude de déformation dans l'acier AF18 ( $27$  MPa/%), tandis que dans l'acier AF11, et contrairement aux autres aciers (316, 446 et AF18), la contrainte effective dépend fortement de l'amplitude de déformation ( $78$  MPa/%). Ceci s'explique par le fait que la fraction volumique de phase ferritique déformée plastiquement augmente avec l'amplitude de déformation (rappelons que cette contrainte effective est la moyenne de celles de deux phases).

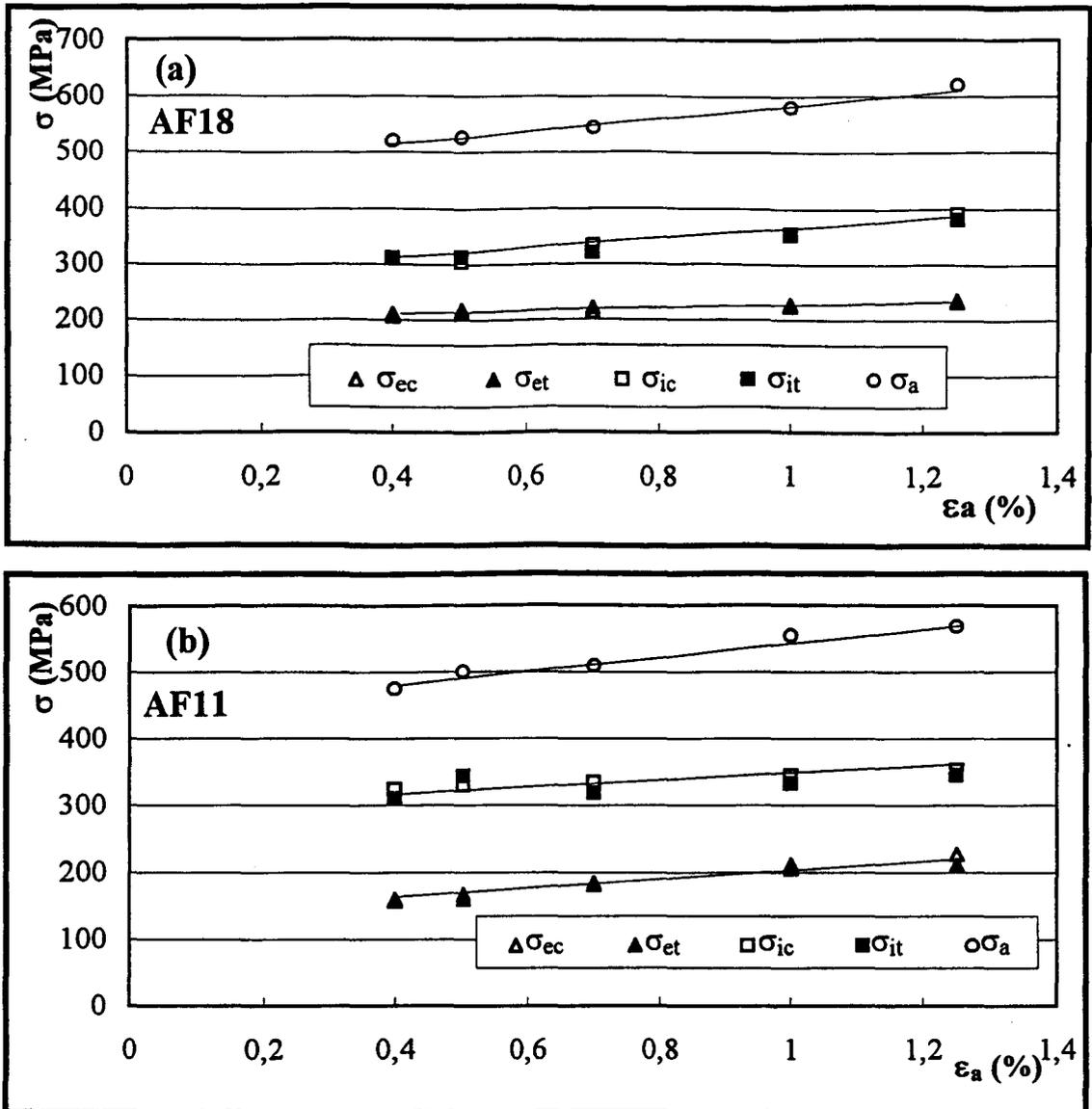


Figure III-31 : Evolution de l'amplitude de contrainte et des contraintes interne et effective avec l'amplitude de déformation : a) acier AF18, b) acier AF11.

### III-1-4-3) Module d'élasticité effectif

L'évolution du module d'élasticité effectif  $E_{eff}$  mesuré sur chaque alternance, en traction et en compression a été également étudiée ici (Figures III-32 et 33). Pour l'acier AF18, sous  $\epsilon_a = 0,4\%$  et  $0,7\%$  (Figure III-32a et 32b), on observe une légère diminution du module au cours du cyclage, en revanche, sous  $\epsilon_a = 1,25\%$  (Figure III-32c), le module d'élasticité diminue beaucoup plus pendant les premiers cycles, et se stabilise ensuite.

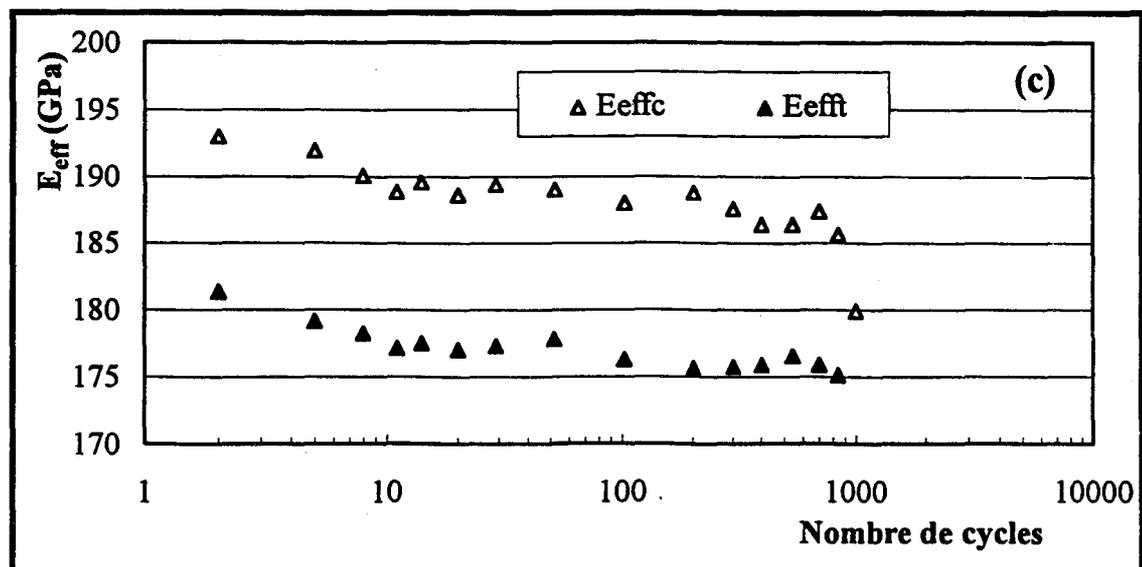
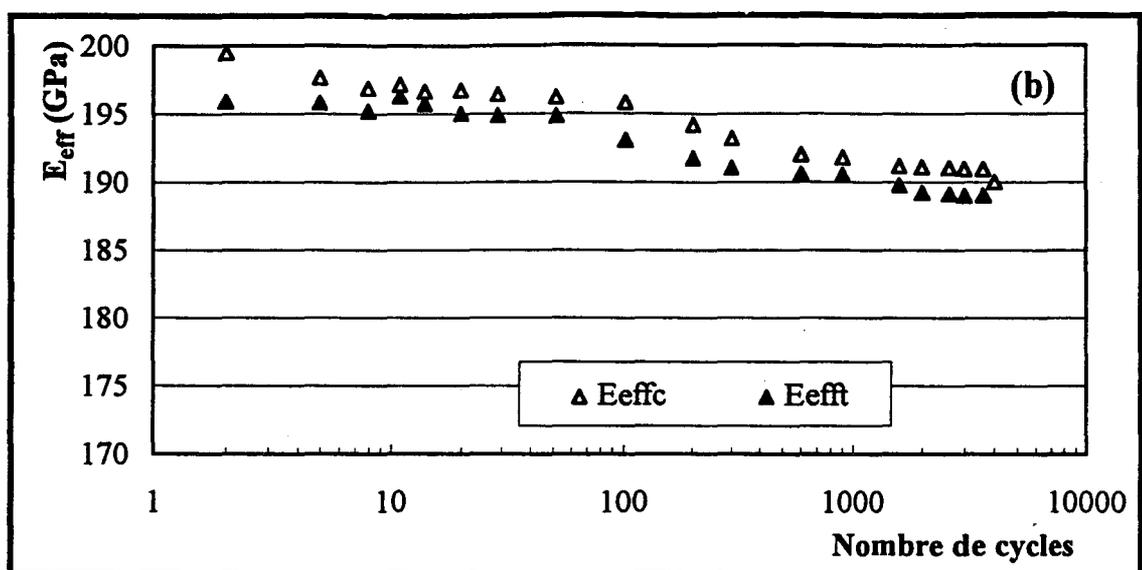
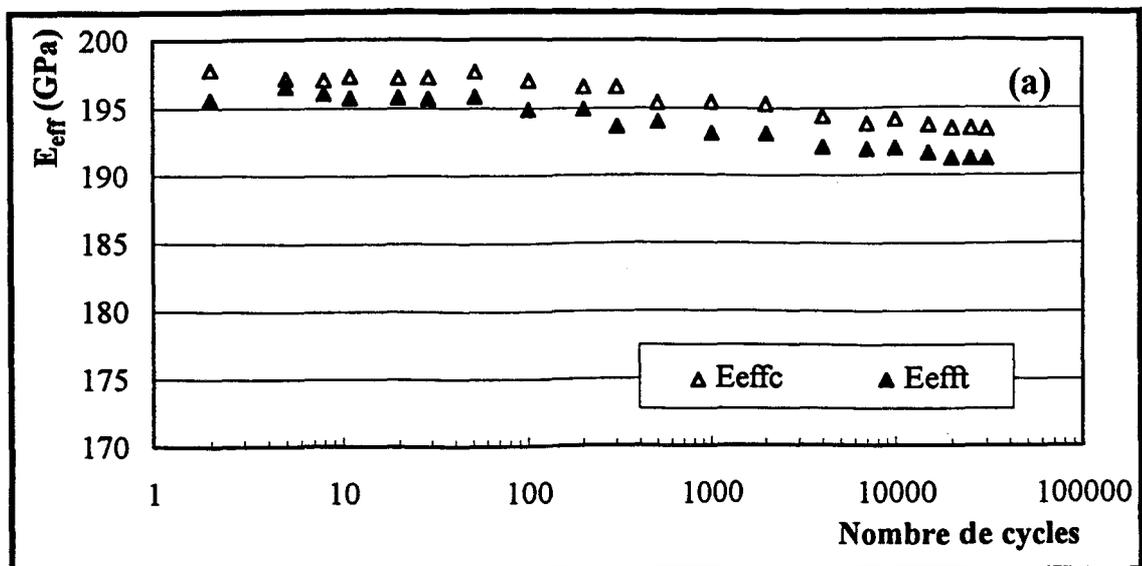


Figure III-32 : Evolution de  $E_{eff}$  au cours du cyclage (acier AF18) : a)  $\epsilon_a = 0,4\%$  ( $N_r = 36000$  cycles), b)  $\epsilon_a = 0,7\%$  ( $N_r = 4380$  cycles), c)  $\epsilon_a = 1,25\%$  ( $N_r = 1100$  cycles).

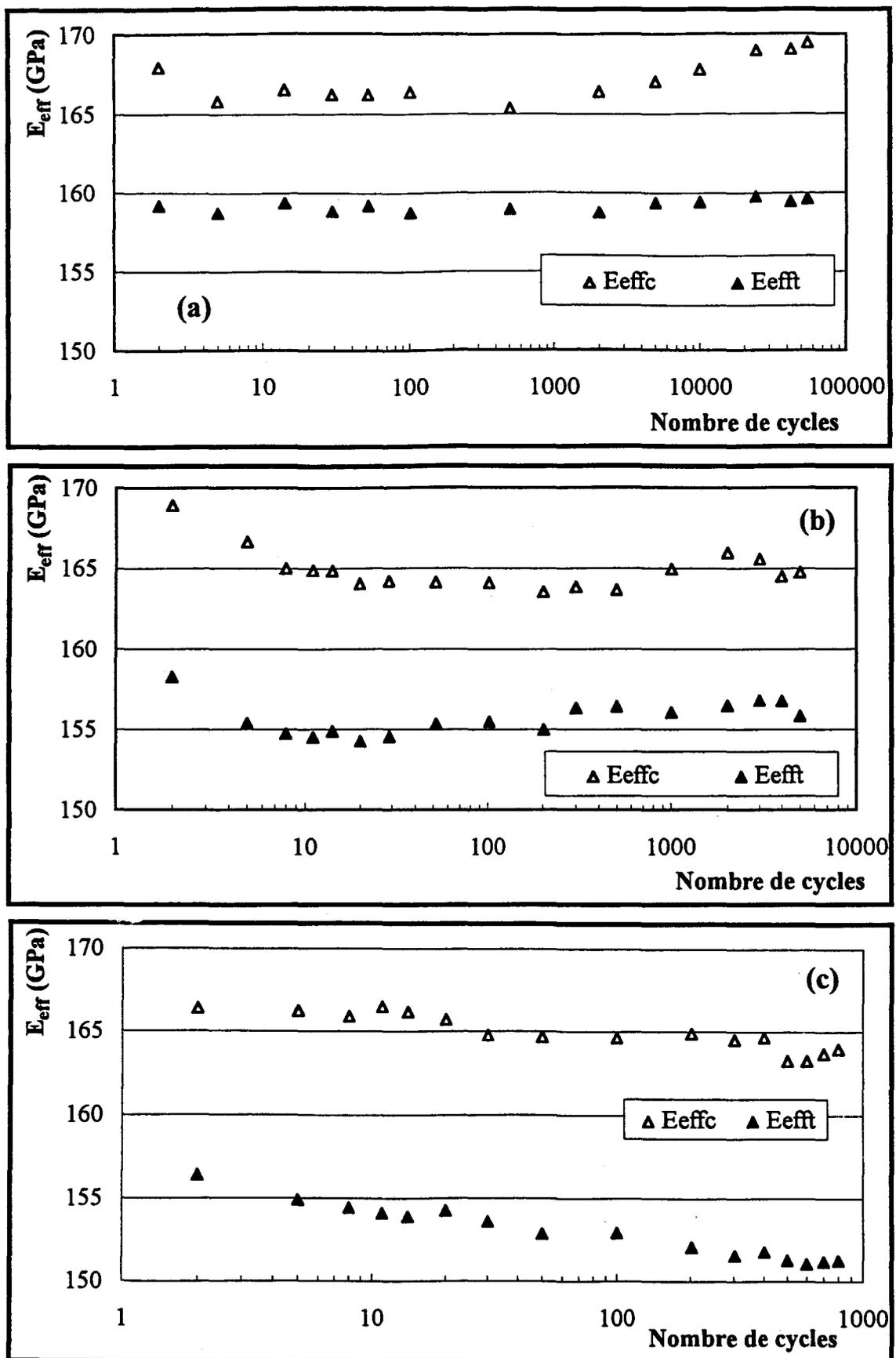


Figure III-33 : Evolution de  $E_{eff}$  au cours du cyclage (acier AF11) : a)  $\epsilon_a = 0,4\%$  ( $N_r = 60000$  cycles), b)  $\epsilon_a = 0,7\%$  ( $N_r = 5760$  cycles), c)  $\epsilon_a = 1,25\%$  ( $N_r = 850$  cycles).

Le module d'élasticité de l'acier AF11 a une évolution assez différente (Figure III-33). Sous  $\epsilon_a = 0,4\%$  et  $0,7\%$  (Figure III-33a et 33b), il diminue au début du cyclage puis augmente jusqu'à la fin de la durée de vie. En revanche, sous  $\epsilon_a = 1,25\%$  (Figure III-33c), il diminue tout au long de la durée de vie. Pour cet acier, la différence entre les modules d'élasticité effectifs en traction et en compression est beaucoup plus importante que pour les aciers 316, 446 et AF18, et ces modules sont de plus nettement inférieurs à ceux des trois autres aciers.

Enfin, dans les deux aciers, le module d'élasticité diminue avec l'amplitude de déformation et la différence entre les modules en traction et en compression augmente.

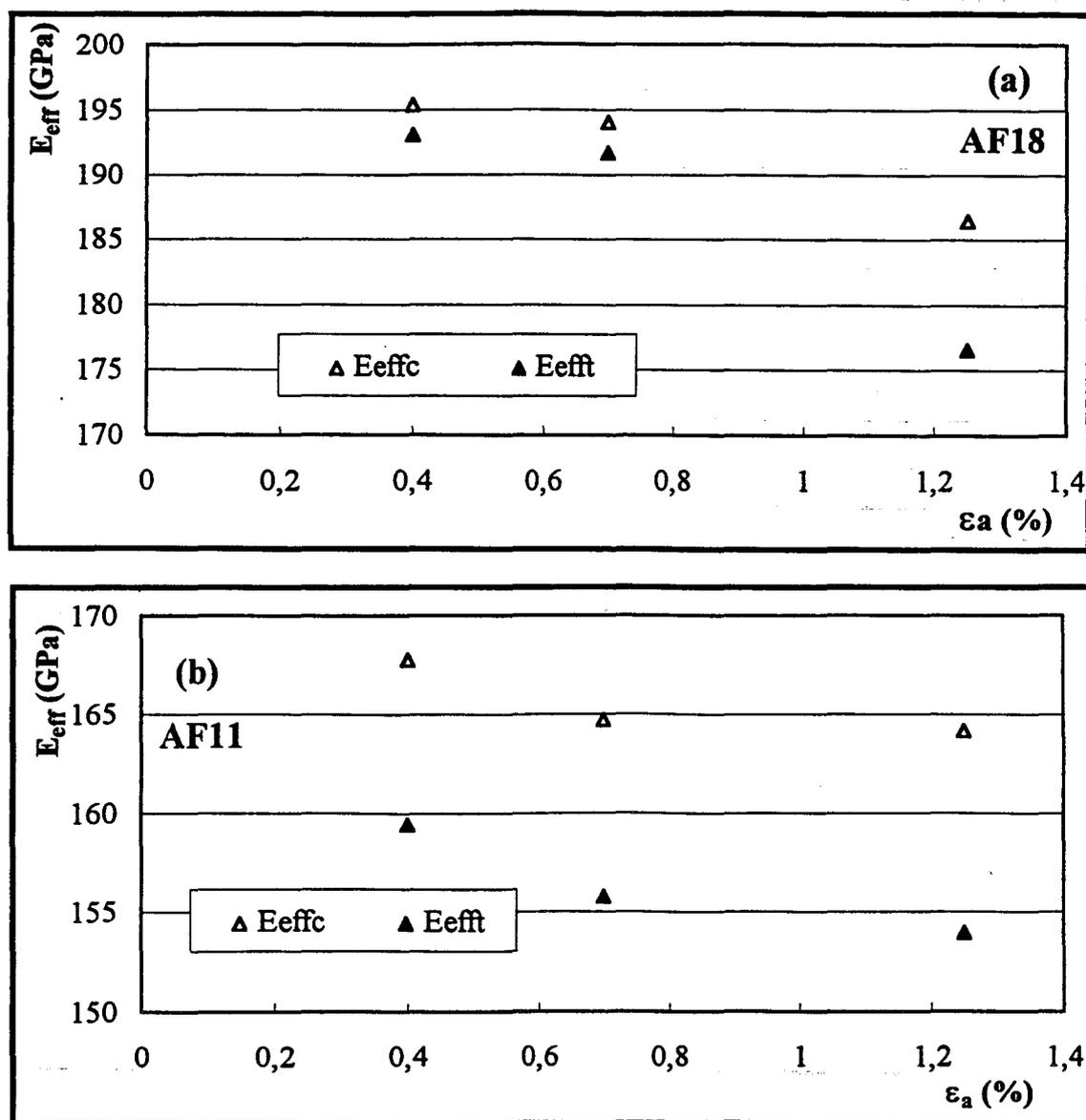


Figure III-34 : Evolution du module d'élasticité avec l'amplitude de déformation : a) acier AF18, b) acier AF11.

### III-2) Méthode des sauts de déformation

La méthode expérimentale et les essais réalisés ont été présentés aux § I-2-2-2 et II-3-2-3. Nous présentons ici les résultats de ces essais.

#### III-2-1) Résultats sur l'acier 316

Rappelons que 17 sauts de déformation ont été réalisés sur 17 boucles d'hystérésis successives, en traction et en compression, pendant la phase de stabilisation. La Figure III-35 présente une boucle d'hystérésis stabilisée avec la position des sauts de déformation réalisés.

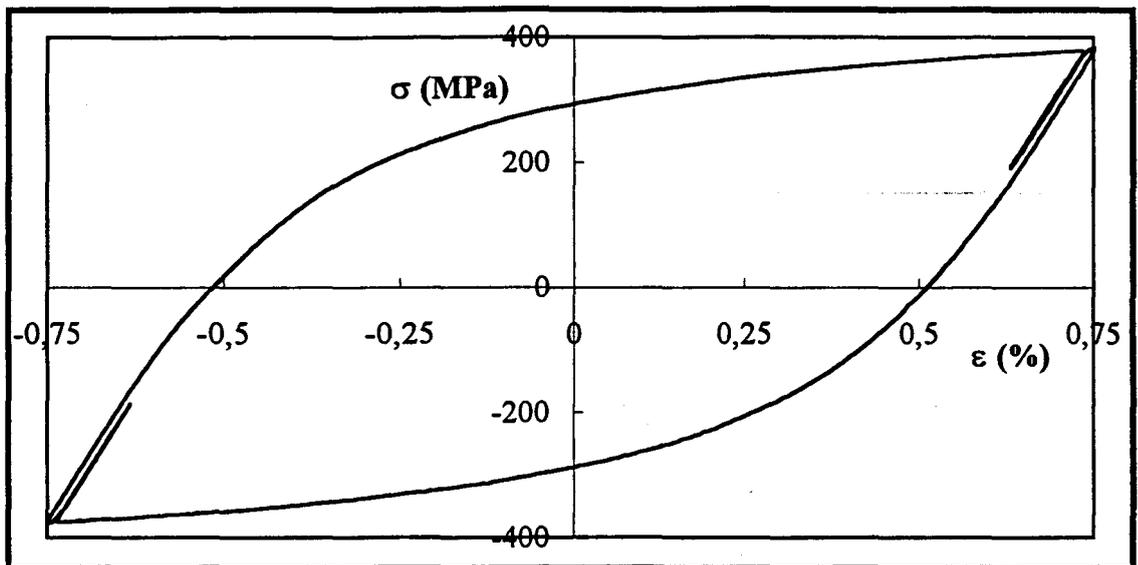


Figure III-35 : Localisation des sauts de déformation réalisés, sur une boucle d'hystérésis stabilisée ( $\epsilon_a = 0,75\%$ , acier 316).

La Figure III-36 présente les relaxations de contrainte observées pour trois amplitudes de saut de déformation d'intensités respectives  $\delta\epsilon = 0,0075\%$ ,  $0,06\%$  et  $0,1125\%$ , correspondant respectivement à des sauts de contrainte  $\delta\sigma \approx 34$ ,  $110$  et  $200$  MPa.

A chaque saut de déformation, la vitesse moyenne de relaxation ( $d\sigma/dt$ ) est calculée sur 3,75 secondes. Ces vitesses sont ensuite tracées en fonction de l'amplitude du saut de déformation, ou plutôt de celle du saut de contrainte qui lui correspond (Figure III-37).

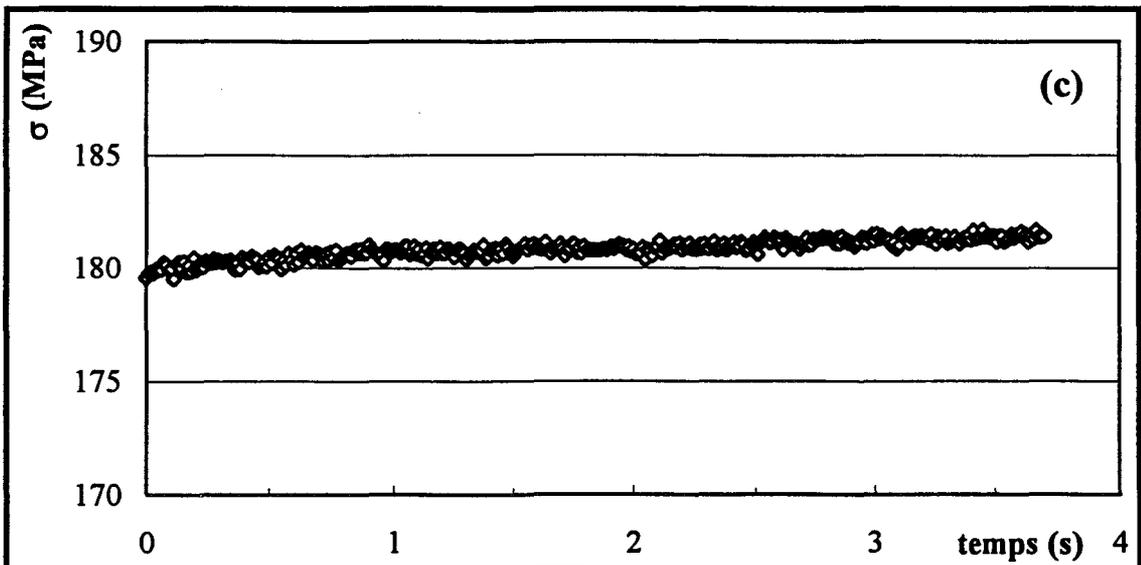
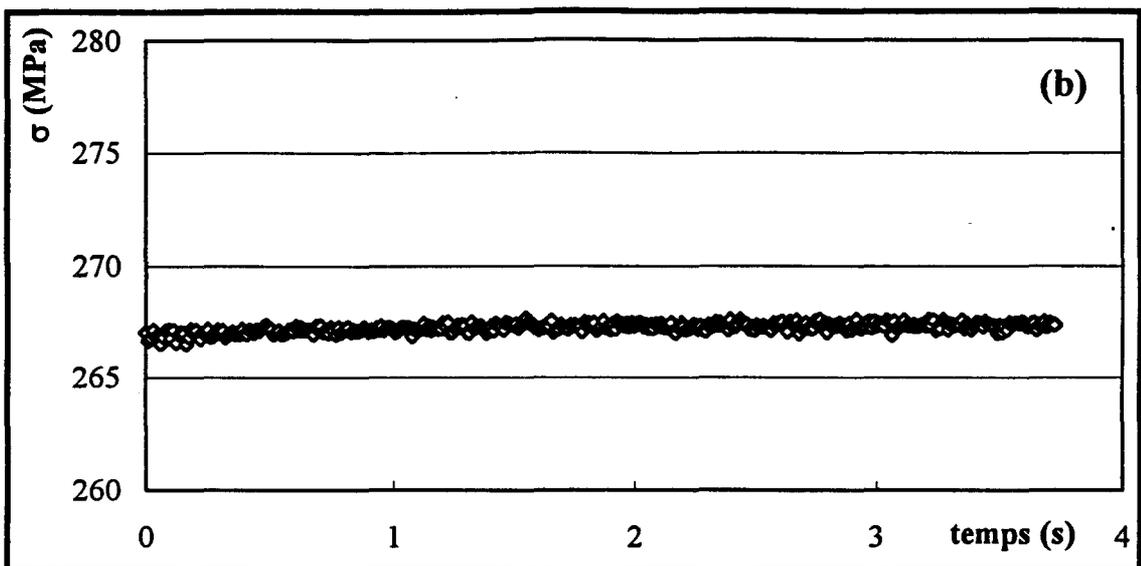
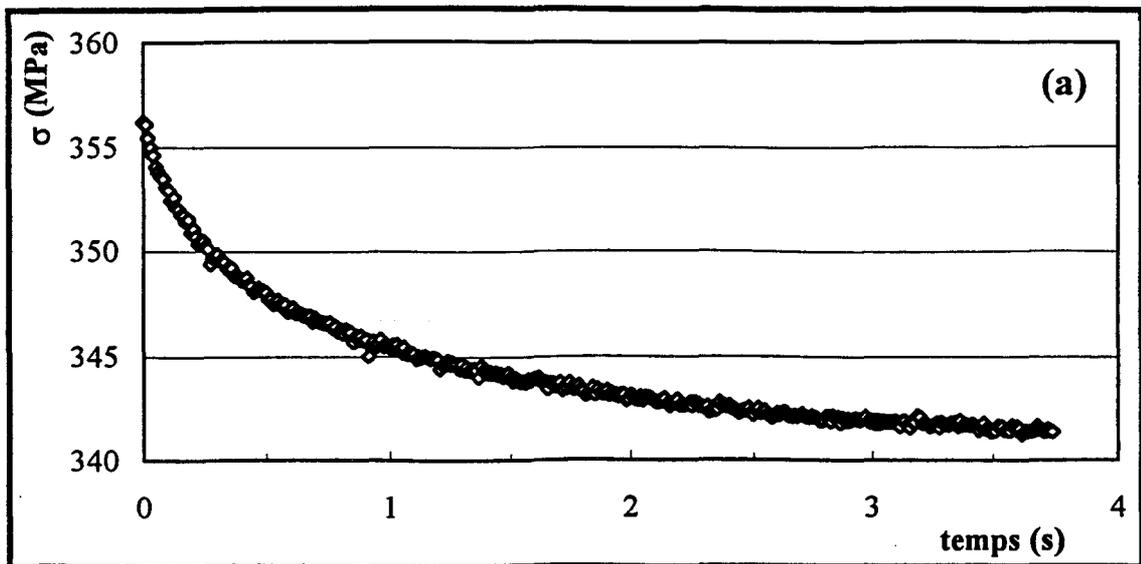


Figure III-36 : Relaxations de contrainte sur l'alternance ascendante d'une boucle d'hystérésis stabilisée ( $\varepsilon_a = 0,75\%$  de l'acier 316) : a)  $\delta\varepsilon = 0,0075\%$  ( $\cong \delta\sigma = 34$  MPa), b)  $\delta\varepsilon = 0,06\%$  ( $\cong \delta\sigma = 110$  MPa), c)  $\delta\varepsilon = 0,1125\%$  ( $\cong \delta\sigma = 200$  MPa).

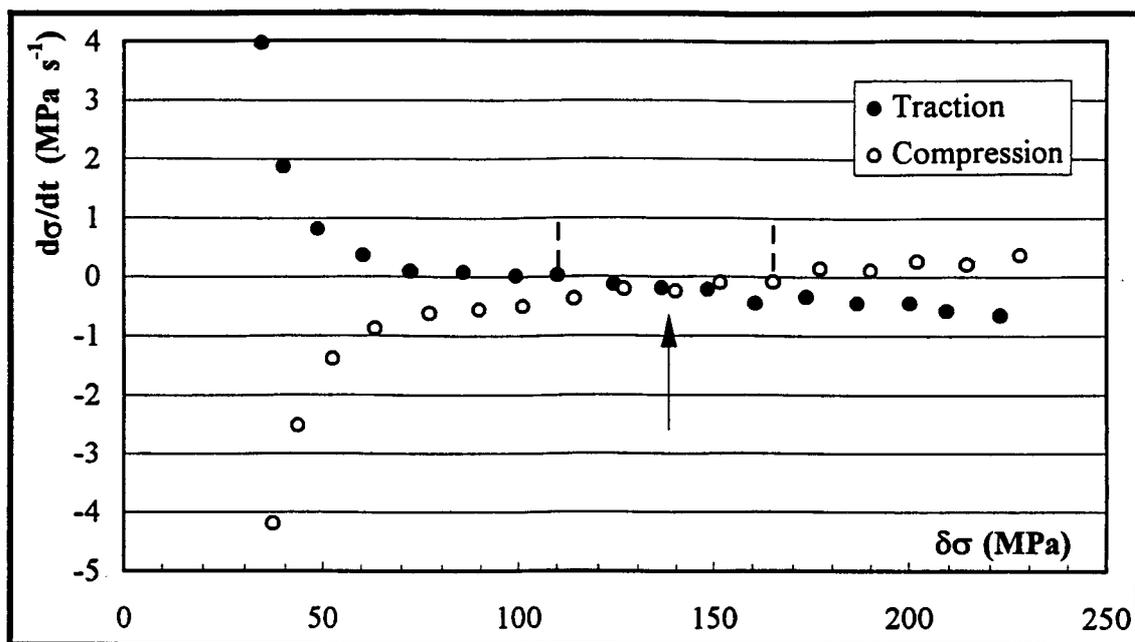


Figure III-37 : Variation de la vitesse moyenne de relaxation ( $d\sigma/dt$ ) en fonction du saut de contrainte  $\delta\sigma$  ( $\epsilon_a = 0,75\%$ , acier 316).

La contrainte effective est définie comme le saut de contrainte correspondant à des vitesses moyennes de relaxation, en traction et en compression, égales. Ici :

$$\sigma_e = 138 \text{ MPa}$$

Ce point correspond à une vitesse moyenne de relaxation très légèrement négative. Nous attribuons ceci au refroidissement de l'éprouvette pendant la relaxation. En effet, à déformation constante, le refroidissement de l'éprouvette augmente les contraintes de compression ; il s'ensuit qu'une vitesse moyenne de relaxation nulle est plus rapidement atteinte en traction, qu'en compression. Les deux courbes sont alors légèrement décalées vers les vitesses négatives. Polák et al. [PKH82b] ont constaté le phénomène inverse en fluage, les courbes de vitesse moyenne étant alors décalées vers le haut.

### III-2-2) Résultats sur l'acier 446

La même méthode des sauts de déformation a été appliquée à l'acier 446. La Figure III-38 présente les relaxations de contrainte en fonction du temps, à trois amplitudes de sauts de déformation :  $\delta\epsilon = 0,0075\%$ ,  $0,0975\%$  et  $0,1275\%$ , correspondant à des sauts des contrainte  $\delta\sigma = 47 \text{ MPa}$ ,  $223 \text{ MPa}$  et  $284 \text{ MPa}$  respectivement.

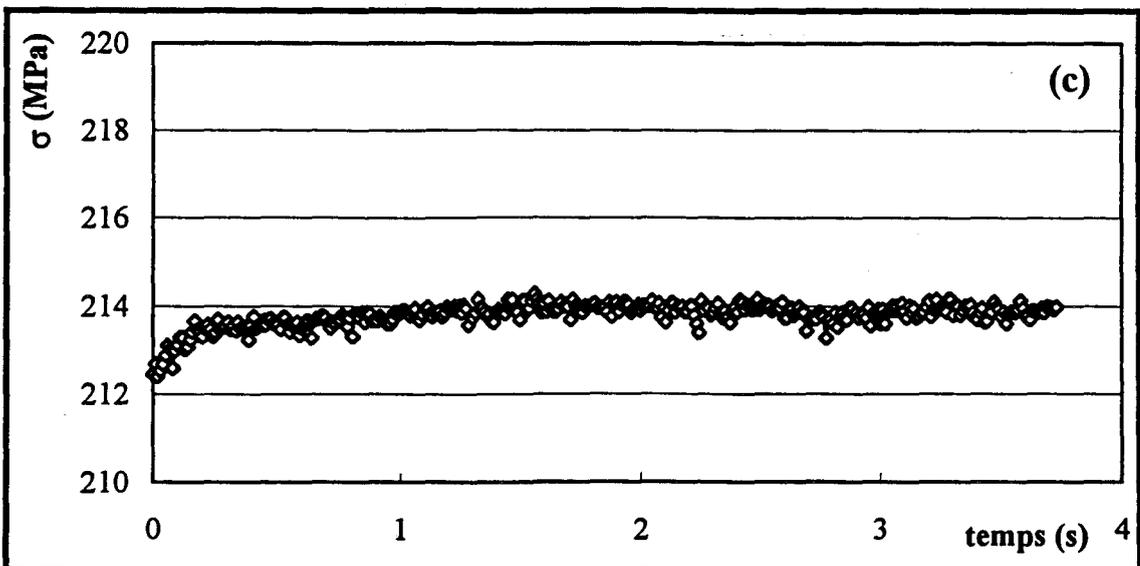
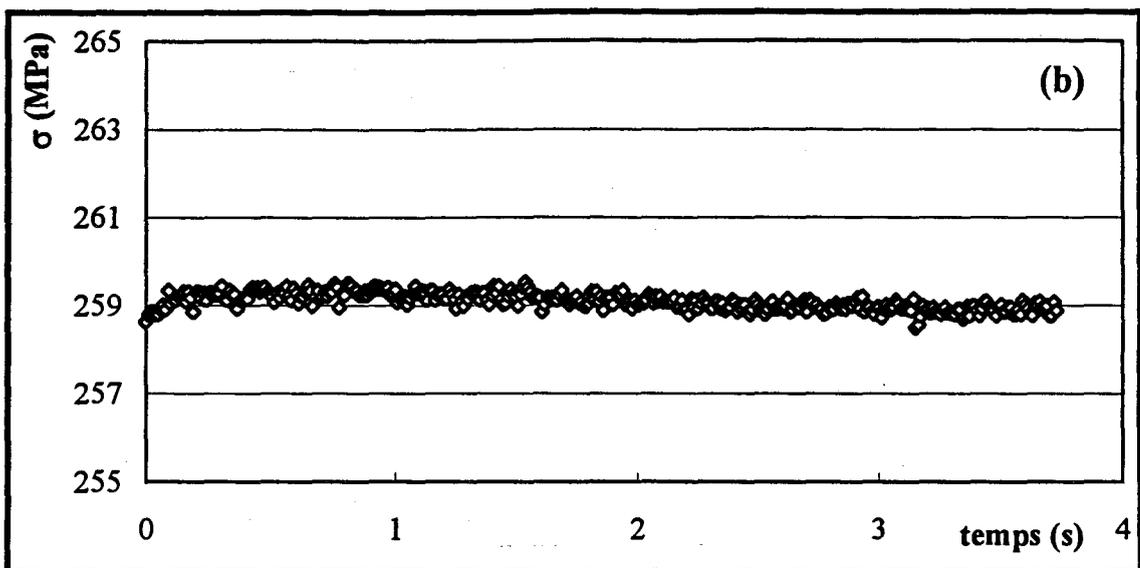
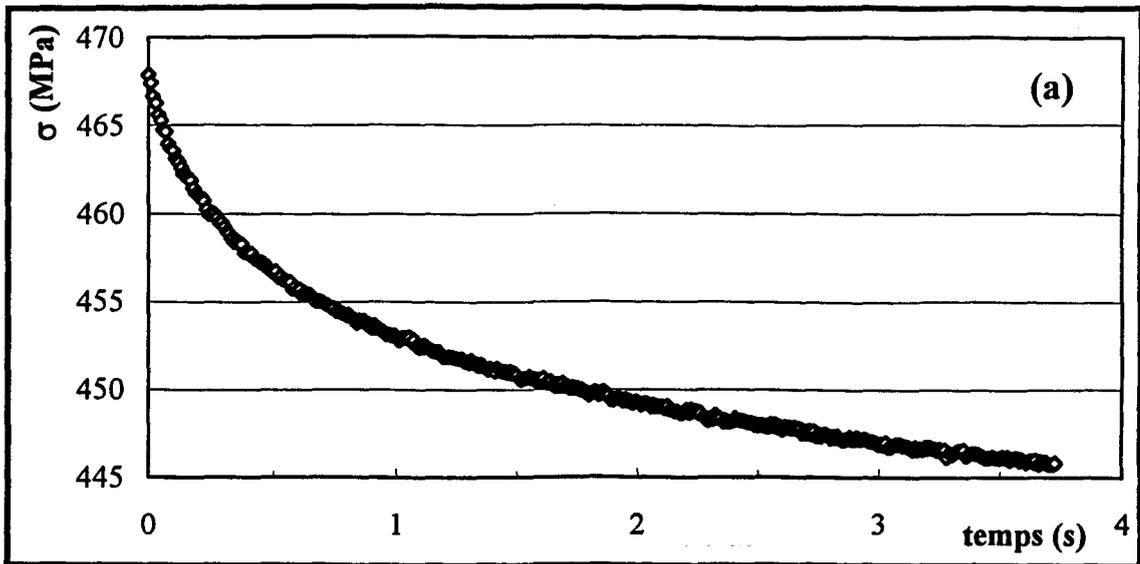


Figure III-38 : Relaxations de contrainte sur l'alternance ascendante d'une boucle d'hystérésis stabilisée ( $\varepsilon_a = 0,75\%$  de l'acier 446) : a)  $\delta\varepsilon = 0,0075\%$  ( $\delta\sigma = 47$  MPa), b)  $\delta\varepsilon = 0,00975\%$  ( $\delta\sigma = 223$  MPa), c)  $\delta\varepsilon = 0,01275\%$  ( $\delta\sigma = 284$  MPa).

Comme pour l'acier 316, les vitesses moyennes de relaxation ( $d\sigma/dt$ ) sont tracées en fonction des sauts de contrainte correspondant aux sauts de déformation effectués, en Figure III-39.

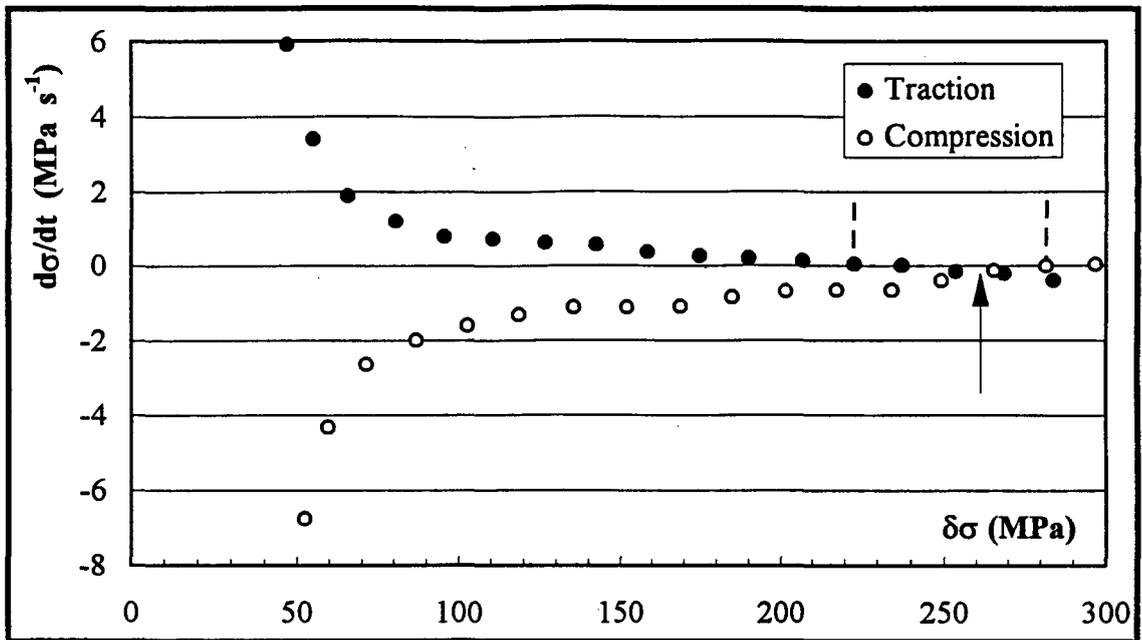


Figure III-39 : Variation de la vitesse moyenne de relaxation ( $d\sigma/dt$ ) en fonction du saut de contrainte  $\delta\sigma$  ( $\epsilon_a = 0,75\%$ , acier 446).

On mesure une contrainte effective :

$$\sigma_e = 262 \text{ MPa}$$

quasiment double de celle du 316.

### III-3) Méthode de variation de la vitesse de déformation

La méthode de variation de la vitesse de déformation (§ I-2-2-3) a été appliquée aux aciers 316 et 446 (§ II-3-2-4) au niveau de déformation intermédiaire  $\epsilon_a = 0,75\%$ . La contrainte effective y a été déterminée par les trois méthodes exposées au § I-2-2-3, à savoir la méthode de Michalak, la méthode de Li et celle de la relation exponentielle.

Enfin, puisque la vitesse de déformation a été modifiée sur une boucle d'hystérésis complète, à chaque vitesse, la méthode ASP a été appliquée sur la boucle d'hystérésis correspondante.

Le Tableau III-2 donne les valeurs des différents paramètres des méthodes de Michalak et de Li, et de celle basée sur la relation exponentielle, pour les deux aciers.

Acier	Méthode de Michalak	Méthode de Li		paramètres de la relation exponentielle	
	m*	m*	$\sigma_0$ (MPa)	k (s <sup>-1</sup> )	$\alpha$ (MPa)
316	14,09	13,22	333	1,41x10 <sup>-24</sup>	2,83
446	18,92	15,36	390	2,54x10 <sup>-24</sup>	5,37

Tableau III-2 : Détermination des différents paramètres des trois méthodes utilisées pour définir la contrainte effective dans les aciers 316 et 446.

La Figure III-40 présente l'évolution de la fonction  $f(\sigma_{ic})$  obtenue par la méthode ASP, à différentes vitesses de déformation. Pour les deux aciers, la forme de cette courbe évolue en fait très peu avec la vitesse de déformation, au moins dans le domaine de vitesse de déformation étudié.

Les contraintes effectives évaluées à partir des quatre méthodes de Michalak, de Li, de relation exponentielle et ASP sont définies sur la Figure III-41, en fonction de la vitesse de déformation. On peut constater que les contraintes effectives définies par les méthodes de Michalak et de Li sont nettement plus petites que celle définies par les méthodes ASP et de la relation exponentielle.

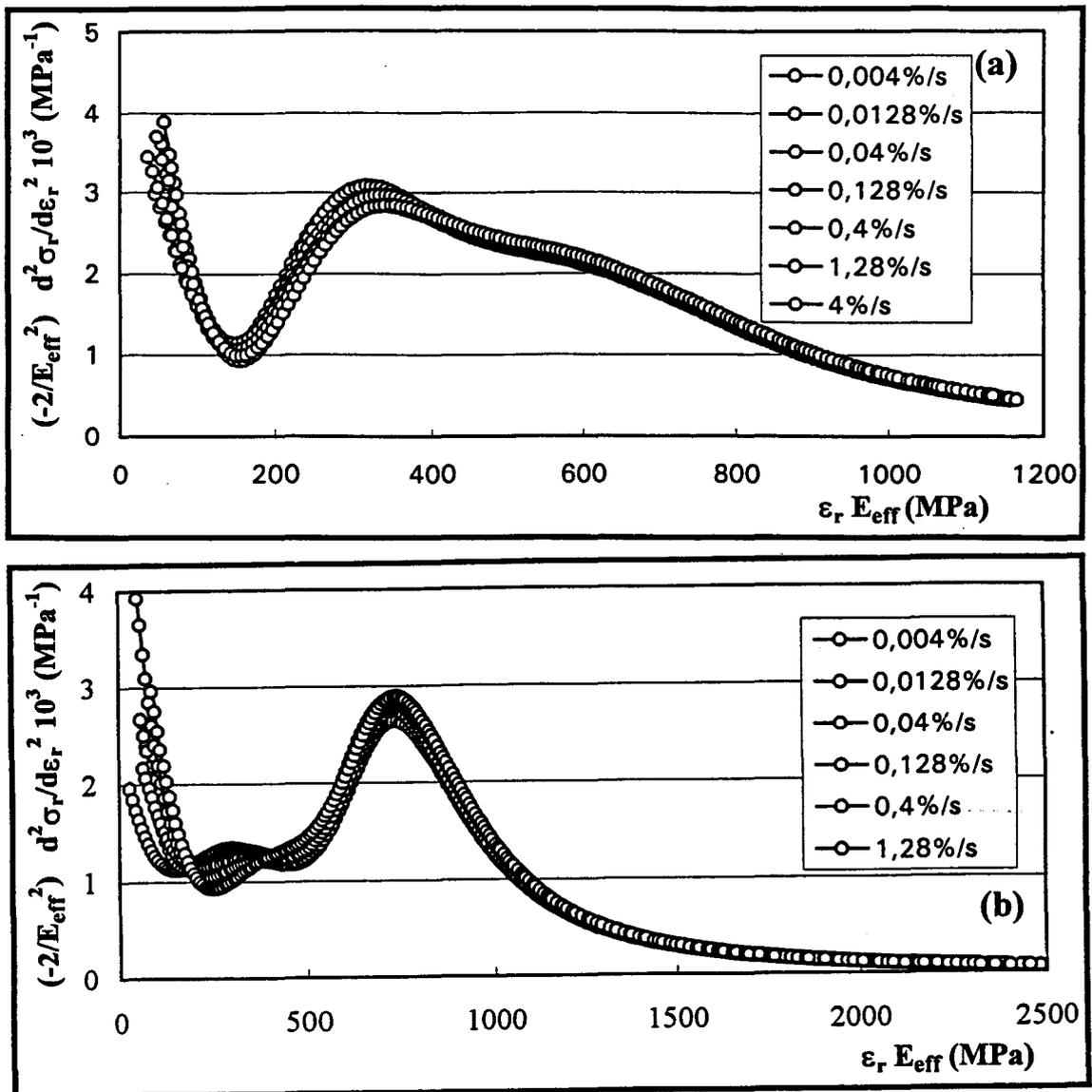


Figure III-40 : Evolution de  $f(\sigma_{ic})$  en fonction de la vitesse de déformation sous  $\epsilon_a = 0,75\%$  :  
 a) acier 316, b) acier 446.

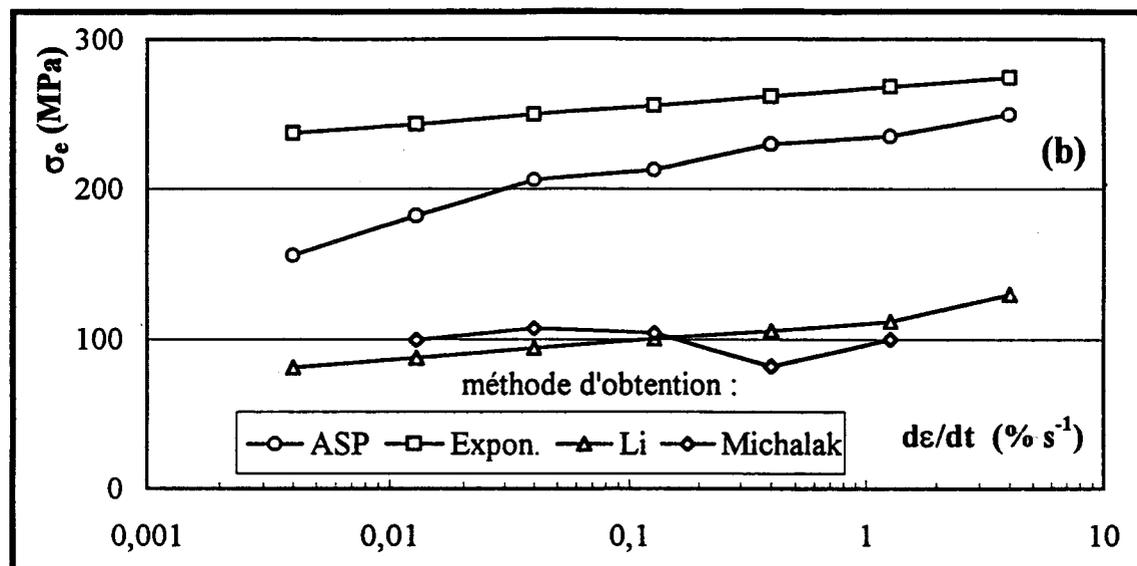
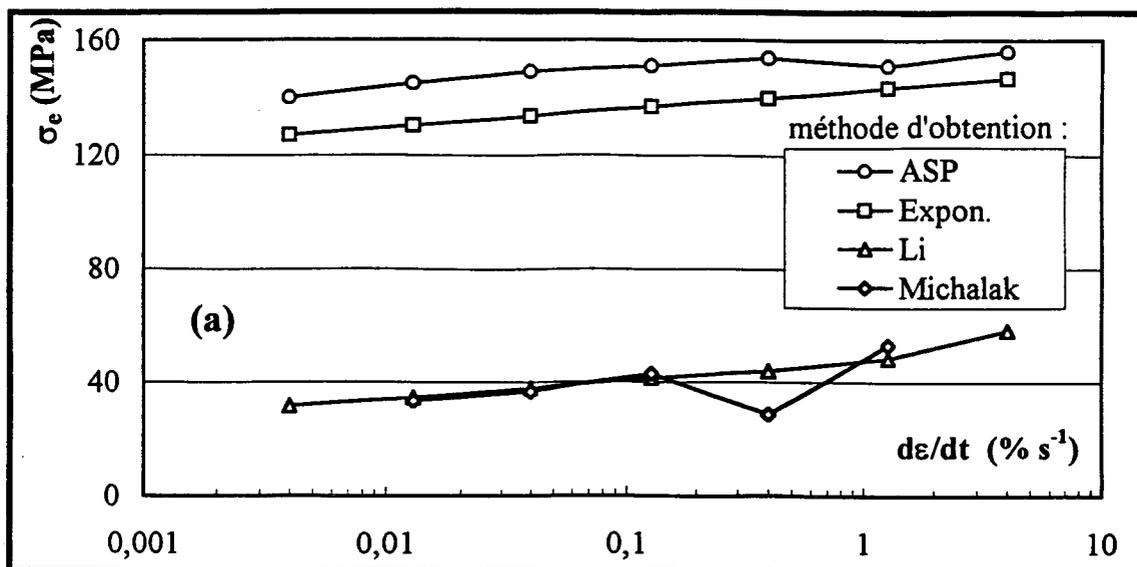


Figure III-41 : Contraintes effectives évaluées à partir d'essais de variation de vitesse, à l'aide de différentes méthodes sous  $\epsilon_a = 0,75\%$  : a) acier 316, b) acier 446.

## **CHAPITRE IV : DISCUSSIONS**

## SOMMAIRE CHAPITRE IV :

### DISCUSSIONS

<b>IV-1) Acier type 316.....</b>	<b>142</b>
IV-1-1) Fonction densité de probabilité.....	142
IV-1-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective.....	145
IV-1-3) Module d'élasticité effectif.....	146
IV-1-4) Influence de l'azote .....	147
<b>VI-2) Acier 446 .....</b>	<b>150</b>
IV-2-1) Fonction densité de probabilité.....	150
IV-2-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective.....	153
IV-2-3) Module d'élasticité effectif.....	154
<b>IV-3) Comparaison entre les aciers 316 et 446.....</b>	<b>155</b>
IV-3-1) Fonction densité de probabilité.....	155
IV-3-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective.....	157
<b>IV-4) Aciers AF18 et AF11.....</b>	<b>159</b>
IV-4-1) Fonction densité de probabilité.....	159
IV-4-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective.....	163
IV-4-3) Module d'élasticité effectif.....	165
<b>IV-5) Validité des méthodes utilisées.....</b>	<b>165</b>

Dans ce chapitre, nous discutons et interprétons les résultats présentés dans le chapitre précédent. Dans un premier temps, les résultats obtenus sur chaque matériau sont discutés successivement, puis, les comportements des différents matériaux sont comparés. La validité des méthodes utilisées ici pour déterminer les contraintes interne et effective est discutée en fin de chapitre.

Les évolutions de  $f(\sigma_{ic})$  sont interprétées à partir des évolutions des structures de dislocations ; en particulier, les changements de forme de  $f(\sigma_{ic})$ , au cours du cyclage et avec l'amplitude de déformation, peuvent être attribués à la déformation plastique de nouveaux microvolumes, non déformés précédemment, mais aussi à la déformation plastique de microvolumes déjà déformés plastiquement au préalable, et durcis par cet écrouissage cyclique antérieur. Il est difficile dans les raisonnements menés de faire la part de chacun de ces mécanismes de déformation plastique, et cela transparait dans les interprétations qui suivent.

#### *IV-1) Acier type 316*

Nous discuterons ici successivement des résultats concernant la fonction densité de probabilité, les contraintes totale, interne et effective, et le module d'élasticité effectif de l'acier inoxydable austénitique AISI 316. Puis, nous discuterons de l'influence de l'azote sur le comportement de l'acier inoxydable austénitique type AISI 316L.

##### **IV-1-1) Fonction densité de probabilité**

L'analyse du premier quart de cycle en fatigue (Figure III-3) montre que la majorité (probabilité( $p_{ic}$ )  $\approx 7 \times 10^{-3}$ ) des microvolumes déformés plastiquement dans l'acier 316 a quasiment la même contrainte interne critique ; ils sont donc probablement de même nature. La valeur de  $\epsilon E_{eff}(p_{ic})$  (= 220 MPa) est en effet sensiblement égale à la limite d'élasticité du matériau.

Au cours du cyclage, et avec l'amplitude de déformation ;  $f(\sigma_{IC})$  (Figure III-4) évolue de manière importante, dû à la forte évolution de la structure des dislocations de cet acier. Ceci a été montré par de nombreuses observations microstructurales réalisées sur les aciers type AISI 316-316L en fatigue plastique oligocyclique [DEG86, GMVS89, LL94a et b, MRLK89, OKP94, POH94, VOG91...]. Gerland et al. [GMVS89] et Obrtlík et al. [OKP94] en particulier, ont mené des études quantitatives des fractions volumiques des différentes structures de dislocations rencontrées (veines et canaux, murs, cellules...) en fonction de l'amplitude de la déformation plastique au cycle stabilisé, et au cours du cyclage. Sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ , le pic unique élevé présenté par la fonction  $f(\sigma_{IC})$  peut être associé à l'arrangement planaire des dislocations appartenant au système de glissement primaire ( $\epsilon_{ap} = 5 \cdot 10^{-5} - 10^{-3}$ ) ; ce type de configurations présente une même résistance. La distribution des dislocations est alors inhomogène, avec des zones riches et des zones pauvres (voir très pauvres) en dislocations. Au cours du cyclage, la déformation se localise de plus en plus, et le pic présenté par la fonction densité de probabilité devient plus élevé et plus étroit. C'est que les microvolumes déformés à ce niveau de déformation sont les grains les plus favorablement orientés pour un glissement simple.

Au niveau de déformation intermédiaire ( $\epsilon_{ap} = 10^{-3} - 5 \cdot 10^{-3}$ ), la structure des dislocations est un mélange de différentes structures (structures planaires, veines, murs, cellules...). Le pic sur  $f(\sigma_{IC})$ , sous  $\epsilon_a = 0,75\%$ , est alors plus large que sous  $\epsilon_a = 0,3\%$  ; il s'élargit encore et s'abaisse au cours du cyclage. Ceci indique qu'un nombre plus important de microvolumes caractérisés par des contraintes internes critiques plus grandes sont, à leur tour, déformés plastiquement. Autrement dit, à ce niveau de déformation, le glissement simple ne suffit plus à accommoder la déformation imposée ; du glissement multiple apparaît, avec un (ou plusieurs) système de glissement secondaire activé. Les structures de dislocations se transforment, avec augmentation de la densité des dislocations, en des arrangements plus denses et plus complexes ; les murs deviennent plus étroits, les distances entre murs plus petites, et un début de transformation des structures murs-canaux en cellules apparaît. A ce niveau de déformation, les microvolumes sont identifiés à la fois aux grains favorablement orientés et, à un moindre degré, à des structures de dislocations plus dures.

L'évolution rapide de  $f(\sigma_{ic})$  au cours des premiers cycles, sous  $\epsilon_a = 1,2\%$ , est due à l'évolution rapide des arrangements de dislocations vers des structures plus stables, pour accommoder la grande déformation imposée. Au début du cyclage, seuls les grains favorablement orientés sont déformés (pic étroit élevé au cycle 2). Puis, le système de glissement primaire ne suffisant plus à accommoder la déformation plastique cyclique imposée, d'autres systèmes de glissement sont progressivement activés ( $\epsilon_{ap} = 5 \cdot 10^{-3} - 10^{-2}$ ). Des structures de dislocations plus denses et plus complexes apparaissent, en particulier la structure cellulaire (plus de 60% en volume à la rupture [GMVS89]) est présente. Au 130ème cycle,  $f(\sigma_{ic})$  présente plutôt un palier (ou plusieurs pics adjacents) ; le pic s'est élargi, vers les plus grandes contraintes internes critiques. A mi-durée de vie (à partir du cycle 500),  $f(\sigma_{ic})$  présente deux pics (Figure IV-1). Le premier pic est celui déjà observé avant ( $\epsilon_r E_{eff}(pic) \approx 350$  MPa,  $\sigma_{ic}(pic) \approx 65$  MPa) ; mais un second pic commence à apparaître à des contraintes internes critiques centrées sur  $\epsilon_r E_{eff}(pic) \approx 640$  MPa ( $\sigma_{ic}(pic) \approx 165$  MPa). Les deux pics traduisent la présence de deux structures de dislocations de différentes duretés. Deux types de microvolumes sont alors déformés plastiquement, correspondant aux structures de dislocations "molles" (structures planaires, intérieurs de cellules...) et aux structures de dislocations "dures" (structures denses, parois de cellules...) respectivement.

Enfin, Obrtlík et al. [OKP94] ont constaté que l'évolution de la structure des dislocations au cours du cyclage à haut niveau de déformation est très voisine de celle observée par augmentation de l'amplitude de déformation imposée. Ceci correspond à la similitude des courbes  $f(\sigma_{ic})$ , Figures III-4c et III-6, obtenues au cours d'un essai sous  $\epsilon_a = 1,2\%$  et au cours d'un essai par paliers successifs croissants respectivement.

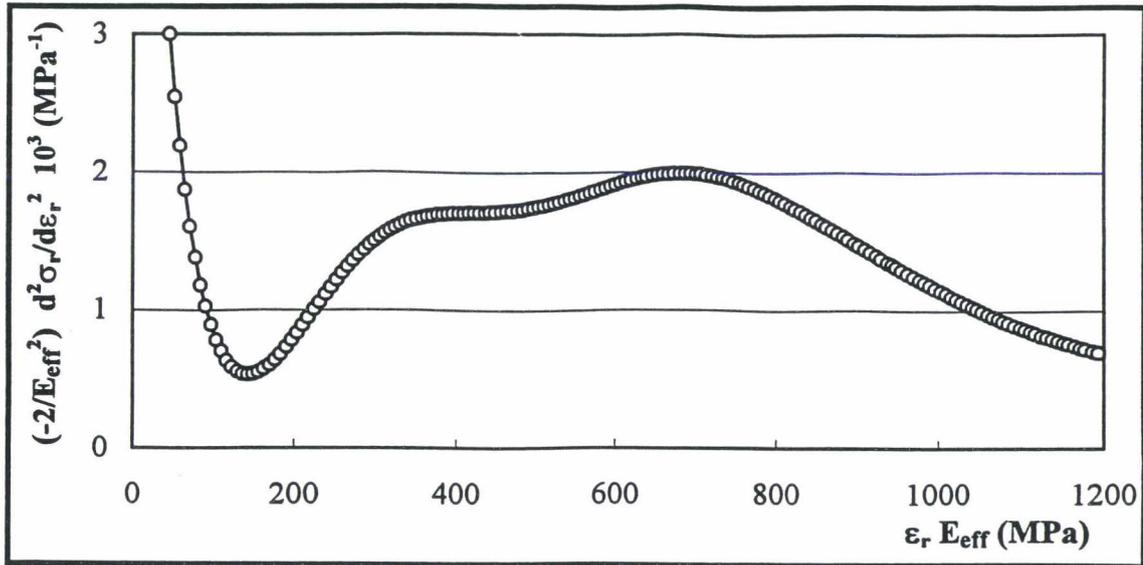


Figure IV-1 :  $f(\sigma_{ic})$  à  $Nr/2$  ( $\epsilon_a = 1,2\%$ , acier 316,  $Nr = 1000$  cycles)

#### IV-1-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective

La phase de durcissement observée dans le 316 au début du cyclage, à tous les niveaux de déformation, est attribuée à la "multiplication" des dislocations mobiles nécessaires pour accommoder la déformation plastique imposée. Une fois les dislocations mobiles suffisamment nombreuses, la contrainte diminue au cours du cyclage, dû à l'arrangement progressif des dislocations en structures énergétiquement plus stables. L'intensité du durcissement initial augmente avec l'amplitude de déformation, le nombre de dislocations nécessaires augmentant. Sous  $\epsilon_a = 1,2\%$ , l'adoucissement disparaît et un durcissement se poursuit pendant la majeure partie de la durée de vie. Il est en effet, à ce niveau de déformation, toujours nécessaire d'activer plus de dislocations pour accommoder la grande déformation plastique imposée. Les structures de dislocations évoluent alors constamment, même les structures cellulaires évoluant vers des cellules plus petites, aux parois plus denses en dislocations. L'amplitude de contrainte totale stabilisée augmente avec l'amplitude de déformation, dû à la plus grande dureté des configurations de dislocations associées aux plus hautes amplitudes de déformation.

La contrainte interne évolue de manière quasiment identique à l'amplitude de contrainte, étant en effet directement fonction de l'état d'érouissage, et donc de la structure des dislocations.

Sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ , au début du cyclage, une relativement grande contrainte effective est nécessaire pour mettre les dislocations en mouvement ; une fois les dislocations sont mobiles, une contrainte effective moins grande est nécessaire pour maintenir ces dislocations en mouvement. En revanche, sous  $\epsilon_a = 0,75$  et  $1,2\%$ , la contrainte effective reste pratiquement constante pendant toute la durée de vie.

Le Tableau VI-1 donne les amplitudes de contraintes totale, interne et effective aux trois niveaux de déformation étudiés, ainsi que le rapport  $\sigma_e/\sigma_i$ . Une grande contrainte interne correspond à la déformation plastique de microvolumes durs reflétant l'existence de structures de dislocations denses (arrangements tridimensionnels,...). En réalité, l'augmentation de la contrainte interne avec le niveau de déformation suit l'évolution de  $f(\sigma_{ic})$  avec l'amplitude de déformation.

$\epsilon_a$ (%)	Amplitudes de contrainte				$\epsilon_{ap}$ (%)
	$\sigma_a$ (MPa)	$\sigma_{ia}$ (MPa)	$\sigma_{ea}$ (MPa)	$\sigma_{ea}/\sigma_{ia}$ (%)	
0,3	266	156	110	70	0,16
0,75	371	236	135	57	0,53
1,2	478	317	161	51	0,91

Tableau IV-1 : Amplitudes des contraintes totale, interne et effective et de la déformation plastique dans l'acier 316, aux différents niveaux de déformation étudiés (essai par paliers successifs croissants).

### IV-1-3) Module d'élasticité effectif

Le module d'élasticité effectif mesuré par la méthode ASP, ou module d'élasticité "macroscopique", est en fait la moyenne des modules d'élasticité "microscopiques" relatifs aux

différents grains ou aux différents microvolumes. Par conséquent, quand la structure interne du matériau change au cours du cyclage, ou avec l'amplitude de déformation, le module d'élasticité "macroscopique" évolue également. Sa diminution au cours du cyclage, et avec l'augmentation du niveau de déformation, peut être interprétée à partir des résultats de Ledbetter et Austin [LA87] sur le cuivre. Ceux-ci ont en effet mesuré les constantes élastiques d'un cuivre déformé plastiquement, en employant des méthodes ultrasonores. Ils ont constaté que le module d'élasticité diminue lorsque la densité des dislocations mobiles augmente, et que cette diminution peut atteindre 15% sous forte déformation. Comme nous, Sommer et al. [SCM91] observent une asymétrie entre traction et compression, qu'ils associent aux variations différentes d'orientation des grains en traction et en compression, dû aux incompatibilités de déformation plastique entre grains, et à l'anisotropie des arrangements de dislocations.

#### **IV-1-4) Influence de l'azote**

Un grand nombre d'études ont été réalisées concernant l'influence de l'azote sur le comportement mécanique des aciers inoxydables austénitiques type 316 ; en particulier, Degallaix [DEG86] a étudié le comportement en plasticité monotone et cyclique d'aciers inoxydables austénitiques type 316L différemment chargés en azote, et Vogt [VOG91] a étudié les structures de dislocations associées. Leurs résultats montrent que l'azote interstitiel améliore les propriétés mécaniques de l'acier 316L, en modifiant le mode de glissement des dislocations (glissement plus plan, apparition du glissement dévié repoussé vers les plus hauts niveaux de déformation et vers les plus hautes températures). Le glissement plan entraîne une meilleure réversibilité de la déformation plastique, conduisant ainsi à une meilleure résistance à la fatigue.

La Figure IV-2 présente les courbes  $f(\sigma_{iC})$  obtenues sur les aciers 316L et 316LN à faible et haute amplitude de déformation ( $\epsilon_a = 0,4\%$  et  $1,5\%$ ) et le Tableau IV-2 donne les caractéristiques du (ou des) pic(s) obtenus sur ces courbes.

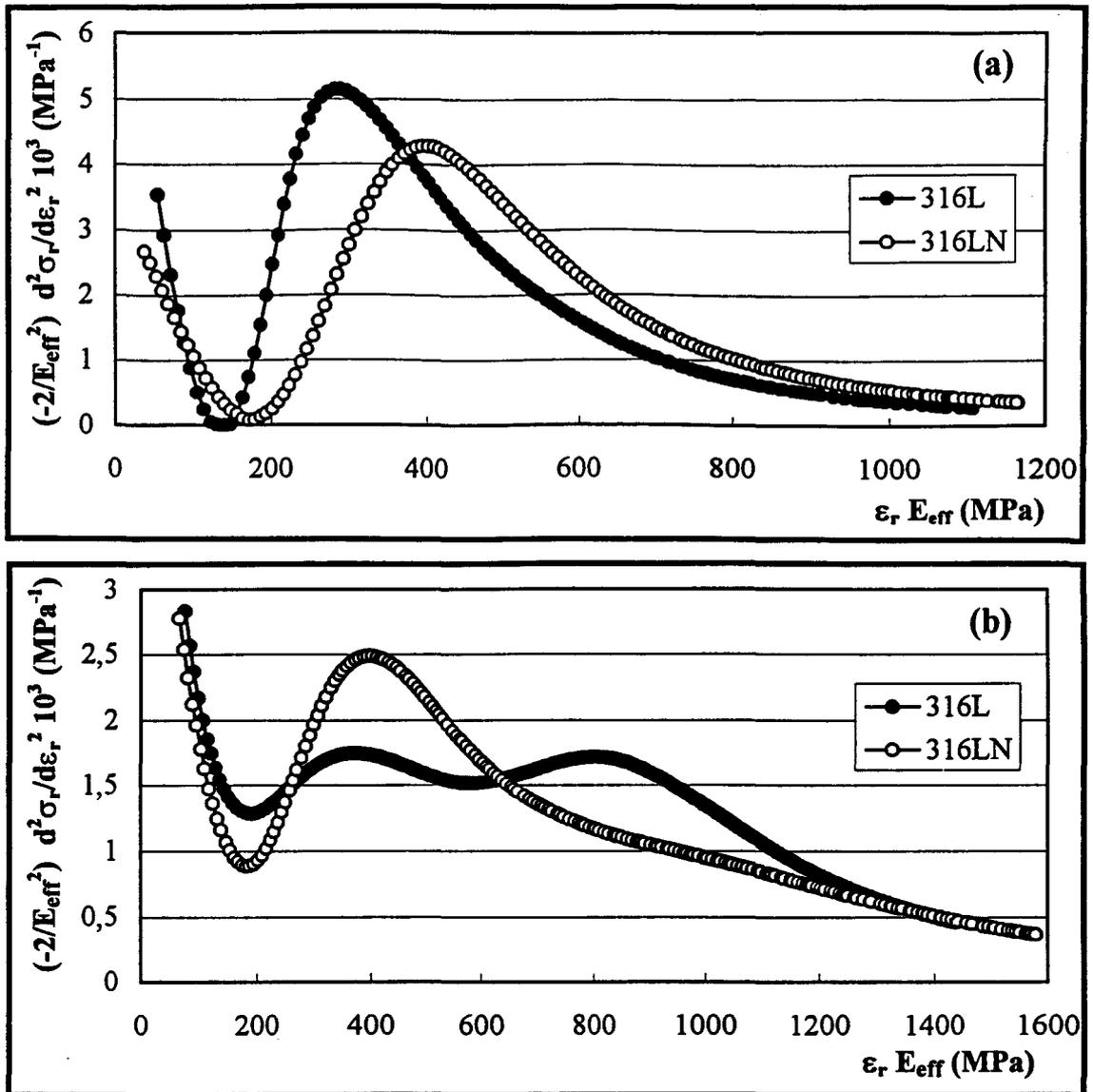


Figure IV-2 : Comparaison des courbes  $f(\sigma_{ic})$  obtenues à saturation pour les aciers 316L et 316LN : a)  $\varepsilon_a = 0,4\%$ , b)  $\varepsilon_a = 1,5\%$ .

Acier	$\varepsilon_a = 0,4\%$				$\varepsilon_a = 1,5\%$			
	prob(pic) ( $\times 10^3$ )	$\varepsilon_r E_{eff}$ (pic) MPa	$\sigma_e$ MPa	$\sigma_i$ MPa	prob(pic) ( $\times 10^3$ )	$\varepsilon_r E_{eff}$ (pic) MPa	$\sigma_e$ MPa	$\sigma_i$ MPa
316L	5,15	300	137	142	1,74/1,71	391/800	191	326
316LN	4,28	400	170	166	2,53	400	186	331

Tableau IV-2 : Caractéristiques des pics des courbes  $f(\sigma_{ic})$  et contraintes effectives et internes stabilisées sous  $\varepsilon_a = 0,4\%$  et  $1,5\%$ , pour les aciers 316L et 316LN.

Ces figures montrent que la fonction  $f(\sigma_{iC})$  de l'acier 316L évolue beaucoup plus avec l'amplitude de déformation que celle de l'acier 316LN ;  $f(\sigma_{iC})$  de l'acier 316LN présente un seul pic à tous les niveaux de déformation ; en revanche, celle de l'acier 316L présente un pic à bas niveau de déformation et deux petits pics à haut niveau. Sous  $\varepsilon_a = 0,4\%$ , le pic de  $f(\sigma_{iC})$  dans l'acier 316L est plus élevé que celui dans l'acier 316LN ; autrement dit, la majorité des microvolumes déformés plastiquement dans l'acier 316L a quasiment la même contrainte interne critique ; il y a alors localisation de la déformation plastique dans un certain nombre de grains favorablement orientés. Dans l'acier 316LN, le pic plus large et moins haut, traduit une distribution moins localisée de la déformation plastique. Sous  $\varepsilon_a = 1,5\%$ , dans le 316L, deux classes de microvolumes de duretés différentes apparaissent : des zones à structures de dislocations relativement molles (structures planaires, veines, intérieur des cellules...) et des zones à structures de dislocations dures (structures denses, parois des cellules...). Les deux pics ont des probabilités quasiment identiques, autrement dit, les deux structures de dislocations occupent quasiment la même fraction volumique. Le pic unique de la fonction  $f(\sigma_{iC})$  dans l'acier 316LN couvre des contraintes internes critiques plus élevées sous  $\varepsilon_a = 1,5\%$  que sous  $\varepsilon_a = 0,4\%$ . En effet, même si plus de microvolumes de plus grandes contraintes internes critiques se déforment plastiquement maintenant, majoritairement néanmoins, les microvolumes déformés plastiquement sont les zones de structures de dislocations planaires, plutôt molles.

Ces résultats montrent que l'azote, en favorisant le glissement plan des dislocations, donc la réversibilité du glissement, retarde l'apparition de structures de dislocations plus denses, donc plus dures (cellules, sous-grains...).

A faible amplitude de déformation, la contrainte effective dans l'acier 316LN est plus grande que celle dans l'acier 316L, mais sous  $\varepsilon_a = 1,5\%$ , les deux matériaux ont des contraintes effectives très voisines (Tableau VI-2). Le Tableau VI-3 donne les taux d'érouissage ( $d\sigma/d\varepsilon$ ) de l'amplitude de contrainte ( $\sigma_a$ ), et des amplitudes des contraintes interne ( $\sigma_{iA}$ ) et effective ( $\sigma_{eA}$ ) pour les deux aciers.

Acier	Taux d'écrouissage $d\sigma/d\varepsilon$ (MPa/%)		
	$d\sigma_a/d\varepsilon_a$	$d\sigma_{ia}/d\varepsilon_a$	$d\sigma_{ea}/d\varepsilon_a$
316L	221	170	51
316LN	160	150	10

Tableau IV-3 : Taux d'écrouissages des aciers 316L et 316LN.

On constate que les contraintes interne et effective de l'acier 316L montrent une dépendance plus importante avec l'amplitude de déformation que celles de l'acier 316LN.

Enfin, la variation du module d'élasticité effectif avec l'amplitude de déformation (Figure III-15) est plus importante dans l'acier 316L que dans de l'acier 316LN, dû à la plus forte variation des structures de dislocations avec la déformation imposée dans cet acier.

## VI-2) Acier 446

La même analyse a été effectuée et le même plan adopté concernant les résultats obtenus sur l'acier inoxydable ferritique 446.

### IV-2-1) Fonction densité de probabilité

L'analyse du premier quart de cycle en fatigue (Figure III-16) montre que la majorité (probabilité<sub>(pic)</sub>  $\approx 5 \times 10^{-3}$ ) des microvolumes déformés plastiquement a la même contrainte interne critique. La valeur de  $\varepsilon E_{\text{eff}}(\text{pic}) = 440$  MPa est très voisine des limites d'élasticité inférieure et supérieure ( $R_{eI} = 455$  MPa et  $R_{eS} = 475$  MPa respectivement) du matériau.

Nous avons observé, sur toutes les courbes  $f(\sigma_{iC})$ , un "palier" ou un "petit pic" centré entre 400 MPa et 600 MPa. L'annexe III montre que ce pic ne peut pas être attribué à un problème de jeu dans le montage de l'éprouvette. Il s'agit donc d'une caractéristique intrinsèque au matériau. La première interprétation possible est d'associer ce pic au phénomène des bandes

de Lüders, c'est-à-dire à la transition inhomogène de la déformation élastique à la déformation plastique, observée couramment dans ce type d'aciers sous sollicitations tant monotones que cycliques (§ II-4) [RN91]. Cette hypothèse nous paraît très peu probable, puisque  $f(\sigma_{iC})$  au premier quart de cycle, sur lequel est observé essentiellement le phénomène des bandes de Lüders, ne présente pas ce "pic". De plus, le phénomène disparaît rapidement après quelques cycles. La deuxième hypothèse peut être la présence de précipités (§ II-1-4) ; mais ces précipités sont normalement beaucoup plus durs que le matériau lui-même. En revanche, on peut imaginer que les zones de métal qui entourent ces précipités se déforment plastiquement avant les zones relativement plus éloignées, ce qui expliquerait la présence de ce premier petit pic. La troisième hypothèse est que certaines structures de dislocations, "plus molles" (par exemple les BGP), commencent à se déformer très tôt dans l'alternance. Enfin, une dernière hypothèse est que ce phénomène est dû au vieillissement dynamique ; en effet l'acier 446 possède, outre du chrome (26,58%), son élément d'alliage principal, des teneurs en carbone et en azote relativement élevées (0,18% et 0,16% pds respectivement), même si une grande partie est combinée au chrome dans les précipités ; les atomes de solutés étant aptes à diffuser beaucoup plus rapidement que les dislocations, ils sont susceptibles de piéger ces dislocations. Une contrainte plus importante est alors nécessaire au désancrage des dislocations ; et une fois ces dislocations libérées, une chute de contrainte est observée [DIE88]. Nous pensons cette hypothèse la plus plausible, car la présence de ce pic semble sensible à la vitesse de déformation. En effet, lors de l'essai de variation de vitesse de déformation (§ III-3), le petit pic initial est quasiment absent à la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}_t = 0,004\% \text{ s}^{-1}$  (Figure IV-3), tandis qu'il est présent à toutes les autres vitesses, plus fortes.

A part ce petit pic, et contrairement à l'acier 316, sous  $\epsilon_a = 1,2\%$ , les fonctions  $f(\sigma_{iC})$  de l'acier 446 ne présentent qu'un pic, à tous les niveaux de déformation étudiés (Figure III-17). Les évolutions au cours du cyclage de  $f(\sigma_{iC})$ , sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ ,  $0,75\%$  et  $1,2\%$ , reflètent bien sûr celles des dislocations. Malheureusement, peu d'études microstructurales des configurations de dislocations en fatigue plastique oligocyclique, ont été réalisées sur les aciers inoxydables ferritiques. Quelques études en revanche ont porté sur d'autres matériaux CC monocristallins [MFD81, MHS76, SVNLB87] et polycristallins [MRLK89, RN91]. Pourtant, Roven et Nes [RN91] ont étudié l'évolution des structures de dislocations au cours du cyclage, et avec

l'amplitude de déformation plastique, dans un acier ferritique polycristallin (acier de structure offshore). Ils ont trouvé qu'aux niveaux de déformation bas et intermédiaires ( $\epsilon_{ap} = 7,2 \cdot 10^{-5} - 4,1 \cdot 10^{-3}$ ), les structures de dislocations évoluent de manière identique au cours du cyclage, d'autant plus rapidement et vers de plus grandes fractions volumiques de structures denses lorsque le niveau de déformation augmente. Au cours du cyclage la densité de dislocations augmente jusqu'à la phase de saturation caractérisée par une structure en veines-canaux et murs bien établie [RN91]. A rupture, des structures en veines-canaux, murs, murs-veines et cellules-veines ont été observées, ainsi que quelques structures de sousgrains équiaxes et les structures en bandes de cellules. A haut niveau de déformation ( $\epsilon_{ap} = 4,1 \cdot 10^{-3} - 5 \cdot 10^{-2}$ ), des structures de dislocations complexes apparaissent dès les premiers cycles : les structures en cellules et sousgrains dominant, dont les parois s'amincissaient au cours du cyclage. Ainsi, même à faible amplitude de déformation, la structure des dislocations dans un acier ferritique ne se stabilise pas au cours du cyclage, et à la rupture, des structures de dislocations complexes sont observées. En ce qui concerne  $f(\sigma_{iC})$ , dans l'acier 446, cette fonction ne stabilise pas vraiment non plus au cours du cyclage (Figure III-17), et des microvolumes avec des contraintes internes critiques élevées sont progressivement déformés plastiquement, même à faible amplitude de déformation. Ceci peut être attribué soit à une augmentation des limites d'élasticité de microvolumes, par transformation des structures de dislocations en veines ou en murs en des structures plus dures (cellules, sousgrains,...), soit par déformation de nouveaux grains d'orientation moins favorable. La fonction  $f(\sigma_{iC})$  à haut niveau de déformation varie moins, dû au fait que des structures de dislocations denses apparaissent dès les premiers cycles ; rappelons qu'à ce niveau de déformation, l'acier 446 a une durée de vie très limitée ( $N_r < 100$  cycles). Enfin, la dépendance importante de  $f(\sigma_{iC})$  avec l'amplitude de déformation est attribuée à la variation des fractions volumiques des différentes structures (veines, murs, labyrinthes, cellule,...) avec l'amplitude de déformation.

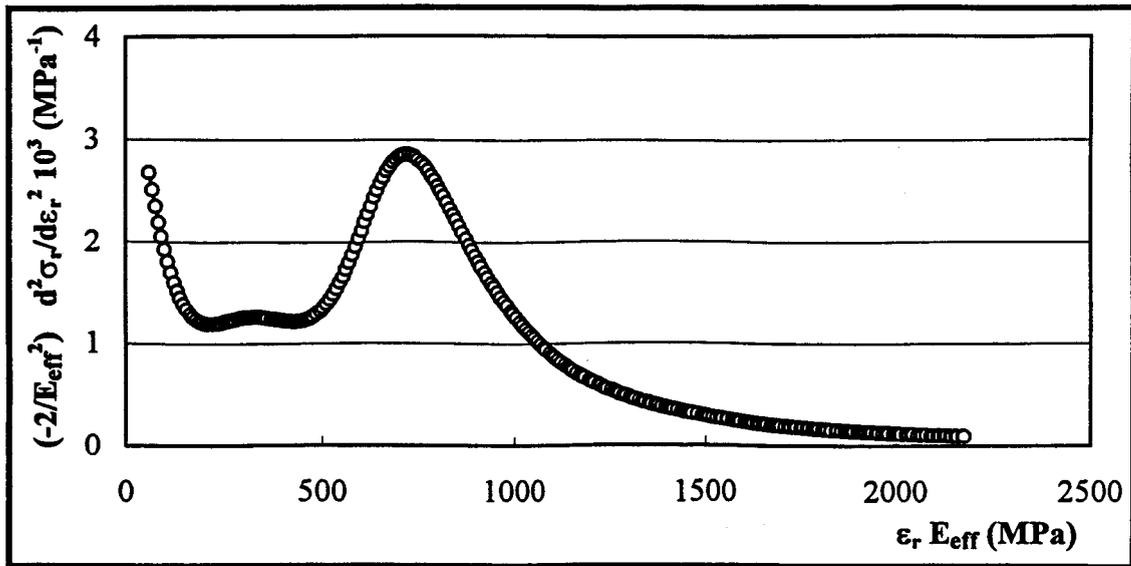


Figure IV-3 : Quasi-disparition du "petit pic" sur  $f(\sigma_{ic})$  à  $\dot{\epsilon} = 0,004\% s^{-1}$  ( $\epsilon_a = 0,75\%$ , acier 446)

#### IV-2-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective

Au cours du cyclage, l'amplitude de contrainte présente un durcissement aux trois niveaux de déformation étudiés (Figure III-19), durcissement dont l'intensité augmente avec l'amplitude de déformation. A faible amplitude de déformation, peu de dislocations sont activées, l'accommodation de la déformation étant assurée par un mouvement en "va-et-vient" quasi - réversible des dislocations mobiles [MHS76]. En revanche sous  $\epsilon_a = 0,75\%$  et  $1,2\%$ , plus de dislocations sont nécessaires pour accommoder la déformation, et plus haute est la contrainte nécessaire à leur activation.

Sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ , les contraintes interne et effective sont assez proches pendant la première partie du cyclage (jusqu'au cycle 2000) ; ensuite une diminution de la contrainte effective et une augmentation de la contrainte interne sont observées. L'augmentation de la contrainte interne est liée aux structures de dislocations plus complexes qui s'établissent au cours du cyclage. Aux hauts niveaux de déformation, la contrainte interne évolue quasiment de la même manière que l'amplitude de la contrainte.

Sous  $\epsilon_a = 0,3\%$  et  $0,75\%$ , la diminution de la contrainte effective, au cours du cyclage, peut être due au grand nombre de dislocations mobiles disponibles pour accommoder la déformation. Sous  $\epsilon_a = 1,2\%$ , la contrainte effective varie très peu au cours du cyclage, et a un niveau relativement élevé, comparé à celui sous  $\epsilon_a = 0,3$  et  $0,75\%$ .

Le Tableau IV-4 donne les amplitudes de contraintes totale, interne et effective aux trois niveaux de déformation étudiés, ainsi que le rapport  $\sigma_e/\sigma_i$ . L'évolution de l'amplitude de contrainte et des contraintes interne et effective avec l'amplitude de déformation est à rapprocher de celle de  $f(\sigma_{iC})$ .

$\epsilon_a$ (%)	Amplitudes de contrainte				$\epsilon_{ap}$ (%)
	$\sigma_a$ (MPa)	$\sigma_{ia}$ (MPa)	$\sigma_{ea}$ (MPa)	$\sigma_{ea}/\sigma_{ia}$ (%)	
0,3	397	201	196	97	0,078
0,75	491	264	227	86	0,51
1,2	536	289	247	85	1,08

Tableau IV-4 : Amplitudes des contraintes totale, interne et effective et de la déformation plastique dans l'acier 446, aux différents niveaux de déformation étudiés (essai par paliers successifs croissants).

### IV-2-3) Module d'élasticité effectif

Pour les trois amplitudes de déformation étudiées, le module d'élasticité effectif de l'acier 446, diminue au cours du cyclage, dû à l'augmentation de la densité des dislocations. Sous  $\epsilon_a = 0,3$  et  $0,75\%$ , il réaugmente après un certain nombre de cycles. Ceci peut être associé aux structures de dislocations plus complexes établies pendant la phase de quasi - stabilisation.

### IV-3) Comparaison entre les aciers 316 et 446

Nous comparerons successivement les résultats obtenus sur les aciers 316 et 446 en ce qui concerne la fonction densité de probabilité et les contraintes totale, interne et effective.

#### IV-3-1) Fonction densité de probabilité

La Figure IV-4 présente les évolutions de la fonction  $f(\sigma_{iC})$  des aciers 316 et 446, obtenues sur les premiers quarts de cycle, sous  $\epsilon_a = 0,3\%$  et  $\epsilon_a = 1,2\%$ . La Figure IV-4a montre que l'acier 316 se déforme à des contraintes quasiment moitiés ( $\epsilon E_{\text{eff}}(\text{pic}) = 220$  MPa) de celles de l'acier 446 ( $\epsilon E_{\text{eff}}(\text{pic}) = 440$  MPa) ; les contraintes effective et interne, sont toutes deux plus grandes dans l'acier 446. Les Figures IV-4b et 4c montrent que  $f(\sigma_{iC})$  dépend beaucoup plus de l'amplitude de déformation dans l'acier 316 que dans l'acier 446, ce qui traduit la dépendance plus grande de ses structures de dislocations avec l'amplitude de déformation. Le Tableau IV-5 définit les caractéristiques du (ou des) pic(s) de  $f(\sigma_{iC})$  pour chacun de ces matériaux, à deux niveaux de déformation.

Acier	$\epsilon_a = 0,3\%$		$\epsilon_a = 1,2\%$	
	prob(pic) $\times 10^3$	$\epsilon_r E_{\text{eff}}$ (pic) MPa	prob(pic) $\times 10^3$	$\epsilon_r E_{\text{eff}}$ (pic) MPa
316	5,34	330	1,98/1,94	422/655
446	3,61	845	2,70	920

Tableau IV-5 : Caractéristiques des pics de  $f(\sigma_{iC})$  sous  $\epsilon_a = 0,3\%$  et  $1,2\%$ , dans les aciers 316 et 446.

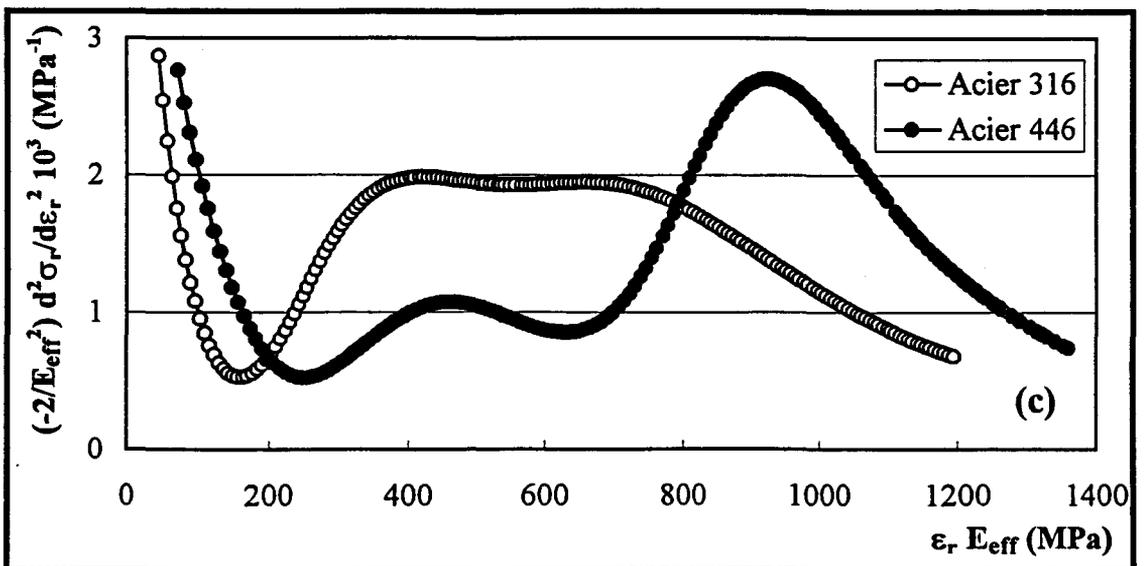
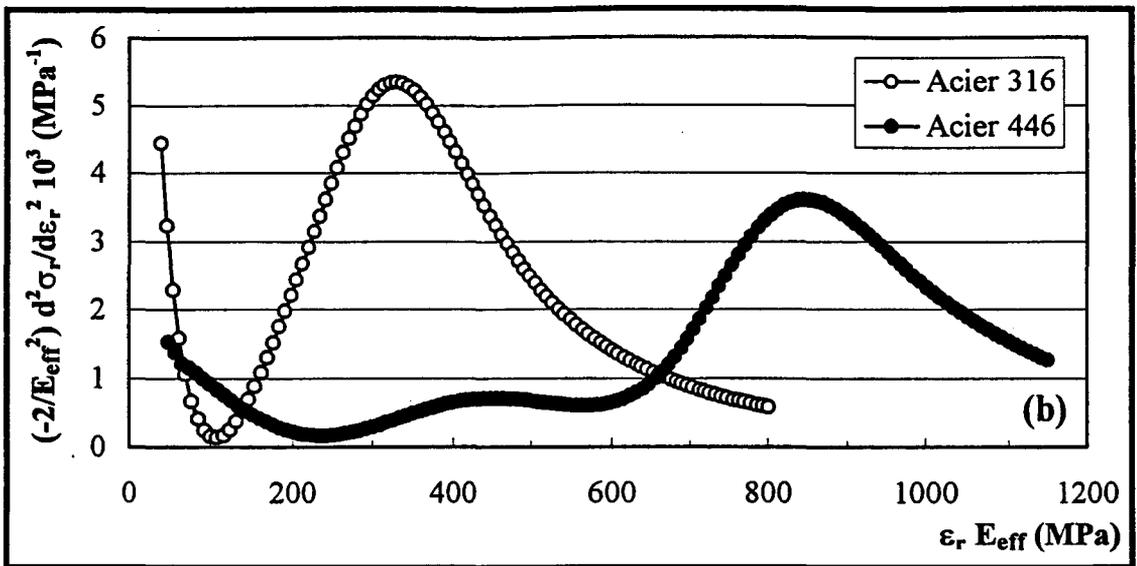
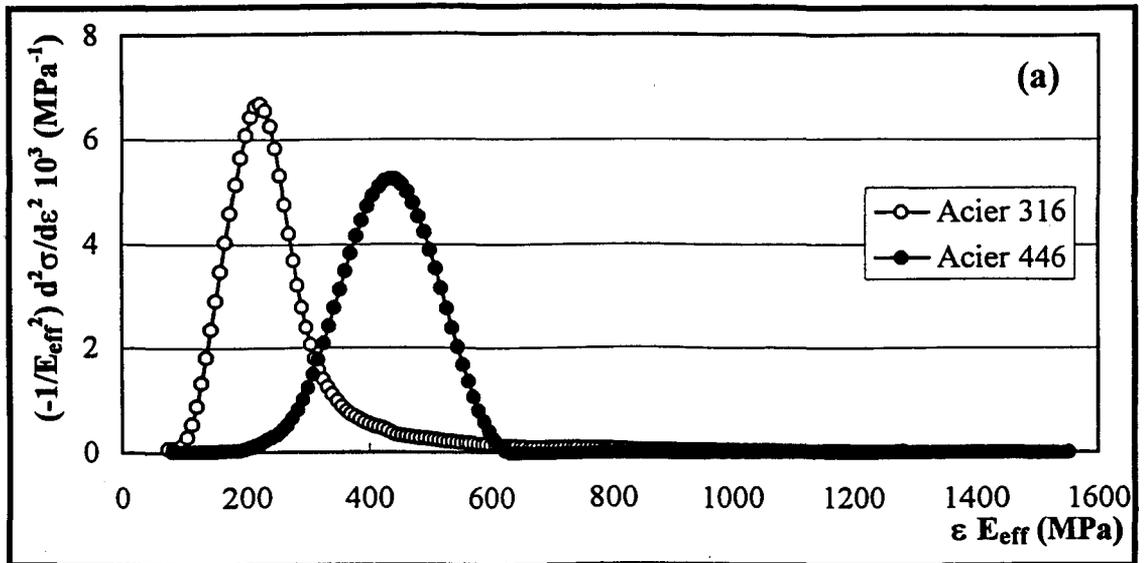


Figure IV-4 : Comparaison des  $f(\sigma_{ic})$  obtenues sur les aciers 316 et 446 : a) au premier quart du cycle, b) sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ , c) sous  $\epsilon_a = 1,2\%$ .

### IV-3-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective

L'amplitude de contrainte et les contraintes interne et effective varient également beaucoup plus avec le niveau de déformation dans l'acier 316 que dans l'acier 446. La Figure IV-5 présente ces variations pour les contraintes internes et effectives, tandis que Tableau IV-6 définit les taux d'érouissage ( $d\sigma/d\varepsilon$ ) des amplitudes,  $\sigma_a$ ,  $\sigma_{ia}$  et  $\sigma_{ea}$ .

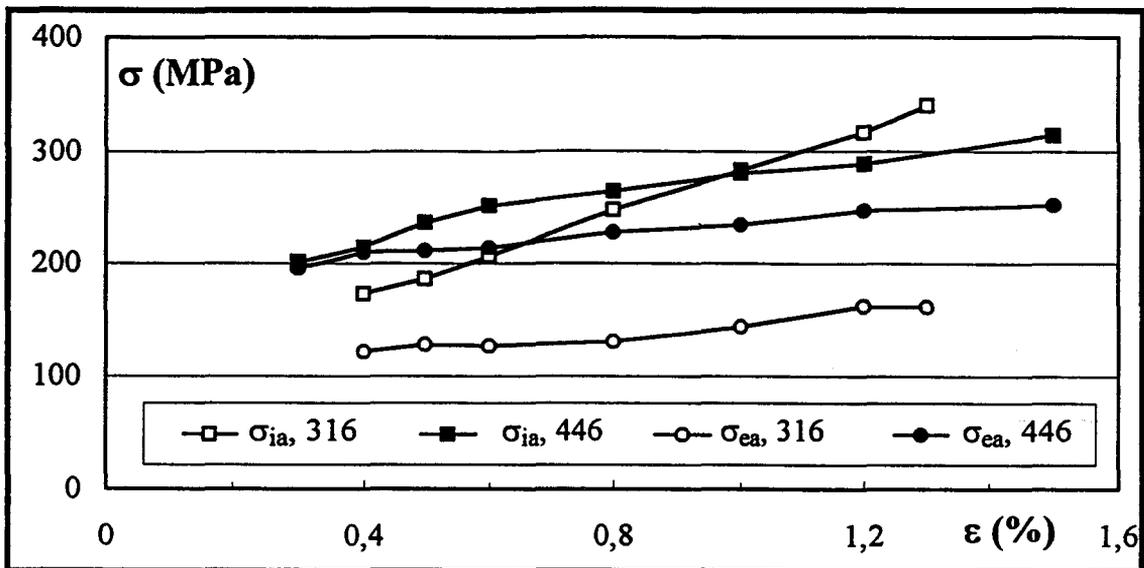


Figure IV-5 : Evolution des amplitudes des contraintes interne et effective avec l'amplitude de déformation pour les aciers 316 et 446.

Acier	Taux d'érouissage $d\sigma/d\varepsilon$ (MPa/%)		
	$d\sigma_a/d\varepsilon_a$	$d\sigma_{ia}/d\varepsilon_a$	$d\sigma_{ea}/d\varepsilon_a$
316	232	186	46
446	135	89	46

Tableau IV-6 : Taux d'érouissage des aciers 316 et 446.

La forte dépendance de l'amplitude de la contrainte totale avec l'amplitude de déformation, dans le 316, résulte de celle de la contrainte interne, puisque celle-ci est directement liée à la structure des dislocations, qui évolue fortement. Mughrabi et al. [MHS76]

suggèrent même que la contrainte interne est une mesure "macroscopique" de l'état microstructural du matériau. La contrainte interne dans l'acier 316 est plus petite de celle dans l'acier 446 à faible amplitude de déformation, mais lorsque l'amplitude de déformation augmente, elle augmente plus rapidement, et dépasse celle dans l'acier 446 à haute amplitude de déformation. En ce qui concerne la contrainte effective, dans les deux aciers, elle a pratiquement le même taux d'érouissage, bien que son amplitude soit nettement plus élevée dans le 446 que dans le 316.

Les résultats des essais de sauts de déformation ont confirmé ceux de la méthode ASP, à savoir que la contrainte effective dans l'acier 446 est beaucoup plus grande que celle dans l'acier 316 ( $\sigma_e = 262$  MPa et 138 MPa, respectivement). En même temps, la méthode ASP appliquée aux essais de variation de la vitesse de déformation montre une dépendance beaucoup plus importante de la contrainte effective avec la vitesse de déformation dans l'acier 446 que dans l'acier 316 (Figure IV-6). Ceci est une caractéristique des aciers de structure CC., où la contrainte de frottement de réseau est considérablement plus grande que celle des aciers de structure CFC, et dépend fortement de l'activation thermique. De plus, la contrainte effective de l'acier 446 est accrue par ses fortes teneurs en chrome (26,58%), carbone (0,18%) et azote (0,16%), même si une partie de ces éléments est combinée sous forme de précipités.

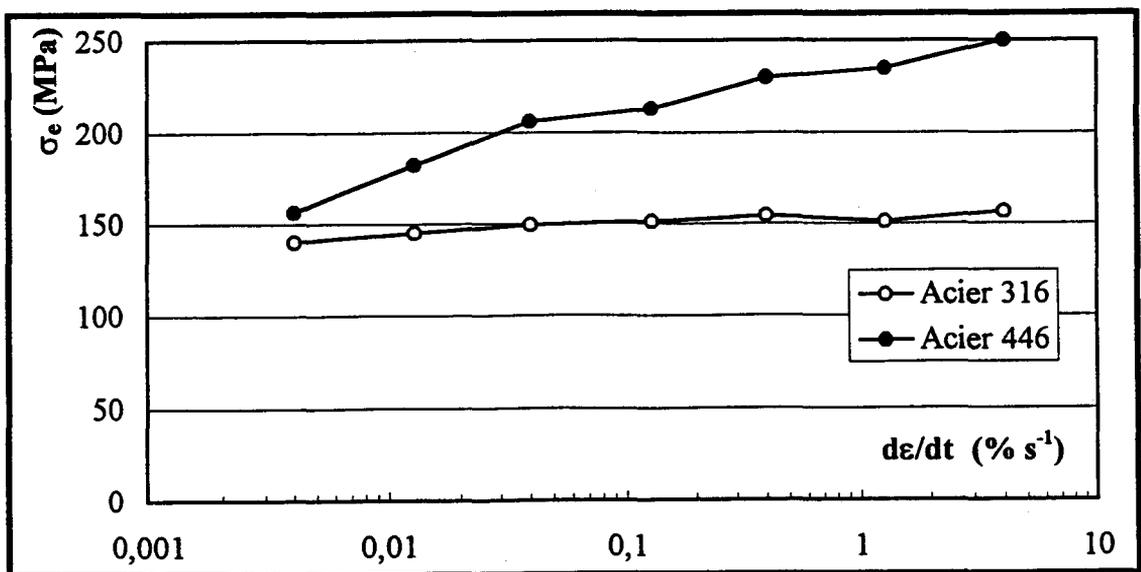


Figure IV-6 : Variation de la contrainte effective (mesurée par la méthode ASP) avec la vitesse de déformation, dans les aciers 316 et 446 ( $\epsilon_a = 0,75\%$ ).

#### IV-4) Aciers AF18 et AF11

Nous discuterons et comparerons successivement les résultats obtenus sur les aciers AF18 et AF11, en ce qui concerne ici encore la fonction densité de probabilité, les contraintes totale, interne et effective, et le module d'élasticité effectif.

##### IV-4-1) Fonction densité de probabilité

La Figure IV-7 présente les fonctions  $f(\sigma_{ic})$  sous  $\epsilon_a = 0,4\%$  et  $1,25\%$  pour les aciers duplex AF18 et AF11, et le Tableau IV-7 donne les caractéristiques des pics observés sur ces courbes.

Acier	$\epsilon_a = 0,4\%$		$\epsilon_a = 1,25\%$	
	probabilité (pic) $\times 10^3$	$\epsilon_r E_{eff}$ (pic) MPa	probabilité (pic) $\times 10^3$	$\epsilon_r E_{eff}$ (pic) MPa
AF18	1,65/1,53	540/1015	1,51/1,71	510/1055
AF11	1,98/0,83	400/1321	1,62/1,37	475/1055

Tableau IV-7 : Caractéristiques des pics de  $f(\sigma_{ic})$  pour les aciers AF18 et AF11, sous  $\epsilon_a = 0,4\%$  et  $1,25\%$ .

Les courbes  $f(\sigma_{ic})$  obtenues pour les aciers duplex présentent toutes deux pics, qui traduisent la présence de deux groupes de microvolumes déformés plastiquement ; la majorité des microvolumes du premier groupe est centrée sur  $\epsilon_r E_{eff,1} \approx 500$  MPa, et celle du deuxième groupe sur  $\epsilon_r E_{eff,2} \approx 1000$  MPa. Nous associons ceci à la présence de deux phases au sein de l'acier, l'une manifestant une plus grande résistance à la déformation plastique que l'autre. Nous avons vu précédemment que le premier pic est caractéristique de la déformation plastique de la phase austénitique, et le second de la phase ferritique [FPD97]. Donc, lors de la déformation plastique des aciers duplex, la phase austénitique se déforme plastiquement la première, la phase ferritique se déformant plastiquement à contrainte plus élevée. Ceci résulte de la différence importante de limite d'élasticité entre ces deux phases. Ceci est confirmé par les

travaux de Nyström et Karlsson [NK94], qui ont étudié la déformation plastique dans un acier duplex avec différentes fractions volumiques des deux phases (100% $\gamma$ , 25% $\alpha$ /75% $\gamma$ , 40% $\alpha$ /60% $\gamma$ , 65% $\alpha$ /35% $\gamma$  et 100% $\alpha$ ). Ils montrent en particulier que la contrainte d'écoulement de l'acier duplex augmente avec la fraction volumique de phase ferritique.

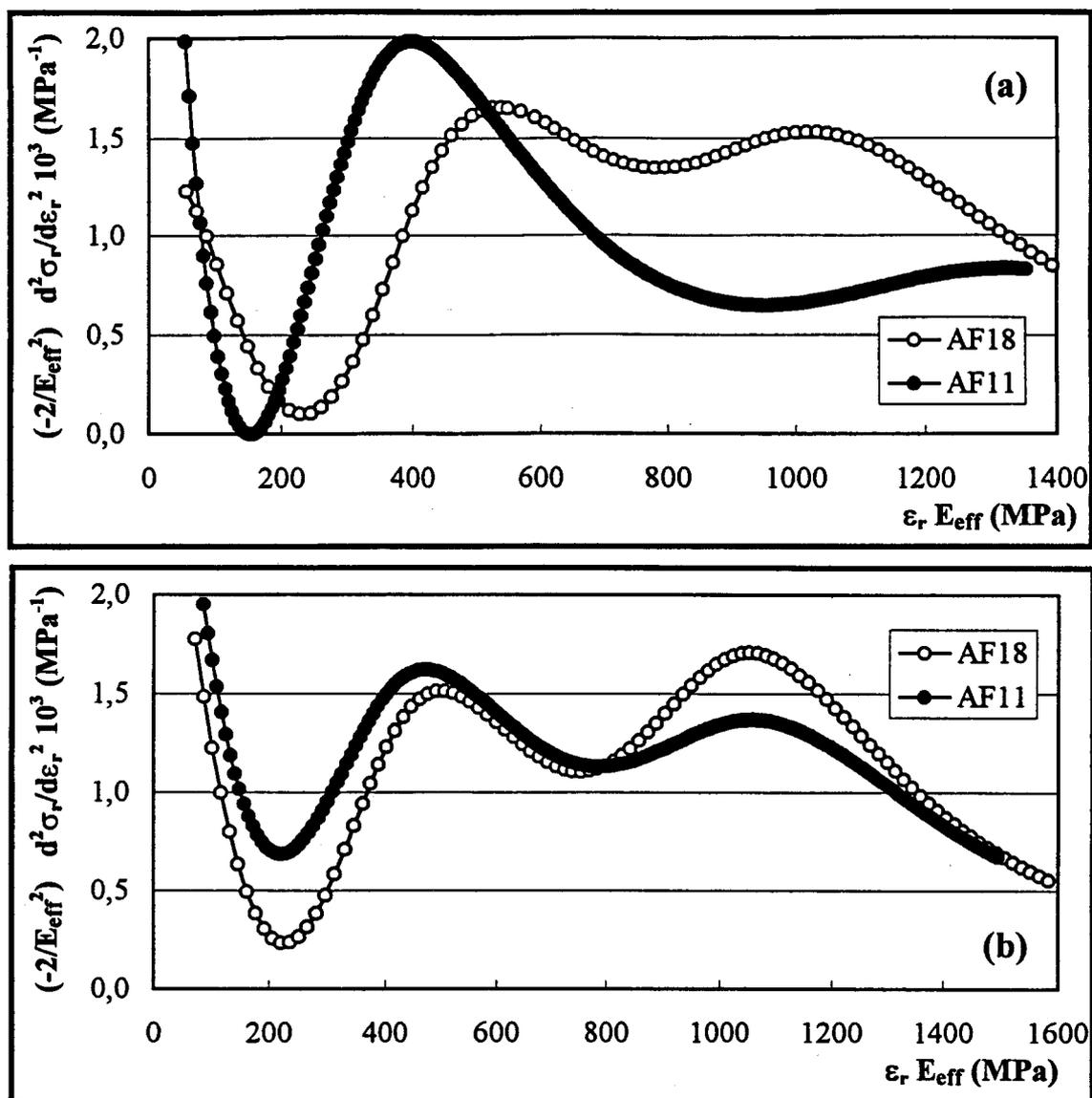


Figure IV-7 : Comparaison des  $f(\sigma_{ic})$  obtenues sur les aciers AF18 et AF11 :

a)  $\epsilon_a = 0,4\%$ , b)  $\epsilon_a = 1,25\%$ .

Des observations des structures de dislocations ont été réalisées au microscope électronique en transmission (MET) sur les aciers AF18 et AF11 sollicités aux niveaux de déformation  $\epsilon_a = 0,4$  et  $0,7\%$  [DSDKP95, KPD95, SED94]. Sous  $\epsilon_a = 0,4\%$ , l'arrangement des dislocations dans la phase austénitique est essentiellement planaire, la plupart des

configurations des dislocations appartenant au système de glissement primaire. Seule une petite fraction de dislocations appartenant à un système secondaire est activée. Sous  $\varepsilon_a = 0,7\%$ , la structure des dislocations dans la phase austénitique a nettement évolué vers des arrangements tridimensionnels associés à du glissement multiple. Des structures de dislocations en murs et labyrinthes sont observées, et parfois même des cellules. Les configurations observées dans la phase austénitique sont peu différentes entre les aciers AF18 et AF11 [KPD95]. A haut niveau de déformation, Mateo et al. [MLIA96] ( $\varepsilon_{ap} = 6 \cdot 10^{-4} - 6 \cdot 10^{-3}$ ) ont également observé des structures de dislocations dans la phase austénitique très proches de celles observées dans les aciers type AISI 316 à haute amplitude de déformation (structures en murs et cellules...).

Dans la phase ferritique, sous  $\varepsilon_a = 0,4\%$ , deux types de structures de dislocations ont été observés : une structure dite "matrice" et une structure en BGP. La structure matrice est constituée de veines riches en dislocations, séparées par des canaux pauvres en dislocations, avec des fractions volumiques de canaux et de veines très voisines. La structure en BGP, ou structure en échelles, est constituée de murs minces de dislocations et de canaux assez larges, où le volume des murs est de l'ordre du dixième du volume occupé par les canaux [PKD93]. De manière globale, la localisation de la déformation plastique est beaucoup plus prononcée dans la phase ferritique que dans la phase austénitique. Sous  $\varepsilon_a = 0,7\%$ , peu de changements dans la structure de dislocations ont été constatés dans la phase ferritique, par rapport à  $\varepsilon_a = 0,4\%$  [KPD95]. A haut niveau de déformation, Mateo et al. [MLIA96] ont rapporté la présence de cellules en plus des structures en veines et en murs, dans la phase ferritique toujours.

Les structures de dislocations observées dans les phases austénitique et ferritique d'aciers duplex sont donc assez voisines de celles observées dans les aciers inoxydables austénitique et ferritique respectivement.

L'évolution de  $f(\sigma_{ic})$ , dans les aciers AF18 et AF11, au cours du cyclage aux trois amplitudes de déformation étudiées (Figure III-26) est directement liée aux évolutions des structures de dislocations dans les deux phases. Dans les deux aciers, le premier pic, caractéristique de la phase austénitique, évolue au cours du cyclage et avec l'amplitude de déformation : sa hauteur augmente, et il se décale vers des contraintes internes critiques plus faibles. Cette évolution, associée à celle des structures de dislocations, traduit que le nombre

des microvolumes déformés plastiquement augmente au cours du cyclage, tandis que leur contrainte interne critique diminue. Cette évolution du premier pic est très proche de celle du pic de  $f(\sigma_{iC})$  dans l'acier 316 sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ . Le deuxième pic, caractéristique de la phase ferritique, a une évolution très différente dans l'acier AF18 et dans l'acier AF11. Dans l'acier AF18, sous  $\epsilon_a = 0,4\%$  et  $0,7\%$ , ce deuxième pic est bien visible ; sa hauteur diminue au cours du cyclage, et a tendance à se décaler vers des contraintes internes critiques moins élevées (évolution très semblable à celle dans l'acier 446 sous  $\epsilon_a = 0,3\%$  et  $0,75\%$ ). En revanche, sous  $\epsilon_a = 1,25\%$ , il évolue très peu au cours du cyclage, encore une fois comme dans l'acier 446 sous  $\epsilon_a = 1,2\%$ . De plus dans cet acier AF18, sous  $\epsilon_a = 1,25\%$ , le deuxième pic disparaît progressivement avant la rupture finale, tandis que la hauteur du premier pic augmente, indiquant que la phase austénitique quasiment seule accommode désormais la déformation imposée (Figure IV-8). Dans l'acier AF11, sous  $\epsilon_a = 0,4\%$ , le deuxième pic est à peine visible, indiquant que la phase ferritique ne participe quasiment pas à l'accommodation de la déformation imposée. Sous  $\epsilon_a = 0,7\%$  et  $1,25\%$ , ce pic est beaucoup plus visible et a une évolution assez semblable à celui dans l'acier ferritique 446.

Cette différence d'évolution du deuxième pic, entre les aciers AF18 et AF11, est attribuée à leur différence de teneur en azote ( $0,18$  et  $0,11\%$  respectivement). Puisque dans l'acier duplex, l'azote est essentiellement concentré dans la phase austénitique, son comportement dépend alors de cette teneur en azote (pour l'acier AF18,  $N_\gamma = 0,312\%$  ; pour l'acier AF11,  $N_\gamma = 0,217\%$ ), en particulier la contrainte d'écoulement [DEG86]. En conséquence, dans l'acier AF18, les limites d'élasticité des phases austénitique et ferritique sont voisines, et pour une certaine déformation imposée, les deux phases se déforment plastiquement. En revanche, dans l'acier AF11, la plus faible teneur en azote résulte en une limite d'élasticité de la phase austénitique nettement moins élevée que celle de sa phase ferritique ; la déformation imposée est alors principalement accommodée par la phase austénitique. Il en résulte que, sous  $\epsilon_a = 0,4\%$ , la courbe de la fonction  $f(\sigma_{iC})$  de l'acier AF18 présente deux pics bien distincts, signe d'une répartition de la déformation plastique entre les deux phases ; en revanche, la  $f(\sigma_{iC})$  de l'acier AF11 présente quasiment un seul pic, signe d'une concentration de la déformation plastique dans la phase austénitique.

Il en résulte une dépendance plus importante du comportement de l'acier AF11 avec l'amplitude de déformation imposée, que pour l'acier AF18, le rôle de la ferrite augmentant avec l'amplitude de déformation.

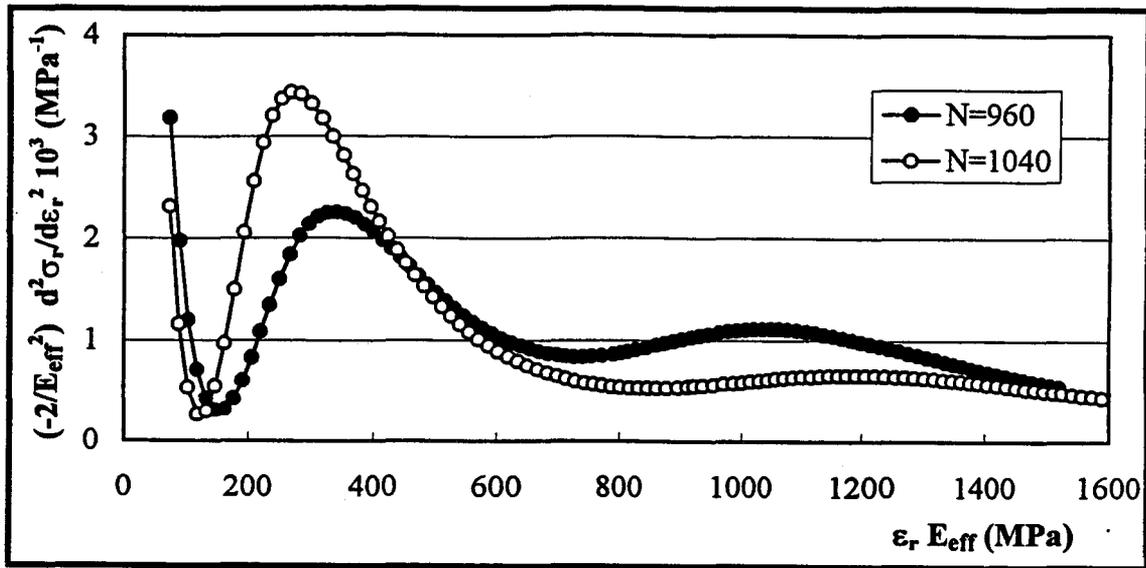


Figure IV-8 : Evolution de  $f(\sigma_{ic})$  juste avant la rupture ( $\epsilon_a = 1,25\%$ , acier AF18,  $N_r = 1100$  cycles)

#### IV-4-2) Amplitude de contrainte, et contraintes interne et effective

Pour les deux aciers, l'évolution de l'amplitude des contraintes interne et effective avec l'amplitude de déformation est donnée en Figure IV-9, et les Tableaux IV-8 et IV-9 définissent leurs valeurs et taux d'érouissage respectifs.

$\epsilon_a$ (%) =	Amplitudes de contrainte (MPa)									
	AF18					AF11				
	$\sigma_a$ (MPa)	$\sigma_{ia}$ (MPa)	$\sigma_{ea}$ (MPa)	$\sigma_{ea}/\sigma_{ia}$ (%)	$\epsilon_{ap}$ (%)	$\sigma_a$ (MPa)	$\sigma_{ia}$ (MPa)	$\sigma_{ea}$ (MPa)	$\sigma_{ea}/\sigma_{ia}$ (%)	$\epsilon_{ap}$ (%)
0,4	519	310	209	67	0,12	475	317	158	50	0,11
0,7	544	327	217	66	0,42	509	326	183	56	0,35
1,25	621	386	235	61	0,92	568	349	219	63	0,86

Tableau IV-8 : Amplitudes de contraintes totale, interne et effective, et l'amplitude de la déformation plastique des aciers AF18 et AF11.

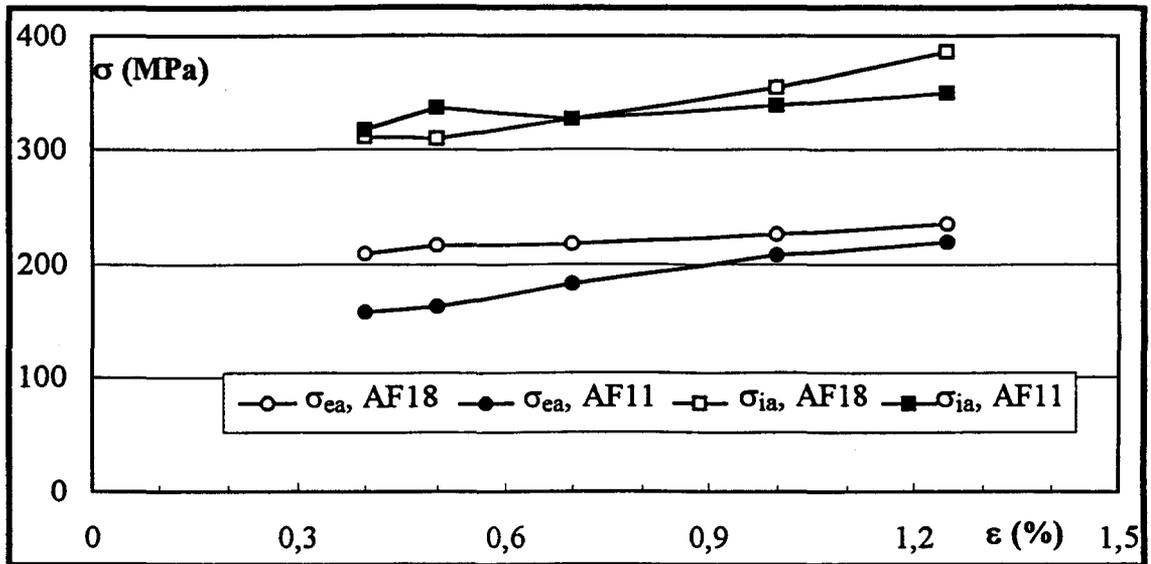


Figure IV-9 : Evolution des amplitudes des contraintes interne et effective avec l'amplitude de déformation, pour les aciers AF18 et AF11.

Acier	Taux d'érouissage $d\sigma/d\varepsilon$ (MPa/%)		
	$d\sigma_a/d\varepsilon_a$	$d\sigma_{ia}/d\varepsilon_a$	$d\sigma_{ea}/d\varepsilon_a$
AF18	119	92	27
AF11	108	30	78

Tableau IV-9 : Taux d'érouissage des aciers AF18 et AF11.

Ces résultats montrent que les taux d'érouissage des amplitudes de contrainte totale sont quasiment les mêmes pour les deux aciers, tandis que le taux d'érouissage de la contrainte interne est plus élevé dans l'AF18 que dans l'AF11, l'inverse étant vrai pour les taux d'érouissage de la contrainte effective. Le fort taux d'érouissage de la contrainte effective dans l'acier AF11 s'explique par la plus grande fraction volumique de phase ferritique déformée plastiquement dans cet acier sous  $\varepsilon_a = 1,25\%$  ; les contraintes effectives des deux aciers sont très voisines. Comme pour l'amplitude de contrainte, les contraintes interne et effective de l'acier duplex sont en fait une combinaison des contraintes de chacune des deux phases.

#### IV-4-3) Module d'élasticité effectif

Le module d'élasticité effectif de l'acier AF11 est beaucoup plus petit que celui de l'acier AF18, et même que ceux des aciers 316 et 446, sous sollicitations monotones et cycliques (en traction monotone  $E = 174$  GPa). De plus, une différence appréciable entre les modules d'élasticité effectifs en traction et en compression est observée, même sous  $\epsilon_a = 0,4\%$ . Ceci peut s'expliquer par une certaine texture existant dans l'acier AF11 [NIL93].

#### IV-5) Validité des méthodes utilisées

Différentes méthodes ont été utilisées ici pour déterminer les contraintes interne et effective. Les méthodes basées sur l'analyse de la boucle d'hystérésis (méthodes KWL et HD) n'exigent pas l'interruption de l'essai, mais les résultats obtenus ne sont pas fiables, comme nous le montrons dans l'annexe I. Dans ce paragraphe, la méthode de variation de la vitesse de déformation, la méthode des sauts de déformation et la méthode ASP seront discutées, et leurs résultats comparés. Le Tableau IV-10 donne les valeurs des contraintes effectives obtenues par ces différentes méthodes, sous  $\epsilon_a = 0,4\%$ ,  $\dot{\epsilon}_t = 0,4\% \text{ s}^{-1}$ , dans les aciers 316 et 446.

Acier	$\sigma_e$ (MPa)			
	Variation de vitesse de déformation		Sauts de déformation	ASP
	Méthode de Michalak	Méthode de Li		
316	29	44	138	151
446	82	106	262	235

Tableau IV-10 : Contraintes effectives obtenues par les différentes méthodes, ( $\epsilon_a = 0,75\%$ ,  $\dot{\epsilon}_t = 0,4\% \text{ s}^{-1}$ ), sur les aciers 316 et 446.

#### *Méthode des sauts de déformation*

Etant donné ses fondements physiques et son indépendance de toute formulation mathématique, nous considérons que la méthode des sauts de déformation donne les résultats

les plus fiables, puisqu'elle mesure "directement" la contrainte effective (c'est-à-dire la contrainte susceptible de se relaxer) et que les résultats obtenus sont les plus proches de la réalité. En conséquence nous les prendrons comme référence, sous  $\epsilon_a = 0,75\%$ , dans la discussion qui suit. Mais l'application de cette méthode est relativement lourde, et doit être appliquée, pour une mesure, sur un trop grand nombre de cycles pour pouvoir être utilisée durant la phase d'accommodation.

*Remarque : Notons par ailleurs que l'asymétrie de la courbe vitesse de relaxation en fonction de l'amplitude des sauts de contrainte (Figure III-37), relativement au point de vitesse de relaxation nulle, vient encore confirmer le non fondement physique de la méthode KWL, qui elle, suppose qu'il y a symétrie.*

#### *Méthode de variation de la vitesse de déformation*

On constate en revanche que la méthode de variation de la vitesse de déformation donne des résultats très inférieurs à ceux obtenus par les deux autres méthodes (méthode des sauts de déformation et méthode ASP) si on utilise les techniques Michalak et de Li. En réalité, les essais de variation de vitesse de déformation ont été effectués sur toute la boucle d'hystérésis pendant cinq cycles successifs, avant de recycler à la vitesse de déformation de base. Il n'est donc pas certain que ce changement de vitesse de déformation n'ait pas modifié la structure interne des dislocations ; pourtant, l'évolution de  $f(\sigma_{iC})$  avec la vitesse de déformation est quasiment inexistante (Figure III-40), ce qui signifie que la contrainte interne reste quasiment inchangée, donc que la structure interne des dislocations n'a probablement pas été modifiée. Les faibles valeurs de contrainte effective obtenues par les techniques de Michalak et Li ne peuvent donc être expliquées par cette hypothèse. Par ailleurs, la contrainte effective est calculée par l'intermédiaire de sa sensibilité à la vitesse de déformation ; dans des monocristaux, des résultats valides ont été obtenus [MHS76, MFD81...]. En revanche, dans un polycristal, on peut supposer qu'il existe un large spectre de vitesses de dislocations mobiles [AYM79], et que d'autre part les mêmes dislocations peuvent être immobiles à certaines vitesses et mobiles à d'autres. Donc le paramètre  $m^*$  de sensibilité de la contrainte effective à la vitesse de

déformation n'est qu'une pseudo - moyenne de valeurs de  $m^*$  microscopiques, et de plus la détermination de  $m^*$  manque de précision ; or sa valeur joue de manière quasi - proportionnelle sur la valeur de la contrainte mesurée ( $m^* = 12,5 \sigma_e = 53 \text{ MPa}$  ;  $m^* = 18,9 \sigma_e = 82 \text{ MPa}$  ;  $m^* = 28,4 \sigma_e = 123 \text{ MPa}$ , pour l'acier 446 par exemple). La non-validité des résultats obtenus par la méthode des sauts de vitesse de déformation nous semble plutôt attribuée à ce problème de précision et de validité de  $m^*$ .

### *Méthode ASP*

La méthode ASP, contrairement aux précédentes, ne donne pas seulement accès aux contraintes interne et effective, mais elle nous donne également la fonction densité de probabilité,  $f(\sigma_{iC})$ , beaucoup plus "parlante" en ce qui concerne la structure interne du matériau déformé plastiquement, que les seules contraintes effective et interne. En effet, la méthode ASP permet de décrire qualitativement le matériau déformé plastiquement. De plus, elle permet d'accéder à toutes les caractéristiques sans interruption de l'essai, sur tous les cycles, en traction et en compression, et même en tous les points d'un cycle en ce qui concerne les contraintes effective et interne.

Néanmoins quelques problèmes subsistent, en particulier, l'existence d'une relaxation après chaque inversion de la déformation imposée. Cette relaxation apparaît clairement non seulement sur les boucles d'hystérésis (cf Figure A1-7, Annexe I), mais aussi sur les courbes dérivées première et seconde des alternances ; la courbe  $f(\sigma_{iC})$  résultante ne présente donc pas un décalage de  $(2^* \sigma_e)$  sur l'axe des abscisses  $\epsilon_r E_{eff}$ , comme le définit la théorie (approximation quasi-élastique), mais présente plutôt un minimum, non nul en général. Nous considérons que ce minimum est exactement situé à la contrainte effective sur l'axe des abscisses  $\epsilon_r E_{eff}$ . En effet, nous avons interprété la relaxation comme la continuation du mouvement des dislocations dans le même sens qu'avant inversion de la déformation appliquée, jusqu'à leur arrêt puis leur changement de sens (cf § III-1-1, Annexe I), leur arrêt correspondant à l'annulation de la contrainte effective. De plus, dès la fin de la relaxation,

d'autres dislocations ont commencé à se mouvoir, c'est-à-dire qu'il n'apparaît pas en réalité, une phase purement élastique.

Enfin rappelons que la méthode ASP est basée sur l'hypothèse très simple (hypothèse de Masing) que le matériau est constitué d'un grand nombre de microvolumes arrangés en parallèle, de comportement élastique parfaitement plastique, symétrique en traction et en compression. Or la nature polycristalline du matériau est très éloignée, déjà à l'état non déformé, de cette hypothèse, et toutes les observations microstructurales montrent que les configurations de dislocations dans les matériaux déformés plastiquement, sont bi- voire même tri- dimensionnelles à haut niveau de déformation. En fait, la nature réelle des microvolumes évolue au cours du cyclage ; il s'agit des grains eux-mêmes au premier cycle, puis il s'agit de zones internes aux grains, plus ou moins dures, et dont la dureté évolue également au cours de cyclage.

Néanmoins, la méthode ASP a montré sa capacité à donner une image réaliste de l'évolution de la microstructure d'un matériau au cours d'une sollicitation plastique cyclique, même si elle n'a pas l'ambition de modéliser précisément le comportement du matériau, comme peuvent le faire les modèles polycristallins en développement actuellement.

## **CONCLUSION GENERALE**

Cette étude traite du comportement en fatigue plastique oligocyclique d'aciers inoxydables austénitiques, ferritique et austéno-ferritiques à température ambiante. L'étude de la déformation plastique cyclique par l'analyse des boucles d'hystérésis contrainte - déformation, à l'aide de la méthode ASP (Approche Statistique de la déformation Plastique), a montré le grand nombre d'informations que l'on peut obtenir par cette méthode. Cette analyse nous a permis d'accéder aux paramètres : contrainte effective et contrainte interne, module d'élasticité effectif, et "fonction densité de probabilité",  $f(\sigma_{iC})$ , paramètre particulièrement intéressant en ce qui concerne l'image qu'il donne de la microstructure du matériau déformé plastiquement.

Pour tous les matériaux, le module d'élasticité effectif diminue lorsque la densité de dislocations augmente, donc lorsque le niveau de déformation augmente ; une asymétrie est toujours observée entre traction et compression.

#### *Acier inoxydable austénitique*

Le comportement en fatigue plastique oligocyclique de l'acier inoxydable austénitique 316 manifeste une grande dépendance avec l'amplitude de déformation. La fonction densité de probabilité  $f(\sigma_{iC})$  évolue d'un pic étroit élevé à faible amplitude, à deux pics larges et relativement bas à haute amplitude de déformation ; elle évolue également fortement au cours du cyclage. Ces évolutions ont été corrélées aux structures de dislocations décrites dans la littérature. Contraintes interne et effective évoluent toutes deux avec l'amplitude de déformation imposée, la première est de l'ordre de 2/3 et la seconde 1/3 de l'amplitude de contrainte, à tout niveau de déformation. La forte augmentation de la contrainte interne avec le niveau de déformation caractérise la forte écrouissabilité de l'acier austénitique.

L'influence de l'azote sur le comportement en fatigue plastique oligocyclique des aciers AISI 316L-316LN se traduit par une évolution différente de la fonction densité de probabilité, en particulier à haut niveau de déformation, corrélée là encore aux évolutions microstructurales rapportées par ailleurs.

### *Acier inoxydable ferritique*

Le comportement de l'acier inoxydable ferritique 446 est assez différent de celui de l'acier austénitique. La fonction densité de probabilité  $f(\sigma_{iC})$  ne se stabilise quasiment jamais au cours du cyclage, reflétant l'évolution continue de la structure des dislocations observée par ailleurs, même à faible amplitude de déformation. Un petit pic apparaît avant le pic principal de la fonction  $f(\sigma_{iC})$ , que nous pensons associé plutôt au vieillissement dynamique de cet acier fortement allié en chrome (26,6%), en carbone (0,18%) et en azote (0,16%). Une seconde hypothèse plausible est celle d'une déformation prématurée des zones entourant les précipités. Contrainte interne et contrainte effective représentent ici quasiment 55% et 45% de l'amplitude de contrainte, traduisant l'érouissabilité modérée de ce matériau.

### *Comparaison des aciers inoxydables austénitique et ferritique*

La comparaison des fonctions  $f(\sigma_{iC})$  au premier quart de cycle des aciers austénitique et ferritique a montré que l'écoulement plastique dans l'acier 316 se produit à une contrainte quasiment moitié de celle de l'acier 446. Nous attribuons ceci à la fois à la contrainte effective beaucoup plus grande dans l'acier ferritique (comme confirmé par les résultats obtenus par les autres méthodes) et à la contrainte interne, elle aussi plus grande dans l'acier 446.

Les contraintes effectives obtenues par la méthode ASP et par les autres méthodes sont toujours plus élevées dans l'acier ferritique que dans l'acier austénitique, propriété caractéristique de la structure cubique centrée (CC), structure à fort frottement de réseau comparativement à la structure cubique à faces centrées (CFC). La plus forte sensibilité du réseau CC à la vitesse de déformation a par ailleurs été confirmée par la grande augmentation de la contrainte effective de l'acier ferritique avec cette vitesse, comparée à celle de l'acier austénitique.

L'étude des aciers austéno-ferritiques nous a conduit à des résultats particulièrement intéressants. La fonction  $f(\sigma_{iC})$  pour les deux aciers duplex étudiés, différemment chargés en azote, présente toujours deux pics, d'intensité relative variable, avec l'amplitude de déformation, au cours du cyclage, et avec la teneur en azote. Au vu de la position des pics des fonctions  $f(\sigma_{iC})$  relatives aux aciers austénitiques (316, 316L, 316LN) et ferritique (446), les deux pics dans un acier duplex ont été associés à la déformation plastique des deux phases austénitique et ferritique de cet acier. Le pic relatif à la phase austénitique est toujours caractérisé par des contraintes internes critiques inférieures à celles relatives à la phase ferritique. Ceci traduit le fait que la phase austénitique se déforme toujours plastiquement à plus bas niveau de déformation que la phase ferritique.

On sait que dans l'acier duplex, l'azote est essentiellement concentré dans la phase austénitique qu'il durcit considérablement. La faible concentration en azote de la phase ferritique est susceptible de durcir également celle-ci, mais à un degré nettement moindre. La quasi - non déformation de la phase ferritique de l'acier le moins chargé en azote (AF11) sous faible amplitude de déformation se traduit par un pic de la ferrite à peine apparent. Celui-ci s'intensifie en revanche lorsque l'amplitude de déformation augmente, traduisant une participation progressive de la phase ferritique à l'accommodation de la déformation plastique imposée. Au contraire, dans l'acier plus fortement chargé en azote (AF18), les deux phases participent activement à l'accommodation de la déformation plastique dès les bas niveaux de déformation imposés. Les deux pics sont clairement apparents à tout niveau de déformation.

Il n'est en revanche pas aisé de discuter des contraintes effectives de ces aciers ; celles-ci ne sont en effet qu'une "moyenne" des contraintes effectives des fractions volumiques déformées plastiquement des phases austénitique et ferritique.

## *Méthodes utilisées*

Plusieurs méthodes de mesure des contraintes interne et effective ont été discutées puis mises en oeuvre. Dans un premier temps, nous avons mis en évidence des problèmes pratiques dans l'utilisation des deux méthodes simples dites méthodes KWL et HD (cf Annexe I). Ces méthodes n'ont pas été utilisées par la suite.

En revanche, nous avons considéré la méthode des sauts de déformation comme la méthode de base, la plus fiable, pour mesurer la contrainte effective. Aussi, nous l'avons utilisée comme référence pour valider les résultats obtenus à l'aide de la méthode ASP, méthode principalement utilisée dans cette thèse. La méthode de variation de la vitesse de déformation a été également utilisée et discutée ; les résultats obtenus sont peu réalistes.

La méthode ASP en revanche nous a permis d'obtenir d'importantes informations à partir des boucles d'hystérésis, en particulier grâce à la fonction densité de probabilité déduite de la dérivée seconde de l'alternance. Bien que l'hypothèse de base de cette méthode soit très simple (le matériau est constitué d'un grand nombre de microvolumes assemblés en parallèle), nous avons montré que cette fonction  $f(\sigma_{ic})$  permet une interprétation physique pertinente de la déformation plastique cyclique des matériaux, comme les conclusions relatives aux différents matériaux données dans les paragraphes précédents le montrent.

Ce travail a ainsi montré que l'analyse des essais de fatigue plastique oligocyclique par la méthode ASP s'avère d'un grand intérêt, et que la méthode ASP peut être considérée comme un outil complémentaire aux observations microstructurales pour mieux comprendre les processus de déformation plastique cyclique des matériaux. Il serait intéressant de prolonger cette étude par une analyse de l'influence de la température sur la plasticité cyclique des mêmes aciers et d'autres matériaux mono- ou biphasés. Enfin, il est peut-être possible, à l'aide d'une analyse quantitative des fonctions  $f(\sigma_{ic})$  relatives à des aciers biphasés (par déconvolution des deux pics par exemple), de mieux cerner la participation de chacune des phases aux processus de déformation plastique et aux contraintes internes et effectives.

## **Références bibliographiques**

## Références bibliographiques

- [ARG96] Argon A. S., "Mechanical properties of single-phase crystalline media : deformation at low temperatures" et "Mechanical properties of single-phase crystalline media : deformation in the presence of diffusion", in *Physical Metallurgy*, 4th ed., Vol. III, editors : R.W. Cahn et P. Haasen, N.H. North-Holland, Ch. 21 et 22 (1996) pp. 1877-2007.
- [AS87] Aktaa J. et Schinke B., "A model for damage and lifetime prediction taking into account the backstress", in *Low cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials - 3*, editor : K.-T. Rie, Elsevier Appl. Sci. (1992) pp. 721-726.
- [ASM92] ASM Handbook, "Alloy phase diagrams", Vol. 3, édit. Hugh Baker, The materials information society, ASM International (1992) pp. 3/24-34/3.
- [AYM79] Abe K., Yoshinaga H. et Morozumi S., "A theoretical examination of the macroscopic measurement of the mean internal stress in a deforming material", *Mater. Sci. Eng.*, **41** (1979) 65-73.
- [BH81] Burmeister H. J. et Holste C., "Change of activation area during cyclic deformation : II. quantitative interpretation with a model of heterogeneous plastic deformation", *Phys. Stat. Sol. (a)* **64** (1981) 611-624.
- [CAS90] Casteljau P. de F., "Le lissage", édition Hermès, Paris, Chapitres 3 et 6 (1990).
- [CIA88] Ciarlet P. G., "Introduction à l'analyse numérique matricielle et à l'optimisation", Collection mathématiques appliquées pour la maîtrise sous la direction de P. G. Ciarlet et J.-L. Lions, Masson, Paris (1988).
- [COT53] Cottrell A. H., "Dislocation and plastic flow in crystals", in *The international Series of Monographs on Physics*, Oxford, Clarendon Press, Ch. 4 (1953) pp. 111-112.
- [DBH84] Dickson J. I., Boutin J. et Handfield L., "A comparison of two simple methods for measuring cyclic internal and effective stresses", *Materials Science and Engineering*, **64** (1984) L7-L11.
- [DBM86] Dorlot J.-M., Bailon J.-P. et Masounave J., *Des Matériaux*, 2ème éd., édition de l'école polytechnique de montréal, Ch. 4 (1986) pp. 73-110.
- [DEF80] "Eléments de Métallurgie Physique", Déformation plastique, réunis par : Y. Adda, J.M. Dupouy, J. Philibert, Y. Quere, Vol. 5, chapitres 33, 34 et 35, "La documentation française" (1979).

- [DEG86] Degallaix S., "Rôle de l'azote interstitiel et combiné sur le comportement en plasticité cyclique et monotone d'aciers inoxydables austénitiques Z2 CND 17-12 (AISI 316L-316LN)", thèse d'état, Université de Lille (1986).
- [DIC96] Dickson J. I., Communication privée - Discussion à l'Ecole Centrale de Lille, Mai (1996).
- [DIE88] Dieter G. E., "Mechanical Metallurgy", SI Metric edition, series in materials science and engineering, McGraw-Hill, London (UK), Ch. 6 (1988) pp. 184-240.
- [DSDKP95] Degallaix S., Seddouki A., Degallaix G., Kruml T. et Polák J., "Fatigue damage in austenitic-ferritic duplex stainless steels", *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, **18** (1995) 65-77.
- [ELL96] Ellyin F., Communication privée - Discussion à l'Ecole Centrale de Lille, Juin (1996).
- [FPD97] Fardoun F., Polák J. et Degallaix S., "Internal and effective stress analysis in stainless steels using the statistical approach method", *Mater. Sci. Eng., A* **234-236** (1997) 456-458.
- [FPZ93] François D., Pineau A. et Zaoui A., "Viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact" dans *Comportement Mécanique des Matériaux*, 2ème éd. Hermes, Vol. 2, Ch. 1 (1993).
- [GMVS89] Gerland M., Mendez J., Violan P. et AIT SAADI B., "Evolution of dislocation structures and cyclic behaviour of 316L-type austenitic stainless steel cycled in vacuo at room temperature", *Mater. Sci. Eng., A* **118** (1989) 83-95.
- [HB80] Holste C. et Burmeister H. J., "Change of long-range stresses in cyclic deformation", *Phys. Stat. Sol. (a)* **57** (1980) 269-280.
- [HB84] Hull D. et Bacon D. J., "Introduction to dislocations", 3ème édition, Université de Liverpool, in *International series on materials science and technology*, Pergamon Press PLC, Angleterre, Ch. 1 et 3 (1984).
- [HFY87] Hatanaka K., Fujimitsu T. et Yamada T., "An analysis of stress-strain hysteresis loop and cyclic stress-strain curve in structural steels", in *Low cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials*, editor : K.-T. Rie, Elsevier Appl. Sci. (1987) pp. 155-164.
- [HL90] Hong S. I. et Laird C., "Cyclic deformation behavior of Cu-16at.%Al single crystals, part III : Friction stress and back stress behavior", *Mater. Sci. Eng., A*

128 (1990) 155-169.

- [HP92] Helesic J. et Polák J., "Dynamics of cyclic plastic straining in copper single crystals", in *Low cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials - 3*, editor : K.-T. Rie, Elsevier Appl. Sci. (1992) pp. 172-177.
- [HVF90] Hamel A., Vincent A. et Fougères R., "A model for the unloading in the saturation fatigue stage of pure polycrystalline aluminium", *Acta Metall.*, **38**, n° 2 (1990) 301-312.
- [JAI90] Jain M., "Evolution of internal stress variables during cyclic deformation of copper", *Mater. Sci. Eng., A* **128** (1990) 183-193.
- [KE87] Kujawski D. et Ellyin F., "The effect of cyclic loading on the slope of the stress-strain curve immediately upon load reversal", *Res Mechanica* **22** (1987) 295-299.
- [KP83] Klesnil M. et Polák J., "Cyclic plasticity of polycrystalline copper in high amplitude region", *Publ. Tech. Univ. Heavy Industry, ser. C, Machinery* **38** (1983) 139-155.
- [KPD95] Kruml T., Polák J. et Degallaix S., "Dislocation microstructures in fatigued duplex steels", *Proceeding of Symposium D and E (Vol. II) of Int. Conf. EUROMAT'95, Associazione Italiana di Metalurgia, Milano* (1995) pp. 23-28.
- [KRE82] Krempl E., "The role of servocontrolled testing in the development of the theory of viscoplasticity based on total strain and overstress", *Mechanical testing for deformation model development, ASTM STP 765*, R. W. Rohde et J. C. Swearingen, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1982) pp. 5-28.
- [KWL79] Kuhlmann-Wilsdorf D. et Laird C., "Dislocation behavior in fatigue : II. Friction stress and back stress as inferred from an analysis of hysteresis loops", *Mater. Sci. Eng.*, **34** (1979) 111-120.
- [LA87] Ledbetter H. M. et Austin M. W., "Deformed - polycrystalline - copper elastic constants", *Phys. Stat. Sol. (a)* **104** (1987) 203-212.
- [LAI96] Laird C., *Communication privée - Discussion ; via lettres* (1996).
- [LC85] Lemaitre J. et Chaboche J. L., "Mécanique des matériaux solides", publié avec le concours du Greco "Grandes Déformations et Endommagement", du CNRS et de l'ONERA, éditeur : Dunod, Ch. 2 (1985) pp. 39-70.

- [LI67] Li J. C. M., "Dislocation dynamics in deformation and recovery", *Canadian Journal of Physics*, **45** (1967) 493-509.
- [LL94a] Li Y. et Laird C., "Cyclic response and dislocation structures of AISI 316L stainless steel. Part 1 : single crystals fatigued at intermediate strain amplitude", *Mater. Sci. Eng., A* **186** (1994) 65-86.
- [LL94b] Li Y. et Laird C., "Cyclic response and dislocation structures of AISI 316L stainless steel. Part 2 : polycrystals fatigued at intermediate strain amplitude", *Mater. Sci. Eng., A* **186** (1994) 87-103.
- [LM64] Li J. C. M. et Michalak J. T., "The effect of work hardening on the stress dependence of dislocation velocity", *Acta Metall.*, **12** (1964) 1457-1458.
- [MAS23] Masing V. G., *Wissenschaftl. Veroffentl. aus dem Siemens-Verken Konzern*, **3** (1923) 231-239.
- [MA84] Morishita M. et Asada Y., "Creep-fatigue interaction : data base analysis and applications", *Nuclear Engineering and Design*, **83**, n° 3 (1984) 367-377.
- [MC94] Morrison D. J. et Chopra V., "Cyclic stress-strain response of polycrystalline nickel", *Mater. Sci. Eng., A* **177** (1994) 29-42.
- [MDLK84a] Magnin T., Driver J., Lepinoux J. et Kubin L. P., "Aspects microstructuraux de la déformation cyclique dans les métaux et alliages C.C. et C.F.C., I. - Consolidation cyclique", *Revue Phys. Appl.* **19** (1984) 467-482.
- [MDLK84b] Magnin T., Driver J., Lepinoux J. et Kubin L. P., "Aspects microstructuraux de la déformation cyclique dans les métaux et alliages C.C. et C.F.C., II. - Saturation cyclique et localisation de la déformation", *Revue Phys. Appl.* **19** (1984) 483-502.
- [MFD81] Magnin T., Fourdeux A. et Driver J. H., "Cyclic plastic deformation of BCC Fe-26Cr single crystals at room temperature", *Phys. Stat. Sol. (a)* **65** (1981) 301-314.
- [MHB85] *Metals handbook, 9th edition, Metallography and microstructures*, American Society for Metals, Vol. 9 (1985) pp. 284-285.
- [MHS76] Mughrabi H., Herz K. et Stark X., "The effect of strain-rate on the cyclic deformation properties of  $\alpha$ -iron single crystals", *Acta Metall.*, **24** (1976) 659-668.
- [MIC65] Michalak J. T., "The influence of temperature on the development of long-

range internal stress during the plastic deformation of high-purity iron", *Acta Metall.*, **13** (1965) 213-222.

- [MLIA96] Mateo A., Llanes L., Iturgoyen L. et Anglada M., "Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel", *Acta Mater.*, **44** (1996) 1143-1153.
- [MRLK89] Magnin T., Ramade C., Lepinoux J. et Kubin L. P., "Low-cycle fatigue damage mechanisms of FCC and BCC polycrystals: homologous behaviour?", *Mater. Sci. Eng., A* **118** (1989) 41-51.
- [MUG83] Mughrabi H., "Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals", *Acta Metall.*, **31** (1983) 1367-1379.
- [MUG87] Mughrabi H., "The long-range internal stress field in the dislocation wall structure of persistent slip bands", *Phys. Stat. Sol. (a)* **104** (1987) 107-120.
- [MUG88] Mughrabi H., "Dislocation clustering and long-range internal stresses in monotonically and cyclically deformed metal crystals", *Revue Phys. Appl.* **23** (1988) 367-379.
- [MUG93] Mughrabi H., "Microstructure and mechanical properties", in *Plastic deformation and fracture of materials, Materials Science and Technology*, editors: R.W. Cahn, P. Haasen, E.J. Kramer. VCH, Vol.6. Ch.1 (1993) pp.1-17.
- [NIL93] Nilsson J. O. Communication privée - à l'Ecole Centrale de Lille, Août (1993).
- [NIL94] Nilsson J. O. Communication privée - à l'Ecole Centrale de Lille, Mai (1994).
- [NK94] Nystrom M., et Karlson B., "Plastic deformation of duplex stainless steels with different amounts of ferrite", *Duplex Stainless Steels 94*, Glasgow, Scotland, Novembre (1994).
- [OAKC78] Okazaki K., Aono Y., Kaneyuki T. et Conrad H., "Measurement of the internal stress in metals by decremental unloading technique", *Mater. Sci. Eng.*, **33** (1978) 253-266.
- [OKP94] Obrtlík K., Kruml T., et Polák J., "Dislocation structures in 316L stainless steel cycled with plastic strain amplitudes over a wide interval", *Mater. Sci. Eng., A* **187** (1994) 1-9.
- [PCKP88] Pak H. R., Chu J., Kato M. et Pope D. P., "Friction stress and back stress in cyclically deformed Ni<sub>3</sub>Ge single crystals", *Mater. Sci. Eng.*, **100** (1988) 31-36.

- [PFD95] Polák J., Fardoun F. et Degallaix S., "Internal and effective stress concept in cyclic plasticity", in 7th International conference on mechanical behaviour of materials, editor : Bakker A, Hague, Netherlands (1995) pp. 89-90.
- [PFD96a] Polák J., Fardoun F. et Degallaix S., "Effective and internal stresses in cyclic straining of 316 stainless steel", Mater. Sci. Eng., A **215** (1996) 104-112.
- [PFD96b] Polák J., Fardoun F. et Degallaix S., "Distribution of internal critical stresses in the two-phase structure of a fatigued duplex stainless steel", in Fatigue'96, editors : Lutjering G. et Nowack H., Pergamon, Berlin, Germany, vol. I (1996) pp. 93-98.
- [PK76] Polák J. et Klesnil M., "The dynamics of cyclic plastic deformation and fatigue life of low carbon steel at low temperatures", Mater. Sci. Eng., **26** (1976) 157-166.
- [PKH79] Polák J., Klesnil M. et Helesic J., "Stress dip technique for effective stress determination in cyclic straining", Scripta Metall., **13** (1979) 847-850.
- [PK80] Polák J. et Klesnil M., ("Statistical theory of the hysteresis loop"), kovové materiály, Bratislava, République Tchèque, **18** (1980) 329.
- [PK82] Polák J. et Klesnil M., "The hysteresis loop, 1. A statistical theory", Fatigue Engng Mater. Struct., **5** (1982) 19-32.
- [PK83] Polák J. et Klesnil M., "Cyclic plasticity of polycrystalline copper in low amplitude region", Publ. Tech. Univ. Heavy Industry, ser. C, Machinery **38** (1983) 71-87.
- [PKD93] Polák J., Kruml T. et Degallaix S., "Dislocation substructure in fatigued duplex stainless steel", Scripta Metall. Mater, **29** (1993) 1553-1558.
- [PKH82a] Polák J., Klesnil M. et Helesic J., "The hysteresis loop, 2. An analysis of the loop shape", Fatigue Engng Mater. Struct., **5** (1982) 33-44.
- [PKH82b] Polák J., Klesnil M. et Helesic J., "The hysteresis loop, 3. Stress-dip experiments", Fatigue Engng Mater. Struct., **5** (1982) 45-56.
- [POH94] Polák J., Obrtlík K. et Hajek M., "Cyclic plasticity in type 316L austenitic stainless steel", Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., **17** (1994) 773-782.
- [POL91] Polák J., "Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals", Elsevier, Amsterdam, 2nd edition (1991).
- [RAD70] Radix J.-C., "Introduction au filtrage numérique", édition Eyrolles, Paris, Ch.

IV (1970) pp. 62-80.

- [RDC84] Raghuraman S., Döner M. et Conrad H., "The internal stress in a Ti-5Al-2.5Sn alloy at 300 K", *Mater. Sci. Eng.*, **64** (1984) 45-59.
- [RN91] Roven H. J. et Nes E., "Cyclic deformation of ferritic steel - I stress-strain response and structure evolution", *Acta Metall. Mater.*, **39** (1991) 1719-1733.
- [RW96] Rie K. -T. et Wittke H., "Low cycle fatigue and internal stress measurements of copper", in *Fatigue'96*, editors : Lutjering G. et Nowack H., Pergamon, Berlin, Germany, vol. I (1996) pp. 81-86.
- [SED94] Seddouki A., "Endommagement en fatigue plastique oligocyclique à température ambiante d'aciers inoxydables duplex austéno-ferritiques alliés à l'azote", thèse de docteur, Université de Lille I, Juillet (1994)
- [SEE54] Seeger A., "The temperature dependance of the critical shear stress and work hardening of metal crystals", *Philos. Mag.*, série 7, n° 45 (1954) 771-773.
- [SCM91] Sommer C., Christ H.-J. et Mughrabi H., "Non-linear elastic behaviour of the roller bearing steel SAE 52100 during cyclic loading", *Acta Metall. Mater.*, **39** (1991) 1177-1187.
- [SEV93] Sevillano J. G., "Flow stress and work hardening". in *Plastic deformation and fracture of materials. Série : Materials science and technology.* editors : R.W. Cahn, P. Haasen, E.J; Kramer. Vol. 6. VCH, Ch. 2 (1993) pp. 19-88.
- [SVNLB87] Sestak B., Vicherkova Z., Novak V., Libovicky S. et Bradler J., "Cyclic plastic deformation of Fe-13.6 wt.% Cr single crystals", *Phys. Stat. Sol. (a)* **104** (1987) 79-93.
- [TI96] *Techniques de l'ingénieur, Matériaux métalliques, Etudes des alliages, M1 (I), Diagrammes d'équilibre, Alliages ternaires*, éd. ISTRAL, France (1996) M 76,2-6.
- [TQ82] Tsou J.C. et Quesnel J., "Internal stress measurements during the saturation fatigue of polycrystalline aluminium", *Mater. Sci. Eng.*, **56** (1982) 289-299.
- [VMF93] Vogt J. B., Magnin T. et Focet J., "Effective stresses and microstructure in cyclically deformed 316L austenitic stainless steel : effect of temperature and nitrogen content", *Fatigue Engng Mater. Struct.*, **16**, n° 5 (1993) 555-564.
- [VOG91] Vogt J. B., "Influence de l'azote interstitiel et de la température sur les structures de dislocations obtenues par fatigue d'aciers inoxydables

austénitique", thèse d'état, Université de Lille, Mars (1991).

- [YCBSL86] Yan B. D., Cheng A. S., Buchinger L., Stanzl S. et Laird C., "The cyclic stress-strain response of single crystals of Cu-16 at. %Al alloy, I : Cyclic hardening and strain localization", Mater. Sci. Eng., **80** (1986) 129-142.

## **ANNEXE I : VALIDITE DES METHODES KWL ET HD**

Nous avons vu au § I-2-1 que les méthodes KWL et HD sont très proches l'une de l'autre en pratique, même si elles sont basées sur des raisonnements physiques différents. Elles permettent d'accéder aux contraintes interne et effective aux pics de la boucle d'hystérésis en fatigue plastique oligocyclique. Les difficultés de mise en oeuvre de ces méthodes ont été signalées : elles sont liées en particulier au problème de détermination pratique d'une limite d'élasticité sur les alternances de la boucle d'hystérésis, aucune portion élastique parfaitement linéaire n'étant en général décelable. Nous allons étudier plus spécifiquement le mode de définition de cette contrainte de décollement, en étudiant en particulier l'influence du module d'élasticité et du critère de microplasticité utilisés. Les deux méthodes KWL et HD souffrant des mêmes défauts, seuls les résultats de la méthode KWL sont présentés et discutés ici.

### *A1-1) Procédure de détermination de la contrainte de décollement*

A partir de la méthode KWL, les contraintes effective et interne sont déterminées suivant le schéma de la Figure A1-1 à l'aide des relations A1-1 et A1-2 (cf § I-2-1).

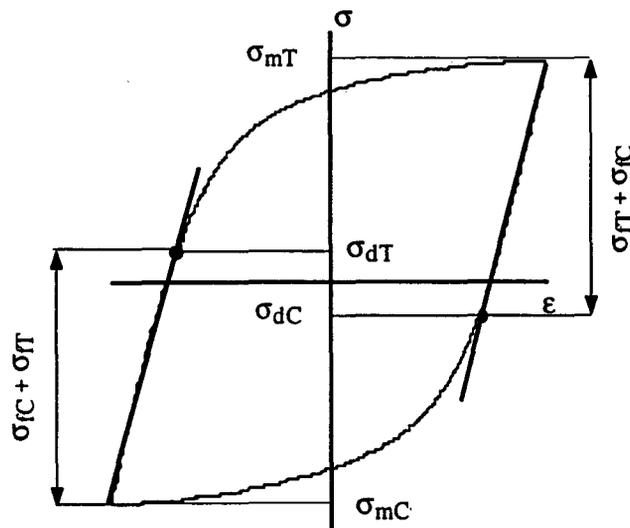


Figure A1-1 : Méthode KWL : détermination de  $\sigma_f$  et  $\sigma_r$  sur une boucle d'hystérésis.

$$\sigma_e = \sigma_f = \sigma_{fT} = -\sigma_{fC} = (\sigma_{mT} - \sigma_{dC})/2 = -(\sigma_{mC} - \sigma_{dT})/2 \quad (A1-1)$$

$$\sigma_i = \sigma_r = \sigma_{rT} = -\sigma_{rC} = (\sigma_{mT} + \sigma_{dC})/2 = (\sigma_{mC} + \sigma_{dT})/2 \quad (A1-2)$$

Afin d'obtenir les contraintes interne et effective avec le plus de précision possible, la contrainte de décollement  $\sigma_d$  est déterminée numériquement sur chaque alternance de la manière décrite ci-dessous. Dans un premier temps on trace la boucle d'hystérésis  $\sigma$ - $\epsilon_p$ ,  $\epsilon_p$  étant défini par :

$$\epsilon_p = \epsilon_t - \frac{\sigma}{E} \quad (A1-3)$$

Puis, un critère de microplasticité  $\delta\epsilon_p$  est adopté, auquel correspond une contrainte de décollement conventionnelle  $\sigma_d$  (Figure A1-2), équivalente aux limites d'élasticité conventionnelles,  $Re_{0,002}$  ou  $Re_{0,02}$  associées aux critères de microplasticité 0,02 ou 0,002 respectivement.

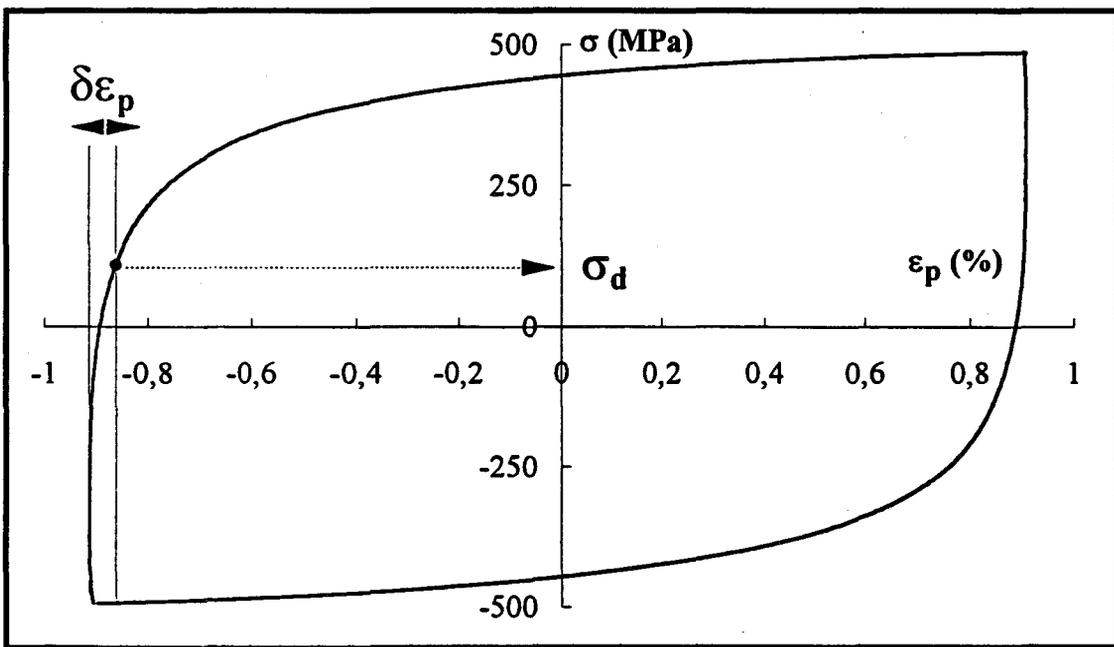


Figure A1-2 : Procédure de détermination de  $\sigma_d$  sur une boucle d'hystérésis  $\sigma$ - $\epsilon_p$   
( $\epsilon_a = 1,2\%$ , acier 316).

## A1-2) Influence du module d'élasticité utilisé

La relation A1-3 montre que la contrainte de décollement  $\sigma_d$  dépend du module d'élasticité  $E$ . Donc les contraintes interne et effective déterminées par les méthodes KWL et HD (§ I-2-1) en dépendent également. Les Figures A1-3 et A1-4 présentent l'évolution de l'amplitude de contrainte totale et des contraintes interne et effective, en traction et en compression, au cours du cyclage de l'acier inoxydable austénitique AISI 316 sous  $\varepsilon_a = 1,2\%$  ; leur calcul a été effectué en utilisant le module d'élasticité mesuré au premier quart de cycle ( $E = 185000$  MPa, Figure A1-3), et en utilisant le module d'élasticité effectif  $E_{eff}$  mesuré pour chaque alternance (Figure A1-4). Le même critère de microplasticité ( $\delta\varepsilon_p = 2 \times 10^{-5}$ ) a été adopté dans les deux cas.

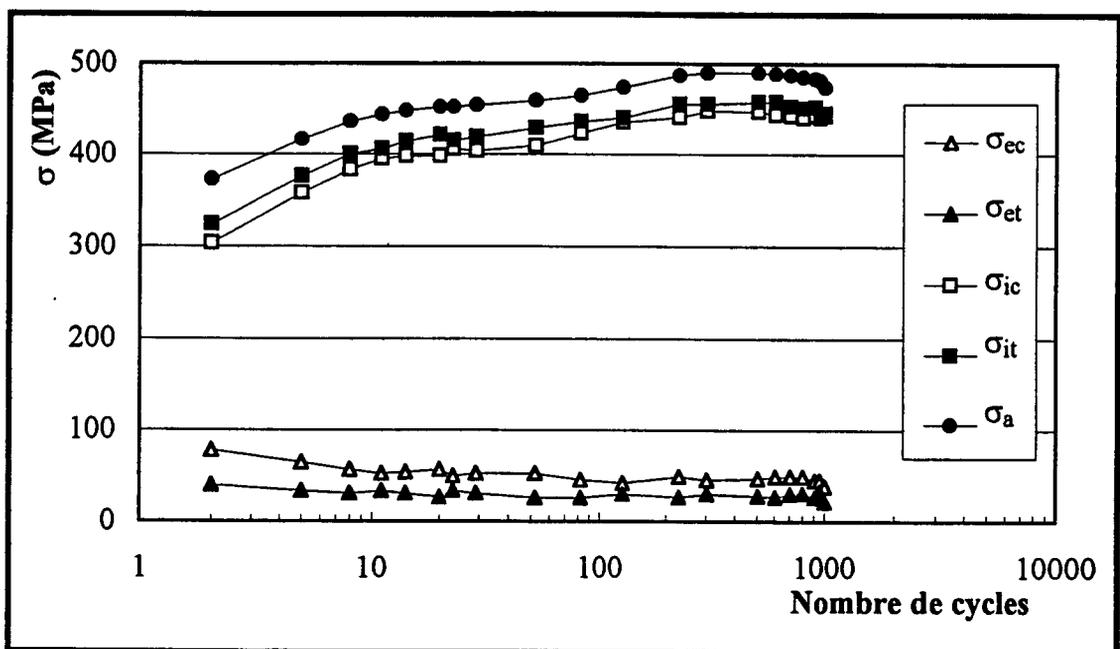


Figure A1-3 : Evolution de l'amplitude de contrainte ( $\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2}$ ) et des contraintes interne et effective, en traction et en compression, en fonction du nombre de cycles ( $\varepsilon_a = 1,2\%$ , acier 316) par la méthode KWL, avec  $E = 185000$  MPa et  $\delta\varepsilon_p = 2 \times 10^{-5}$ .

La comparaison de ces figures montre que les contraintes interne et effective dépendent fortement du module d'élasticité utilisé.

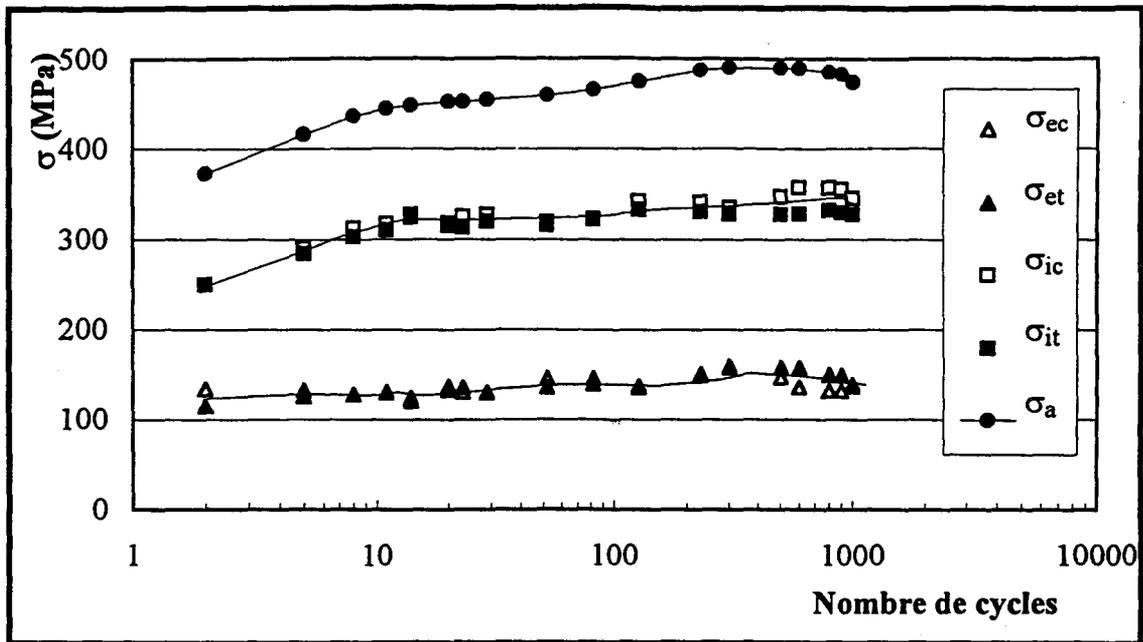


Figure A1-4 : Evolution de l'amplitude de contrainte ( $\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2}$ ) et des contraintes interne et effective, en traction et en compression, en fonction du nombre de cycles ( $\epsilon_a = 1,2\%$ , acier 316) par la méthode KWL, avec  $E_{eff}$  et  $\delta\epsilon_p = 2 \times 10^{-5}$ .

### A1-3) Influence du critère de microplasticité choisi

L'influence du critère de microplasticité  $\delta\epsilon_p$  sur les contraintes interne et effective mesurées par les méthodes KWL et HD est beaucoup plus importante encore que celle du module d'élasticité utilisé. La Figure A1-5 présente l'influence du critère de microplasticité sur la contrainte effective déterminée par la méthode KWL. Le module d'élasticité effectif a été utilisé ici.

Cette forte dépendance de la contrainte effective avec le critère de microplasticité, s'explique en fait par la forme de la boucle d'hystérésis, observable sur les Figures A1-6 et A1-7, représentant respectivement l'alternance ascendante d'une boucle stabilisée, en coordonnées relatives, et un zoom de la partie A ( $\epsilon_a = 1,2\%$ , acier 316).

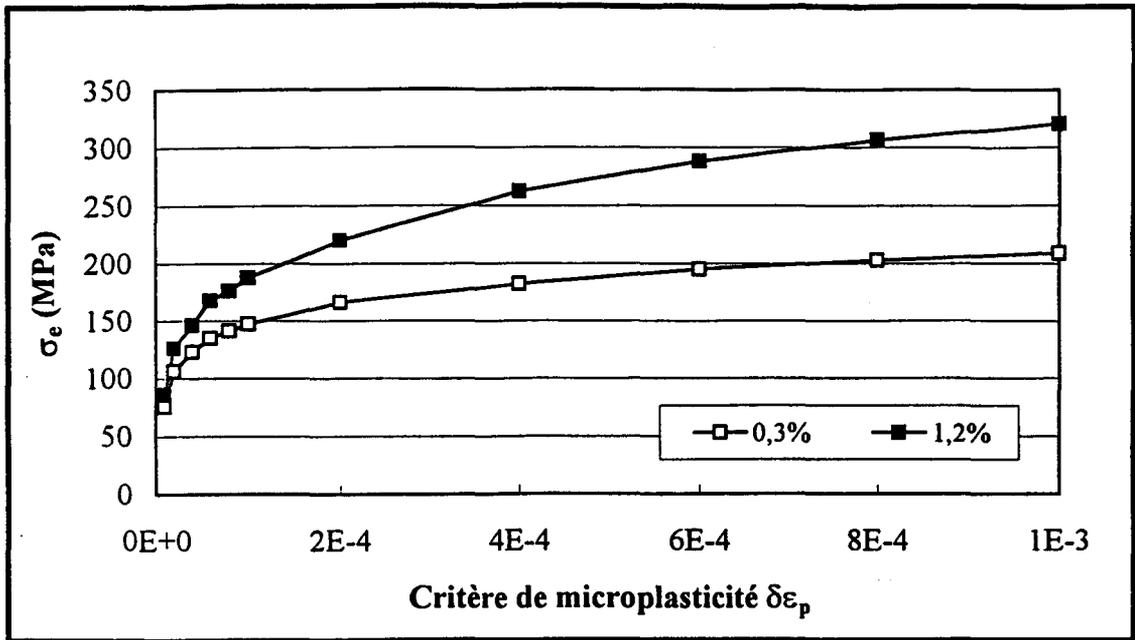


Figure A1-5 : Variation de la contrainte effective avec le critère de microplasticité adopté (alternance ascendante de boucles d'hystérésis stabilisées, sous  $\epsilon_a = 0,3$  et  $1,2\%$ , acier 316).

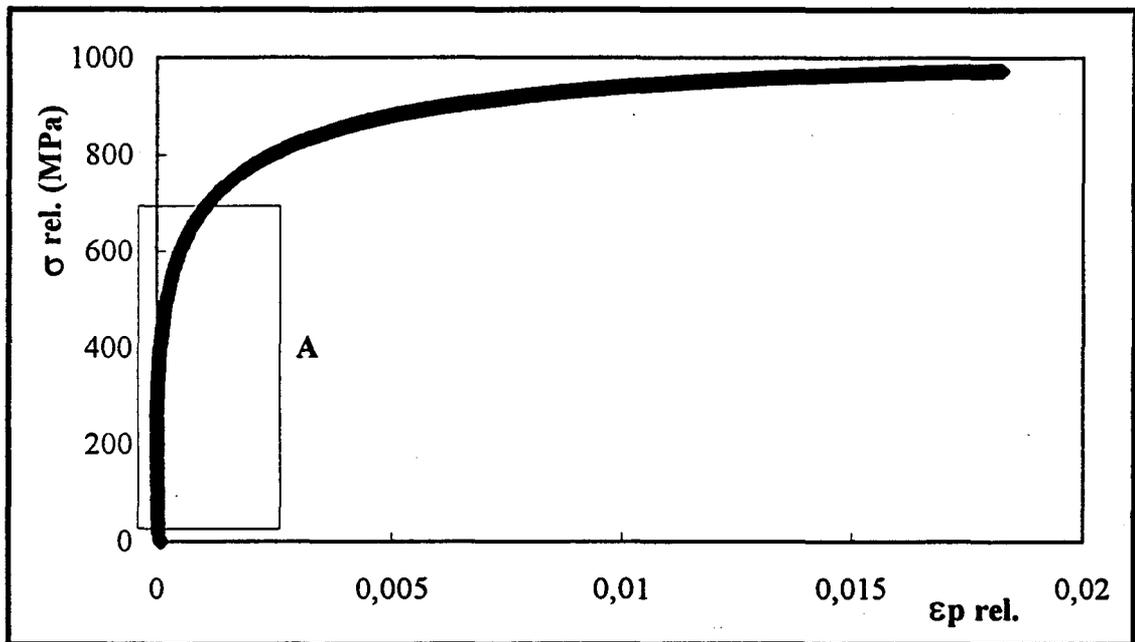


Figure A1-6 : Alternance ascendante d'une boucle d'hystérésis stabilisée en coordonnées relatives  $\sigma_r - \epsilon_{pr}$  ( $\epsilon_a = 1,2\%$ , acier 316,  $E_{eff}$  utilisé).

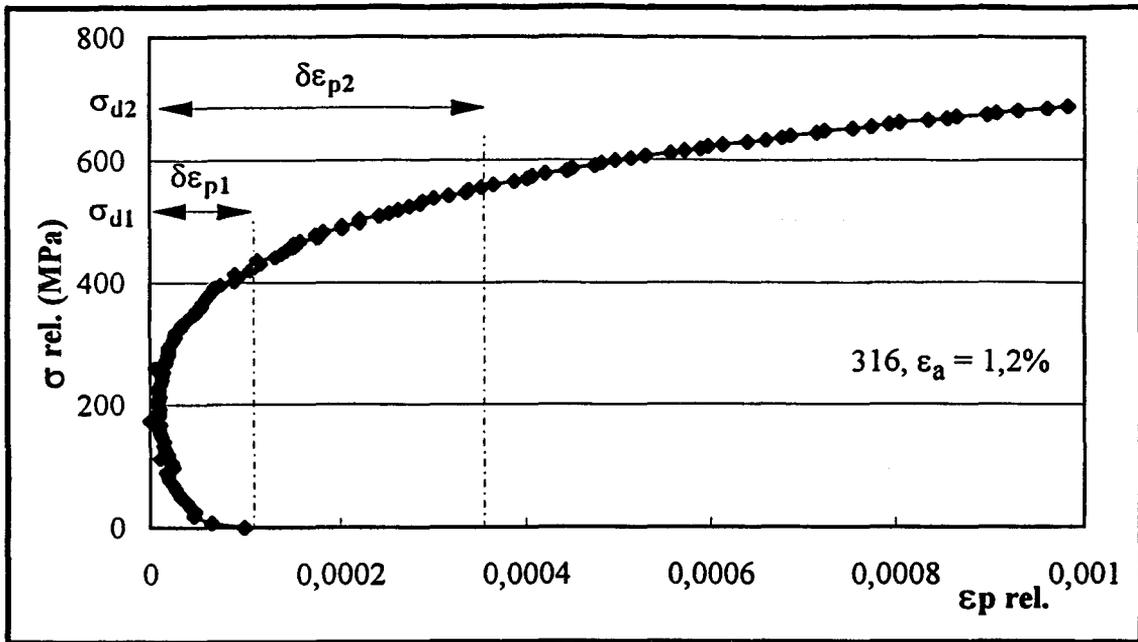


Figure A1-7 : Zoom sur la "Zone A" de l'alternance présentée à la Figure A1-6.

La même forme au voisinage du pic a été observée sur toutes les alternances ascendantes et descendantes des boucles d'hystérésis, quel que soit le niveau de déformation appliqué, sur tous les aciers étudiés (voir quelques exemples sur la Figure A1-8).

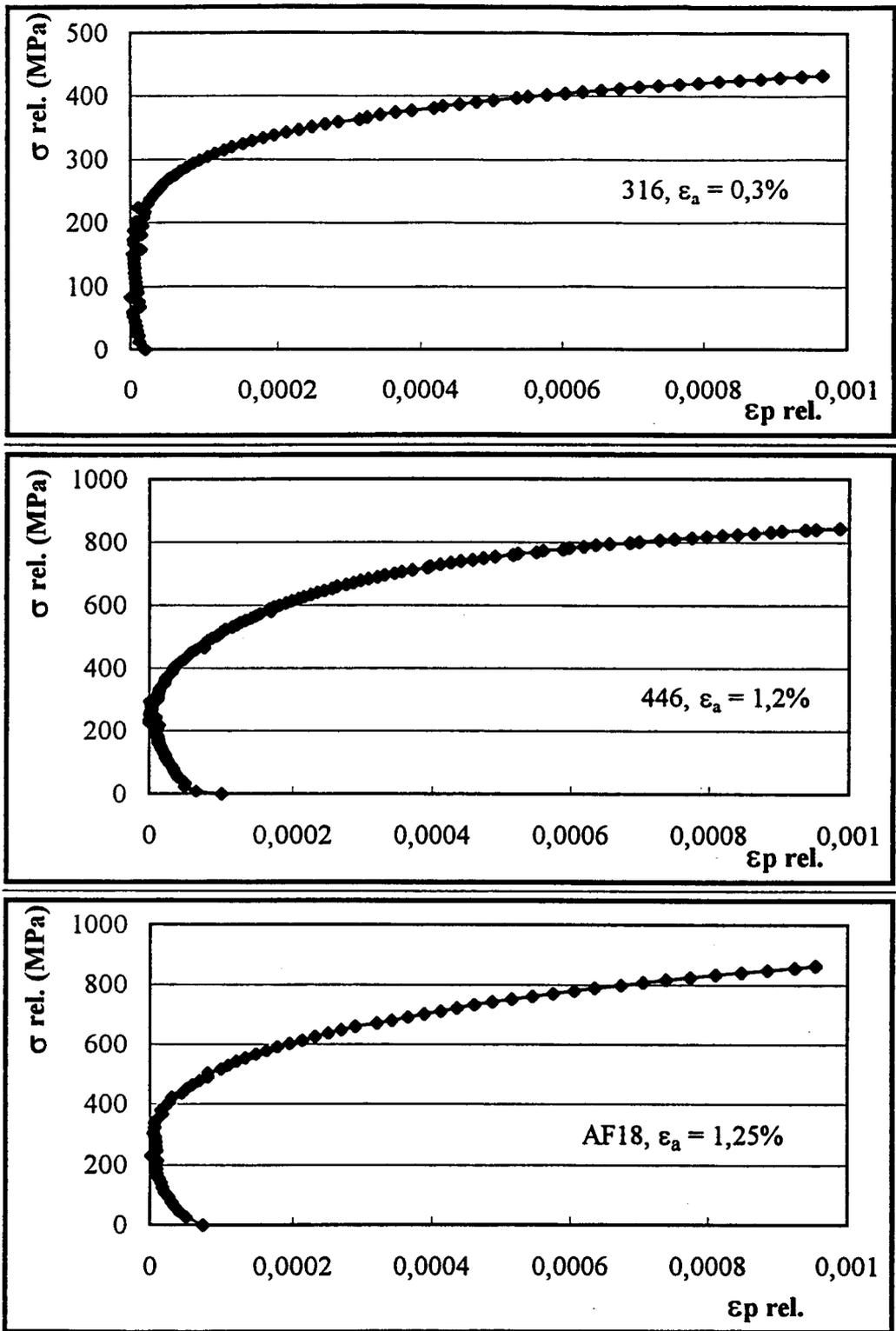


Figure A1-8 : Zoom sur la "Zone A" de l'alternance ascendante de boucles d'hystérésis relatives aux aciers 316, 446 et AF18.

## A1-4) Evolution des contraintes effective et interne long d'une boucle d'hystérésis à partir de la méthode KWL

Dans le but de mieux comprendre le raisonnement physique sur lequel se base la méthode KWL, nous nous sommes proposé d'étudier l'évolution des contraintes totale, interne et effective à partir des hypothèses de la méthode KWL. Les Figures A1-9 et A1-10 présentent la variation des contraintes totale, interne et effective le long d'une boucle d'hystérésis et en fonction du temps respectivement, lors du cyclage de l'acier 316 sous  $\epsilon_a = 0,75\%$ .

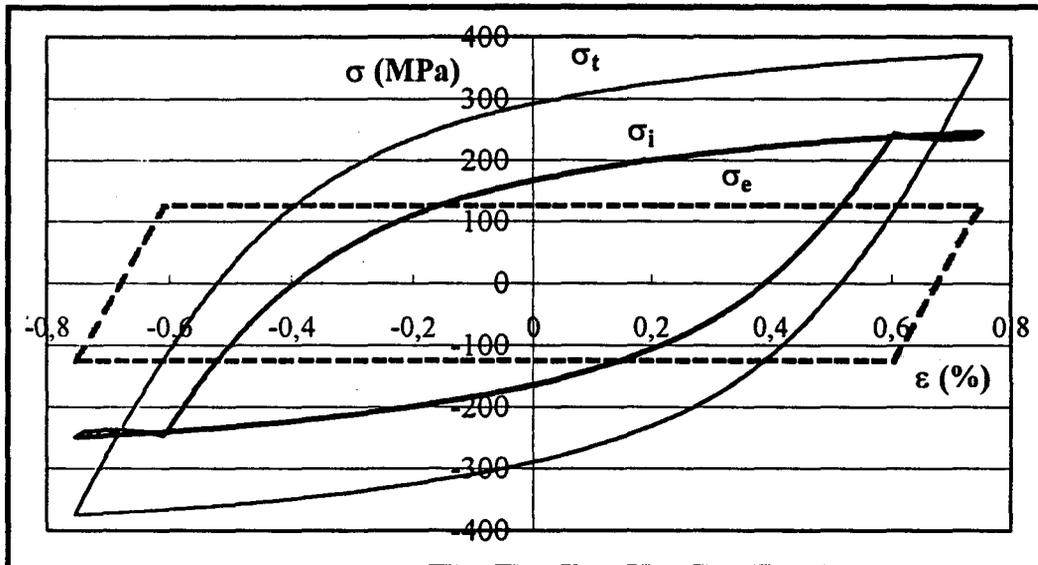


Figure A1-9 : Evolution des contraintes totale, interne et effective le long d'une boucle d'hystérésis ( $\epsilon_a = 0,75\%$ , acier 316) par la méthode KWL.

Sur ces figures, on voit que la contrainte effective seule varie de  $-\sigma_e$  à  $+\sigma_e$  durant la partie dite "élastique" de l'alternance ; elle reste ensuite constante durant la phase plastique. Au contraire, la contrainte interne reste quasiment constante durant la phase élastique, et varie donc seulement durant la plastique de l'alternance. Ceci montre que la méthode KWL, en dehors des problèmes techniques qu'elle pose, ne reflète pas l'évolution réelle des contraintes interne et effective dans une boucle d'hystérésis. Contrairement à la méthode KWL, la méthode HD ne

permet pas de tracer une telle évolution des contraintes interne et effective le long d'une boucle d'hystérésis.

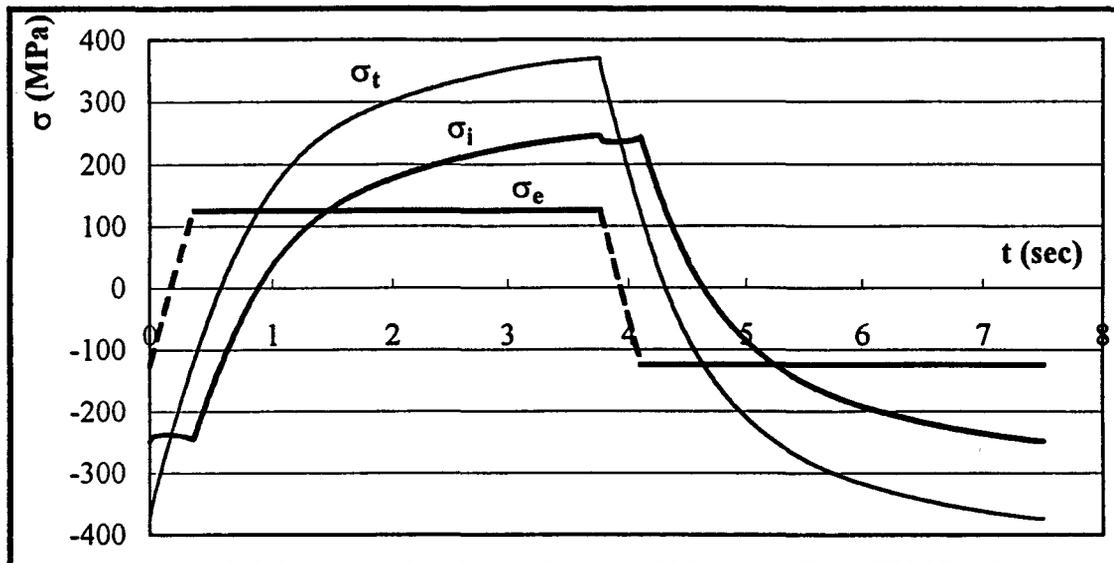


Figure A1-10 : Evolution des contraintes totale, interne et effective au cours d'un cycle ( $\epsilon_a = 0,75\%$ , acier 316) par la méthode KWL.

### A1-5) Analyse et critique de la méthode HD

Pour définir  $\sigma_e$  et  $\sigma_i$  par la méthode HD, il convient de déterminer la contrainte  $\sigma'$ , qui représente l'intervalle de contrainte, au-delà de la contrainte pic, durant lequel une petite quantité de déformation plastique continuera de se produire dans la même direction que lors de l'alternance précédente [DBH84]. Les Figures A1-7 et A1-8 montrent que  $\sigma'$  est relativement grande ; elle correspond en fait à la contrainte effective définie par la méthode proposée par Krempl [KRE82] (cf § I-2-2-4), ou par la méthode ASP [PFD96]. En effet, à la fin de chaque alternance, la contrainte effective atteint sa valeur maximale ; lors du changement de direction de la déformation, la contrainte effective continue, pendant un certain temps encore, d'agir dans la même direction et la déformation plastique continue également dans cette direction, jusqu'à ce que la contrainte effective devienne nulle. Pratiquement,  $\sigma'$  est donc la contrainte effective ; celle définie par la méthode HD n'est pas donc la véritable contrainte effective. C'est pourquoi nous contestons cette méthode et ne l'utiliserons pas.

## *A1-6) Conclusions*

En ce qui concerne le module d'élasticité, nous pensons, comme Laird [LAI96] et Ellyin [KE87, ELL96], que celui-ci évolue au cours du cyclage, dû à l'évolution des structures des dislocations construites au cours du cyclage. Aussi, dans l'application des méthodes KWL et HD, il nous semble plus raisonnable d'utiliser le module d'élasticité "effectif" mesuré sur chaque alternance, pour déterminer la contrainte effective "macroscopique" relative à chaque alternance.

Concernant le critère de microplasticité, on a montré que la contrainte effective varie continûment avec le critère de microplasticité. Et nous pensons, comme Rie et al. [RW96], que le critère de microplasticité n'a pas de signification physique, et que son choix est totalement arbitraire.

Aussi, même si l'utilisation du module d'élasticité effectif, correspondant à chaque alternance, améliore les résultats obtenus par les méthodes KWL et HD, le problème du choix du critère de microplasticité subsiste. C'est pourquoi, nous pensons que les méthodes KWL et HD ne sont pas valables pour définir les contraintes internes et effectives en fatigue oligocyclique ; en conséquence, nous ne les utiliserons pas dans ce travail.

## **ANNEXE II : LISSAGE DES DONNEES EXPERIMENTALES**

Le lissage des données expérimentales brutes peut être effectué par deux méthodes différentes : la méthode des moindres carrés et la méthode de convolution (ou lissage par moyennes). Les deux méthodes ont été ici utilisées. Elles sont exposées ci-dessous et comparées ensuite.

### *A2-1) Lissage par la méthode des moindres carrés*

Le lissage d'une courbe  $Y(x)$  par la méthode des moindres carrés, consiste en la détermination des coefficients d'un polynôme qui réduise au minimum l'écart total [CAS90, RAD70] entre ce polynôme et la courbe expérimentale. La solution optimale correspond à l'écart quadratique minimal entre les valeurs expérimentales et les valeurs calculées à partir du polynôme, cet écart étant défini par :

$$\text{Ecart} = \sum (y_i \text{ exp} - y_i \text{ cal})^2 \quad (\text{A2-1})$$

où  $y_i \text{ exp}$  et  $y_i \text{ cal}$  représentent la valeur expérimentale et la valeur calculée à partir du polynôme au point  $i$ . La méthode de Newton [CIA88] a été utilisée pour trouver cette solution optimale. Chaque alternance d'une boucle d'hystérésis peut être considérée comme une courbe modélisable par un polynôme de haut degré ; deux types de polynôme peuvent être utilisés : le premier exprimant la contrainte en fonction de la déformation,  $\sigma = f(\epsilon)$ , le second exprimant la déformation en fonction de la contrainte,  $\epsilon = f(\sigma)$ .

Des polynômes de différents degrés ont été utilisés. Pour chacun, l'écart quadratique minimal est calculé, pour les deux types de polynômes et tracé en fonction du degré du polynôme (Figures A2-1 et A2-2).

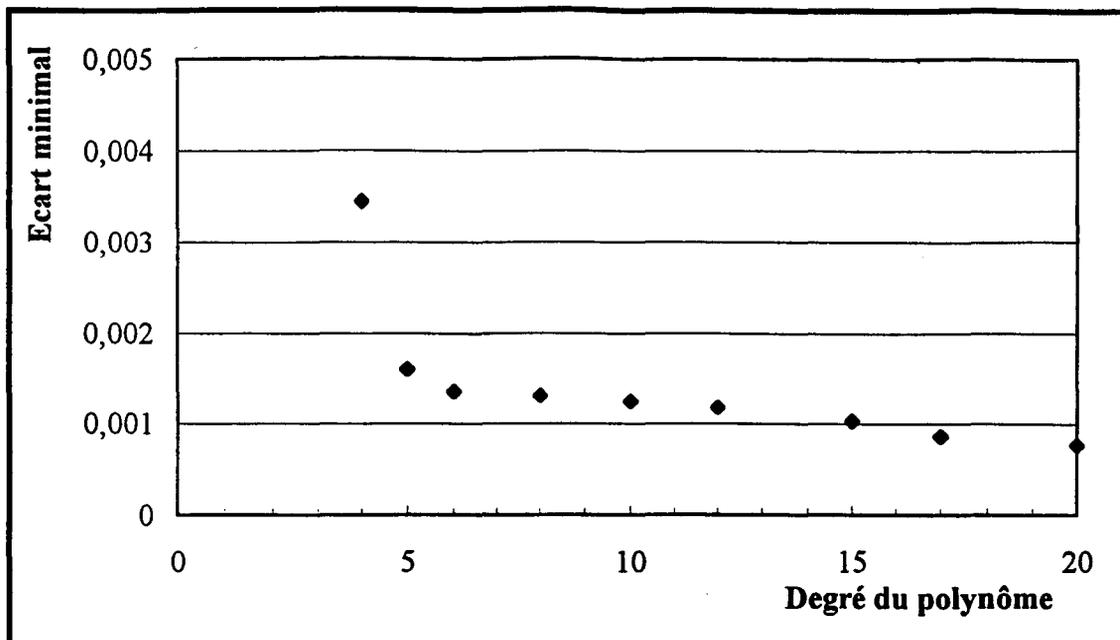


Figure A2-1 : Ecart minimal du polynôme  $\sigma = f(\epsilon)$  en fonction de degré de ce polynôme.

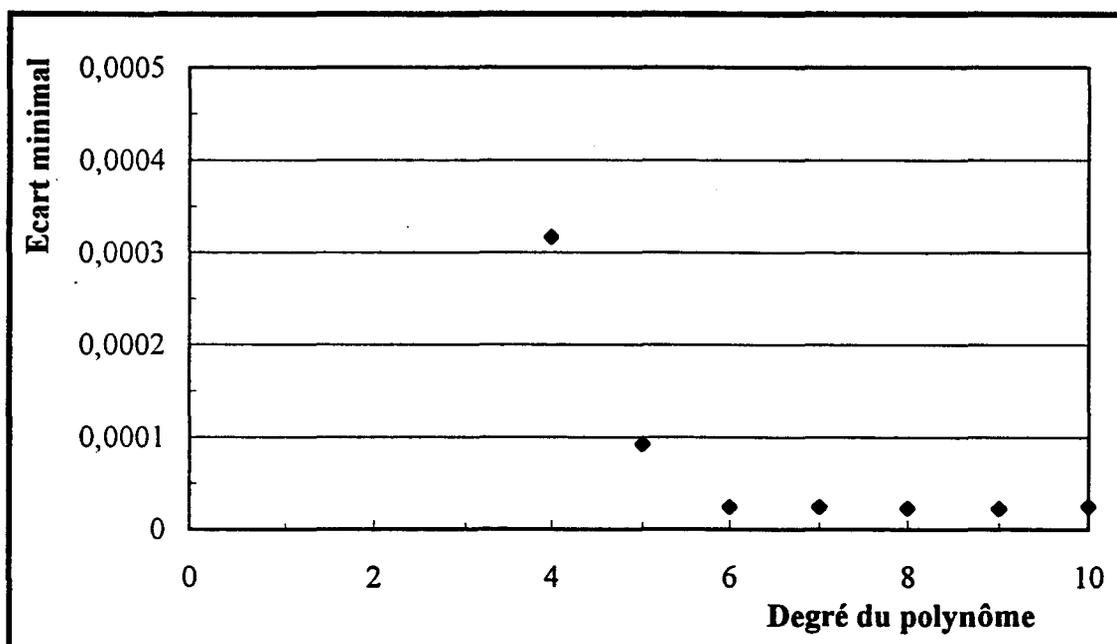


Figure A2-2 : Ecart minimal du polynôme  $\epsilon = f(\sigma)$  en fonction de degré de ce polynôme.

Par le polynôme  $\sigma = f(\epsilon)$ , l'écart minimal se stabilise à partir du degré 17 ; un polynôme de degré 17 a donc été adopté lors du lissage des valeurs expérimentales de la contrainte. En revanche, l'écart minimal avec un polynôme  $\epsilon = f(\sigma)$  se stabilise à partir du degré 7 ; c'est donc un polynôme de degré 7 qui a été adopté pour le lissage des valeurs expérimentales de la déformation.

Les Figures A2-1 et A2-2, montrent que l'écart minimal pour un polynôme  $\varepsilon = f(\sigma)$  est beaucoup plus petit que celui obtenu pour un polynôme  $\sigma = f(\varepsilon)$ . En conséquence, dans ce travail, le lissage par la méthode des moindres carrés est appliqué aux courbes  $\varepsilon = f(\sigma)$  à l'aide d'un polynôme de degré 7.

### ***A2-2) Lissage par la méthode de convolution***

Le lissage par la méthode de convolution, ou "méthode des moyennes", est relativement simple. Il consiste à remplacer une valeur expérimentale par une valeur calculée somme de plusieurs valeurs voisines (trois ici) pondérées de la manière suivante :

$$x_i \text{ cal} = 0,25 x_{i-1} \text{ exp} + 0,5 x_i \text{ exp} + 0,25 x_{i+1} \text{ exp} \quad (\text{A2-2})$$

Le lissage par cette méthode est réalisé, simultanément, sur les valeurs expérimentales de déformation et de charge, plusieurs fois consécutives sur chaque alternance.

### ***A2-3) Obtention des dérivées d'une alternance d'une boucle d'hystérésis***

Les dérivées première et seconde de l'alternance d'une boucle d'hystérésis peuvent être obtenues, par deux techniques différentes après lissage par la méthode des moindres carrés, et par une seule après lissage par la méthode de convolution.

Après lissage par la méthode des moindres carrés, on dispose des valeurs calculées à partir du polynôme et des coefficients de ce polynôme. Les dérivées première et seconde peuvent alors être déterminées soit par régression linéaire sur chaque 5 points consécutifs obtenus par le lissage, soit par dérivation directe de l'équation du polynôme. Les résultats obtenus par les deux techniques sont quasiment identiques.

Après lissage par la méthode de convolution, les dérivées première et seconde sont déterminées par la technique de régression linéaire sur chaque 5 points successifs.

La Figure A2-3a montre l'alternance ascendante d'une boucle d'hystérésis, de l'acier 316 à  $\epsilon_a = 0,3\%$  ; les dérivées première et seconde de cette alternance, obtenues par lissage par les méthodes des moindres carrés et de convolution, sont présentées dans les Figures A2-3b et A2-3c respectivement.

Les résultats obtenus après le lissage par la méthode des moindres carrés (polynôme  $\epsilon = f(\sigma)$  de degré 7) sont relativement plus lisses et réguliers, et donc plus faciles à exploiter : c'est donc cette méthode qui a été adoptée dans la suite du travail.

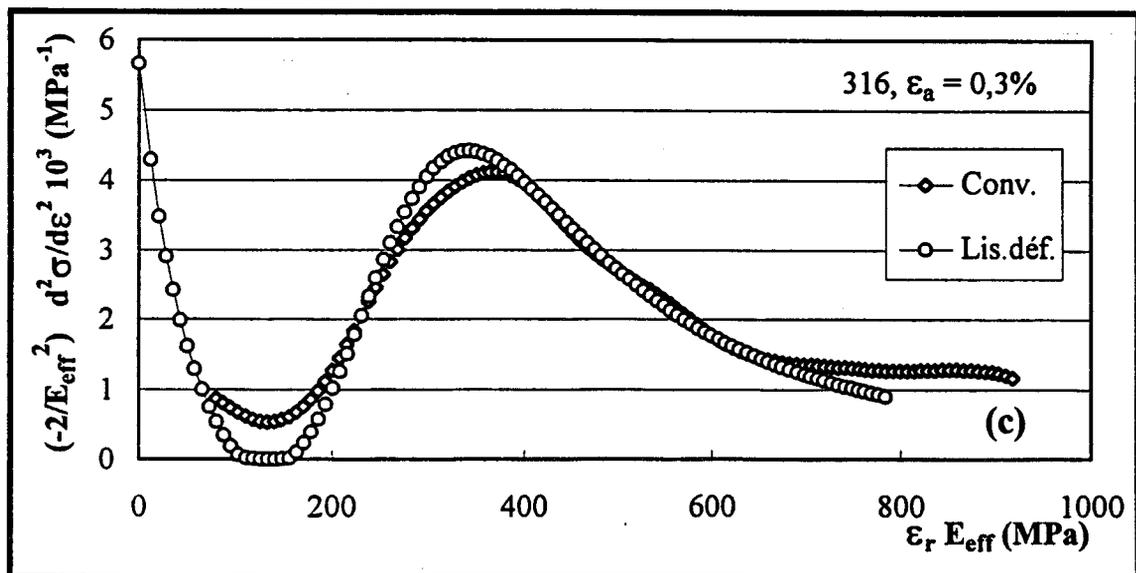
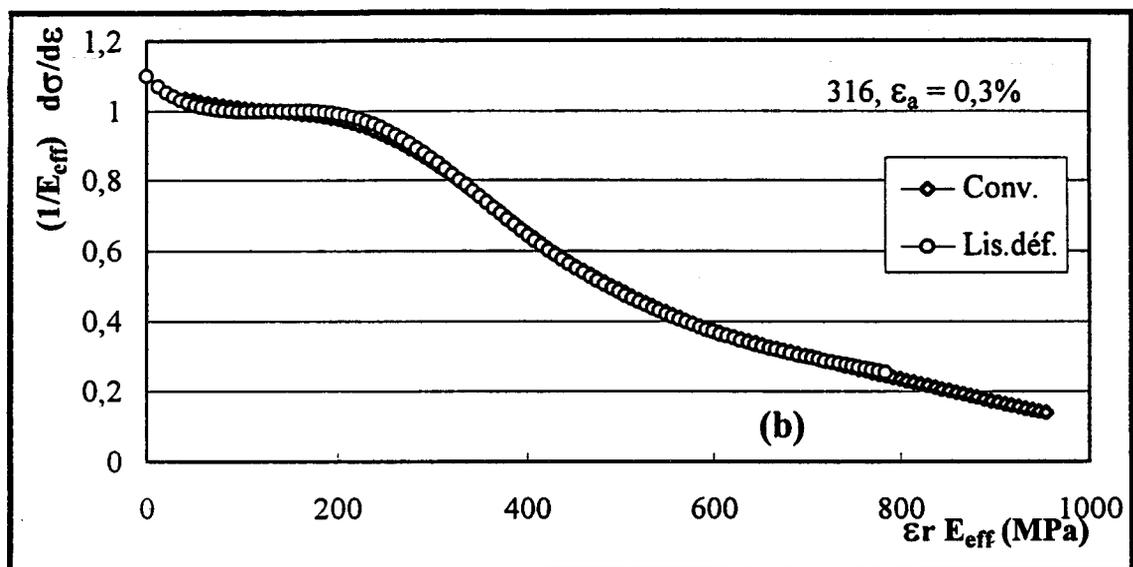
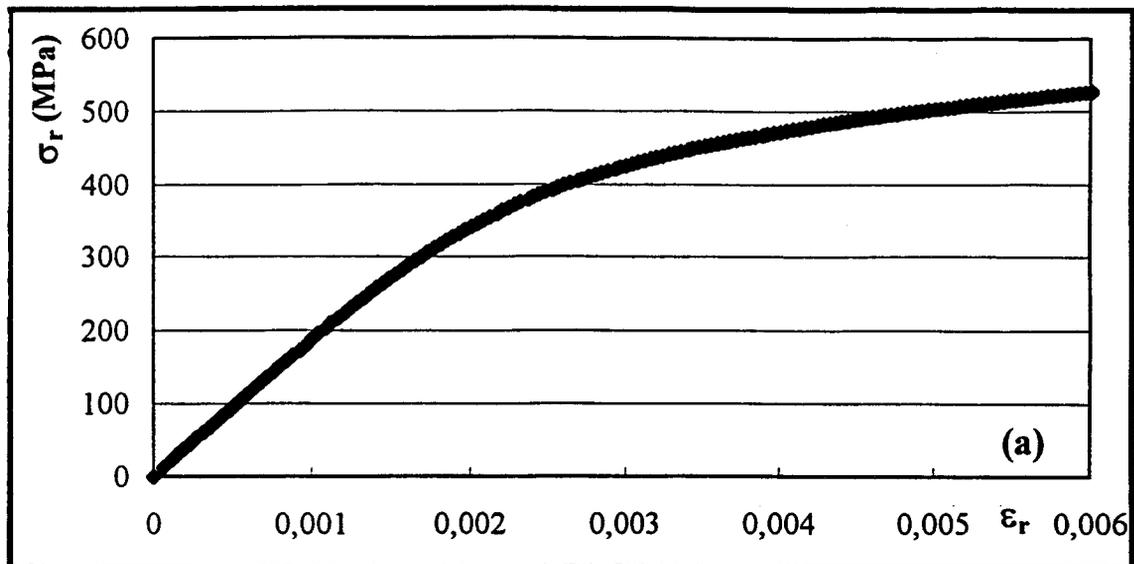


Figure A2-3 : a) Alternance ascendante d'une boucle d'hystérésis en coordonnées relatives (acier 316 à  $\epsilon_a = 0,3\%$ ), b) sa dérivée première, c) sa dérivée seconde, obtenues par différentes méthodes (Conv : méthode de convolution ; Lis.déf : méthode des moindres carrés sur le polynôme  $\epsilon = f(\sigma)$ ).

**ANNEXE III : INCIDENCE D'UN PROBLEME DE JEU SUR  
LES BOUCLES D'HYSTERESIS**

L'analyse des différentes boucles d'hystérésis de l'acier ferritique 446, par la méthode ASP, à différentes amplitudes de déformation, montre la présence d'un palier ou petit pic au début de la courbe  $f(\sigma_{ic})$ . Dans un premier temps, nous avons analysé les boucles d'hystérésis traitées afin de déceler une anomalie éventuelle sur les valeurs expérimentales enregistrées : par exemple, un jeu dans les mors d'amarrage, lors du passage de la traction à la compression et vice-versa. Sur chaque alternance de la boucle d'hystérésis, l'évolution de la vitesse de chargement  $\dot{\sigma}$  est étudiée. Dans ce but, nous présentons l'anomalie enregistrée lors d'un essai où un problème de jeu dans les mors d'amarrage a été rencontré (essai sous  $\epsilon_a = 1,2\%$  sur l'acier 316). Nous vérifierons ensuite l'absence d'un tel problème sur les essais effectués sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ ,  $0,75\%$  et  $1,2\%$  de l'acier 446.

### ***A3-1) Mise en évidence d'un jeu dans les mors d'amarrage***

Dans un essai effectué à  $\epsilon_a = 1,2\%$  sur l'acier 316, un jeu dans les mors d'amarrage est apparu. La Figure A3-1 montre la boucle d'hystérésis obtenue et les courbes vitesse de chargement-contrainte correspondant aux portions d'alternances ascendante et descendante au voisinage du zéro de contrainte. La Figure A3-1a montre de manière évidente une discontinuité des vitesses sur les deux alternances, au passage de la traction à la compression et vice-versa, à laquelle est associée une grande variation de la vitesse de chargement (Figures A3-1b et 1c).

### ***A3-2) Vérification de boucles d'hystérésis obtenues sur l'acier 446***

La Figure A3-2 présente la variation de la vitesse de chargement sur l'alternance ascendante de boucles d'hystérésis stabilisées, obtenues sous  $\epsilon_a = 0,3\%$ ,  $0,75\%$  et  $1,2\%$  sur l'acier 446. Aucune anomalie du type de celle mise en évidence au paragraphe précédent n'est constatée sur ces courbes, et il en est de même pour les alternances descendantes.

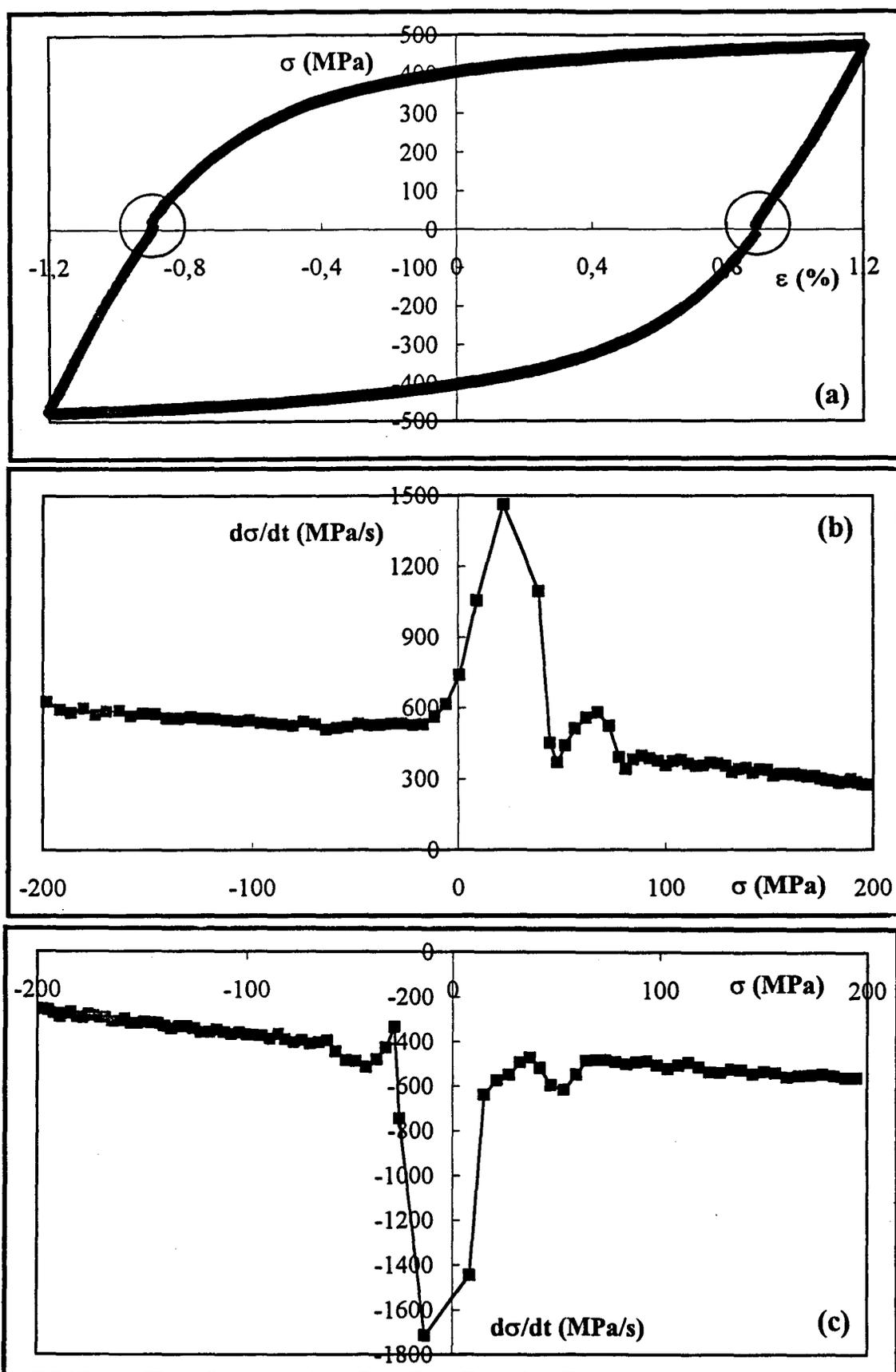


Figure A3-1 : Présentation de problème de jeu ( $\epsilon_a = 1,2\%$ , acier 316) : a) boucle d'hystérésis, b) variation de la vitesse de chargement sur l'alternance ascendante, c) variation de la vitesse de chargement sur l'alternance descendante.

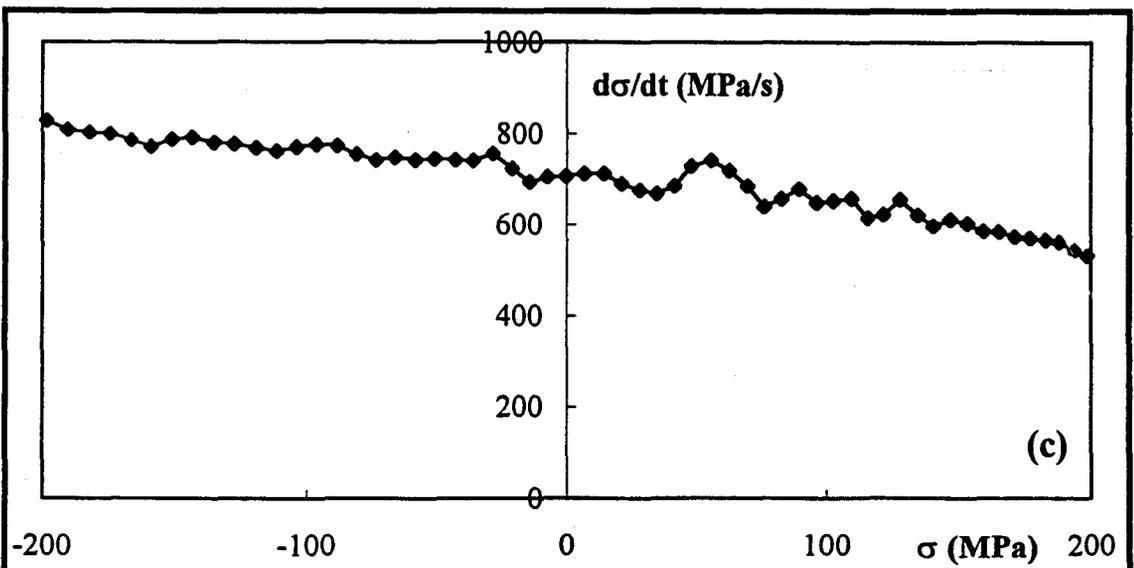
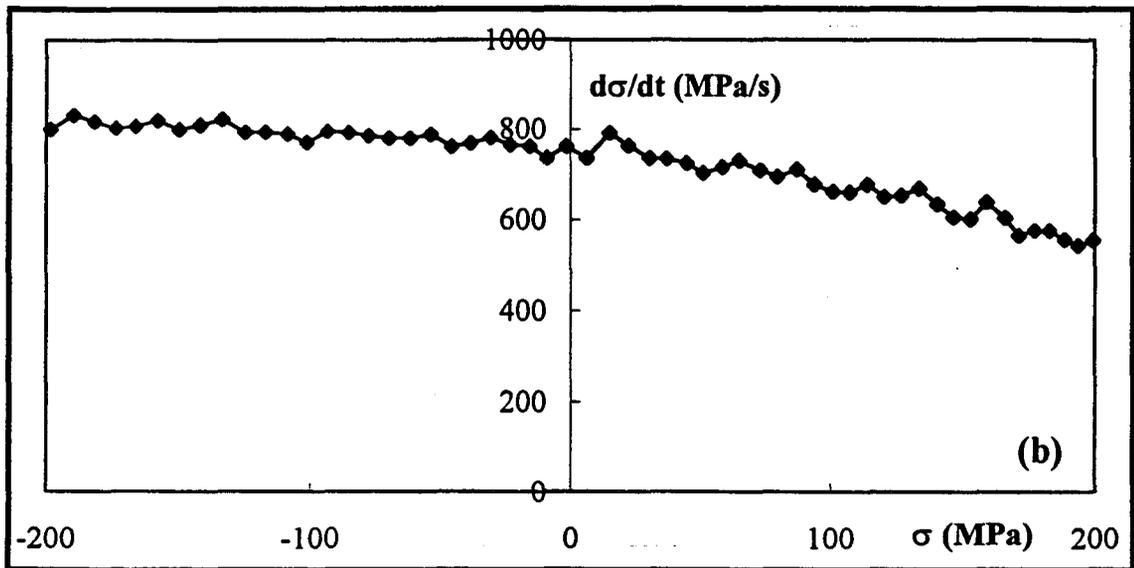
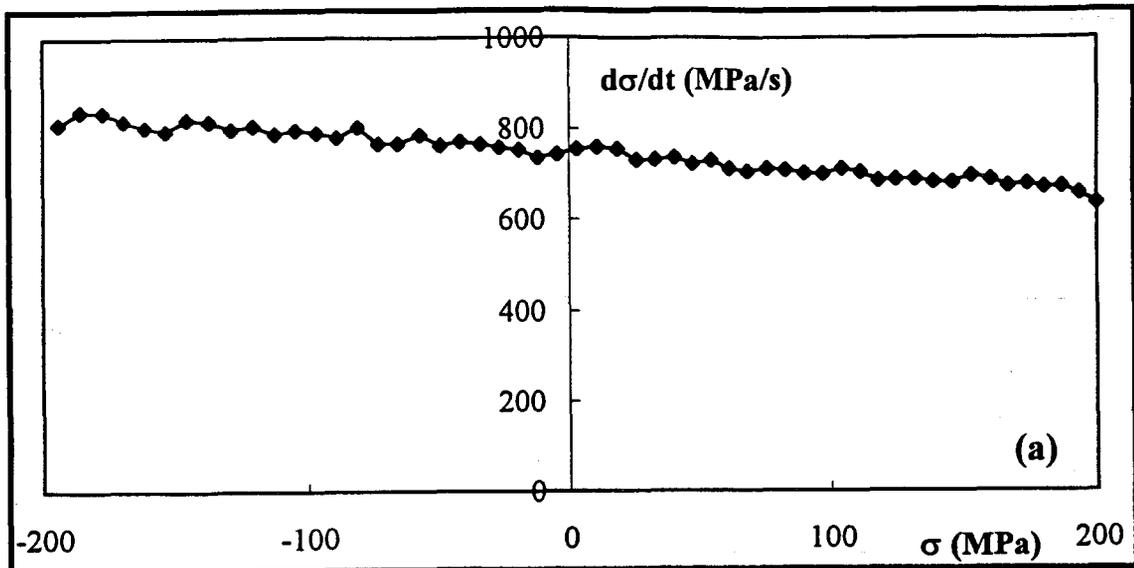


Figure A3-2 : Variation de la vitesse de chargement sur une alternance ascendante (acier 446) a)  $\epsilon_a = 0,3\%$ , b)  $\epsilon_a = 0,75\%$ , c)  $\epsilon_a = 1,2\%$ .

Ceci montre qu'aucun jeu n'est pas apparu lors des essais menés sur l'acier 446 et qu'en conséquence, le palier ou petit pic observé sur les courbes  $f(\sigma_{ic})$  relatives à tous les essais menés sur l'acier 446 est une caractéristique du matériau.

**ANNEXE IV : BOUCLES D'HYSTERESIS STABILISEES DES  
ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUE, FERRITIQUE ET  
DUPLEX**

Nous donnons ici les boucles d'hystérésis stabilisées correspondant aux essais à une éprouvette par niveau réalisés sur les aciers inoxydables austénitique 316, ferritique 446 et austéno-ferritique AF18. Les Figures A4-1, A4-2 et A4-3 présentent les différentes boucles.

La Figure A4-4 présente l'évolution de la boucle d'hystérésis avec la vitesse de déformation pour les aciers 316 et 446.

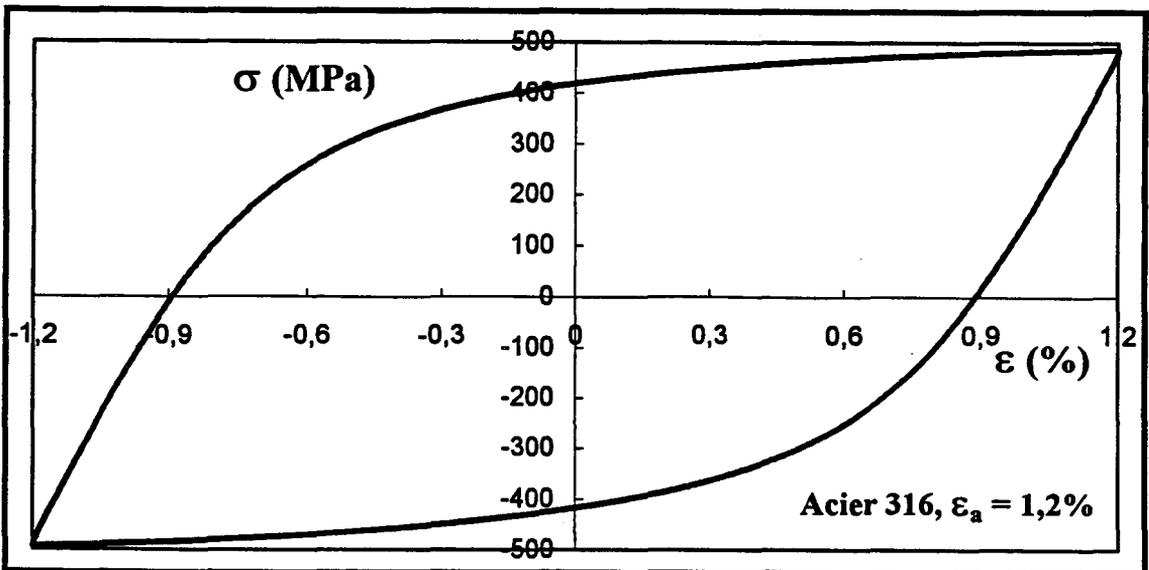
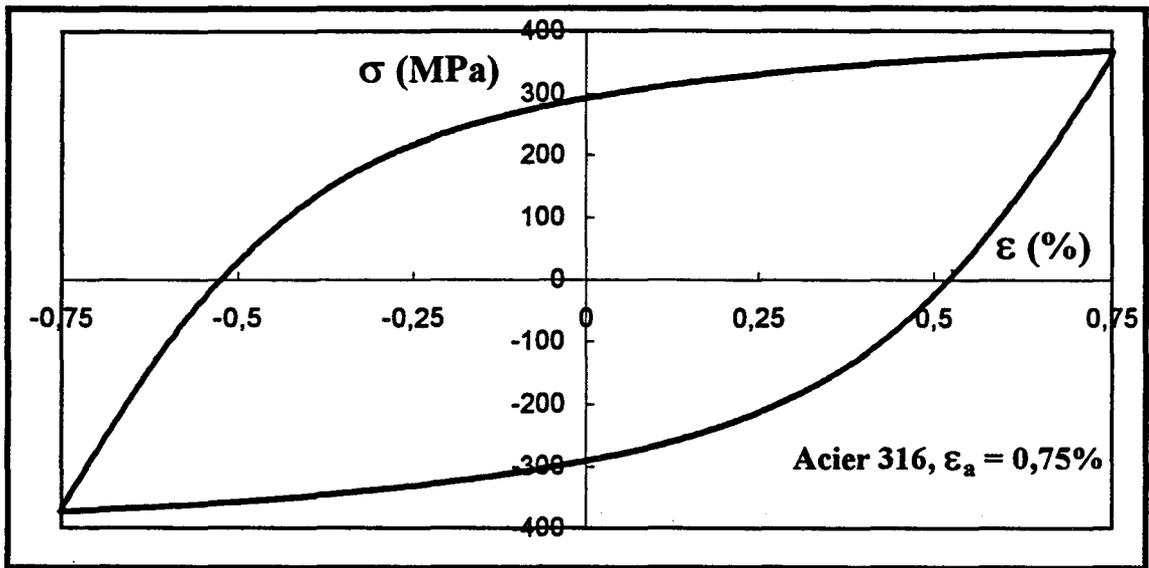
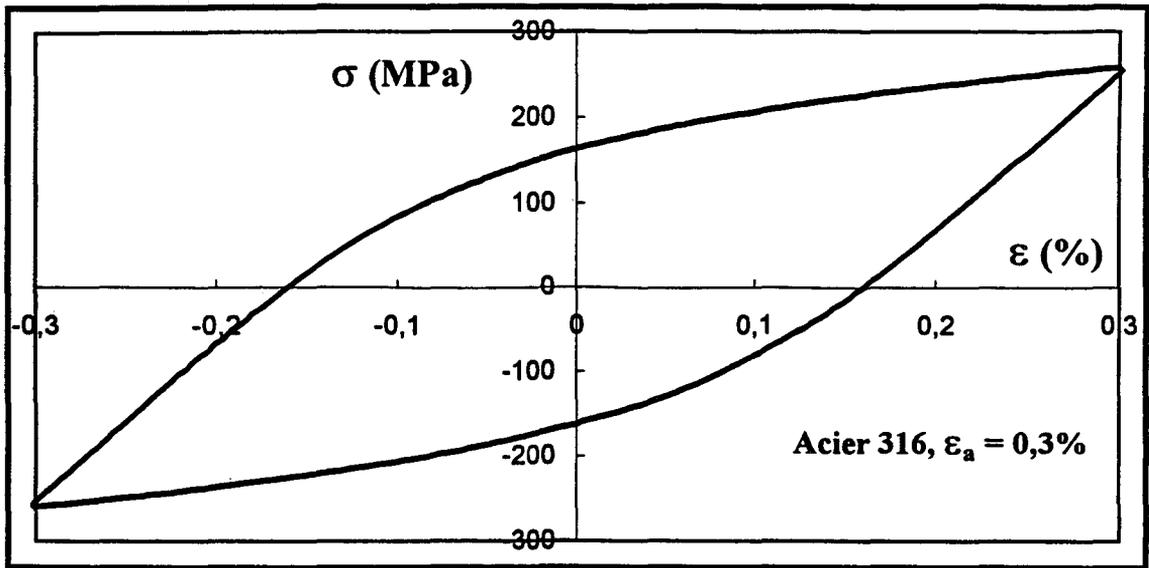


Figure A4-1 : Boucles d'hystérésis stabilisées lors des essais une éprouvette par niveau (acier 316) a)  $\epsilon_a = 0,3\%$ , b)  $\epsilon_a = 0,75\%$ , c)  $\epsilon_a = 1,2\%$ .

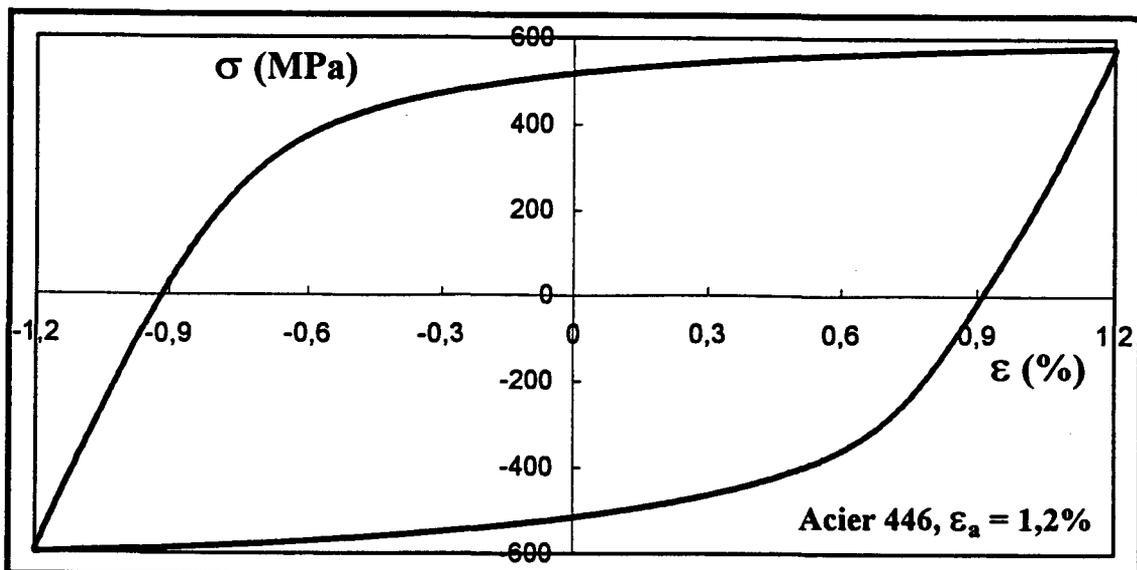
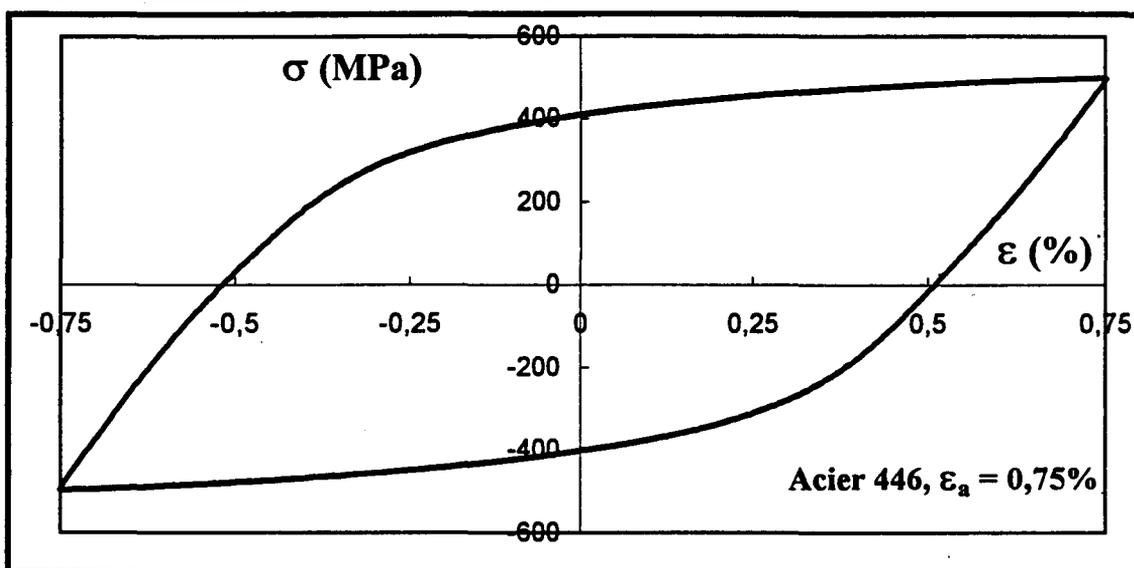
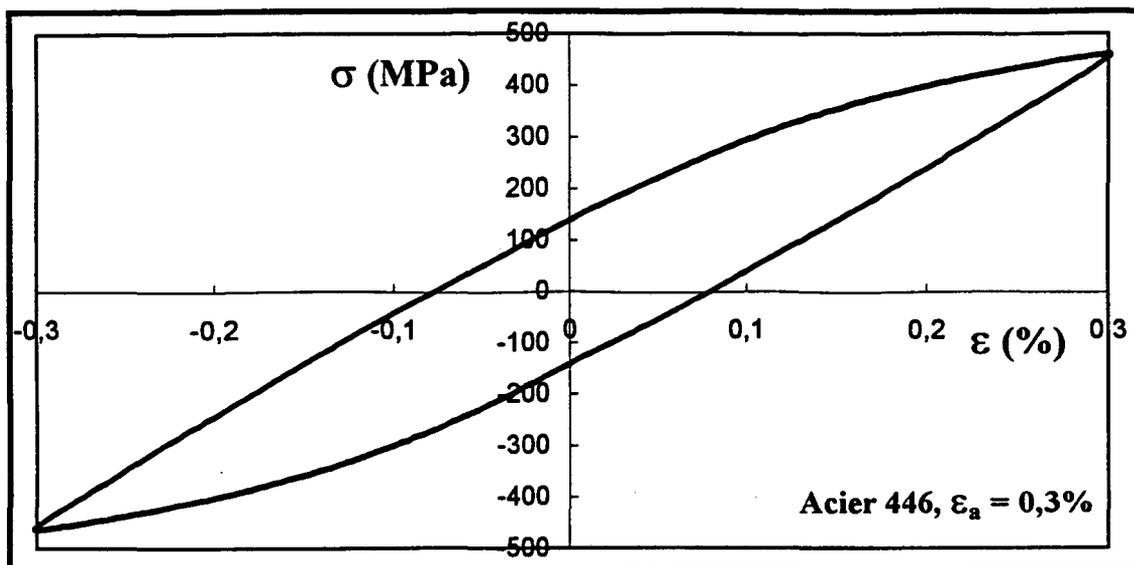


Figure A4-2 : Boucles d'hystérésis stabilisées lors des essais une éprouvette par niveau (acier 446) a)  $\epsilon_a = 0,3\%$ , b)  $\epsilon_a = 0,75\%$ , c)  $\epsilon_a = 1,2\%$ .

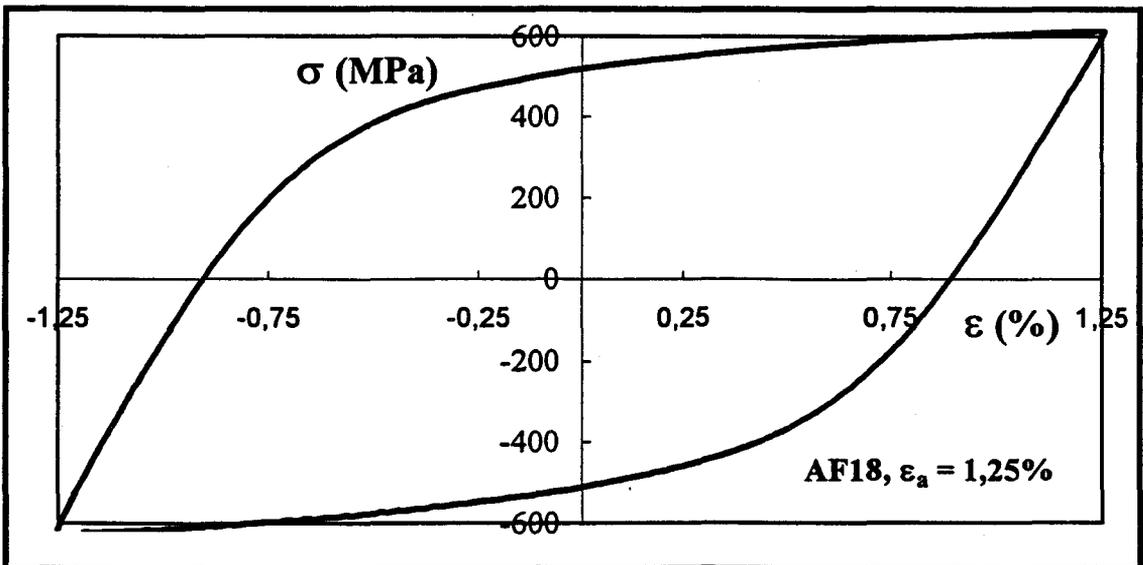
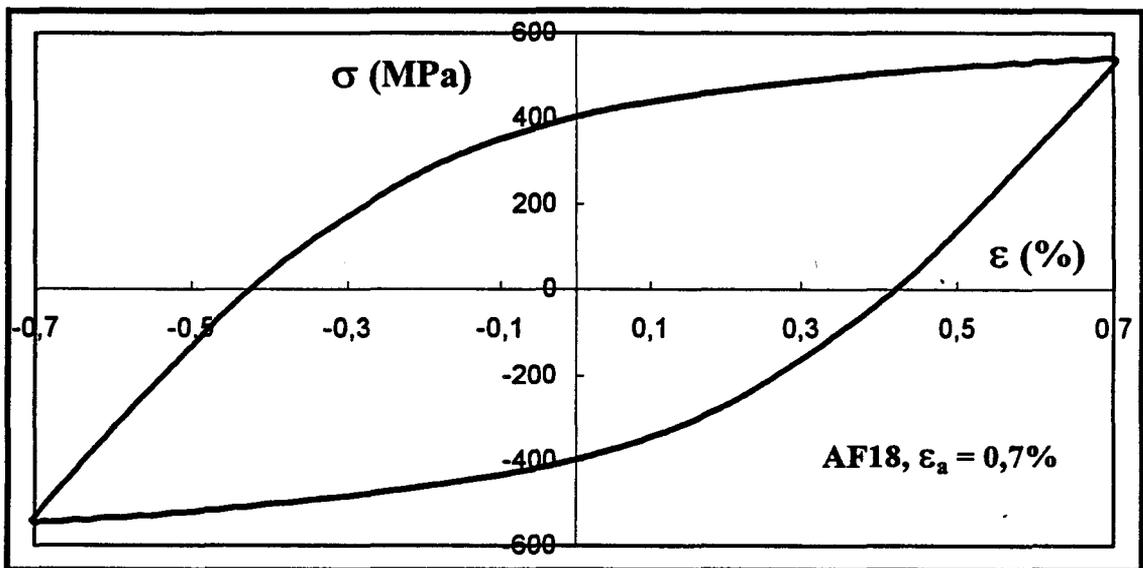
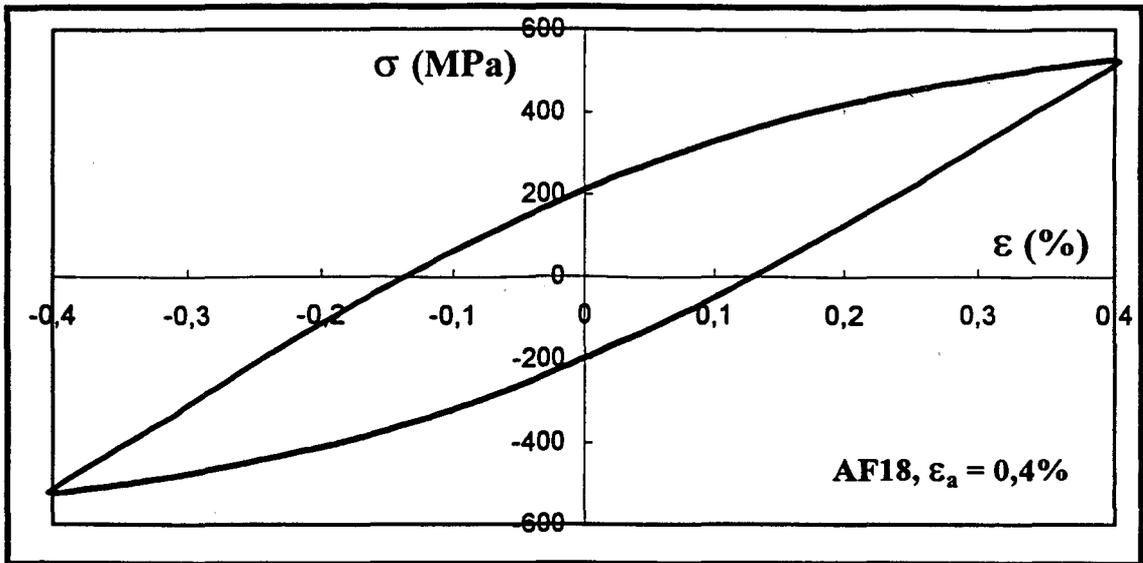


Figure A4-3 : Boucles d'hystérésis stabilisées lors des essais une éprouvette par niveau (acier AF18) a)  $\epsilon_a = 0,4\%$ , b)  $\epsilon_a = 0,7\%$ , c)  $\epsilon_a = 1,25\%$ .

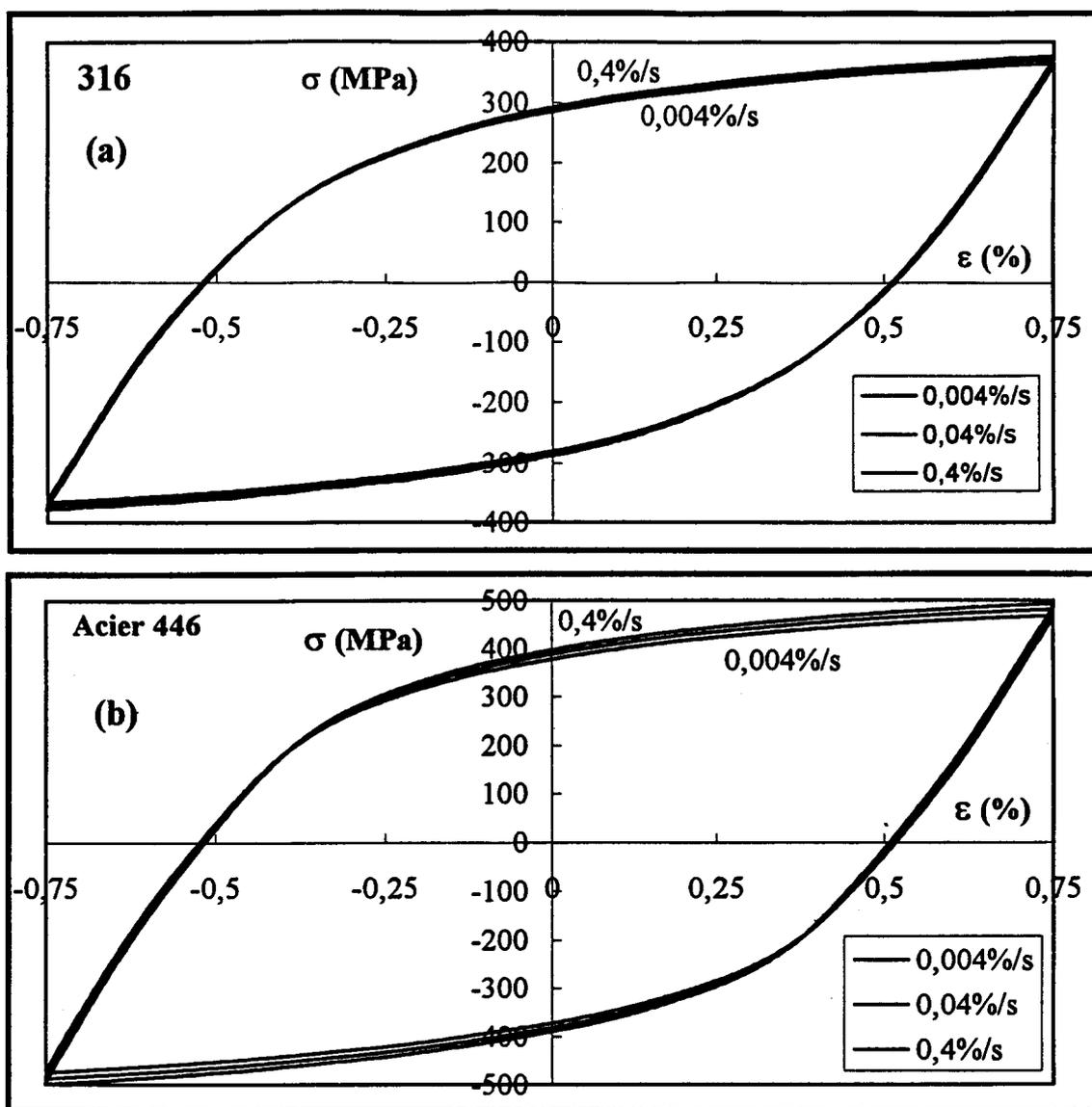


Figure A4-4 : Boucles d'hystérésis lors des essais de variation de vitesses de déformation ( $\epsilon_a = 0,75\%$ ) : a) acier 316, b) acier 446.

