

N° d'ordre : 3023

**ECOLE CENTRALE DE LILLE  
UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE**

## **THESE**

Présentée en vue d'obtenir le grade de

**DOCTEUR EN MECANIQUE**

par

**Véronique AUBIN**

**DOCTORAT DELIVRE CONJOINTEMENT PAR L'ECOLE CENTRALE DE LILLE  
ET L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE**

### **PLASTICITE CYCLIQUE D'UN ACIER INOXYDABLE AUSTENO-FERRITIQUE SOUS CHARGEMENT BIAxiaL NON-PROPORTIONNEL**

Soutenue le 15 novembre 2001 devant le jury composé de :

<i>Président</i>	Géry de Saxcé	Professeur
<i>Rapporteur</i>	Didier Marquis	Professeur
<i>Rapporteur</i>	Philippe Pilvin	Professeur
<i>Examineur</i>	André Pineau	Professeur
<i>Examineur</i>	Sylvain Calloch	Maître de conférences
<i>Directrice de thèse</i>	Suzanne Degallaix	Professeur
<i>Co-directeur de thèse</i>	Philippe Quaegebeur	Maître de conférences

**Laboratoire de Mécanique de Lille  
URA CNRS 1441**

---

## PLASTICITE CYCLIQUE D'UN ACIER INOXYDABLE AUSTENO-FERRITIQUE SOUS CHARGEMENT BIAXIAL NON-PROPORTIONNEL

Fabriqués industriellement depuis seulement une trentaine d'années, les aciers inoxydables austéno-ferritiques, dits duplex, sont encore peu connus. Leur comportement en fatigue plastique a fait l'objet de quelques études portant sur les sollicitations uniaxiales mais d'aucune sur les sollicitations multiaxiales. Or seule une connaissance approfondie des phénomènes influant sur son comportement permet de simuler et de prédire correctement le comportement d'un matériau dans une structure.

Ce travail a pour but l'étude et la modélisation du comportement d'un acier inoxydable duplex sous chargement biaxial cyclique. Une démarche en trois étapes a été adoptée.

Une première campagne d'essais de traction-torsion cycliques sur éprouvettes tubulaires a été menée. Nous avons étudié l'équivalence des directions de chargement, puis nous avons porté notre attention sur l'influence du trajet et de l'histoire du chargement. Les résultats ont montré que l'acier inoxydable duplex présente un sur-écrouissage sous sollicitations non-proportionnelles, et que son comportement dépend des sollicitations effectuées auparavant.

Ensuite, afin d'interpréter les résultats obtenus lors de cette première campagne d'essais, la surface de plasticité a été mesurée plusieurs fois par cycle pendant le même type d'essai cyclique. Un très faible offset de déformation plastique ( $2 \cdot 10^{-5}$ ) a été utilisé afin de ne pas perturber la surface à mesurer. Les évolutions des variables d'écrouissage isotrope et cinématique en ont été déduites.

Enfin, trois modèles phénoménologiques de comportement ont été identifiés sur la base expérimentale. Nous nous sommes attachés à la simulation des niveaux de contrainte stabilisée ainsi qu'à la représentation du comportement de durcissement/adoucissement cyclique. La comparaison des résultats expérimentaux et numériques nous a permis de tester la validité des modèles identifiés.

**Mots clés : acier inoxydable austéno-ferritique, plasticité cyclique, essais multiaxiaux, surface de plasticité, loi de comportement.**

## CYCLIC PLASTICITY OF AN AUSTENITIC-FERRITIC STAINLESS STEEL UNDER BIAXIAL NONPROPORTIONAL LOADING

Austenitic-ferritic stainless steels are supplied since about 30 years only, so they are yet not well-known. Their behaviour in cyclic plasticity was studied under uniaxial loading but not under multiaxial loading, whereas only a thorough knowledge of the phenomena influencing the mechanical behaviour of a material enables to simulate and predict accurately its behaviour in a structure.

This work aims to study and model the behaviour of a duplex stainless steel under cyclic biaxial loading. A three step method was adopted.

A set of tension-torsion tests on tubular specimen was first defined. We studied the equivalence between loading directions, and then the influence of loading path and loading history on the stress response of the material. Results showed that duplex stainless steel shows an extra-hardening under nonproportional loading and that its behaviour depends on previous loading.

Then, in order to analyse the results obtained during this first experimental stage, the yield surface was measured at different times during cyclic loading of the same kind. A very small plastic strain offset ( $2 \cdot 10^{-5}$ ) was used in order not to disturb the yield surface measured. The alteration of isotropic and kinematic hardening variables were deduced from these measures.

Finally, three phenomenological constitutive laws were identified with the experimental set. We focused our interest on the simulation of stabilized stress levels and on the simulation of the cyclic hardening/softening behaviour. The comparison between experimental and numerical results enabled the testing of the relevance of these models.

**Keywords : austenitic-ferritic stainless steel, cyclic plasticity, multiaxial tests, yield surface, constitutive law.**

---

*Table des matières*

---

## **Table des matières**



<b>INTRODUCTION</b>	<b>13</b>
<b>CHAPITRE I</b>	<b>19</b>
<b>I Les aciers inoxydables : propriétés et comportement sous sollicitations cycliques</b>	<b>22</b>
I-1 Caractéristiques des aciers inoxydables austéno-ferritiques	22
I-1.1 Naissance des aciers inoxydables	22
I-1.2 Les aciers inoxydables austéno-ferritiques, dits duplex	23
I-1.3 Propriétés structurales des aciers inoxydables duplex	24
➤ Précipitation et formation de phases intermétalliques	26
➤ Durcissement	28
I-1.4 Résistance à la corrosion des aciers inoxydables duplex	30
I-2 Comportement mécanique en fatigue plastique des aciers inoxydables	31
I-2.1 Comportement sous sollicitations cycliques uniaxiales	32
➤ Effet Bauschinger	32
➤ Durcissement-adoucissement cyclique	33
➤ Durée de vie en fatigue	35
I-2.2 Comportement sous sollicitations cycliques multiaxiales	35
➤ Comparaison du comportement sous différentes directions de sollicitation	36
➤ Equivalence des chargements proportionnels	39
➤ Sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel	40
➤ Influence de la forme du trajet de chargement	41
➤ Durée de vie en fatigue	43
I-2.3 Influence des paramètres d'essai, effet d'histoire	44
➤ Influence de l'amplitude de déformation imposée	44
➤ Influence de la déformation moyenne	47
➤ Mémoire de la forme du trajet de chargement	47
➤ Influence de la vitesse de chargement	49
➤ Influence de la température	50
I-2.4 Evolutions microstructurales en fatigue plastique	51
➤ Evolution de chacune des phases austénitique et ferritique de l'acier duplex sous chargement monotone	52
➤ Microstructure de dislocations sous chargement proportionnel	53
➤ Sensibilité au sur-écrouissage : tentative d'explication	57
I-2.5 Evolution de la surface de plasticité pendant le chargement	60
➤ Définition et méthodologie	60
➤ Evolution de la surface de plasticité sous chargement monotone	62
➤ Evolution de la surface de plasticité sous chargement cyclique	63
➤ Influence des paramètres d'essai sur la forme de la surface seuil	65
I-3 Conclusion	68

<b>CHAPITRE II</b>	<b>71</b>
<b>II Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex</b>	<b>73</b>
II-1 Matériau étudié	73
II-2 Équipement expérimental	76
II-2.1 Essais de traction-compression	76
II-2.2 Essais de traction-compression/torsion	77
II-3 Méthodologie employée	79
II-3.1 Calcul des contraintes et des déformations	79
II-3.2 Définition du chargement	81
II-3.3 Pilotage des essais	84
➤ Choix de la vitesse de pilotage	84
➤ Méthodologie de pilotage	84
➤ Logiciel utilisé	85
II-3.4 Post-traitement des résultats	86
➤ Calcul des caractéristiques élastiques	86
➤ Post-traitement automatique	86
II-3.5 Incertitude sur les mesures	87
II-3.6 Présentation des essais réalisés	87
II-4 Résultats expérimentaux des essais monotones et cycliques	91
II-4.1 Traction monotone	91
➤ Méthodologie	91
➤ Résultats de traction monotone	93
II-4.2 Torsion monotone	94
II-4.3 Ecrouissage cyclique	96
➤ Durcissement/adoucissement cyclique	96
➤ Boucles d'hystérésis	97
➤ Courbe d'écrouissage cyclique	99
➤ Résistance à la fatigue	100
➤ Comparaison avec d'autres résultats de la littérature sur les aciers duplex	100
➤ Evolution du module d'élasticité	100
➤ Dispersion des résultats	101
➤ Equivalence des résultats entre les deux géométries d'éprouvette	102
II-4.4 Hypothèse d'isotropie	103
➤ Comparaison des caractéristiques élastiques	104
➤ Comparaison des comportements cycliques sous chargements proportionnels	106
II-4.5 Sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel	108
II-4.6 Influence de l'histoire du chargement	111

II-4.6.1	Effet d'histoire de l'amplitude de déformation	112
➤	Le durcissement dépend-il des paliers d'amplitude de déformation plus faible effectués auparavant ?	117
➤	Le durcissement dépend-il des paliers d'amplitude de déformation plus importante effectués auparavant ?	118
II-4.6.2	Effet d'histoire de la déformation moyenne	120
II-4.6.3	Effet d'histoire et la forme du trajet de chargement	122
➤	Le durcissement dépend-il des paliers effectués auparavant avec un trajet de chargement moins durcissant ?	125
➤	Le durcissement dépend-il des paliers effectués auparavant avec un trajet de chargement plus durcissant ?	125
➤	Le durcissement est-il modifié par une séquence de trajets de chargement induisant le même écrouissage ?	127
II-4.6.4	Mémoire de la déformation plastique	129
II-5	Conclusion	132
<b>CHAPITRE III</b>		<b>135</b>
III	Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique	137
III-1	Mesure de la surface de plasticité : problème et solutions	137
III-1.1	Méthodologie de détermination de la surface de plasticité	138
➤	Mesure d'une limite d'élasticité	138
➤	Répartition des points de mesure dans le plan	141
➤	Importance de la viscosité, choix de la vitesse de pilotage	143
➤	Précision de la mesure d'une limite d'élasticité	146
III-1.2	Liste des essais effectués	147
III-1.3	Mode de présentation des résultats	148
III-2	Résultats expérimentaux	150
III-2.1	Surface de plasticité initiale	150
III-2.2	Evolution de la surface seuil sous chargement proportionnel	153
➤	Chargement monotone	154
➤	Chargement cyclique de traction-compression	154
➤	Chargement cyclique de torsion	159
➤	Evolution des dimensions de la surface de plasticité	162
III-2.3	Evolution de la surface seuil sous chargement non-proportionnel	165
➤	Présentation des résultats	165
➤	Chargement non-proportionnel : premier cycle du trajet carré	172
➤	Chargement non-proportionnel : sollicitations cycliques	174
➤	Etude dimensionnelle quantitative	174
III-2.4	Effet d'histoire du trajet de chargement	176
III-2.4.1	Influence de l'amplitude	176
III-2.4.2	Influence d'un changement de trajet de chargement	179

III-2.5	Normalité de l'incrément de déformation plastique	182
III-3	Conclusion	184
<b>CHAPITRE IV</b>		<b>187</b>
<b>IV</b>	<b>Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex</b>	<b>189</b>
IV-1	Le cadre thermodynamique général	190
IV-1.1	Principes de la thermodynamique	191
➤	Premier principe	191
➤	Deuxième principe	192
IV-1.2	Formulation générale des lois de comportement	193
➤	Le potentiel thermodynamique et les lois d'état	193
➤	Les lois complémentaires	193
IV-2	Modèle à écrouissage cinématique et isotrope non-linéaire (CINL)	194
IV-2.1	Présentation du modèle CINL	195
IV-2.2	Identification du modèle CINL	202
➤	Prise en compte des mesures expérimentales	202
➤	Base d'identification	203
➤	Objectifs de l'identification	204
➤	Confrontation modèle – base expérimentale	210
IV-3	Modèle de Benallal et Marquis modifié par Calloch (NPLMT)	216
IV-3.1	Présentation du modèle NPLMT	216
IV-3.2	Identification du modèle NPLMT	219
➤	Base d'identification	220
➤	Résultats de l'identification du modèle NPLMT	221
IV-3.3	Prise en compte du précrouissage	225
IV-4	Modèle de Tanaka (TANAKA)	227
IV-4.1	Présentation du modèle TANAKA	227
IV-4.2	Identification du modèle TANAKA	231
➤	Base d'identification	231
➤	Résultats de l'identification du modèle TANAKA	231
IV-5	Modèle de Benallal et Marquis modifié par Abdul-Latif et Saanouni (NPUTC)	236
IV-5.1	Présentation du modèle NPUTC	236
IV-5.2	Identification du modèle NPUTC	238
➤	Base d'identification	239
➤	Résultats de l'identification du modèle NPUTC	239
IV-6	Discussion : intérêt de la prise en compte de la distorsion de la surface seuil	244
IV-7	Conclusion	245

<b>CONCLUSION ET PERSPECTIVES</b>	<b>249</b>
<b>BIBLIOGRAPHIE</b>	<b>255</b>
<b>ANNEXES</b>	<b>275</b>
Annexe A : Dimensionnement de l'ensemble mors-éprouvette de traction-torsion	277
Annexe B : Quantification de l'erreur expérimentale	291
Annexe C : Résultats des essais plasticité cyclique	309
Annexe D : Cahier des charges de la machine de traction-torsion	355
Annexe E : Notice d'utilisation des machines hydrauliques	365
Annexe F : Architecture des programmes de pilotage et de post-traitement	403



# Introduction



## Introduction

La maîtrise du comportement des structures et des assemblages est une nécessité croissante pour nombre de secteurs : nucléaire, aéronautique, ferroviaire, marine, plate-forme pétrolière, etc. Seule une connaissance approfondie des phénomènes intervenant dans le matériau utilisé et des facteurs influençant son comportement permet de choisir la modélisation adaptée aux conditions d'utilisation. Quelques matériaux ont été largement étudiés mais le besoin de modélisation demeure pour des matériaux plus récents ou "exotiques".

L'acier inoxydable austéno-ferritique est un acier industrialisé de manière significative depuis une trentaine d'années. Il combine de bonnes propriétés mécaniques et une grande résistance à la corrosion. Son comportement mécanique en fatigue oligocyclique est encore mal connu. Des données existent, en particulier, sur son comportement en fatigue uniaxiale [Magnin 1988], [Mateo 1996], [Kruml 1997], [Moussavi 1997], et sur sa sensibilité à la fragilisation à chaud [I.e Roux 1999], [Calonne 2001]. L'acier duplex forgé est biphasé, constitué d'environ 50 % d'austénite et 50 % de ferrite. Or plusieurs études ont montré la grande sensibilité du comportement plastique cyclique de l'austénite au trajet de chargement et à l'histoire de celui-ci. L'acier inoxydable austénitique, comme d'autres alliages tel le waspaloy, montre un fort sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel. En revanche, les aciers inoxydables ferritiques sont très peu sensibles au trajet et à l'histoire du chargement.

L'objectif est ici d'étudier le comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique afin d'être capable de prédire le comportement d'une structure. L'étude comporte trois étapes : l'observation et la description du comportement cyclique, la compréhension des phénomènes mis en jeu, et la simulation numérique de ces phénomènes. Nous mettrons tout particulièrement l'accent sur l'étude de l'influence du trajet et de l'histoire du chargement.

La compréhension des phénomènes mis en jeu lors de la plasticité cyclique nécessite des études supplémentaires, autres que les essais de fatigue macroscopiques. Deux axes sont

possibles : l'étude de l'évolution des propriétés microstructurales du matériau (microdureté, systèmes de glissement, structures de dislocation, etc.) ou l'étude des grandeurs thermodynamiques et de leurs évolutions (variables d'écrouissage, quantité de chaleur, etc.) Nous avons choisi de nous intéresser à l'aspect thermodynamique du problème, en recherchant l'évolution des variables d'écrouissage lors des sollicitations cycliques. Nous avons pour cela mesuré la surface de plasticité à différents instants au cours de sollicitations cycliques.

Dans le domaine de la plasticité cyclique, de nombreux modèles ont été développés au cours des vingt dernières années. Ces modèles comportent souvent plus d'une vingtaine de paramètres. La question du choix de lois adaptées au problème posé et de la méthode de leur identification se pose alors de façon aiguë. Face à cette difficulté, nous confronterons les variables caractéristiques de certains modèles phénoménologiques de comportement aux observations expérimentales.

Afin que les propriétés dégagées et les modèles identifiés conservent un caractère prédictif, nous avons borné le champ d'observation. En effet, même si, localement, la déformation peut être plus élevée, les structures sont rarement sollicitées à des amplitudes de déformation supérieures à 0,3 %. Il est donc inutile d'étudier le comportement cyclique à des amplitudes beaucoup plus importantes et d'appliquer à une structure des modèles de comportement identifiés à de grandes amplitudes de déformation.

Ce mémoire se compose de quatre chapitres.

Le premier chapitre consiste en une synthèse des données existantes sur les caractéristiques et les propriétés des aciers inoxydables austéno-ferritiques, en fatigue essentiellement. A partir des données sur la composition, nous nous intéressons à la microstructure du matériau et à sa résistance à la corrosion. Nous établissons ensuite un état des lieux des connaissances sur le comportement de ce type d'acier sous sollicitations cycliques. Peu de données sont disponibles sur le comportement en fatigue uniaxiale et, à notre connaissance, aucune sur le comportement en fatigue multiaxiale. Nous complétons alors ces données par des informations relatives à d'autres matériaux, notamment l'austénite, un des composants du duplex. Ces informations complémentaires nous permettent de dégager l'influence des paramètres d'essai sur le comportement.

Le second chapitre présente l'étude expérimentale du comportement en fatigue plastique d'un acier inoxydable austéno-ferritique forgé. Les résultats de ces essais doivent nous permettre de caractériser le comportement de l'acier duplex sous sollicitations de traction-torsion, et notamment sa sensibilité à l'histoire du chargement.

Le troisième chapitre détaille les mesures de surfaces de plasticité effectuées au cours d'essais cycliques et leur description. Nous présentons d'abord la méthodologie de mesure utilisée, puis les différentes surfaces de plasticité obtenues au cours d'essais cycliques proportionnels et non-proportionnels.

Le quatrième chapitre est consacré à la modélisation du comportement cyclique de l'acier duplex considéré. Nous présentons plusieurs modèles phénoménologiques et discutons de leurs capacités à représenter en particulier le sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel et sa dépendance vis-à-vis de l'amplitude du chargement.

Pour cette étude, nous avons mis en place des moyens expérimentaux conséquents inexistants auparavant au laboratoire. Notre travail est donc allé de l'établissement du cahier des charges de la machine à l'écriture des programmes de pilotage et d'acquisition, en passant par la conception d'un système original d'amarrage de l'éprouvette. Le cahier des charges se trouve en annexe D. Le dimensionnement du système d'amarrage de l'éprouvette est détaillé en annexe A. Une notice d'utilisation pour des machines d'essai hydrauliques INSTRON et les programmes de pilotage et de dépouillement d'essais est fournie en annexe E.

Une partie de l'étude expérimentale se trouve également en annexe. Une étude de l'erreur expérimentale commise lors des essais cycliques est effectuée en annexe B. L'ensemble des résultats expérimentaux de plasticité cyclique est donnée en annexe C.



# **Les aciers inoxydables : propriétés et comportement sous sollicitations cycliques**

I-1	Caractéristiques des aciers inoxydables austéno-ferritiques	22
I-1.1	Naissance des aciers inoxydables	22
I-1.2	Les aciers inoxydables austéno-ferritiques, dits duplex	23
I-1.3	Propriétés structurales des aciers inoxydables duplex	24
I-1.4	Résistance à la corrosion des aciers inoxydables duplex	30
I-2	Comportement mécanique en fatigue plastique des aciers inoxydables	31
I-2.1	Comportement sous sollicitations cycliques uniaxiales	32
I-2.2	Comportement sous sollicitations cycliques multiaxiales	35
I-2.3	Influence des paramètres d'essai, effet d'histoire	44
I-2.4	Evolutions microstructurales en fatigue plastique	51
I-2.5	Evolution de la surface de plasticité pendant le chargement	60
I-3	Conclusion	68



## **I Les aciers inoxydables : propriétés et comportement sous sollicitations cycliques**

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques sont des aciers récents puisqu'ils ne sont commercialisés en masse que depuis les années 1970. A ce titre, leur comportement en fatigue plastique est encore mal connu. Peu de travaux existent sur leur comportement en fatigue uniaxiale et aucun, à notre connaissance, en fatigue multiaxiale.

Nous nous sommes en premier lieu intéressés aux caractéristiques structurales des aciers inoxydables duplex (§ I-1). La microstructure du matériau conditionne en effet les propriétés mécaniques macroscopiques. Puisque l'intérêt majeur de l'emploi des aciers inoxydables réside dans leur résistance à la corrosion conjuguée à une bonne résistance mécanique, il nous a semblé naturel de rappeler également des mécanismes qui gouvernent la résistance à la corrosion dans les aciers inox.

Nous présentons en second lieu l'état des connaissances sur le comportement en fatigue plastique des aciers inox (§ I-2). La première partie concerne le comportement sous sollicitations cycliques uniaxiales (§ I-2.1), tandis que la deuxième partie est relative au comportement en fatigue multiaxiale (§ I-2.2). Relativement peu de données existent sur le comportement des aciers austéno-ferritiques, en particulier sous chargement multiaxial. Nous avons donc complété les quelques données existantes par des informations relatives à d'autres matériaux, notamment les aciers inoxydables austénitiques pour lesquels de nombreuses études ont été conduites. Nous faisons alors le point sur l'influence des paramètres d'essai sur le comportement en fatigue plastique (§ I-2.3). Enfin, le comportement macroscopique observé en plasticité cyclique peut être interprété avec deux approches différentes mais néanmoins complémentaires : une approche "physique", par l'évolution des structures de dislocations, et une approche "mécanique", par l'évolution du domaine d'élasticité. Les évolutions microstructurales (microdureté et structures de dislocations) des aciers inoxydables austénitiques et duplex au cours de chargements cycliques sont présentées (§ I-2.4). Une synthèse des connaissances sur les surfaces de plasticité et leur évolution en fonction des sollicitations est effectué (§ I-2.5).

## **I-1 Caractéristiques des aciers inoxydables austéno-ferritiques**

La connaissance de la composition et du mode d'élaboration des aciers permet d'expliquer ses propriétés mécaniques ou de résistance à la corrosion. Les propriétés mécaniques dépendent notamment de la structure métallurgique, de la présence ou non de précipités et de la capacité de durcissement de l'acier.

### **I-1.1 Naissance des aciers inoxydables**

Les aciers ont en général une mauvaise résistance à la corrosion. De nombreuses tentatives ont été faites pour les protéger. Elles sont de deux types : ajout d'éléments à l'acier lors de la fusion ou dépôt d'une couche protectrice sur le produit fini. Les aciers inoxydables sont nés au début du 20<sup>e</sup> siècle. Leur résistance à la corrosion est due à une teneur en chrome d'au moins 12%. Ces aciers permettent de répondre aux problèmes de corrosion sévère (industrie chimique, eau de mer...) ainsi qu'à la corrosion douce lorsque toute contamination est interdite (industrie agroalimentaire, pharmacie, industrie nucléaire...). Ils permettent aussi de résoudre les problèmes d'aspect de surface en milieu atmosphérique (bâtiment, mobilier...).

A la fin du 19<sup>e</sup> siècle Brustlein et Boussingault ont, chacun de leur côté, mis en évidence le rôle du chrome sur la résistance à l'oxydation des alliages ferreux [Colombié 1991]. Au tout début du 20<sup>e</sup> siècle, Goldschmidt développe les premières nuances d'aciers inoxydables à bas carbone [Castro 1990]. Les grandes familles d'aciers inoxydables se développent progressivement. Dès 1909, les principales nuances de base d'aciers martensitiques, ferritiques et austénitiques connues actuellement sont élaborées. Il faudra attendre 1931 pour voir apparaître les premières nuances d'aciers austéno-ferritiques. Au contraire des aciers martensitiques qui sont formés par trempe de la phase austénitique, pour les nuances ferritiques, austénitiques et austéno-ferritiques, les transformations de phase ne touchent qu'une partie mineure du matériau. La phase principale reste principale. Leurs propriétés ne peuvent être améliorées par une trempe.

### I-1.2 Les aciers inoxydables austéno-ferritiques, dits duplex

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques ont été découverts par hasard, à cause d'une erreur dans la teneur en chrome d'un acier normalement austénitique. Ils ont une structure biphasée, formée d'austénite ( $\gamma$ ) et de ferrite ( $\alpha$ ). Lors de la solidification, il semble que la phase ferritique apparaît d'abord et que la phase austénitique germe ensuite dans la phase  $\alpha$ . Une bibliographie détaillée peut être trouvée chez [Calonne 2001]. La structure finale se compose donc d'îlots d'austénite dans une matrice ferritique. Chacune des phases est polycristalline. Les fractions volumiques de ces deux phases dépendent non seulement de la composition chimique de l'acier considéré, mais aussi de ses conditions d'hypertrempe. Les aciers duplex subissent habituellement un traitement d'hypertrempe consistant en un maintien d'environ une heure à une température comprise entre 1000 et 1150°C suivi d'un refroidissement à l'eau. Plus la température du traitement thermique est élevée, plus la teneur en ferrite est importante [Desestret 1990]. Pour la résistance à la corrosion comme pour les propriétés mécaniques et la forgeabilité, la proportion optimale de ferrite se situe autour de 50% [Desestret 1990].

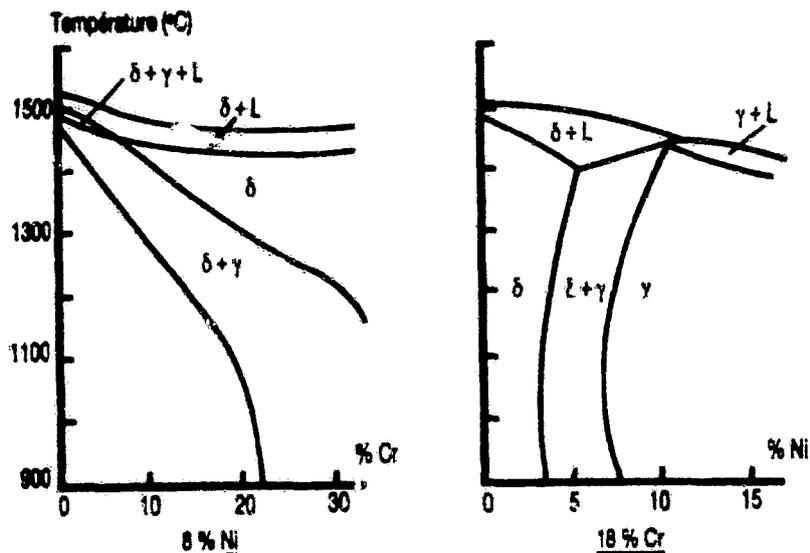
Les deux éléments d'addition principaux sont le chrome et le nickel. Le nickel étant un élément coûteux et géopolitiquement sensible, il a progressivement été remplacé par l'azote depuis une trentaine d'années. En effet, des progrès au niveau des procédés d'élaboration ont permis d'augmenter la solubilité de l'azote dans l'acier liquide sous pression partielle d'azote atteignant 50 bars [Lacombe 1990]. La stabilité structurale et la résistance à la corrosion s'en sont trouvées accrues [Desestret 1990]. Les utilisations des aciers inoxydables duplex se sont alors multipliées.

Les propriétés des aciers duplex sont dues, pour la plupart, à la structure biphasée de l'alliage. Ils combinent favorablement les propriétés mécaniques et de corrosion des aciers austénitiques et ferritiques. Ceci se traduit par une limite d'élasticité élevée (entre 200 et 600 MPa) alliée à une ductilité satisfaisante (25 à 15%) [Desestret 1990]. La résistance à la rupture peut atteindre 850 MPa, pour des aciers duplex contenant 80% de ferrite [Desestret 1990]. Contrairement aux aciers ferritiques, ils n'ont pas de transition brutale ductile-fragile, ils peuvent donc être utilisés sans précautions particulières jusqu'à -50°C [Bavay 1990]. Les aciers duplex ont une grande résistance à la corrosion, en particulier en milieu agressif (acide, chloré ou marin). Ils possèdent, de plus, une excellente coulabilité, c'est pourquoi ils

constituent la majorité de la production de pièces moulées en acier inoxydable. La production de tôles fortes ou minces, de produits longs ou de tubes est moins développée en raison des précautions particulières à mettre en œuvre, car la teneur en ferrite et la taille de grain visées dépendent étroitement des conditions de refroidissement.

### I-1.3 Propriétés structurales des aciers inoxydables duplex

La structure à haute température de l'alliage dépend essentiellement des proportions relatives du chrome, qui stabilise la ferrite, et du nickel, qui favorise l'apparition d'austénite, (Figure I-1). L'addition de chrome dans un acier austénitique à 8% de nickel augmente la teneur en ferrite. A l'opposé, une addition de nickel dans un acier ferritique à 18% de chrome augmente progressivement la teneur en austénite.



*Figure I-1 : Coupes à concentration définie du diagramme d'équilibre à haute température des alliages ternaires Fe-Cr-Ni : mise en évidence des caractères alphas du chrome et gammagène du nickel [Bavay 1990]*

L'influence combinée des concentrations en chrome et nickel est aussi mise en évidence sur une section isotherme du diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni (Figure I-2, section à 1000°C). L'augmentation de la teneur en chrome à partir d'un point A de structure purement austénitique fait apparaître une structure biphasée austéno-ferritique au point a. Une

nouvelle augmentation de la teneur en nickel permet de retrouver la structure austénitique au point b.

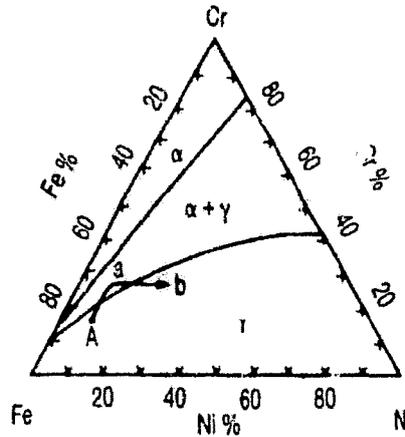


Figure I-2 : Section à 1000°C du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni [Desestret 1990]

Les éléments d'addition sont classés en deux catégories : d'une part, les éléments  $\gamma$ -gènes tels le nickel, d'autre part les éléments  $\alpha$ -gènes tels le chrome. A chaque élément est attribué un coefficient qui représente son pouvoir  $\gamma$ -gène ou  $\alpha$ -gène basé sur une équivalence avec le chrome ou le nickel, de sorte qu'on peut parler de  $Cr_{eq}$  et de  $Ni_{eq}$ . Les coefficients dépendent au second ordre de la composition globale de l'alliage ainsi que du mode d'élaboration (structure moulée ou corroyée) et de sa température d'hypertrempe. Les équivalents chrome et nickel qui suivent ont été proposés par Lacombe [Lacombe 1990] pour des aciers inoxydables corroyés.

$$[Cr_{eq}] = [Cr] + [Mo] + 10 [Ti] + 1,5 [Si] + [Ni]$$

$$[Ni_{eq}] = [Ni] + 30 [C] + 30 [N] + 0,5 [Mn]$$

Les influences relatives des éléments d'additions sont très variables. On peut remarquer que l'azote est fortement gammagène. On retrouve le fait que le nickel, élément coûteux, peut être avantageusement remplacé par l'azote tout en conservant les mêmes proportions austénite-ferrite.

Schaeffler, puis Delong et Espy, ont exploité les concepts de nickel équivalent et chrome équivalent afin de prédire la structure d'un alliage après soudage selon sa composition chimique (Figure I-3). Ces diagrammes ont ensuite été déclinés pour chaque mode

d'obtention : métal moulé, forgé, laminé, déposé par soudure... et affiné en fonction des plages de composition en molybdène, titane, azote, carbone, etc.

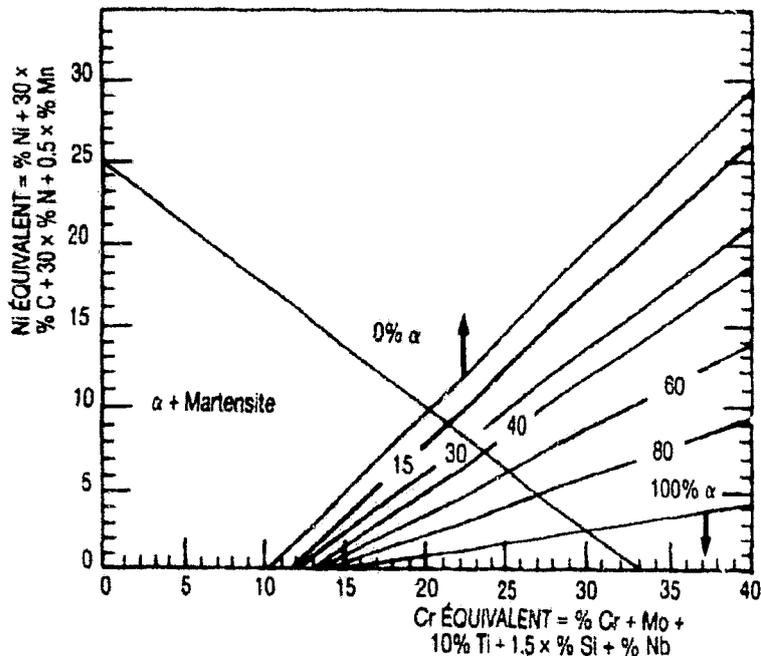


Figure I-3 : Diagramme de Schaeffler pour des aciers inoxydables corroyés, modifié pour tenir compte de l'influence de l'azote cité par [Lacombe 1990]

Les éléments d'addition ne se répartissent pas de façon homogène dans les deux phases [Desestret 1990]. Les éléments  $\alpha$ -gènes se retrouvent préférentiellement dans la phase ferritique tandis que les éléments  $\gamma$ -gènes sont préférentiellement dans l'austénite. Le rapport  $X_{\alpha}/X_{\gamma}$  entre les concentrations dans les deux phases d'un élément donné varie entre 0,1 et 1,7 [Desestret 1990], [Moussavi 1997].

### ➤ Précipitation et formation de phases intermétalliques

Lors du refroidissement, les caractéristiques de solubilité des différents éléments dans l'alliage sont modifiées (Figure I-4). Entre 700°C et 900°C, le carbone forme un précipité avec le chrome, il s'agit d'un carbure de formule général  $M_{23}C_6$  où M représente des atomes métalliques, en particulier chrome et fer. Ce carbure se forme préférentiellement aux joints de grains. La résistance à la corrosion de l'alliage diminue alors, car le chrome n'est plus libre dans la matrice pour assurer son rôle protecteur. Deux solutions sont possibles : blocage du

carbone en solution sous forme de carbures fins de titane ou de niobium dans la matrice, ou limitation de la teneur en carbone au-dessous de 0,03% pds.

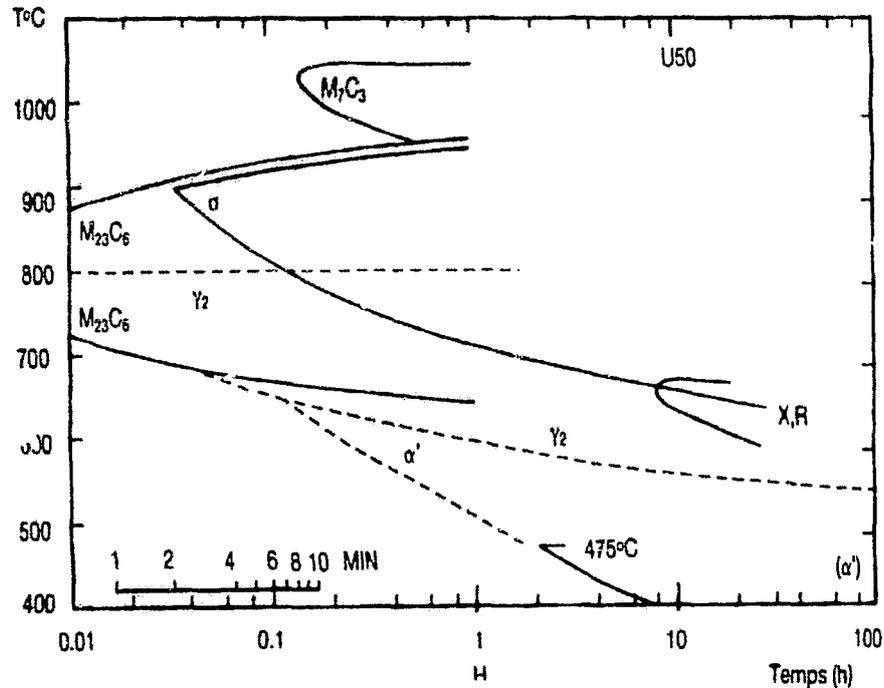


Figure I-4 : Courbe Temps-Température-Transformation d'un acier duplex X2 CrNiCu 22-7 [Desestret 1990]

Entre 600°C et 1000°C, selon la composition de l'alliage, peuvent apparaître des composés intermétalliques dans la ferrite. La phase  $\sigma$ , composée de fer et de chrome, apparaît très rapidement et provoque une chute dramatique de la résilience à température ambiante [Desestret 1990]. L'addition d'azote permet de retarder la formation de la phase  $\sigma$ .

A température inférieure à 600°C, les aciers austéno-ferritiques peuvent présenter une fragilisation de la ferrite par transformation localisée de la ferrite  $\alpha$  en phase  $\alpha'$ . La phase  $\alpha'$  est très riche en chrome, jusqu'à 80%, et possède une structure cubique centrée cohérente avec la structure de la ferrite  $\alpha$ . Elle se forme par décomposition spinodale ou par germination et croissance, selon la teneur en chrome et la température. Une étude de la fragilisation des aciers duplex par formation de la phase  $\alpha'$  peut être trouvée chez [Le Roux 1999] et [Calonne 2001].

D'autres précipités, à base de carbone, d'azote ou de chrome principalement, et d'autres phases intermétalliques, telles  $\gamma_2$ ,  $\chi$  ou R peuvent se former par maintien en température

(Figure I-4). Ces composés apparaissent moins vite que les premiers cités, nous ne les étudierons donc pas plus en détail. Des informations supplémentaires peuvent être obtenues dans [Desestret 1990].

Seule une hypertrempe à partir de 1050°C-1150°C permet de s'affranchir de la précipitation dans les aciers duplex en "gelant" la solution solide.

### Durcissement

Le durcissement d'un acier inoxydable initialement vierge peut être provoqué par trois phénomènes principaux :

- diminution de la taille de grain
- durcissement par solution solide
- durcissement par précipitation

La taille des grains d'un acier austéno-ferritique est d'environ 5 à 10  $\mu\text{m}$ , elle est plus petite que celle des grains d'aciers austénitiques ou ferritiques qui mesurent généralement de 50 à 100  $\mu\text{m}$ . La loi de Hall-Petch prévoit alors une dureté plus grande pour l'acier duplex que pour les deux autres. Dans cet acier, il existe de plus des joints de phase qui jouent un rôle durcissant considérable. La taille de grain est contrôlée par la température d'hypertrempe et la vitesse de refroidissement. Les grains de ferrite grossissent par maintien à une température supérieure à 600°C alors que cela ne se produit, pour les grains d'austénite, que pour une température supérieure à 900°C [Pickering 1978].

Les atomes en solution interstitielle, carbone et azote, créent une dilatation du réseau cristallin qui provoque un durcissement du matériau par l'ancrage que les atomes procurent aux dislocations coin [Friedel 1964], [Cottrel 1953]. L'augmentation du durcissement créé par les atomes en solution substitutionnelle est moindre, car ceux-ci ne provoquent qu'une faible distorsion du réseau. L'influence des différents atomes en solution est mise en évidence Figure I-5 pour l'austénite et Figure I-6 pour la ferrite.

Les précipités cisillables ou non, gênent le mouvement des dislocations, car celles-ci doivent les traverser ou les contourner. Les précipités de faible taille, à leur formation, sont

## I. Les aciers inoxydables, propriétés et comportement sous sollicitations cycliques

souvent cohérents avec la matrice et donc cisailables, alors que les précipités de taille importante peuvent perdre la cohérence avec la matrice [Hull 1965]. Les précipités non-cisailables favorisent la multiplication des dislocations [Friedel 1964], [Cottrel 1953]. Leur présence provoque donc un durcissement du matériau. Lorsque les précipités sont nombreux ou de taille importante, la ductilité et la résilience du matériau chutent fortement.

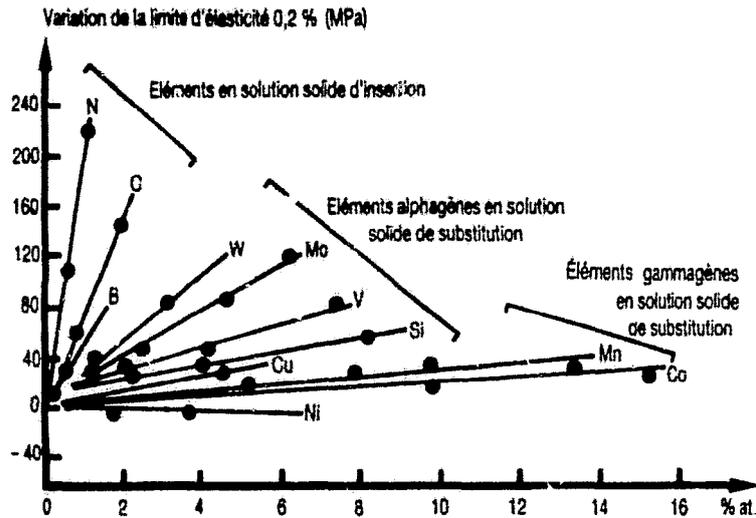


Figure I-5 : Effet de durcissement par solution solide dans l'austénite [Pickering 1978]

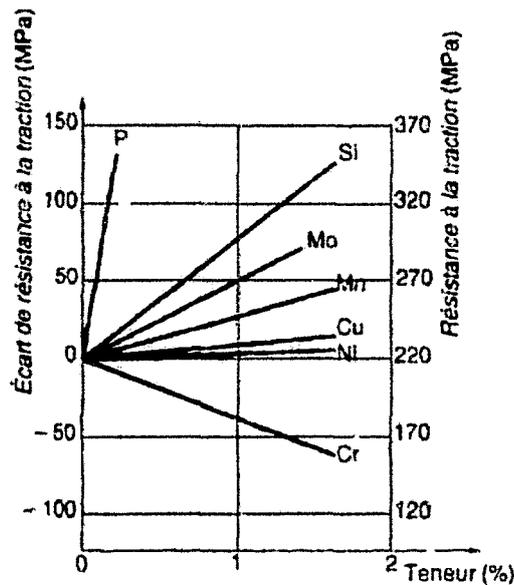
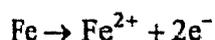


Figure I-6 : Effet de durcissement par solution solide dans la ferrite [Pickering 1978]

### **I-1.4 Résistance à la corrosion des aciers inoxydables duplex**

En milieu aqueux, le fer a tendance à évoluer vers sa forme oxydée. Cette réaction s'écrit :



La réaction passe par des étapes intermédiaires où intervient la formation de l'oxyde  $\text{Fe}(\text{OH})^{\dagger}$ . Sous certaines conditions, le fer ne s'oxyde pas pour donner l'ion soluble  $\text{Fe}^{2+}$  mais réagit en formant les hydroxydes stables  $\text{Fe}(\text{OH})_2$  ou  $\text{Fe}(\text{OH})_3$ . Cette réaction est facilitée par la présence de chrome, élément très oxydable [Baroux 1990a]. Une couche d'oxydes de fer et de chrome se forme alors à la surface. Pour les aciers inoxydables, ce film est de très faible épaisseur (quelques nanomètres) et de très faible perméabilité ionique. L'oxydation du métal sous-jacent s'en trouve alors très ralentie.

Les réactions chimiques et la composition du film passif seront modifiées par la nature du milieu aqueux dans lequel le métal est plongé. Un milieu acide aura tendance à déstabiliser le film passif, car la concentration en protons de la solution intervient dans l'état d'équilibre de la solution. D'autre part la présence d'ions chlorure favorise les réactions de destruction du film passif.

Lorsque tous les points de la surface sont attaqués sensiblement à la même vitesse par le milieu corrosif, on parle de corrosion généralisée ou uniforme. Ces problèmes de corrosion généralisée peuvent être résolus par l'utilisation d'un acier de composition adéquate, la teneur en chrome intervenant alors de façon essentielle.

La corrosion localisée apparaît lorsque le film de passivation est rompu sur une zone restreinte de la pièce. Cette corrosion est provoquée par la présence locale d'un milieu acide agressif [Baroux 1990b]. L'acidité locale peut provoquer une acidification plus importante, le mécanisme s'auto-entretient. Les principaux sites d'amorçage de la corrosion localisée sont les sulfures, en particulier le  $\text{MnS}$ , ainsi que les oxydes. La dissolution des sulfures provoque une forte acidification locale, tandis que les oxydes provoquent des décohésions à l'interface avec la matrice, à cause de leurs différences de comportement mécanique. Ces microcavités sont des germes de corrosion par piqûres extrêmement efficaces.

Dans le cas des aciers duplex, les deux phases austénitique et ferritique peuvent avoir des comportements différents, et en particulier des épaisseurs de couche de passivation différentes [Desestret 1990]. Dans des milieux très agressifs, il peut également se produire une dissolution préférentielle de l'une des phases, mais cette corrosion sélective n'est pas observée si le choix de l'acier duplex a été fait en fonction de l'application spécifique. Un effet de protection galvanique entre les deux phases est observé [Bernhardsson 1991].

La teneur en chrome des aciers duplex est plus importante que celle de la plupart des autres aciers inoxydables, ce qui explique leur grande résistance à la corrosion généralisée [Desestret 1990]. Les carbures  $M_{23}C_6$  précipitent souvent de manière discontinue dans les aciers duplex. De plus, la diffusion du chrome dans la ferrite est rapide, la déchromisation aux joints de grains reste donc faible. Ces deux caractéristiques induisent un excellent comportement à la corrosion intergranulaire. La résistance à la corrosion localisée par piqûres ou crevasses des aciers duplex dépend principalement de leur propreté inclusionnaire, en sulfures en particulier.

## **I-2 Comportement mécanique en fatigue plastique des aciers inoxydables**

Dans cette partie, nous rassemblons et discutons les données de la littérature concernant la fatigue plastique, ou oligocyclique, des aciers inoxydables austéno-ferritiques. Nous nous intéressons en particulier à l'étude de l'influence de l'histoire des sollicitations sur le comportement mécanique.

Les études concernant le comportement en fatigue oligocyclique des aciers inoxydables duplex sont encore peu nombreuses, alors que de nombreux auteurs se sont intéressés au comportement des aciers inoxydables austénitiques sous sollicitations cycliques, notamment sous sollicitations cycliques multiaxiales. Cet intérêt est dû au fait que les aciers inoxydables AISI 316 (X2 CrNiMo 17-12) et AISI 304 (X2 CrNi 17-12) sont utilisés dans des éléments de sécurité des centrales nucléaires. Nous ferons donc état ici des travaux sur le comportement de ces deux nuances d'aciers. D'autres matériaux (alliages d'aluminium,

waspaloy...) seront également cités, comme comparaison ou pour illustrer une problématique sur laquelle existent peu d'essais sur des aciers austénitiques.

Le pilotage des essais de fatigue oligocyclique peut être réalisé de trois manières différentes : à déformation totale imposée, à déformation plastique imposée ou à contrainte imposée. Le premier mode est le plus usuellement rencontré dans la littérature. Le contrôle de la déformation plastique nécessite une boucle d'asservissement programmée par logiciel, il est donc plus délicat à mettre en œuvre. Ceci explique qu'un certain nombre d'auteurs ont choisi d'asservir la machine d'essai à la déformation mesurée, tout en contrôlant l'amplitude de déformation plastique [Polák 1983]. Le surbouclage numérique est alors effectué à la fin de chaque cycle pour déterminer l'amplitude du cycle suivant. Le troisième mode de pilotage, à savoir le contrôle de l'essai en contrainte, conduit à l'observation du phénomène de déformation progressive ou rochet.

Nous nous intéresserons ici au premier et au deuxième modes de pilotage. Une bibliographie sur l'étude de la déformation progressive peut être trouvée chez [Delobelle 1993] et [Portier 1999].

### **I-2.1 Comportement sous sollicitations cycliques uniaxiales**

Dans tout ce paragraphe, l'étude portera sur le comportement d'aciers inoxydables austénitiques ou austéno-ferritiques sous sollicitations cycliques de traction-compression à déformation imposée et à température ambiante. Nous avons restreint notre étude aux résultats obtenus à vitesse de déformation constante et à déformation moyenne nulle.

#### **➤ Effet Bauschinger**

La première manifestation des aspects cycliques du comportement est l'effet Bauschinger. On peut l'observer Figure I-7 sur le premier cycle de traction-compression sur un acier inoxydable austénitique. Il correspond notamment à une diminution de la limite d'élasticité en compression après un chargement en traction et vice-versa [Choteau 1999].

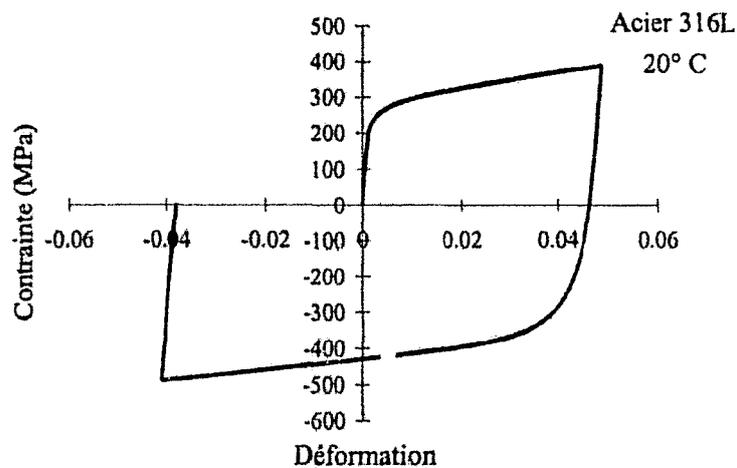


Figure I-7 : Premier cycle de traction-compression, visualisation de l'effet Bauschinger [Choteau, 1999]

#### ➤ Durcissement-adoucissement cyclique

L'étude du comportement sous sollicitations cycliques induit l'examen de l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours des cycles en fonction de l'amplitude de déformation imposée. Il est souvent possible de distinguer deux stades de consolidation cyclique : un stade d'évolution rapide de l'amplitude de contrainte, et un stade de saturation pendant lequel l'amplitude de contrainte reste constante ou quasi-constante. Au cours de la consolidation, on parlera de durcissement si l'amplitude de contrainte augmente au cours des cycles, et d'adoucissement si elle diminue. Le cycle stabilisé peut être élastique, on parle alors d'adaptation, ou plastique, on parle d'accommodation.

Sur les aciers inoxydables austénitiques et austéno-ferritiques, on observe un durcissement pendant les premiers cycles, d'autant plus important que l'amplitude de déformation imposée est grande, suivi par une quasi-stabilisation de la contrainte à moyenne amplitude de déformation (inférieure à 0,8 %) [Zong 1990], [Mateo 1996], [Moussavi 1997]. A haute amplitude de déformation (1,3 %), la phase d'accommodation est suivie d'une phase de quasi-stabilisation, caractérisée par un léger durcissement pour l'acier austénitique (Figure I-8) et par un léger adoucissement pour l'acier duplex (Figure I-9). L'essai se termine par la chute de l'amplitude de contrainte à cause de l'apparition d'une fissure. La propagation de cette fissure conduit à la rupture de l'éprouvette.

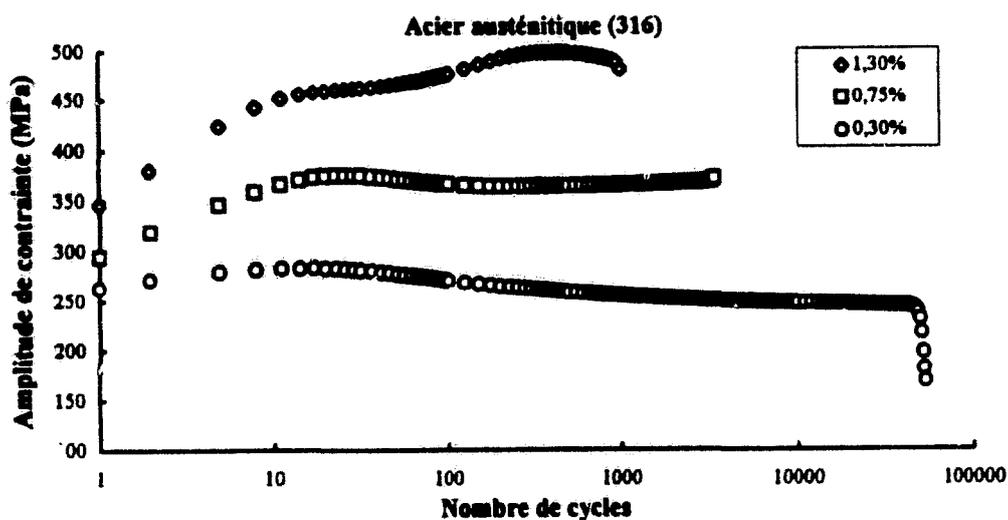


Figure I-8 : Courbes de durcissement/adoucissement cyclique d'un acier inoxydable austénitique 316 à 20°C [Moussavi 1997]

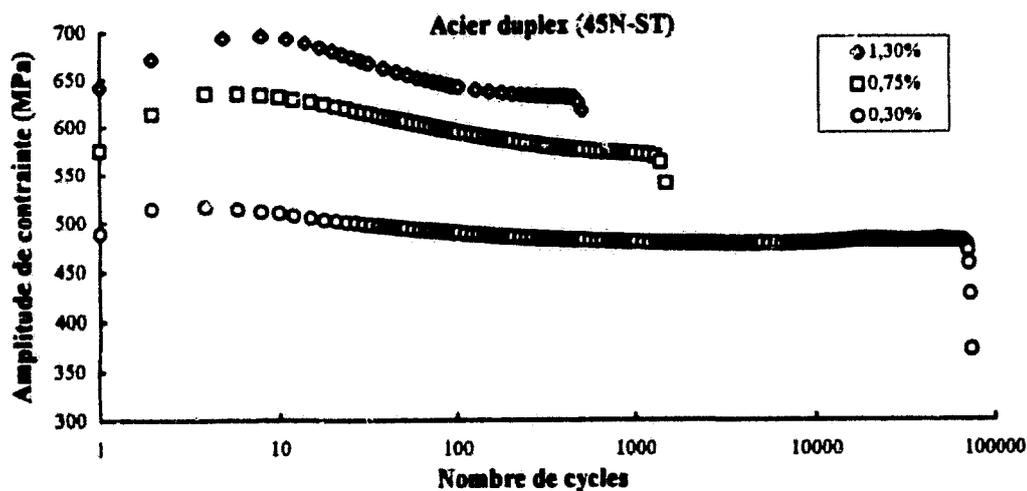


Figure I-9 : Courbes de durcissement/adoucissement cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique (50%  $\alpha$ -50%  $\gamma$ ) à 20°C [Moussavi 1997]

L'ensemble des résultats de fatigue oligocyclique permet de construire la courbe d'érouissage cyclique qui donne l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé en fonction de l'amplitude de déformation imposée ou de l'amplitude de déformation plastique sur le cycle stabilisé. Lorsque cette courbe se trouve au-dessus de la courbe d'érouissage monotone, on parle de durcissement cyclique, si elle est en-dessous, on parle d'adoucissement cyclique.

➤ Durée de vie en fatigue

Les résultats concernant la durée de vie en fatigue d'un matériau donné peuvent être rassemblés sur une courbe, la courbe de résistance à la fatigue, dite de Manson-Coffin (Figure I-10). Celle-ci relie l'amplitude de déformation plastique stabilisée au nombre de cycles à rupture. L'acier duplex a une durée de vie en fatigue plastique intermédiaire entre celles des aciers inoxydables austénitiques et ferritiques de compositions voisines (Figure I-10) [Magnin 1988], [Moussavi 1997]. Il faut toutefois préciser que la durée de vie en fatigue dépend de la composition du matériau et des conditions d'essai (température, milieu ambiant, vitesse de déformation . . .). L'azote est un élément améliorant notablement la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques [Degallaix 1986] et austéno-ferritiques [Seddouki 1994].

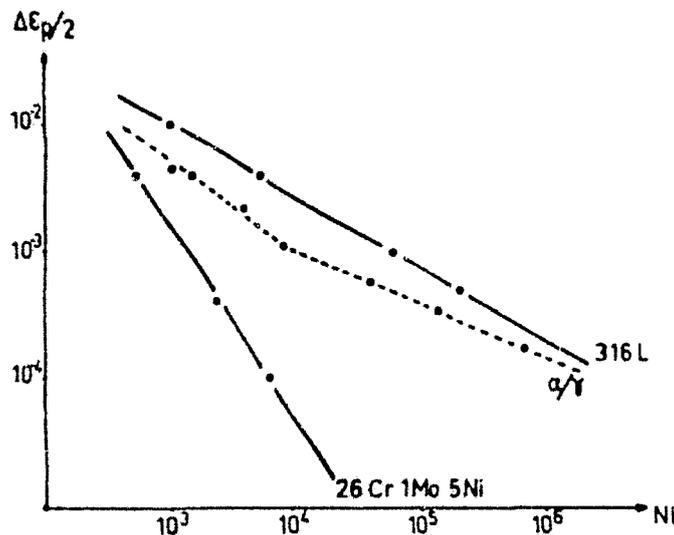


Figure I-10 : Courbes de résistance à la fatigue pour 3 aciers inoxydables ferritique, austénitique et austéno-ferritique de composition voisine [Magnin 1988]

## I-2.2 Comportement sous sollicitations cycliques multiaxiales

Nous nous sommes intéressés jusqu'ici aux essais uniaxiaux, et en particulier aux essais de traction-compression, qui sont les essais les plus répandus et les plus faciles à analyser. Ce type d'essai n'est pourtant pas complètement représentatif des sollicitations réelles auxquelles sont soumises les pièces de construction. Pour tenir compte de la multiaxialité des contraintes, différents types d'essais ont été mis en place. Historiquement, les

premiers essais multiaxiaux datent du début du 20<sup>e</sup> siècle. Une bibliographie détaillant l'histoire des essais multiaxiaux peut être trouvée chez [Michno 1976]. Les éprouvettes de forme cylindrique tubulaire ont été les premières utilisées. Elles sont soumises à des sollicitations de traction-compression/torsion [Lamba 1978a et b], [Phillips 1979], ou de traction-compression/pression interne [Miastkowski 1965], voire de traction-compression/torsion/pressions interne et externe [Phillips 1973], [Bocher 1997], [Portier 1999]. Ces éprouvettes présentent l'avantage d'avoir une distribution quasi homogène des contraintes et des déformations dans la zone utile, si le tube est d'épaisseur suffisamment fine. On parlera alors d'essai sur élément de volume. Avec le développement de machines d'essais à vérins non-coaxiaux, sont arrivés les essais de bi-traction [Shiratori 1968] ou de tri-traction [Calloch 1997], utilisés notamment pour l'étude de composites obtenus sous forme de plaques. Les éprouvettes ont alors une forme de plaque en croix ou de cube. Ce deuxième type d'essai est complexe à analyser car les contraintes et déformations ne sont pas homogènes dans la zone utile de l'éprouvette, il est donc nécessaire d'utiliser un calcul de structure pour dépouiller les résultats. La majorité des données sur le comportement cyclique des métaux concerne le premier type d'essai, nous nous focaliserons donc sur ces essais.

En fatigue uniaxiale, différents facteurs influencent le comportement du matériau, en particulier l'histoire du chargement, la vitesse de sollicitation et la température. Nous verrons que l'érouissage sous chargement multiaxial dépend fortement du trajet de chargement. La forme du trajet de chargement et ses changements de direction ont en particulier une influence prédominante.

➤ Comparaison du comportement sous différentes directions de sollicitation

Nous avons vu que sous sollicitations uniaxiales, l'évaluation de l'érouissage cyclique se fait en déterminant l'amplitude de contrainte stabilisée obtenue pour une amplitude de déformation imposée, ou, à l'inverse, l'amplitude de déformation stabilisée pour une amplitude de contrainte imposée. On associe alors amplitude de contrainte et amplitude de déformation totale, ou amplitude de contrainte et amplitude de déformation plastique sur le cycle stabilisé.

Pour des sollicitations multiaxiales, il faut définir des paramètres qui permettent de quantifier l'érouissage et de comparer les niveaux de sollicitation entre eux. Il est nécessaire de définir une norme pour les tenseurs de contraintes et de déformations plastiques. Les équivalents de von Mises et de Tresca sont souvent utilisés pour définir les critères de

## I. Les aciers inoxydables, propriétés et comportement sous sollicitations cycliques

plasticité. Les expressions des équivalents de von Mises en contrainte et en déformation plastique sont données par les relations suivantes :

$$\sigma_{Mises}^{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{s}} : \underline{\underline{s}}} \quad \text{Eq. I-1}$$

où  $\underline{\underline{s}}$  est le déviateur du tenseur des contraintes  $\underline{\underline{\sigma}}$  défini par :

$$\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}) \mathbf{I} \quad \text{Eq. I-2}$$

$$\varepsilon_{Mises}^{peq} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\varepsilon}}^P : \underline{\underline{\varepsilon}}^P} \quad \text{Eq. I-3}$$

où  $\underline{\underline{\varepsilon}}^P$  est le tenseur des déformations plastiques.

Sur un tube mince soumis à des sollicitations de traction-torsion, les équivalents de von Mises prennent les expressions suivantes :

$$\sigma_{Mises}^{eq} = \sqrt{\sigma_{11}^2 + 3\tau_{12}^2} \quad \text{Eq. I-4}$$

$$\varepsilon_{Mises}^{peq} = \sqrt{\varepsilon_{11}^{p2} + \frac{\gamma_{12}^p2}{3}} \quad \text{Eq. I-5}$$

La direction 1 (z) correspond à l'axe du tube et donc à la direction de traction, la direction 2 ( $\theta$ ) est la direction orthoradiale.

Parallèlement, les expressions des équivalents de Tresca en contrainte et en déformation plastique sont données par les relations suivantes en traction-torsion sur un tube mince :

$$\sigma_{Tresca}^{eq} = |\sigma_I - \sigma_{III}| = \sqrt{\sigma_{11}^2 + 4\tau_{12}^2} \quad \text{Eq. I-6}$$

où  $\sigma_I$  et  $\sigma_{III}$  sont les contraintes principales maximale et minimale du tenseur des contraintes  $\underline{\underline{\sigma}}$ .

$$\varepsilon_{Tresca}^{peq} = \sqrt{\varepsilon_{11}^p{}^2 + \frac{4\gamma_{12}^p{}^2}{9}} \quad \text{Eq. I-7}$$

Ces critères de plasticité n'ont été définis que dans le cas de chargements radiaux. Pour ce type de chargement, ils peuvent définir une contrainte équivalente à une contrainte uniaxiale [Lemaitre 1988]. Nous extrapolerons l'utilisation de ces critères au calcul d'équivalents pour des chargements quelconques et définirons les contraintes et déformations équivalentes au cours du chargement.

Un chargement en déformation sera caractérisé par trois paramètres (Figure I-11). Nous définirons l'amplitude de déformation  $\varepsilon_n$  comme le rayon du plus petit cercle circonscrit au trajet de chargement dans l'espace  $(\varepsilon_{11}, \frac{\gamma_{12}}{\sqrt{3}})$ . La déformation moyenne  $\varepsilon_m$  représentera la position du centre du cercle défini ci-dessus. La forme du trajet de chargement constituera enfin le dernier paramètre  $F_\varepsilon$ . Le même type de paramètres sera utilisé pour caractériser un trajet de chargement dans l'espace des contraintes  $(\sigma_{11}, \sqrt{3} \tau_{12})$ .

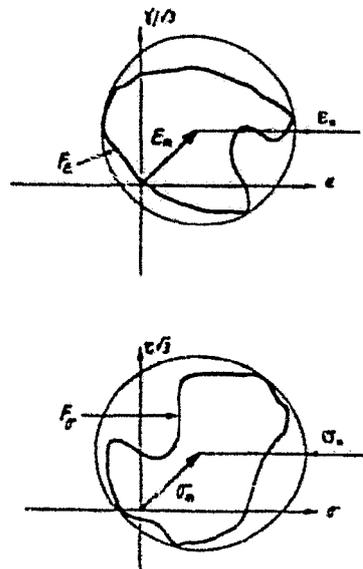


Figure I-11 : Paramètres caractérisant un trajet de chargement dans l'espace des déformations et dans l'espace des contraintes [Benallal 1989]

On peut distinguer deux types de chargements multiaxiaux : les chargements proportionnels et les autres. Au cours des chargements proportionnels, le tenseur de la

grandeur pilotée reste proportionnel à lui-même pendant l'essai. Les trajets de chargement proportionnels sont caractérisés par une droite passant par l'origine dans l'espace de pilotage. Au contraire, un trajet non-proportionnel est quelconque dans l'espace de pilotage.

➤ Equivalence des chargements proportionnels

Pour les aciers inoxydables austénitiques, les courbes de durcissement/adoucissement cyclique pour différents trajets proportionnels de même amplitude de déformation sont quasi identiques en terme de contrainte équivalente (Figure I-12) [Benallal 1985], [Ohashi 1985a], [Tanaka 1985a], [Doquet 1989]. Nous utiliserons donc la contrainte équivalente et la déformation plastique équivalente au sens de von Mises dans la présentation des résultats.

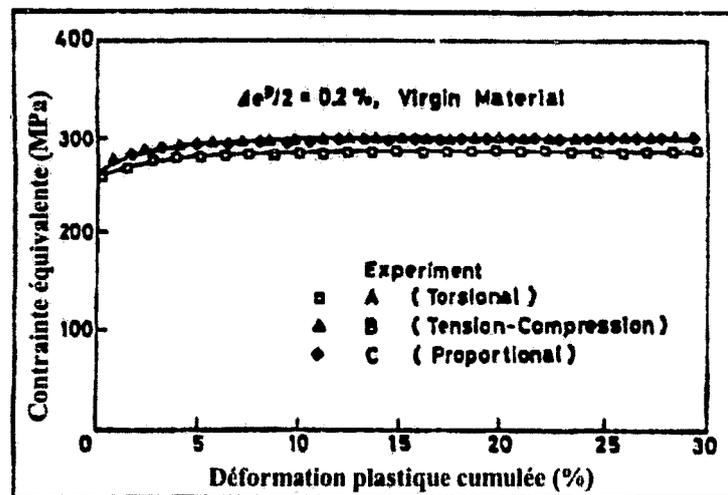


Figure I-12 : Comparaison de l'érouissage cyclique sous plusieurs chargements proportionnels sur un acier 316 d'après [Tanaka 1985a]

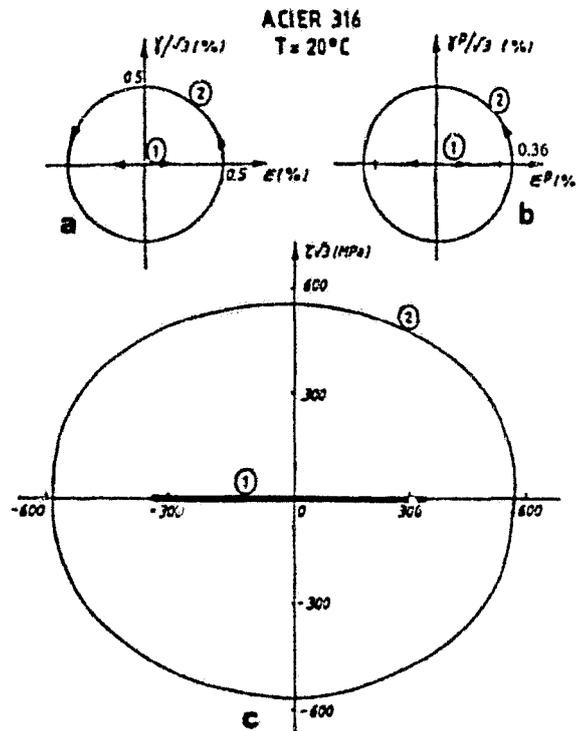


Figure I-13 : Comparaison des réponses stabilisées en déformation plastique et en contrainte pour un trajet proportionnel et un trajet non-proportionnel sur un acier 316L [Benallal 1985]

➤ Sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel

Un trajet non-proportionnel occasionne un durcissement supplémentaire sur les aciers inoxydables austénitiques par rapport aux résultats obtenus sous sollicitations proportionnelles à même niveau de déformation totale imposée [Cailletaud 1984], [Benallal 1985], [Tanaka 1985a], [Doquet 1989]. Comme sous chargement proportionnel, deux phases successives, durcissement puis stabilisation, apparaissent au cours des cycles. Un endommagement se produit ensuite et conduit à la ruine du matériau. On peut observer, Figure I-13, les réponses stabilisées obtenues sur un acier 316L pour un trajet de traction-compression et pour un trajet circulaire de même amplitude de déformation totale imposée. A amplitude de déformation de 0,5%, la réponse stabilisée en contrainte est 1,7 fois plus grande pour le trajet cercle que pour la traction-compression.

Le sur-écrouissage ne concerne pas tous les métaux d'égale manière. L'aluminium et ses alliages, de structure cubiques face centrée, y sont très peu sensibles. De plus, les métaux de structure cubique centrée, de manière générale, sont moins sensibles à la non-proportionalité du chargement que les cubiques à faces centrées [Doquet 1989].

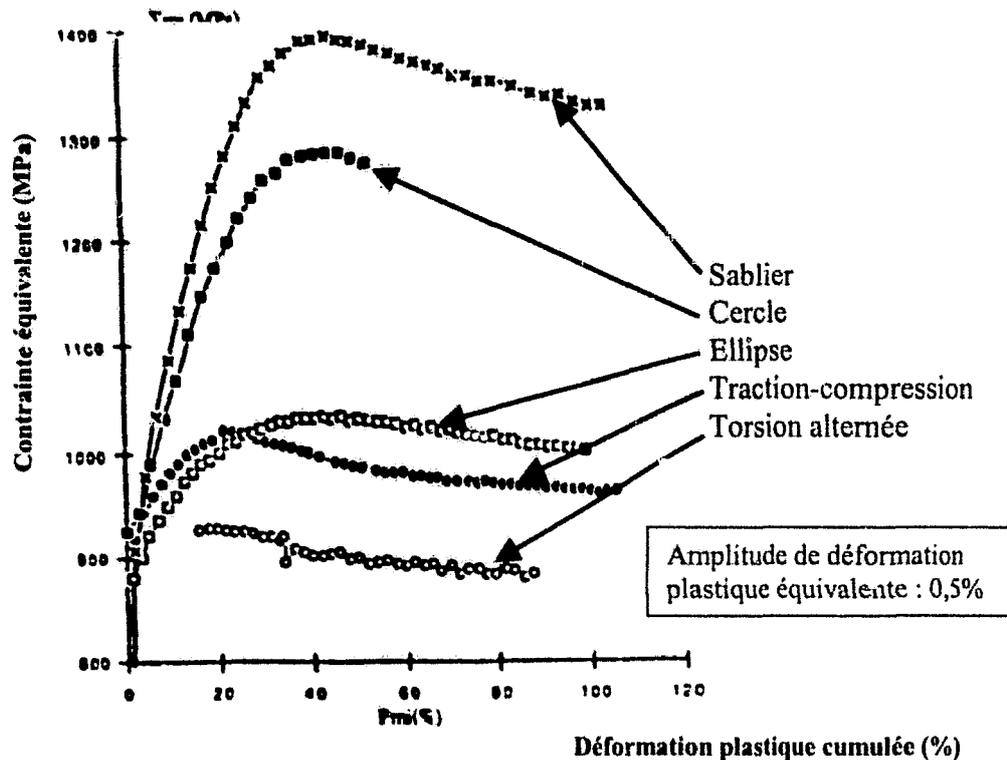


Figure I-14 : Evolution de la contrainte équivalente maximale au cours des cycles pour un alliage Waspaloy (structure CFC) en fonction du trajet de chargement [Pilvin 1990]

➤ Influence de la forme du trajet de chargement

De nombreuses études ont été menées afin de quantifier l'influence de différents trajets de chargement et de classer ces trajets vis-à-vis du durcissement supplémentaire sous sollicitations de traction-torsion essentiellement [Krempf 1983], [Cailletaud 1984], [Benallal 1985], [McDowell 1985], [Ohashi 1985a], [Tanaka 1985b], [Benallal 1987], [Benallal 1989], [Doquet 1989], [Marquis 1989], [Pilvin 1990], [Doong 1991], [Feaugas 1994], [Itoh 1995], [Becher 1997], [Calloch 1997], [Portier 1999]. Cette influence est mise en évidence en comparant la contrainte équivalente maximale sur le cycle stabilisé pour deux trajets de chargement à déformation plastique équivalente maximale égale. Plus la contrainte équivalente maximale est grande, plus le trajet est durcissant. Autrement dit, pour une même

contrainte équivalente maximale, le trajet le plus durcissant est celui pour lequel la déformation plastique équivalente est la plus faible. On constate que les divers trajets de chargement induisent des durcissements différents, il est alors possible de classer ces trajets en fonction de leur caractère durcissant (Figure I-14, Figure I-15).

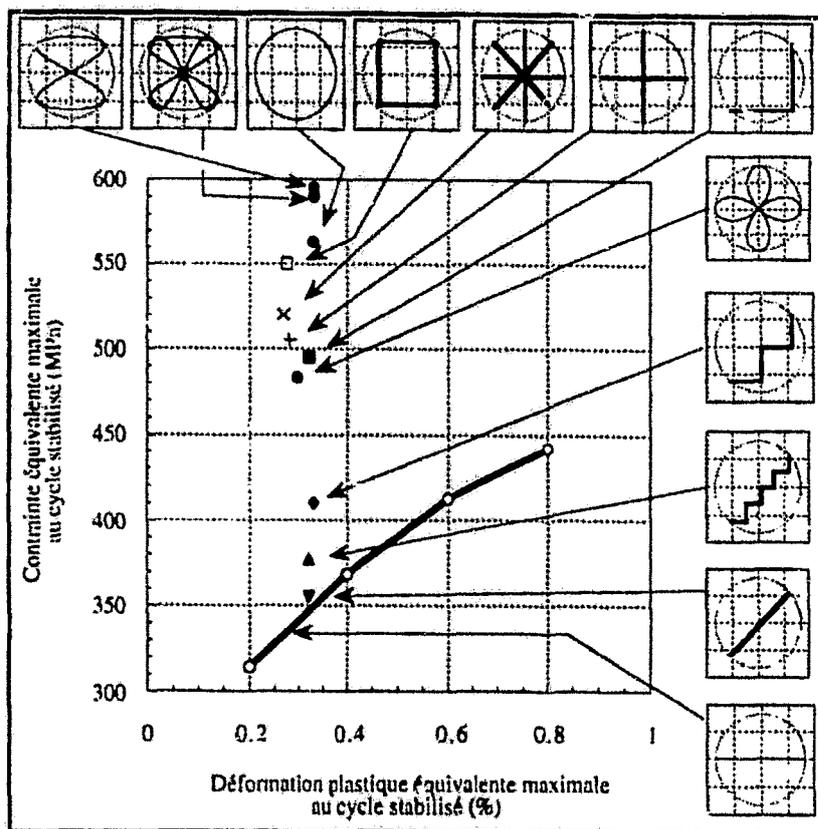


Figure I-15 : Classification de différents trajets de chargement par rapport au durcissement pour un acier 316L [Benallal 1989], [Calloch 1997]

Des trajets de chargement très variés ont été testés. Les formes de trajet de chargement appartiennent à différentes familles : les trajets proportionnels, les trajets basés sur des évolutions temporelles sinusoïdales des variables comme le cercle, les trajets construits à partir de portions de droites, tels les trajets en forme d'escalier, d'étoile, de carré. L'ordre des trajets de chargement, vis-à-vis du durcissement supplémentaire diffère suivant les matériaux. Alors que, parmi les trajets testés, c'est le trajet sablier qui semble apporter un écrouissage maximal pour l'acier inoxydable austénitique 316L (CFC) [Calloch 1997] et l'alliage base nickel waspaloy (CFC) [Pilvin 1990], pour le titane biphasé de structure HC/CC, l'essai en

étoile à 12 branches, testé aussi sur l'acier inoxydable austénitique, semble le plus écrouissant [Feaugas 1994].

Plusieurs auteurs ont effectué des essais permettant de piloter indépendamment un plus grand nombre de termes du tenseur des contraintes [Bocher 1997], [Calloch 1997], [Portier 1999]. Ces essais ont permis de montrer que le durcissement supplémentaire dépend des directions de sollicitation mises en jeu et de leur nombre. On peut constater, Figure I-16, que le sur-écrouissage induit par le chargement de traction-torsion-pressions interne et externe hors phase est supérieur à celui induit par seulement deux de ces sollicitations pour un acier inoxydable 316L. De plus, le matériau s'écrouit plus sous sollicitations de traction-torsion que sous sollicitations de traction-pressions interne et externe.

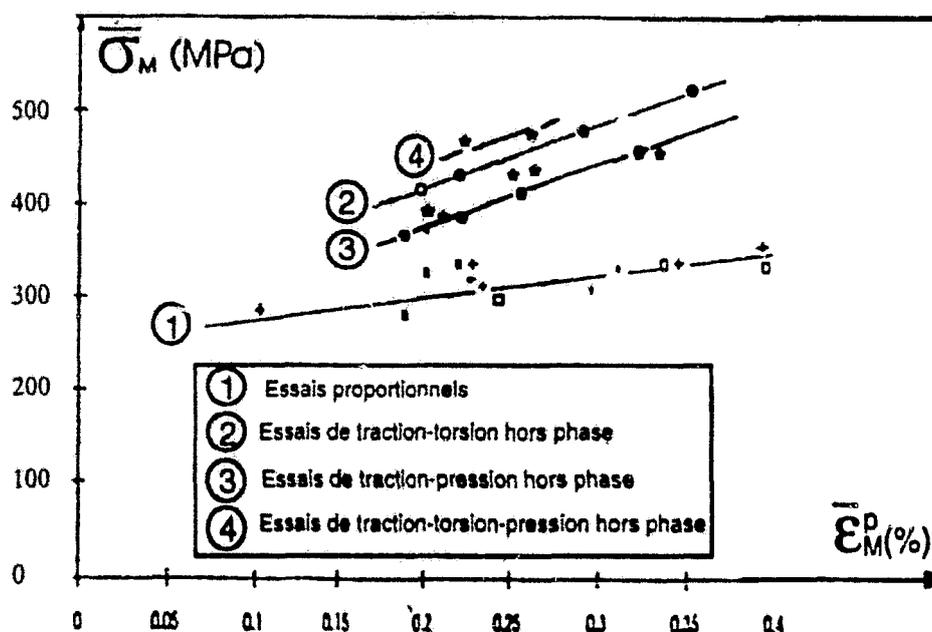


Figure I-16 : Classification de différents trajets de chargement par rapport au sur-écrouissage pour un acier 316L à 20°C [Bocher 1997]

#### Durée de vie en fatigue

La durée de vie en fatigue sous chargement de torsion est beaucoup plus importante que sous un autre chargement proportionnel faisant intervenir traction et torsion à même amplitude de déformation équivalente imposée. Ceci est une règle générale, mais ce phénomène est particulièrement prononcé pour les aciers austénitiques [Doquet 1991]. Pour les aciers CC et CFC, un chargement circulaire réduit fortement la durée de vie par rapport à

un chargement de traction-compression (Figure I-17) [Socie 1987], [Doquet 1989], [Cailletaud 1991], [Doquet 1991], [Weiss 1993].

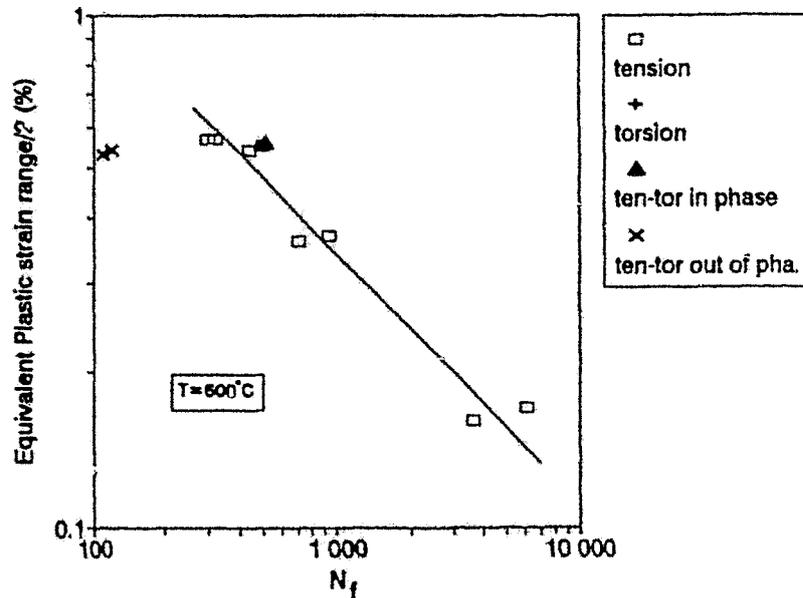


Figure I-17 : Courbe de Manson-Coffin d'un acier 316 sous différents trajets de chargement à 600°C [Weiss 1993]

### I-2.3 Influence des paramètres d'essai, effet d'historie

#### ➤ Influence de l'amplitude de déformation imposée

Après durcissement cyclique et stabilisation, et quel que soit le type de chargement, l'acier inoxydable austénitique peut à nouveau durcir s'il est soumis à une nouvelle sollicitation d'amplitude de déformation plus importante (Figure I-18). Une nouvelle stabilisation de l'amplitude de contrainte a lieu. Plusieurs auteurs ont observé que le deuxième niveau stabilisé atteint est peu affecté par le cyclage précédent, l'amplitude de contrainte sur le cycle stabilisé est la même que si cet essai avait été réalisé directement sur une éprouvette vierge [Tanaka 1985b], [Benallal 1989], [Murakami 1989a]. Si on impose à nouveau la première amplitude de déformation, la stabilisation se produit à un niveau différent de ce qu'elle était la première fois (Figure I-18). Il s'agit d'un effet de mémoire de l'amplitude. Pour l'acier inoxydable austénitique, cet effet est important à température ambiante et à 400°C, mais quasi-inexistant à 600°C [Murakami 1989a].

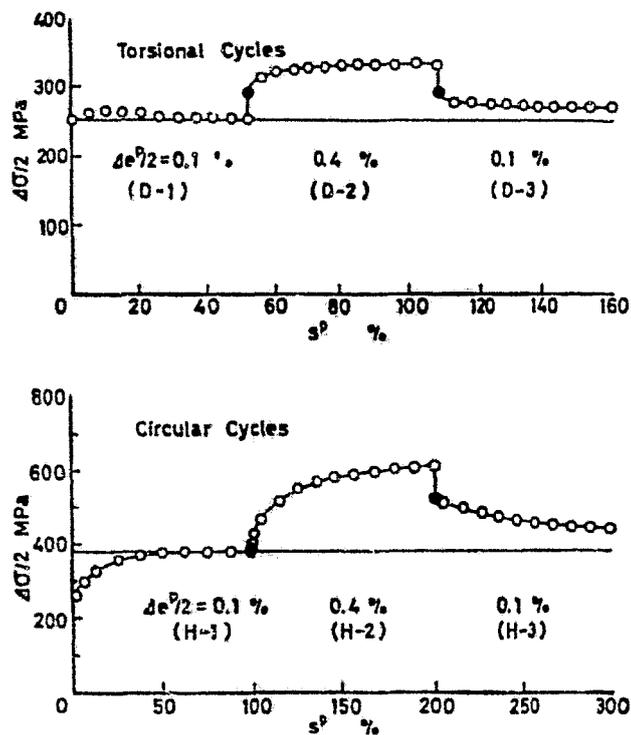


Figure I-18 : Effet de mémoire de l'amplitude sur un acier 316L à 20°C pour un trajet de torsion et un trajet cercle [Tanaka 1985b]

L'amplitude de déformation imposée a aussi une influence sur l'importance du sur-écrouissage. A faible amplitude de déformation imposée, l'amplitude de déformation plastique est très faible et le durcissement supplémentaire quasi inexistant. Celui-ci augmente avec l'amplitude de déformation imposée (Figure I-19) [Ohashi 1985a et b], [Tanaka 1985b], [Doquet 1989], [Murakami 1989b], [Cailletaud 1991], [Doong 1991], [Delobelle 1993], [Borodii 1994], [Clavel 1994].

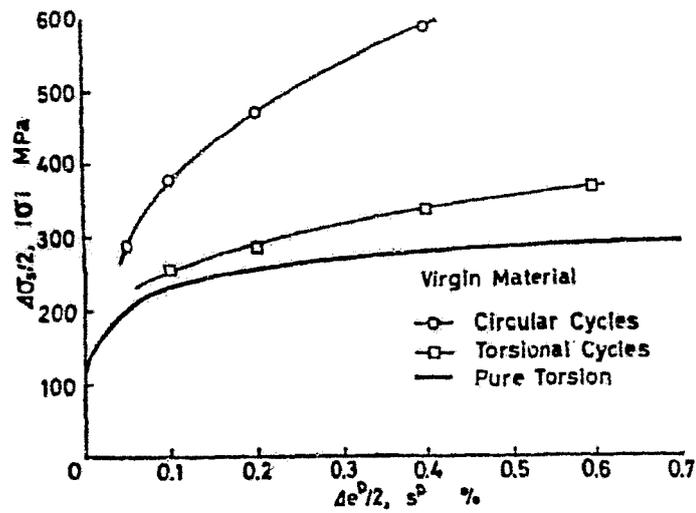


Figure I-19 : Courbes d'érouissage cyclique pour un trajet proportionnel et pour un trajet cercle sur un acier 316L [Tanaka 1985b].

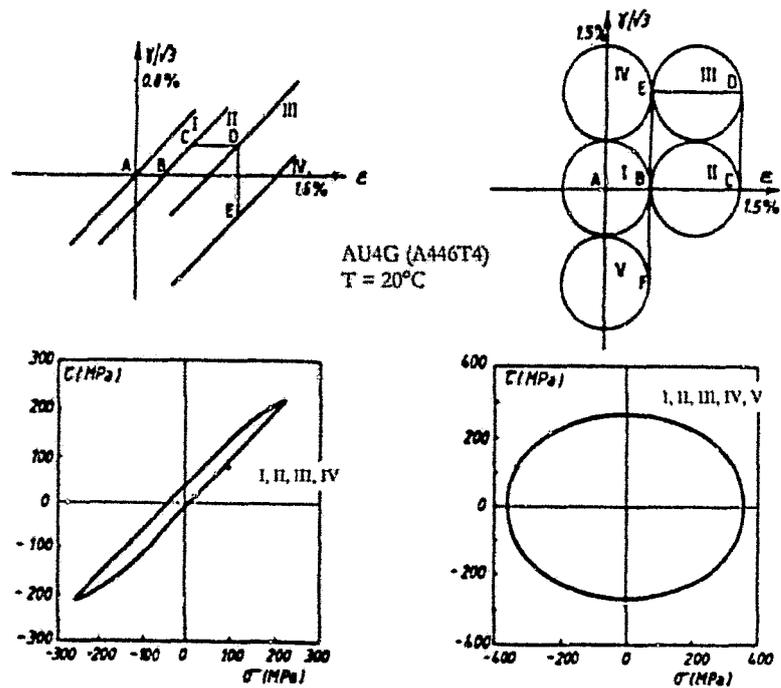


Figure I-20 : Relaxation de la contrainte moyenne au cours des cycles pour des trajets de chargement proportionnel et non-proportionnel sur un alliage d'aluminium AU4G [Benallal 1989]



## I. Les aciers inoxydables, propriétés et comportement sous sollicitations cycliques

Lors d'une séquence de trajets de moins en moins durcissants à même amplitude de déformation équivalente, l'acier inoxydable austénitique 316L présente un adoucissement continu (Figure I-22) [Benallal 1985]. Cet adoucissement est néanmoins partiel, le matériau ne retrouve pas le même niveau de chargement que celui qui aurait été obtenu sur un matériau vierge [Benallal 1985], [Tanaka 1985b]. Un effet de mémoire de la forme du trajet de chargement intervient ici.

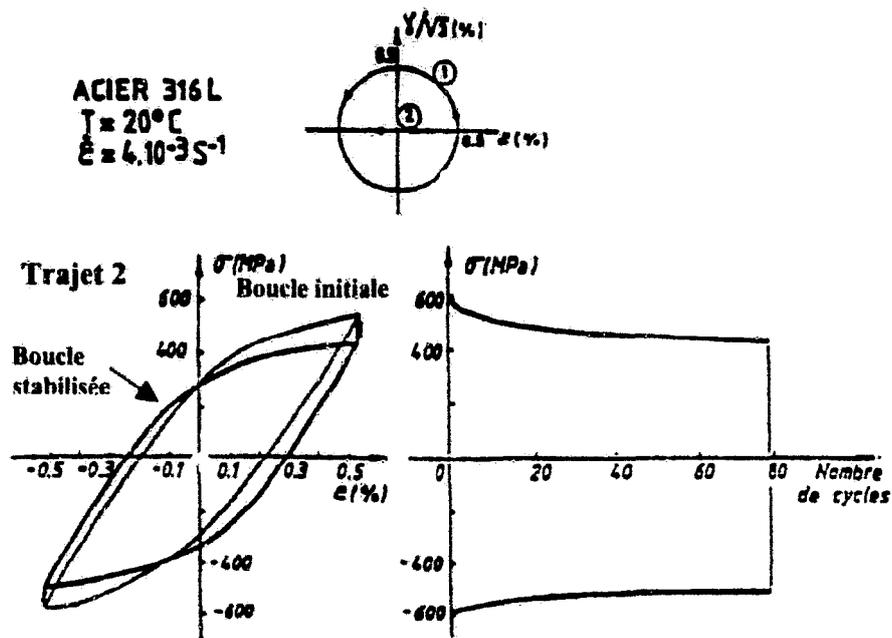


Figure I-22 : Adoucissement cyclique consécutif à un sur-écrouissage pour un acier 316L [Benallal 1985], palier 2 : boucles initiale et stabilisée

Un trajet de chargement présentant de l'écrouissage croisé consiste en une séquence de trajets proportionnels de même amplitude de déformation équivalente. On soumet l'éprouvette à un trajet proportionnel dans une direction donnée jusqu'à stabilisation. On effectue ensuite un chargement proportionnel dans une autre direction. Un essai de ce type est représenté Figure I-23 pour un acier AISI 316 [Benallal 1985]. On observe un très fort durcissement pendant les premiers cycles du deuxième palier, suivi d'un adoucissement. L'amplitude de contrainte pendant le second palier tend vers celle du premier palier sans toutefois l'atteindre [Benallal 1985].

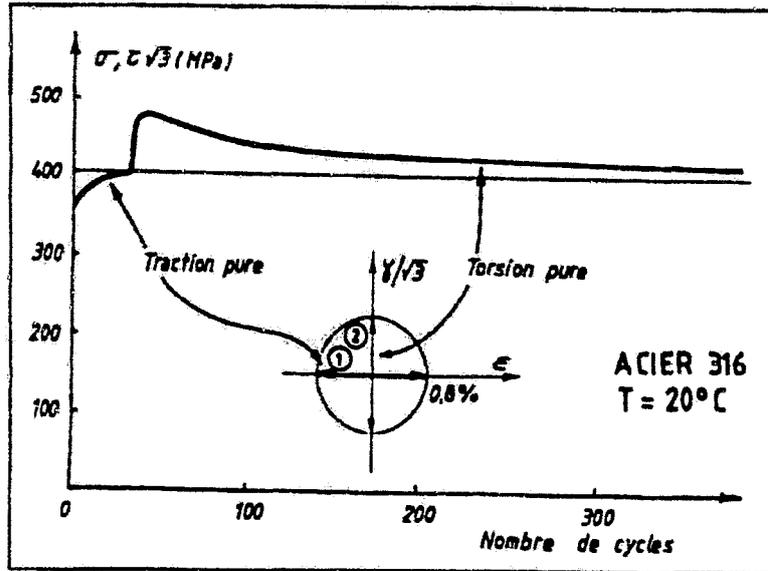


Figure I-23 : Phénomène d'écrouissage croisé sur un acier 316 [Benallal 1985]

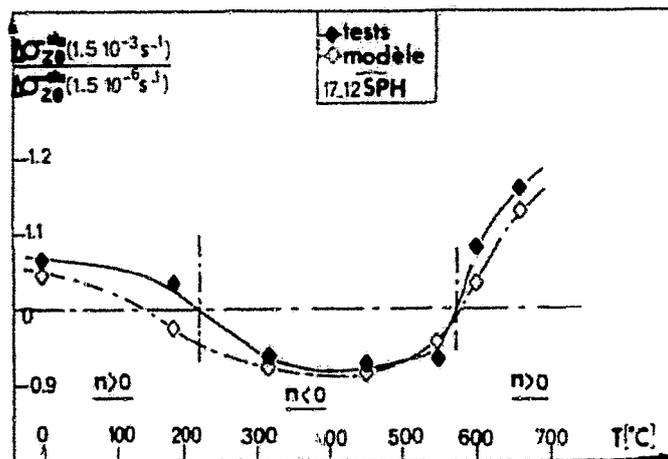


Figure I-24 : Evolution du rapport des contraintes stabilisées pour deux vitesses de déformation de rapport  $10^3$  en fonction de la température en torsion alternée pour un acier 316L [Delobelle 1990]

➤ Influence de la vitesse de chargement

Pour les aciers austénitiques, Delobelle a montré que la vitesse de chargement a un effet important sur l'amplitude de contrainte stabilisée [Delobelle 1990]. La contrainte stabilisée croît avec la vitesse de déformation pour une température inférieure à 250°C ou supérieure à 600°C, alors qu'entre ces deux températures, elle décroît avec la vitesse (Figure

I-24). On ne peut donc pas négliger la viscosité de ce matériau même à température ambiante. Notons que ce domaine de température correspond au domaine d'existence de phénomènes de vieillissement dynamique.

➤ Influence de la température

L'influence de la température sur le durcissement des aciers inoxydables austénitiques a été étudiée principalement dans l'intervalle 20°C-700°C [Ohashi 1985a], [Ohnami 1988], [Murakami 1989a], [Murakami 1989b], [Delobelle 1990], [Murakami 1990], [Delobelle 1993], [Bouchou 1996]. Le durcissement est fonction de la température pour les aciers inoxydables austénitiques [Ohnami 1989], [Delobelle 1990] (Figure I-25). Ces résultats sont cohérents avec les études montrant que le mouvement des dislocations est favorisé par l'augmentation de la température. Quelle que soit la température dans l'intervalle étudié, un trajet non-proportionnel induit un durcissement supplémentaire par rapport à un trajet proportionnel de même amplitude (Figure I-25) [Murakami 1989a], [Delobelle 1993]. Le sur-écrouissage est maximal pour des températures inférieures à 200°C, et tend à se réduire ensuite.

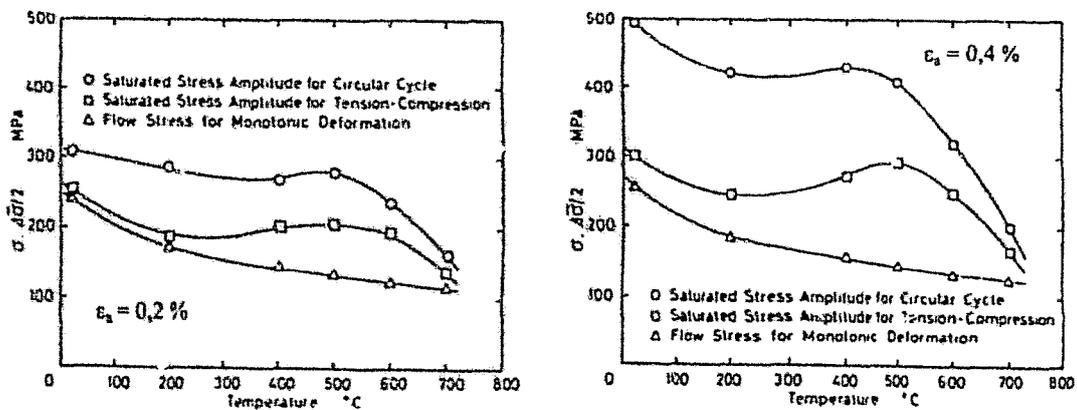


Figure I-25 : Evolutions de l'amplitude de contrainte équivalente sur le cycle stabilisé, pour un traj. proportionnel et un trajet cercle, sur un acier 316 aux amplitudes 0,2% et 0,4% [Murakami 1989a]

L'influence de l'histoire de la température sur le comportement cyclique du matériau a été mis en évidence à l'aide d'essais constitués de paliers à différentes températures où amplitude de déformation, trajet de chargement et nombre de cycles étaient fixés. Avant chaque palier, un maintien de l'éprouvette à la température désirée pendant plusieurs heures

permettait d'obtenir un équilibre thermique. Bouchou et Delobelle ont mis en évidence un effet d'histoire de la température maximale entre 20°C et 600°C sur un acier 316L [Bouchou 1996]. L'effet d'histoire de la température apparaît alors pour des trajets proportionnels et non-proportionnels, alors que pour Murakami, seuls les trajets proportionnels présentaient un tel effet, et à plus faible amplitude de déformation [Murakami 1989b]. Les conditions expérimentales, en termes d'amplitude de déformation, de vitesse de déformation, de gamme de température et de matériau, de ces deux études étant très voisines, de telles différences restent pour l'instant inexplicables. Bouchou et Delobelle ont corrélié cet effet d'histoire à la pente de la courbe  $\sigma_a = f(T)$  pour la température maximale  $T_M$  vue par le matériau. Un durcissement supplémentaire apparaît pour les températures inférieures à  $T_M$  quel que soit le trajet de chargement (Figure I-26) [Bouchou 1996].

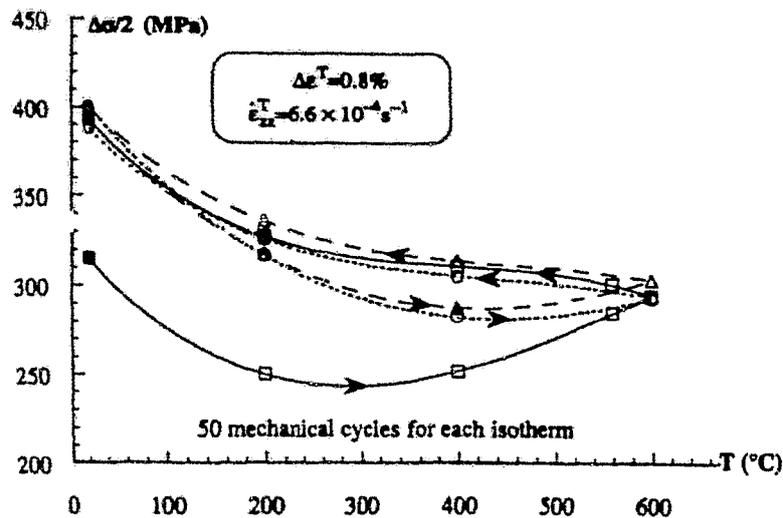


Figure I-26 : Evolution de l'amplitude de contrainte stabilisée en fonction de l'histoire de la température pour un trajet proportionnel sur un acier 316L [Bouchou 1996]

#### I-2.4 Evolutions microstructurales en fatigue plastique

Le comportement macroscopique résulte du comportement de chacun des grains du matériau et de leurs interactions. Le comportement à l'échelle du grain peut être analysé par l'étude de la microdureté dans les grains, l'étude des bandes de glissement et celle des structures de dislocation au cours du chargement macroscopique.

➤ Evolution de chacune des phases austénitique et ferritique de l'acier duplex sous chargement monotone

Les aciers austéno ferritiques sont formés de deux phases de limites d'élasticité  $R_{e,0,02\%}$  distinctes : environ 200 MPa pour l'austénite et 400 MPa pour la ferrite. Au cours du chargement, les propriétés de ces deux phases n'évoluent pas de la même manière. L'évolution de la microdureté des deux phases montre que, sous chargement monotone, deux stades existent [Welman 1991]. Sur l'acier duplex étudié par Welman, la phase ferritique est initialement plus dure que la phase austénitique (Figure I-27). Au cours du chargement monotone, la microdureté de l'austénite augmente quasi linéairement avec la déformation, tandis que celle de la ferrite reste constante jusqu'à 3% de déformation. Le plateau observé sur l'évolution de la dureté de la ferrite pourrait correspondre au palier de Lüders. A 3 % de déformation, la microdureté de l'austénite est déjà supérieure à celle de la ferrite. Au delà de 3 %, la dureté de chaque phase augmente avec la déformation. La dureté de l'austénite reste alors toujours supérieure à celle de la ferrite, car le taux de durcissement de l'austénite est supérieur à celui de la ferrite. On peut regretter que l'étude de Welman ne précise pas les caractéristiques du matériau, et en particulier les proportions des deux phases, la taille moyenne des grains et les concentrations en carbone et en azote.

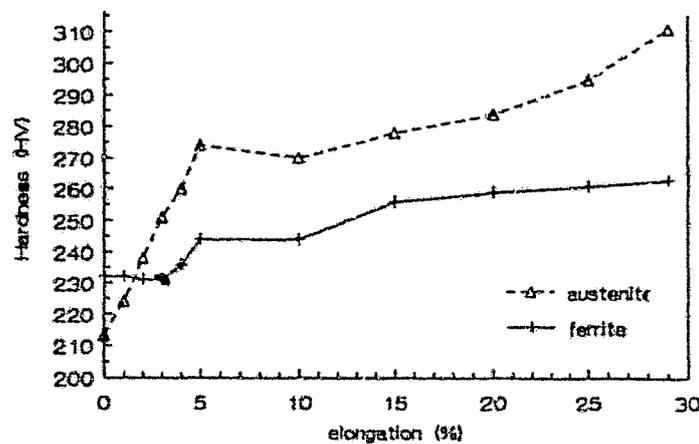


Figure I-27 : Evolutions de la microdureté sous chargement monotone sur un acier duplex [Welman 1991]

Les duretés respectives de la ferrite et de l'austénite dépendent étroitement de leur composition chimique. En particulier, par des ajouts d'azote, il est possible d'obtenir une phase austénitique plus dure que la phase ferritique [Desestret 1990].

➤ Microstructure de dislocations sous chargement proportionnel

On peut classer les structures de dislocations obtenues sous sollicitations cycliques sur les aciers inoxydables austénitiques, ferritiques et austéno-ferritiques en 5 catégories : configurations planes, veines, échelles ou murs, labyrinthes et cellules [Magnin 1984]. Dans les configurations planes on trouve des dipôles et des amas de dislocations. Les veines sont des enchevêtrements de dislocations coin le long des plans de glissement activés du matériau. Les échelles sont des bandes formées de murs à haute densité de dislocations séparés par des canaux pauvres en dislocations. Les bandes de glissement persistantes, visibles à la surface de l'échantillon, correspondent à une structure d'échelles et de murs. La déformation est localisée dans ces bandes, souvent regroupées en macrobandes de glissement. L'existence de cellules et labyrinthes nécessite l'activation de plusieurs systèmes de glissement.

La microstructure de dislocations des grains austénitiques présente les mêmes caractéristiques dans un acier austénitique 316L et dans un acier duplex [Kruml 1997], [Mateo 1996] : passage d'une structure planaire à une structure tridimensionnelle quand l'amplitude de déformation augmente, en fonction de la composition chimique de l'acier, en particulier de sa concentration en azote [Kruml 1997]. Celui-ci favorise en effet le mouvement plan des dislocations [Degallaix 1986], [Akdut 1999]. Nous décrivons donc les structures formées dans les grains d'austénite sans distinguer l'acier dans lequel ces grains se trouvent. A très faible amplitude de déformation plastique existent des empilements de dislocations et des dipôles (Figure I-28) [Jin 1990], [Mateo 1996]. Un seul système de glissement est activé. A faible amplitude de déformation plastique, les dislocations s'organisent en amas orientés suivant la direction de glissement dans des couches minces à haute densité de dislocations, séparées par des zones dénudées (Figure I-29) [Jin 1990], [Kruml 1997], [Mateo 1996]. La distance entre ces couches et leur densité varient dans un même grain et entre grains. Un deuxième système de glissement peut être activé, mais la structure reste majoritairement plane. Si l'amplitude de déformation plastique augmente, des enchevêtrements et des veines riches en dislocations se développent, séparés par des canaux à faible densité de dislocations (Figure I-30) [Jin 1990], [Kruml 1997], [Mateo 1996]. La densité de dislocations est plus uniforme d'un grain à l'autre. Murs et échelles s'amorcent dans les veines. A haute amplitude de déformation plastique ou sous conditions favorables (existence d'un deuxième système de glissement important), apparaissent des structures en labyrinthe et des cellules (Figure I-31) [Jin 1990], [Kruml 1997]. L'évolution de la microstructure des grains austénitiques est résumée Figure I-32.

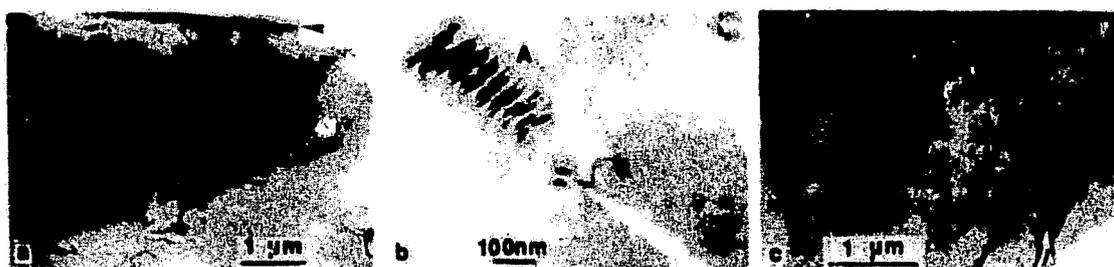


Figure I-28 : Structure en empilements et dipôles dans un acier austénitique [Jin 1990]



Figure I-29 : Structure planaire de dislocations dans un acier austénitique [Jin 1990]



Figure I-30 : Structure en échelle dans un acier austénitique [Jin 1990]

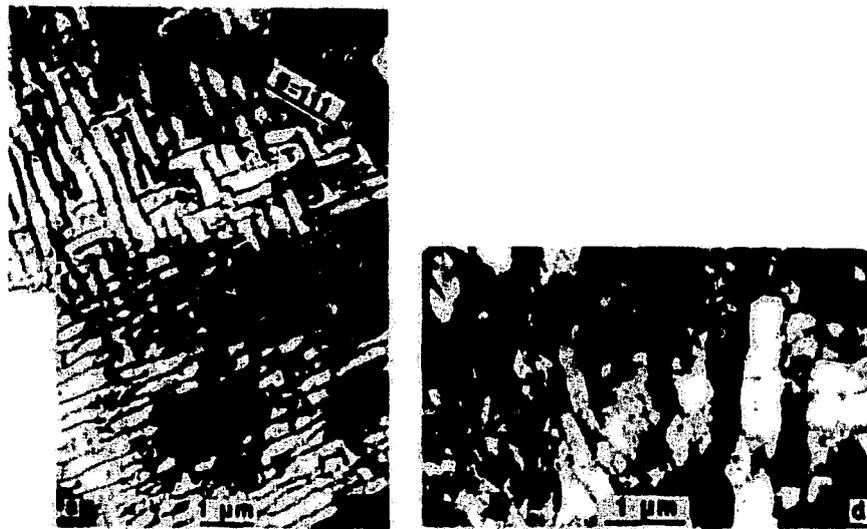


Figure I-31 : Structures en labyrinthe et en cellules dans un acier austénitique [Jin 1990]

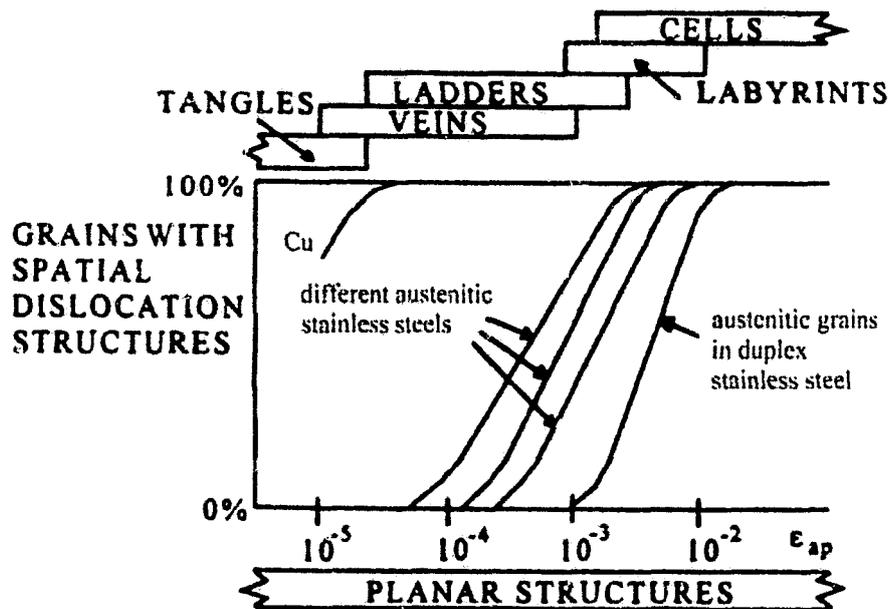


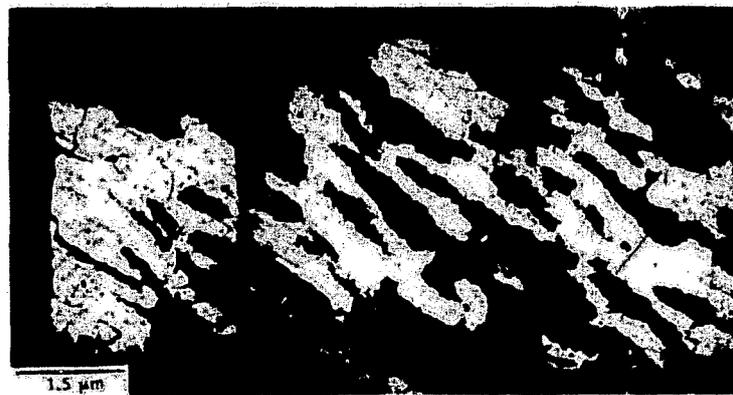
Figure I-32 : Evolution de la microstructure de dislocations des grains austénitiques en fonction de l'amplitude de déformation [Kruml, 1997]

Comparativement, les grains ferritiques d'un acier biphasé ont, pour la même amplitude de déformation imposée, une densité de dislocations plus faible que les grains austénitiques [Kruml 1997]. A faible amplitude de déformation plastique, les grains ferritiques montrent peu de dislocations, celles-ci présentent un caractère vis très marqué (Figure I-33) [Mateo 1996]. Lorsque l'amplitude de déformation plastique augmente, les

dislocations s'enchevêtrent et forment des veines et des cellules à suffisamment haute déformation (Figure I-34, Figure I-35). On trouve aussi une structure en labyrinthe si un deuxième système participe au glissement [Kruml 1997]. La microstructure est relativement homogène dans la phase ferritique, contrairement à ce qui se passe pour la phase austénitique.



*Figure I-33 : Dislocations vis dans les grains ferritiques d'un acier duplex [Mateo 1996]*



*Figure I-34 : Structure en veines dans les grains ferritiques d'un acier duplex [Mateo 1996]*

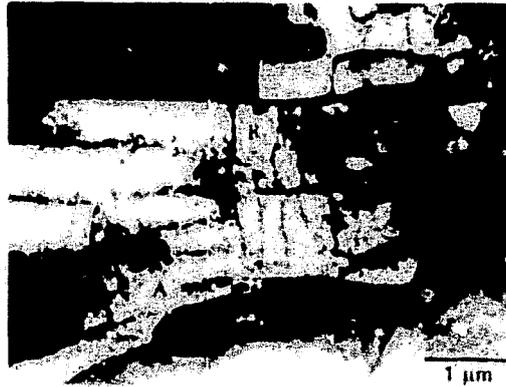


Figure I-35 : Structure en cellules dans les grains ferritiques d'un acier duplex [Mateo 1996]

#### Sensibilité au sur-écrouissage : tentative d'explication

La première explication du durcissement supplémentaire observé sous sollicitations non-proportionnelles est la multiplication du nombre de systèmes de glissement activés. En effet sous chargement complexe le repère principal des contraintes tourne, les systèmes de glissement les plus favorablement orientés changent alors au cours d'un cycle. Le nombre de traces de glissement augmente lorsque le chargement devient non-proportionnel, pour l'acier inoxydable austénitique 316L [Doquet 1989] et pour un alliage base nickel (waspaloy) [Clavel 1989], [Pilvin 1990]. Une corrélation linéaire a été mise en évidence, dans le cas du waspaloy, entre le nombre de traces de glissement en volume et la contrainte maximale équivalente (Figure I-36) [Clavel 1989], [Pilvin 1990].

Néanmoins la rotation du repère des contraintes principales apparaît comme une condition nécessaire mais non suffisante à l'apparition d'un sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel. En effet un certain nombre de matériaux, comme l'aluminium (CFC) ou l'acier doux (CC), ne montrent pas de sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel [Krempf 1983], [Doquet 1989], [Doong 1990], [Cailletaud 1991], [Doong 1991], [Itoh 1992]. Le durcissement supplémentaire semble être plus corrélé à l'interaction des systèmes de glissement activés qu'à leur nombre [Itoh 1992].

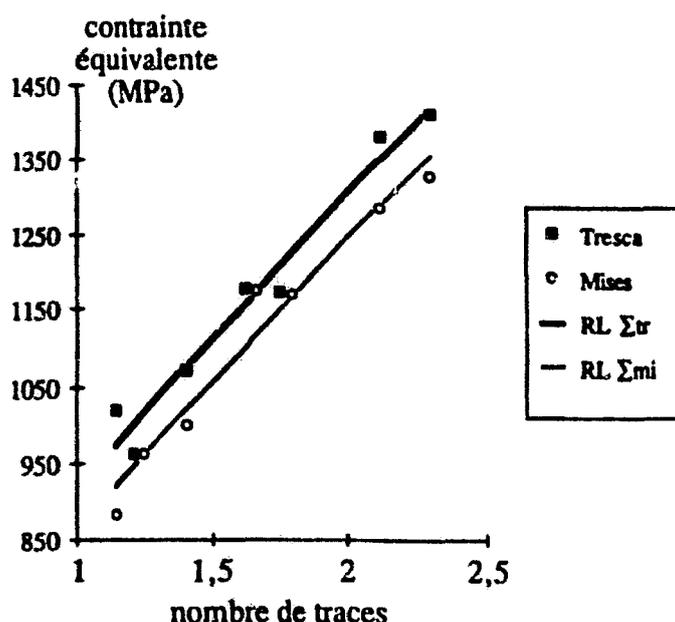


Figure I-36 : Corrélation entre les contraintes équivalentes maximales de von Mises et de Tresca et le nombre moyen de traces de glissement par grain pour le waspaloy [Pilvin 1990].

L'interaction entre systèmes de glissement dépend notamment de l'énergie de faute d'empilement, celle-ci semble jouer un rôle prépondérant dans l'apparition du durcissement supplémentaire. L'aluminium pur a une énergie de faute d'empilement élevée ( $200 \text{ mJ/m}^2$ ). Les dislocations partielles sont peu dissociées, le glissement dévié y est donc aisé. Ce matériau produit des structures de dislocations tridimensionnelles (cellules) même sous chargement uniaxial. Les structures de dislocations sont identiques sous sollicitations proportionnelles et non-proportionnelles [Doong 1990], [Doong 1991]. Les sollicitations non-proportionnelles n'accroissent donc guère les interactions entre les systèmes de glissement [Doong 1990]. L'aluminium ne présente pas de sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel.

Au contraire de l'aluminium, les aciers inoxydables austénitiques de type 304, 310 ou 316 ont une très faible énergie de faute d'empilement ( $30 \text{ mJ/m}^2$ ), ce qui favorise la dissociation des dislocations en dislocations partielles. Le glissement dévié n'est alors possible que si deux de ces dislocations partielles se recombinaient. Ceci explique le caractère plan marqué des structures de dislocations observées. Lorsque deux systèmes ou plus sont activés, les dislocations partielles de systèmes différents peuvent se combiner, formant alors des

dislocations sessiles ou immobiles appelées verrous de Lomer-Cottrel. Ces verrous de Lomer-Cottrel contribuent de manière importante au durcissement supplémentaire observé, par interaction avec "les arbres de la forêt". Dans un paragraphe précédent, nous avons évoqué l'évolution des structures de dislocations des aciers inoxydables austénitiques sous chargement uniaxial, passant d'une structure planaire à une structure tri-dimensionnelle quand la déformation augmente. Pour les aciers inoxydables austénitiques tels le 316, le 304 ou le 310, sous chargement non-proportionnel, on observe des murs, des cellules, voire des labyrinthes, alors que sous chargement proportionnel à même niveau de déformation, seuls des arrangements plans de dislocation, voire des échelles, des veines et des cellules à contour flou sont visibles [Doquet 1989], [Doong 1990], [Cailletaud 1991], [Doong 1991]. La taille des cellules est liée à l'amplitude du chargement et à sa non-proportionnalité. Dans certains cas, des micro-macles mécaniques sont observées [Doquet 1989], [Cailletaud 1991], [Kida 1998]. Les sollicitations multiaxiales ont donc un effet similaire à une augmentation de l'amplitude de déformation imposée : elles accroissent la proportion de structures à glissement multiple.

On voit ici que l'énergie de faute d'empilement joue un rôle prépondérant sur le type de structure de dislocations développée dans le matériau. Clavel utilise le paramètre  $\gamma/\mu b$  plutôt que l'énergie de faute d'empilement  $\gamma$ , où  $\mu$  est le module de cisaillement et  $b$  le vecteur de Burger [Clavel 1996]. En effet ce paramètre tient directement compte de la largeur de la faute d'empilement. A faute d'empilement large, le glissement dévié est malaisé et la construction de structures tridimensionnelles nécessite une énergie plus grande que pour une faute d'empilement plus étroite. Cette énergie est fournie concrètement par l'amplitude de déformation imposée et par la multiaxialité des directions de glissement activées. Un matériau à faible énergie de faute d'empilement aura une plus grande tendance au surécrouissage sous chargement non-proportionnel qu'un matériau à forte énergie de faute d'empilement.

Un autre facteur intervenant dans la sensibilité à la non-proportionalité du chargement est le caractère "mou" ou "dur" des matériaux sous chargement monotone. Les matériaux dits "durs" (qui présentent un rapport  $R_m/R_e$  inférieur à 1,2) ont tendance à s'adoucir sous chargement cyclique. Cette tendance à l'adoucissement peut contrebalancer l'effet durcissant du glissement multiple sous chargement non-proportionnel [Doquet 1989], [Cailletaud 1991]. Au contraire, les matériaux dits "mous" ont un fort potentiel de durcissement, traduit par une valeur de  $R_m/R_e$  élevée. Ils présentent de forts sur-écrouissages sous sollicitations non-

proportionnelles, pourvu qu'il s'agisse de solutions solides (316L) ou d'alliages durcis par des précipités non-cisailables (waspaloy à grosses particules  $\gamma'$ ). Quant aux matériaux durcis par des précipités cisailables, leur sur-écrouissage résulte de la compétition entre l'adoucissement dû au cisaillement des précipités et le durcissement de la matrice [Doquet 1989], [Pilvin 1990].

### **I-2.5 Evolution de la surface de plasticité pendant le chargement**

Dans l'analyse macroscopique des contraintes et déformations, une hypothèse est généralement posée, à savoir l'existence d'un domaine d'élasticité, à l'intérieur duquel contraintes et déformations sont proportionnelles. La description du comportement mécanique macroscopique se fait alors à partir de variables d'écrouissage décrivant l'évolution de la position, de la taille et de la forme de ce domaine. La mesure de ce domaine permet donc l'accès à des informations qui valident ou invalident les hypothèses faites sur le comportement macroscopique.

#### **Définition et méthodologie**

La surface de plasticité est la frontière du domaine de l'espace des contraintes ou des déformations où le comportement est élastique. Ces deux espaces sont complexes car à six dimensions. Il n'est pas encore possible expérimentalement de solliciter une éprouvette dans les six directions de manière indépendante, nous ne pourrions donc pas étudier cette surface globalement. Seules des coupes dans certaines directions seront accessibles. Afin que ces coupes correspondent à l'état de contrainte du matériau, nous nous placerons dans un cas de contraintes planes.

Dès 1900, des recherches ont été menées pour déterminer le critère gouvernant la fin du comportement élastique. Au cours du XX<sup>e</sup> siècle, les études concernant la mesure de la surface de plasticité d'un matériau vierge et son évolution après chargement se sont multipliées. Ces différentes études expérimentales ont permis de faire progresser la compréhension du phénomène de plasticité et d'affiner les modèles de comportement développés par Prager, Ziegler, etc. Une bibliographie détaillée de l'histoire de ces études peut être trouvée chez [Michno 1976].

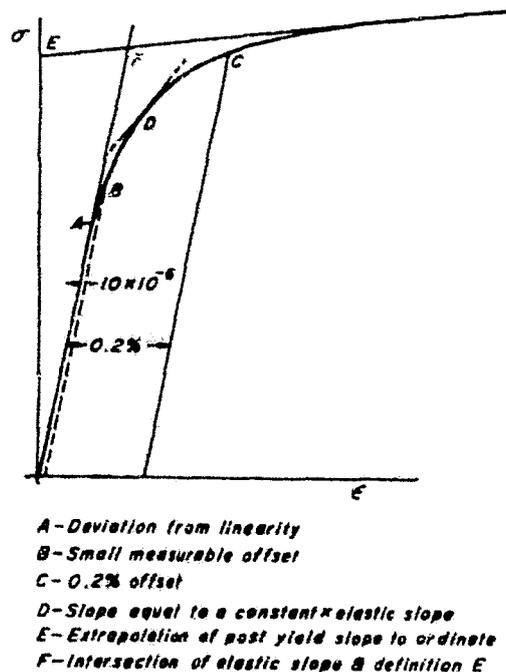


Figure I-37 : Différentes définitions de la limite d'élasticité  
 [Michno 1976]

Deux méthodes différentes ont été utilisées pour mesurer la surface de plasticité, ou surface seuil, d'un matériau à un instant donné. La première méthode consiste à faire subir un trajet de chargement donné à une éprouvette jusqu'à plastification totale de l'élément de volume observé. Le dépouillement de l'essai permet ensuite de connaître la limite élastique, sa définition étant choisie parmi les différentes définitions proposées dans la littérature (Figure I-37). L'inconvénient de cette méthode est qu'une éprouvette ne permet de mesurer qu'un point de la surface cherchée. Il faut donc utiliser  $n$  éprouvettes pour connaître la surface de plasticité, ce qui engendre des problèmes de dispersion et de coût. Afin de réutiliser la même éprouvette, il est nécessaire que l'incursion dans le domaine plastique soit la plus faible possible. La seconde méthode consiste en une série d'incursions dans le domaine plastique à partir du domaine élastique sur une même éprouvette. Pratiquement l'incrément de déformation plastique nécessaire à la détection d'un point de la surface va de  $5 \cdot 10^{-6}$  chez Helling [Helling 1986] à  $5 \cdot 10^{-5}$  chez Rousset [Rousset 1985]. Avec cette seconde méthode, il est possible d'effectuer un chargement donné sur une éprouvette et de mesurer régulièrement la forme de la surface seuil.

Une troisième voie a été proposée récemment par Kuroda et Tvergaard [Kuroda 1999]. Cette méthode s'appuie sur un brusque changement de direction du chargement en déformation lorsqu'on a pénétré le domaine plastique. L'état des contraintes d'un matériau parfaitement plastique suivra alors le contour de la surface de plasticité. Pour un matériau écrouissable, l'état des contraintes s'écartera progressivement du contour de la surface de plasticité. Cette méthode permet d'approximer la surface seuil au voisinage du point où a lieu le changement de direction, elle ne permet cependant pas de connaître une grande partie de la surface de plasticité.

Classiquement, un critère de type von Mises, Tresca ou Hill est utilisé pour décrire la surface de plasticité initiale. Les deux premiers critères ont été donnés § I-2.2 en traction-torsion. L'évolution du matériau est ensuite classiquement décrite par un écrouissage cinématique et un écrouissage isotrope. Dans cette première approche, la forme de la surface de plasticité reste la même, elle se fait que se déplacer et changer de volume. Le déplacement du centre de la surface de plasticité correspond à l'écrouissage cinématique, l'évolution de sa taille à l'écrouissage isotrope. Plusieurs modèles ont été développés afin de rendre compte des changements de forme de la surface de plasticité. certains de ces modèles seront présentés chapitre IV.

➤ Evolution de la surface de plasticité sous chargement monotone

Pour un matériau vierge et isotrope, la surface de plasticité expérimentale est bien représentée par le critère de von Mises (Figure I-38) [Rousset 1985], [Wu 1991]. Ce critère a la forme d'un cercle dans le plan  $(\sigma_{11}, \sqrt{3} \tau_{12})$ . En revanche, lorsque le matériau a plastifié, on constate expérimentalement une distorsion de la surface seuil (Figure I-38). En traction-torsion, la surface forme une pointe dans la direction de chargement et s'aplatit du côté opposé pour les alliages d'aluminium [Phillips 1979], [Rousset 1985], [Helling 1986], de cuivre [Khan 1993], les aciers inoxydables austénitiques [Ellis 1983], [Wu 1991] et les aciers ferritiques [Helling 1986]. Les critères classiques (von Mises, Tresca, Hill) ne permettent plus de rendre compte de la forme de la surface de plasticité. Au contraire, Ishikawa a obtenu des surfaces de plasticité elliptiques sur un acier inoxydable AISI 304, avec pourtant des conditions expérimentales très voisines des précédentes [Ishikawa 1997].

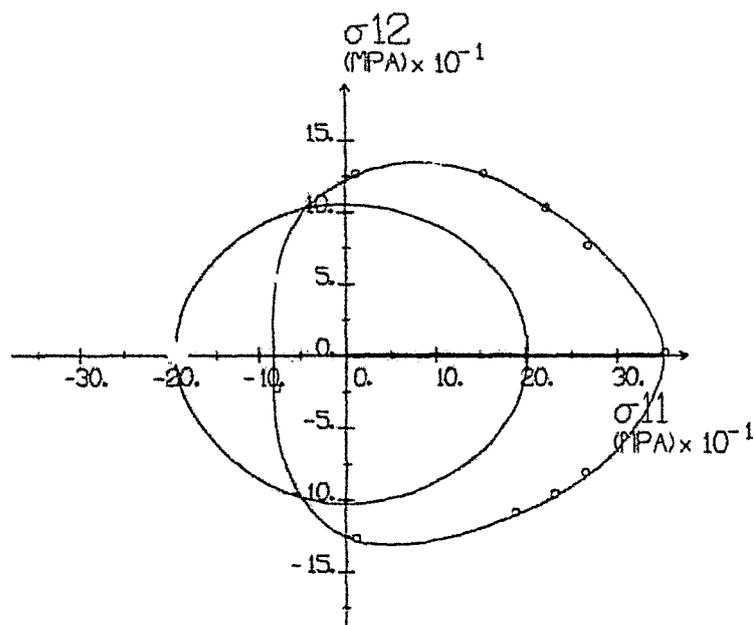


Figure I-38 : Surface de plasticité initiale et après un chargement de traction à 350 MPa sur un alliage d'aluminium AU4G [Rousset 1985]

➤ Evolution de la surface de plasticité sous chargement cyclique

Rousset et Wu ont mesuré régulièrement l'évolution de la surface seuil sous chargement proportionnel cyclique [Rousset 1985], [Wu 1991]. Rousset a étudié un alliage d'aluminium AU4G, tandis que Wu et al. ont travaillé sur un acier inoxydable 304.

L'évolution de la surface seuil au cours des trois premiers quarts de cycle d'un essai proportionnel sur un acier inoxydable 304 est donnée Figure I-39. La forme de la surface de plasticité est la même dans les deux cas. Trois paramètres caractérisent la surface de plasticité : sa forme, sa position et sa taille. La pointe formée dans la direction de chargement s'efface lorsque le chargement change de sens (Figure I-39) : la distorsion est évanescence. Elle s'inverse avec la direction du chargement au cours d'un cycle mais la forme de la surface de plasticité se conserve d'un cycle à l'autre. La position et la taille de la surface de plasticité évoluent. Un écrouissage de type isotrope et cinématique se développe. Seul l'AU4G présente un grossissement de type isotrope de la surface seuil et un grossissement latéral perpendiculaire à la direction de chargement [Rousset 1985]. L'acier 304 ne montre pas de grossissement de la surface seuil, et donc d'écrouissage isotrope [Wu 1991].

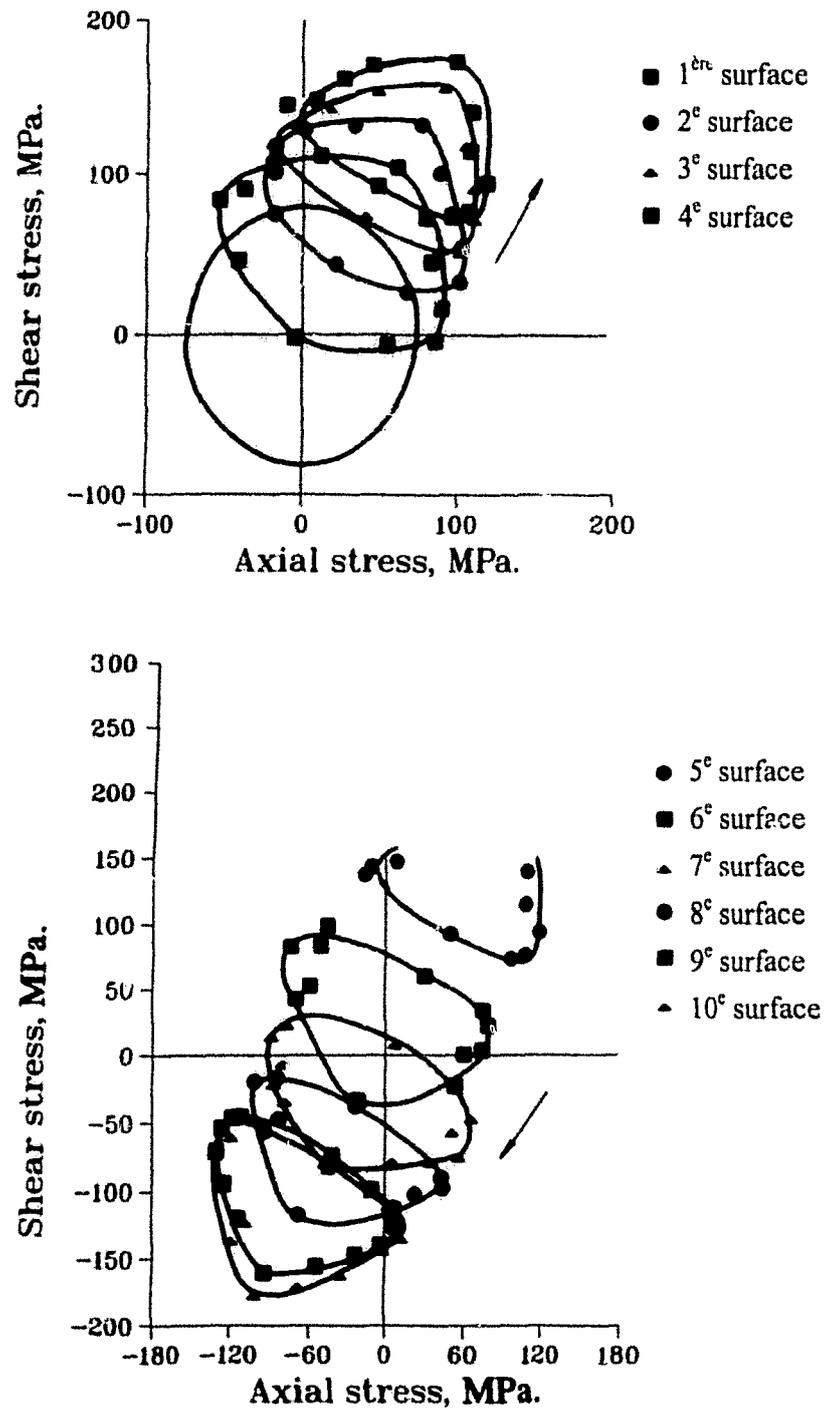


Figure I-39 : Evolution de la surface de plasticité à différents instants du premier cycle d'un essai proportionnel incliné de 60° par rapport à la contrainte axiale pour un acier inoxydable 304 [Wu 1991]

La Figure I-40 donne l'évolution des contraintes et de la surface seuil après la première branche OA de chacun des deux premiers cycles d'un essai non-proportionnel sur un AU4G

[Rousset 1985]. Sous chargement non-proportionnel, la distorsion de la surface seuil est très instable, un changement de direction du chargement modifie complètement sa forme [Rousset 1985], [Helling 1986]. La forme de la surface est moins régulière que sous chargement proportionnel, cependant, d'un cycle à l'autre, la forme de la surface seuil est conservée [Rousset 1985]. Sur les premiers cycles, l'alliage AU4G présente une forte dilatation de la surface seuil, donc un fort écrouissage isotrope.

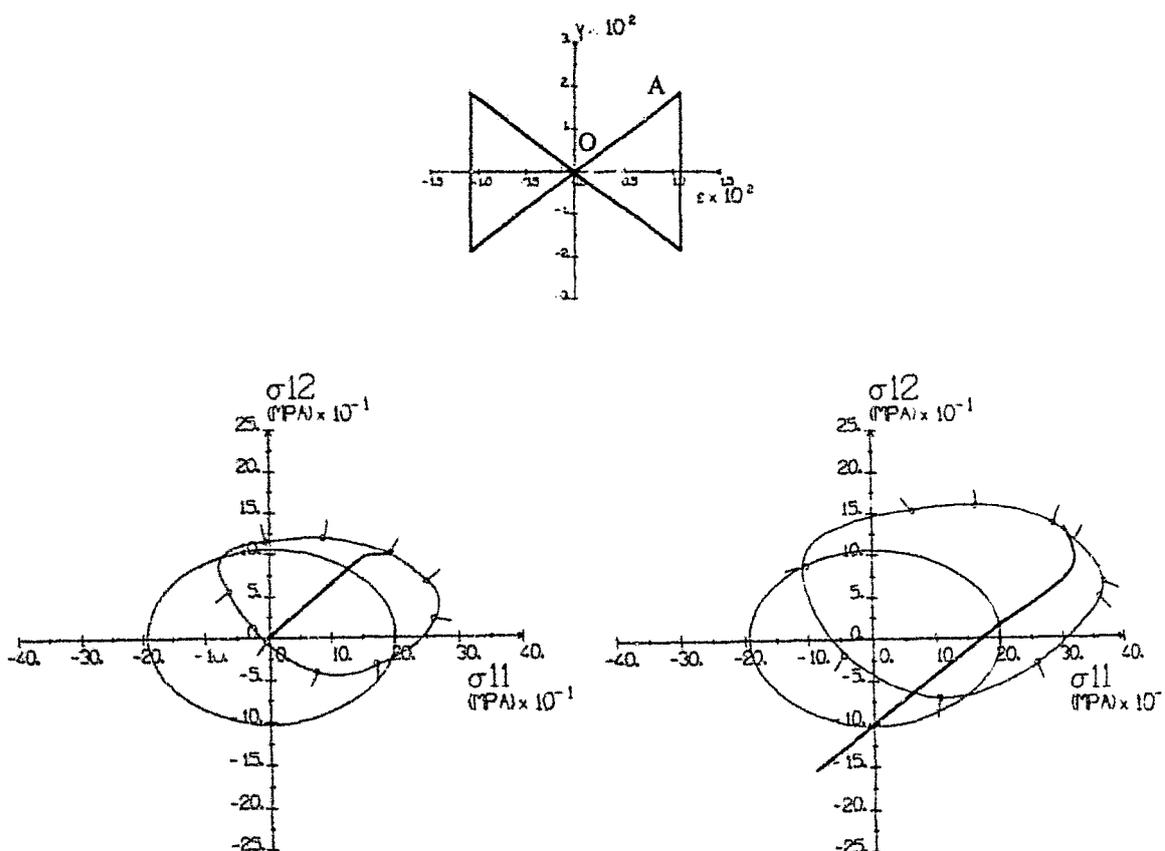


Figure I-40 : Evolution de la surface de plasticité pendant un essai de forme "papillon" pour un alliage d'aluminium AU4G [Rousset 1985] : trajet de chargement et surface seuil après la première branche OA de chacun des deux premiers cycles

#### Influence des paramètres d'essai sur la forme de la surface seuil

- Influence de l'offset

La forme et la taille de la surface seuil mesurée dépendent étroitement de la valeur de l'offset de déformation plastique utilisé. Khan et Wang ont mesuré expérimentalement la forme de la surface de plasticité d'un alliage de cuivre OFHC en traction-torsion après une

précharge initiale de torsion [Khan 1993]. Ils ont utilisé pour cela 8 éprouvettes. Sur chacune, une même précharge en torsion puis une décharge dans une direction donnée ont été imposées (Figure I-41). Huit directions de décharge ont été sélectionnées dans le demi-plan ( $\sigma$ ,  $\tau$ ). Sur chaque éprouvette, une large déformation plastique a eu lieu dans la direction de déchargement. On constate que, pour un faible offset de déformation plastique, la surface présente une distorsion importante, alors que, pour un offset plus grand, la surface mesurée se rapproche d'un cercle (Figure I-41). Un grand offset de déformation plastique "efface" donc la distorsion de la surface mesurée qui n'est plus la frontière du domaine d'élasticité.

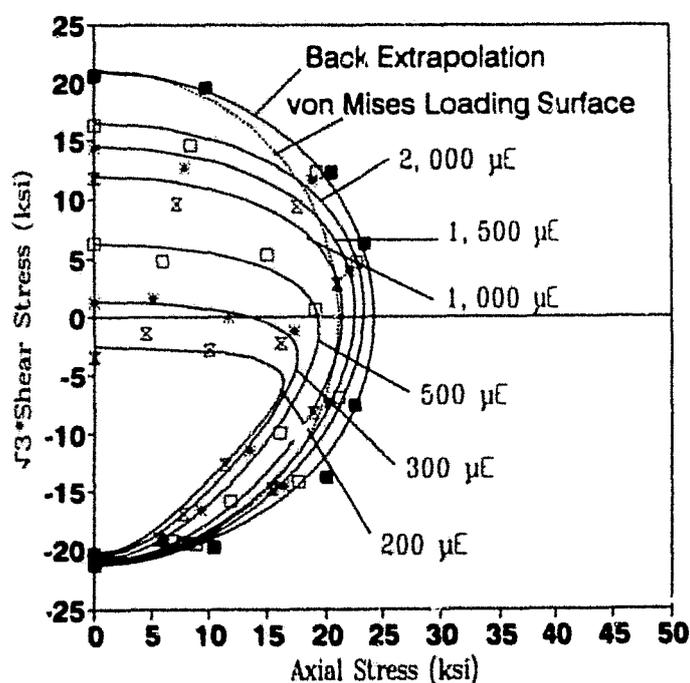


Figure I-41 : Surface de plasticité mesurée après une précharge à -21 ksi en torsion sur un alliage de cuivre OFHC [Khan 1993]

- Influence de la température

La température influe sur le comportement plastique des matériaux, il est donc normal qu'elle modifie aussi la surface de plasticité. Phillips a proposé un certain nombre de résultats à différentes températures [Phillips 1973]. Les essais ont été conduits sur des éprouvettes tubulaires d'aluminium pur sous chargement de traction - torsion - pression interne. L'essai représenté Figure I-42 est constitué du trajet de chargement OABC (Figure I-42 a). Pour chaque point du chargement, la surface de plasticité a été mesurée successivement aux températures 70°F, 151°F, 227°F et 305°F. Le trajet de chargement est non-proportionnel.

Lorsque la température augmente, la taille de la surface de plasticité initiale diminue de manière sensiblement homothétique. Après précharge, la taille de la surface seuil diminue avec la température tandis que sa distorsion augmente.

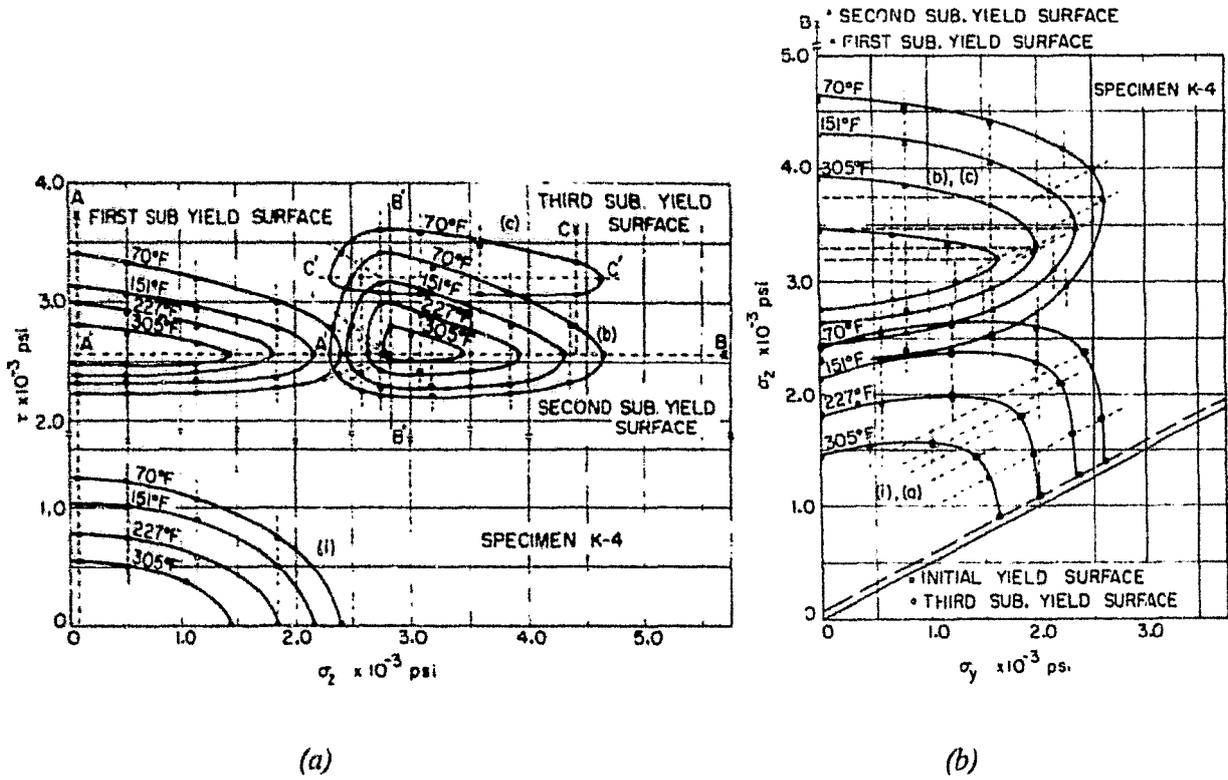


Figure I-42 : Surfaces de plasticité mesurées à 4 températures sur le trajet de chargement non-proportionnel OABC pour un alliage d'aluminium [Phillips 1973]

- Influence de la vitesse

Ellis et al. ont montré que la vitesse de chargement modifie la forme de la surface de plasticité d'un acier inoxydable 316 [Ellis 1983]. L'effet est peu marqué sur la surface initiale, mais intervient d'une manière importante sur la distorsion de la surface seuil après chargement radial à la contrainte équivalente de 175 MPa (Figure I-43).

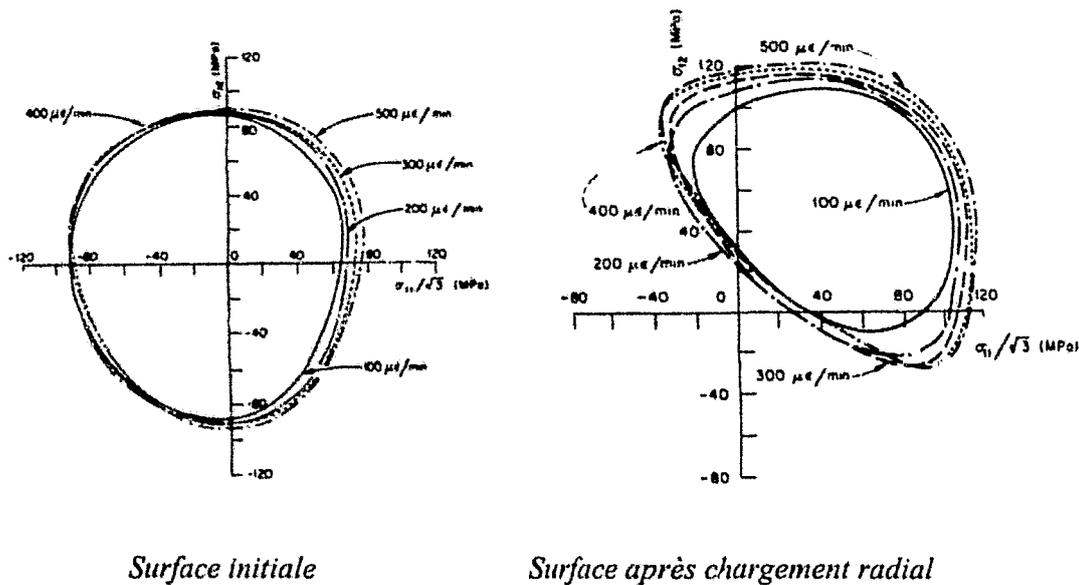


Figure I-43 : Influence de la vitesse de déformation sur la surface de plasticité pour un acier 316 [Ellis 1983]

### I-3 Conclusion

Nous avons présenté dans ce chapitre une étude bibliographique sur les aciers inoxydables austéno-ferritiques et leur comportement en fatigue plastique.

Nous avons vu dans un premier temps que l'intérêt principal de l'utilisation des aciers austéno-ferritiques réside dans la conjugaison de bonnes propriétés mécaniques et de corrosion.

Nous nous sommes intéressés ensuite au comportement mécanique en fatigue plastique de ces aciers. Plusieurs équipes ont étudié leur comportement sous sollicitations uniaxiales, en revanche aucun résultat n'existe, à notre connaissance, sur leur réponse en fatigue multiaxiale. Après avoir montré que les aciers austéno-ferritiques ont un comportement en fatigue uniaxiale intermédiaire entre ceux des aciers austénitiques et ferritiques, nous avons fait état des données sur le comportement des aciers austénitiques en fatigue multiaxiale. Les effets de nombreux paramètres (amplitude, déformation moyenne, trajet de chargement, vitesse de sollicitation, température, histoire du chargement) sur le comportement en fatigue ont été

discutés. Les données de la littérature sur l'influence des paramètres du chargement et des mécanismes physiques sur la microstructure des dislocations ont également été rapportées.

Les résultats de la littérature montrent une grande sensibilité des aciers inoxydables austénitiques au trajet et à l'histoire du chargement. Au contraire, les aciers ferritiques y sont peu sensibles. Qu'en est-il des aciers austéno-ferritiques, constitués d'austénite et de ferrite en proportions égales ? Peut-on se contenter d'essais de fatigue uniaxiaux pour connaître puis modéliser leur comportement en plasticité cyclique multiaxiale ?

*1. Les aciers inoxydables, propriétés et comportement sous sollicitations cycliques*

---

# Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

II-1	Matériau étudié	73
II-2	Équipement expérimental	76
II-2.1	Essais de traction-compression	76
II-2.2	Essais de traction-compression/torsion	77
II-3	Méthodologie employée	79
II-3.1	Calcul des contraintes et des déformations	79
II-3.2	Définition du chargement	81
II-3.3	Pilotage des essais	84
II-3.4	Post-traitement des résultats	86
II-3.5	Incertitude sur les mesures	87
II-3.6	Présentation des essais réalisés	87
II-4	Résultats expérimentaux des essais monotones et cycliques	91
II-4.1	Traction monotone	91
II-4.2	Torsion monotone	94
II-4.3	Écrouissage cyclique	96
II-4.4	Hypothèse d'isotropie	103
II-4.5	Sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel	108
II-4.6	Influence de l'histoire du chargement	111
II-5	Conclusion	132

## *II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex*

---

## II Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

Dans ce chapitre, nous présentons les essais de fatigue oligocyclique sur un acier inoxydable duplex effectué dans le cadre de ce travail, ainsi que leurs résultats. Ces essais doivent nous permettre de caractériser le comportement de l'acier duplex sous sollicitations biaxiales et sa sensibilité à l'histoire du chargement (chapitre II). Ils nous permettront ensuite d'identifier et de valider différentes lois de comportement de la littérature (chapitre IV).

Nous décrivons pour cela le matériau étudié, l'équipement et les procédures expérimentales utilisées (§ II-1, II-2 et II-3). Les résultats expérimentaux sont présentés et analysés dans le paragraphe II-4. Les résultats bruts de chaque essai sont détaillés dans l'annexe C. Nous analysons alors le comportement en traction et en torsion monotone de cet acier (§ II-4.1 et II-4.2), puis le comportement en fatigue oligocyclique uniaxiale (§ II-4.3). Nous testons ensuite les propriétés d'isotropie du matériau (§ II-4.4) avant d'étudier son comportement sous sollicitations cycliques biaxiales (§ II-4.5). Nous nous intéressons enfin à l'influence de l'histoire de trois paramètres caractéristiques du chargement, indépendamment l'un de l'autre : amplitude, valeur moyenne et trajet de chargement (§ II-4.6).

### II-1 Matériau étudié

Nous avons étudié un acier inoxydable austéno-ferritique Z2 Cr Ni Mo 25-07 allié à l'azote. L'acier a été fourni par Aubert et Duval sous forme de barres forgées, de désignation commerciale X 47 D. Sa composition chimique massique exacte est donnée dans le Tableau II-1 ci-dessous.

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

Tableau II-1 : Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable austéno-ferritique étudié

Pendant le refroidissement à l'élaboration, le métal se solidifie en formant de la ferrite puis, à plus basse température, des îlots d'austénite apparaissent au sein de la ferrite. A température ambiante, l'acier est biphasé, formé d'environ 60 % de ferrite et 40 % d'austénite.

Une bibliographie concernant la microstructure associée au mode d'élaboration des aciers austéno-ferritiques peut être trouvée chez [Calonne 2001].

Après avoir été forgées, les barres ont subi une homogénéisation, ou hypertrempe, qui consiste en un maintien à 1060°C pendant une heure suivi d'un refroidissement à l'eau. L'hypertrempe permet de remettre tous les éléments d'addition en solution solide, de manière à éviter les phases intermétalliques et les précipités.

Les éprouvettes ont été prélevées dans une barre forgée de diamètre  $\varnothing$  73 mm. Nous avons contrôlé le profil de dureté dans une section de cette barre. Les résultats sont rapportés Figure II-1. Au cœur de la barre, dans une zone cylindrique interne de diamètre  $\varnothing$  60 mm, la dureté est sensiblement constante, la dureté moyenne est de 257 Vickers. Lorsqu'on sort de ce cylindre, dans la croûte de la barre, la dureté augmente quasi-linéairement avec la distance à l'axe, pour atteindre 311 Vickers en peau de barre à 36,5 mm de l'axe. Nous avons doublé la moitié des points expérimentaux pour limiter l'incertitude.

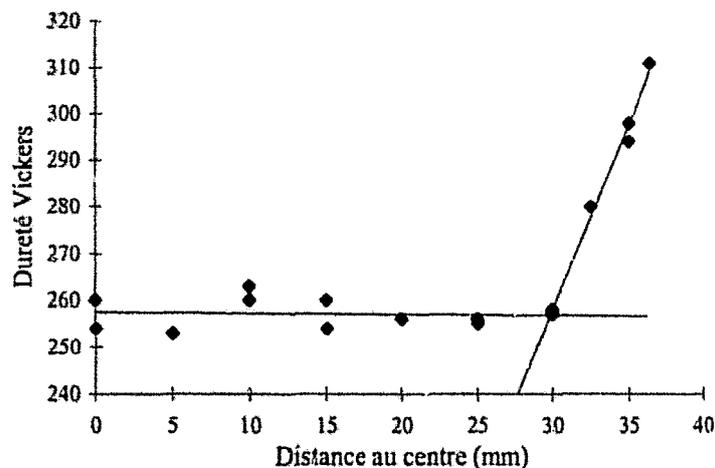


Figure II-1 : Évolution de la dureté dans une section

Deux types d'éprouvettes ont été prélevés dans ces barres : des éprouvettes de traction-compression et des éprouvettes de traction-torsion. Leurs géométries seront précisées dans les paragraphes II-2.1 et II-2.2 respectivement. Elles ont été prélevées dans la partie centrale de la barre sans utiliser la croûte, de dureté variable et plus élevée.

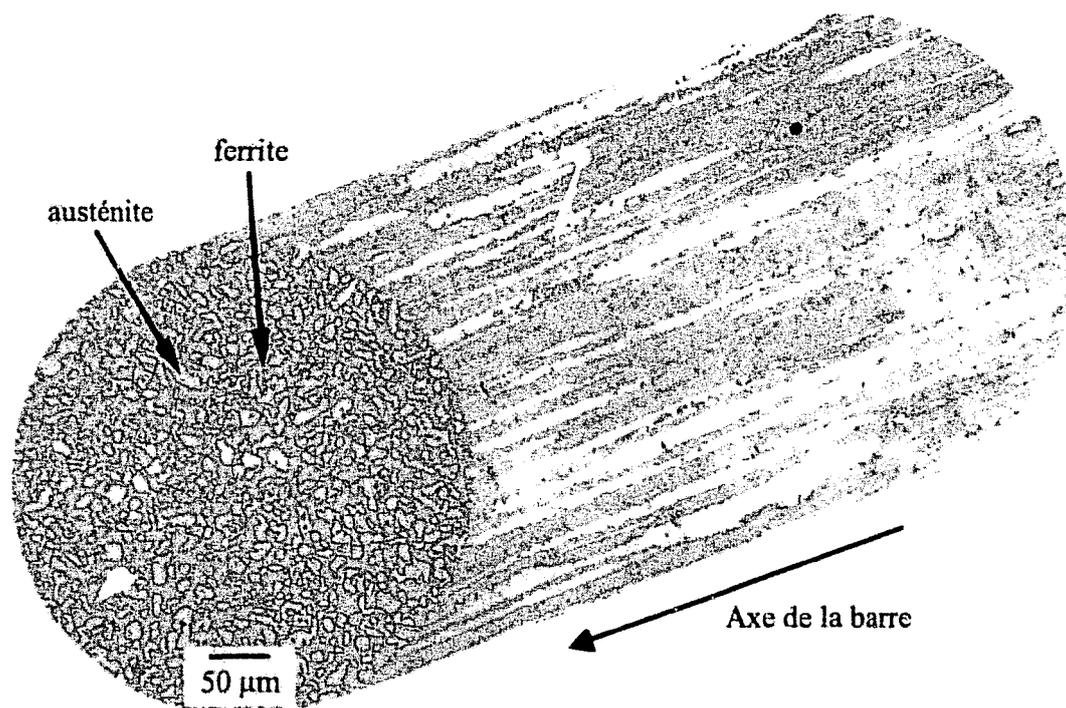


Figure II-2 : Microstructure de l'acier inoxydable austéno-ferritique étudié, observée en microscopie optique

La microstructure de l'acier austéno-ferritique, après polissage et attaque au réactif de Murakami modifié, est présentée Figure II-2 dans un plan normal à l'axe de la barre et dans un plan parallèle à cet axe. Le réactif de Murakami modifié consiste en un mélange de 30 g de ferricyanure de potassium  $\text{Fe}(\text{CN})_6$ , 30 g de d'hydroxyde de potassium OHK avec 60 ml d'eau distillée. Il a été appliqué pendant 50 s sur les échantillons polis. La microstructure est constituée d'îlots d'austénite dans une matrice ferritique. Ces îlots sont de forme globalement cylindrique avec un facteur de forme de l'ordre de 100, leur dimension transversale vaut environ 10  $\mu\text{m}$ . La microstructure est semblable dans tous les plans parallèles à l'axe de la barre. Nous ferons donc à priori l'hypothèse que la microstructure est isotrope transverse. La phase ferritique est complètement percolée, tandis que la phase austénitique ne l'est qu'en partie. Il faut distinguer les notions d'îlot et de grain, en effet chacune des phases est polycristalline. Figure II-3, on peut observer quelques grains de ferrite dans la matrice et une partie des contours des grains d'austénite dans les îlots. Les quelques grains de ferrite observés ont une taille de 15 à 20  $\mu\text{m}$ .

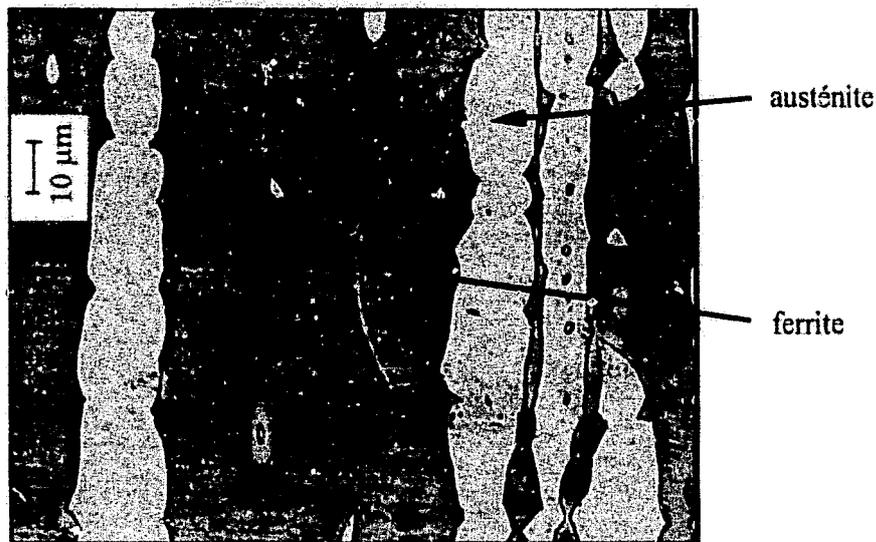


Figure II-3 : Grains dans la phase ferritique dans un plan parallèle à l'axe de la barre, observés en microscopie optique

## II-2 Équipement expérimental

Nous présentons dans ce paragraphe les éprouvettes d'essai ainsi que les machines d'essai utilisées avec les moyens de mesure associés. Les essais ont été réalisés à température ambiante.

### II-2.1 Essais de traction-compression

Pour réaliser les essais uniaxiaux, nous avons utilisé une machine hydraulique de fatigue INSTRON à commande électronique de type 8501. Le pilotage et l'acquisition des données sont effectués à l'aide de la console de la machine, l'ensemble étant piloté par le logiciel MAX, logiciel développé par INSTRON pour la réalisation d'essais de fatigue. La cellule d'effort a une capacité de  $\pm 100$  kN. L'extensomètre utilisé est un extensomètre à couteaux et jauges de déformation INSTRON, de longueur de base 10 mm et de capacité  $\pm 10$  % (Figure II-4). La mesure du déplacement longitudinal du vérin s'effectue au moyen d'un capteur LVDT de capacité  $\pm 75$  mm.

Les éprouvettes sont de révolution, leur partie utile a un diamètre de 10 mm sur une longueur de 15 mm. Le montage de ces éprouvettes sur la machine d'essai s'effectue à l'aide du dispositif d'amarrage montré Figure II-4. Les plans des mors et des éprouvettes sont présentés dans l'annexe A.

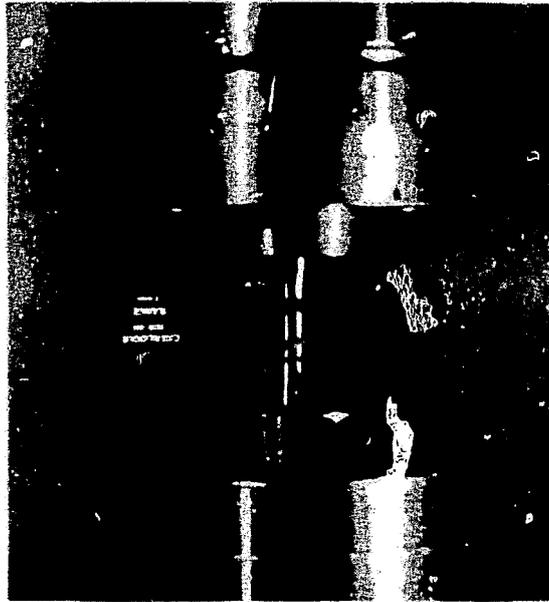


Figure II-4 : Montage de traction-compression

Les éprouvettes ont été prélevées à raison de 4 par section dans la barre de diamètre 73 mm. La disposition adoptée pour la répartition des éprouvettes de traction-compression dans la barre forgée est présentée Figure II-5. La dureté de ces éprouvettes est homogène.

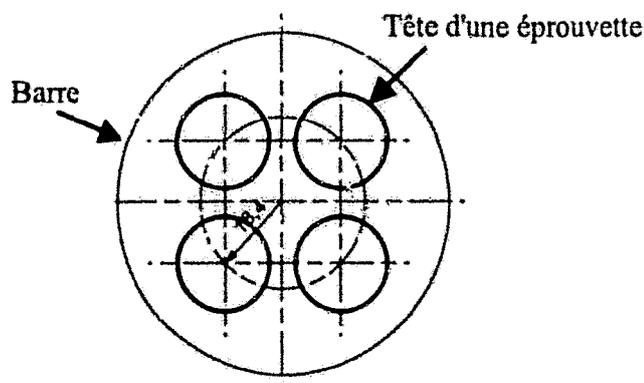


Figure II-5 : Localisation des éprouvettes de traction-compression dans la barre

## II-2.2 Essais de traction-compression/torsion

Pour réaliser les essais biaxiaux, nous avons utilisé une machine hydraulique biaxiale de fatigue INSTRON à commande électronique de type 8800. Le logiciel FastTrack permet la communication avec la machine à travers une carte de type GPIB, les essais sont pilotés à l'aide de programmes écrits sous LabView. La cellule de charge biaxiale a une capacité de

## II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

$\pm 100$  kN et de  $\pm 1000$  mN. La mesure des déplacements des 2 vérins s'effectue à l'aide de 2 capteurs LVDT de capacités  $\pm 50$  mm et  $\pm 45^\circ$ . Nous avons utilisé un extensomètre biaxial de capacités  $\pm 1,25$  mm et  $\pm 5^\circ$  sur une base de 25 mm.

Les éprouvettes sont tubulaires. Dans la partie utile, le diamètre extérieur vaut 25 mm tandis que le diamètre intérieur est de 22 mm. Les éprouvettes sont fixées sur la machine à l'aide de mors que nous avons conçus et développés au laboratoire (Figure II-6). Le dimensionnement et les plans des mors et des éprouvettes sont détaillés dans l'annexe A.

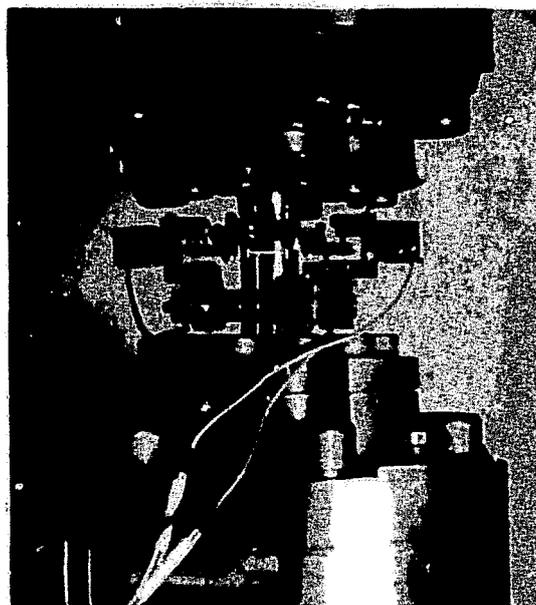


Figure II-6 : Montage de traction-torsion

Les éprouvettes de traction-torsion ont été prélevées au centre de la barre. Leur position dans la barre forgée est présentée Figure II-7. La dureté de ces éprouvettes est homogène et identique à celle des éprouvettes de traction-compression.

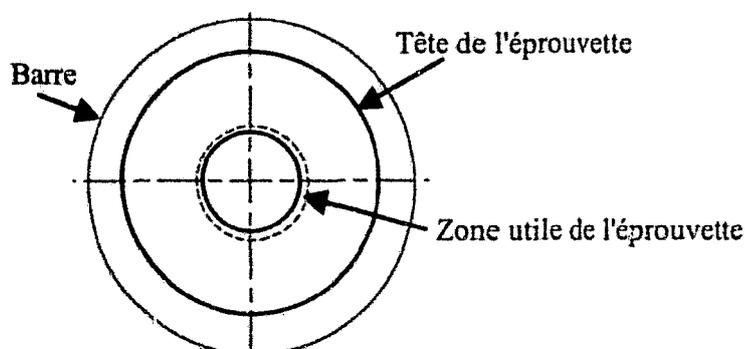


Figure II-7 : Position des éprouvettes de traction-torsion dans la barre

## II-3 Méthodologie employée

Dans ce paragraphe, nous présentons la méthodologie employée pour réaliser les essais. Celle-ci comprend le calcul des contraintes et des déformations, les choix de pilotage des essais, le calcul des caractéristiques élastiques et celui des incertitudes de mesure. La liste des essais réalisés est présentée avec les caractéristiques de chaque essai.

### II-3.1 Calcul des contraintes et des déformations

Les essais sont pilotés en déformation totale.

Le calcul des contraintes dans la partie utile des éprouvettes s'effectue de la même manière pour les éprouvettes de traction-compression et pour les éprouvettes de traction-compression/torsion, excepté que dans le premier cas, certains des paramètres sont nuls. A partir de la mesure de l'effort  $F$  et du couple  $C$ , on calcule la contrainte axiale  $\sigma_{11}$  et la contrainte de cisaillement  $\tau_{12}$  à l'aide des relations suivantes :

$$\sigma_{11} = \frac{F}{S} \quad \text{Eq. II-1}$$

$$\text{avec } S = \pi \frac{\Phi_{\text{ext}}^2 - \Phi_{\text{int}}^2}{4} \quad \text{Eq. II-2}$$

$$\tau_{12} = \frac{C}{I_0} r_{\text{moy}} \quad \text{Eq. II-3}$$

$$\text{avec } I_0 = \pi \frac{\Phi_{\text{ext}}^4 - \Phi_{\text{int}}^4}{32} \quad \text{Eq. II-4}$$

$$\text{et } r_{\text{moy}} = \frac{\Phi_{\text{ext}} + \Phi_{\text{int}}}{4} \quad \text{Eq. II-5}$$

où  $\Phi_{\text{int}}$  et  $\Phi_{\text{ext}}$  sont respectivement les diamètres intérieur et extérieur de la partie utile de l'éprouvette. Les diamètres ont été mesurés sur chaque éprouvette.

La contrainte de cisaillement est déterminée ici en faisant l'hypothèse d'un comportement élastique dans la zone utile de l'éprouvette. L'erreur engendrée par cette hypothèse est de 0,3 % sur la contrainte [Pilvin 1990].

L'extensomètre mesure directement la déformation totale axiale  $\varepsilon_{11}$  et la distorsion totale  $\gamma_{12}$  de la partie utile de l'éprouvette. La distorsion totale est reliée à la déformation de cisaillement totale  $\varepsilon_{12}$  par la relation :

$$\gamma_{12} = 2 \varepsilon_{12} \quad \text{Eq. II-6}$$

Nous nous placerons dans le cas général des matériaux orthotropes au vu des symétries de la méthode d'obtention du matériau et de sa micro-structure. On relie les déformations totales aux déformations plastiques à l'aide des expressions :

$$\varepsilon_{11}^p = \varepsilon_{11} - \frac{\sigma_{11}}{E_{11}} \quad \text{Eq. II-7}$$

$$\gamma_{12}^p = \gamma_{12} - \frac{\tau_{12}}{G_{12}} \quad \text{Eq. II-8}$$

$$\varepsilon_{12}^p = \varepsilon_{12} - \frac{1}{2} \frac{\tau_{12}}{G_{12}} \quad \text{Eq. II-9}$$

où  $\varepsilon_{11}^p$ ,  $\gamma_{12}^p$  et  $\varepsilon_{12}^p$  sont respectivement la déformation plastique axiale, la distorsion plastique et la déformation plastique de cisaillement,  $E_{11}$  est le module d'élasticité axial et  $G_{12}$  le module de cisaillement. Ces modules seront notés E et G par la suite puisque nous ne nous intéresserons pas aux autres directions du matériau.

Par la suite,  $\varepsilon$  désignera la déformation axiale  $\varepsilon_{11}$  et  $\gamma$  la distorsion  $\gamma_{12}$ . Nous n'utiliserons plus la déformation de cisaillement.

Durant les essais de traction monotone, la déformation axiale dépasse 1% et on ne peut plus confondre la déformation et la déformation vraie. Il est alors nécessaire de calculer la déformation vraie  $\varepsilon_{11v}$  et la contrainte vraie  $\sigma_{11v}$  par les relations suivantes, en supposant le matériau incompressible plastiquement :

$$\varepsilon_{11v} = \ln(1 + \varepsilon_{11}) \quad \text{Eq. II-10}$$

$$\sigma_{11v} = \sigma_{11} e^{\varepsilon_{11v}} \cong \sigma_{11} (1 + \varepsilon_{11}) \quad \text{Eq. II-11}$$

Dans le cas de sollicitations multiaxiales, pour comparer les résultats d'essais, il est nécessaire de définir des équivalents en contrainte et déformation entre les directions de traction et de torsion. Nous utiliserons par la suite les équivalents de von Mises, choix que nous justifierons. La contrainte et la déformation plastique équivalentes sont définies de la manière suivante pour un tube mince soumis à des sollicitations de traction-torsion :

$$\sigma^{eq} = \sqrt{\sigma_{11}^2 + 3\tau_{12}^2} \quad \text{Eq. II-12}$$

$$\varepsilon^{peq} = \sqrt{\varepsilon_{11}^p{}^2 + \frac{\gamma_{12}^p{}^2}{3}} \quad \text{Eq. II-13}$$

On définit par analogie la déformation équivalente et la vitesse de déformation totale équivalente :

$$\varepsilon^{eq} = \sqrt{\varepsilon_{11}^2 + \frac{\gamma_{12}^2}{3}} \quad \text{Eq. II-14}$$

$$\dot{\varepsilon}^{eq} = \sqrt{\dot{\varepsilon}_{11}^2 + \frac{\dot{\gamma}_{12}^2}{3}} \quad \text{Eq. II-15}$$

### II-3.2 Définition du chargement

Dans le cas des essais cycliques, nous avons défini les caractéristiques du chargement par trois paramètres : le trajet de chargement, son amplitude et sa valeur moyenne. Comme le pilotage est réalisé en déformation totale, le trajet de chargement est défini dans le plan  $(\varepsilon, \gamma/\sqrt{3})$  (Figure II-8).

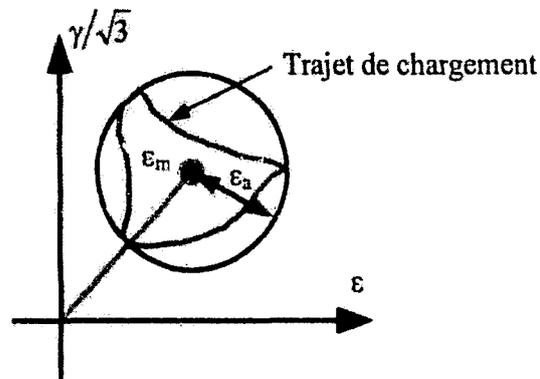


Figure II-8 : Définition du trajet de chargement

L'amplitude de déformation du chargement,  $\varepsilon_a$ , est le rayon du plus petit cercle circonscrit au trajet de chargement dans le plan  $(\varepsilon, \gamma/\sqrt{3})$ , la déformation moyenne  $\varepsilon_m$  est définie comme le centre de ce cercle.

La réponse en contrainte peut être tracée cycle par cycle dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$ . On définit alors l'amplitude de contrainte équivalente  $\sigma_{eq a}$  comme le rayon du plus petit cercle circonscrit à cette réponse et la contrainte moyenne  $\sigma_m$  comme le centre de ce cercle. De la

## *II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex*

---

même façon, on parlera d'amplitude de déformation plastique équivalente  $\varepsilon_{eq a}^p$  et de déformation plastique moyenne  $\varepsilon_m^p$ .

Des essais monotones et cycliques ont été effectués selon 7 trajets de chargement sélectionnés, dont quatre trajets non-proportionnels, c'est-à-dire des trajets pendant lesquels le tenseur de pilotage ne reste pas proportionnel à lui-même. Leurs caractéristiques sont résumées dans le Tableau II-2 ci-dessous. Les trajets cercle et carré ne passent pas par l'origine, une portion de traction monotone permet de joindre l'origine et le trajet voulu au départ de l'essai.

II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

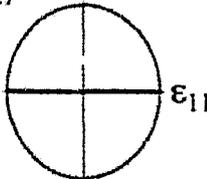
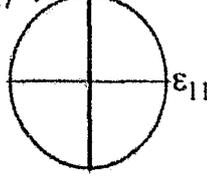
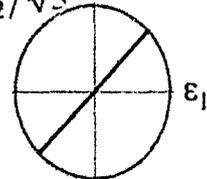
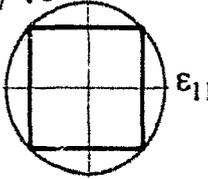
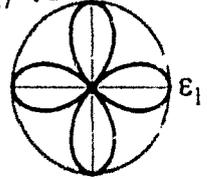
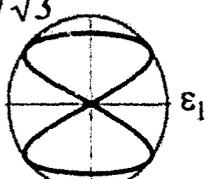
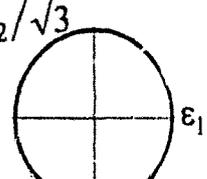
Trajets proportionnels	<b>Trajet traction-compression</b>	<b>Trajet torsion</b>	<b>Trajet proportionnel 45</b>
	$\begin{cases} \varepsilon_{11} = \varepsilon_0 \cos(\theta) \\ \gamma_{12} = 0 \end{cases}$ 	$\begin{cases} \varepsilon_{11} = 0 \\ \gamma_{12} = \sqrt{3} \varepsilon_0 \cos(\theta) \end{cases}$ 	$\begin{cases} \varepsilon_{11} = \sqrt{2}/2 \varepsilon_0 \cos(\theta) \\ \gamma_{12} = \sqrt{3} \sqrt{2}/2 \varepsilon_0 \cos(\theta) \end{cases}$ 
Trajets non-proportionnels	<b>Trajet carré</b>		<b>Trajet trèfle</b>
	$\begin{cases} \varepsilon_{11} = \pm \sqrt{2}/2 \varepsilon_0 \\ \gamma_{12} = \sqrt{6}/2 \varepsilon_0 \cos(\theta) \end{cases} \quad \begin{cases} \varepsilon_{11} = \sqrt{2}/2 \varepsilon_0 \cos(\theta) \\ \gamma_{12} = \pm \sqrt{6}/2 \varepsilon_0 \end{cases}$ 		$\begin{cases} \varepsilon_{11} = \varepsilon_0 \sin(2\theta) \sin(\theta + \frac{3\pi}{4}) \\ \gamma_{12} = \sqrt{3} \varepsilon_0 \sin(2\theta) \sin(\theta + \frac{\pi}{4}) \end{cases}$ 
	<b>Trajet sablier</b>	<b>Trajet cercle</b>	
	$\begin{cases} \varepsilon_{11} = 0,8 \varepsilon_0 \sin(2\theta) \\ \gamma_{12} = 0,8 \sqrt{3} \varepsilon_0 \sin(\theta) \end{cases}$ 	$\begin{cases} \varepsilon_{11} = \varepsilon_0 \cos(\theta) \\ \gamma_{12} = \sqrt{3} \varepsilon_0 \sin(\theta) \end{cases}$ 	

Tableau II-2 : Description des trajets de chargement,  $\theta$  est une fonction du temps.

Chaque essai est constitué d'un ou de plusieurs paliers successifs, un palier étant défini par son trajet, son amplitude de déformation, sa déformation moyenne et son nombre de cycles.

Nous avons étudié séparément l'influence de l'histoire de chacun de ces trois paramètres.

### II-3.3 Pilotage des essais

#### ➤ Choix de la vitesse de pilotage

Pour mettre en évidence l'influence de la viscosité à température ambiante sur le comportement, un essai de traction monotone, nommé Visco, a été effectué à déformation imposée par paliers de différentes vitesses de déformation (Figure II-9). Les vitesses de déformation sont choisies dans l'intervalle [ $6,6 \cdot 10^{-6}$  ;  $6,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ] avec un rapport de 10 entre deux vitesses. Chaque palier a une longueur de 0,2 %. En dessous de 0,5 % de déformation imposée, l'influence de la vitesse est quasi nulle. A partir de cette valeur, une multiplication de la vitesse de chargement par un facteur 10 augmente la contrainte obtenue d'environ 20 MPa. Ce matériau est donc visqueux à température ambiante. Ces résultats sont quasi identiques à ceux obtenus sur l'acier inoxydable austénitique AISI 316L à température ambiante [Delobelle 1993], [Portier 1999].

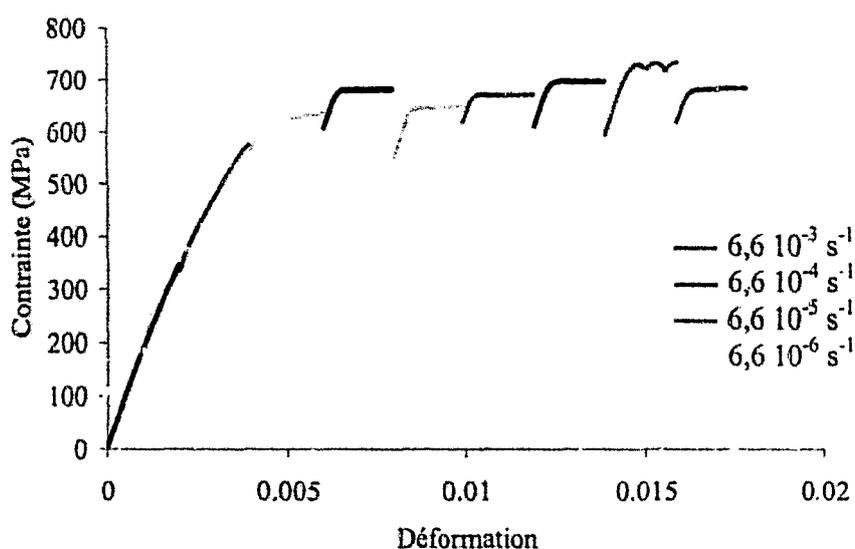


Figure II-9 : Essai de traction monotone à vitesse variable (Visco)

Pour s'affranchir de l'influence de la viscosité sur les résultats, tous les essais ont été pilotés à vitesse de déformation équivalente constante. Celle-ci a été choisie égale à  $6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  de manière à être cohérent avec les vitesses de déformation des essais biaxiaux de la littérature sur des aciers inoxydables austénitiques [Delobelle 1993], [Calloch 1997].

#### ➤ Méthodologie de pilotage

Pour les trajets choisis, les signaux de chargement ont la forme générale suivante :

$$\varepsilon_{11} = \varepsilon_0 f(\theta) \quad \text{Eq. II-16}$$

$$\gamma_{12} = \sqrt{3} \varepsilon_0 g(\theta) \quad \text{Eq. II-17}$$

où  $f$  et  $g$  sont des fonctions périodiques bornées et  $\theta$  un paramètre dépendant du temps.

Un cycle est défini par un ensemble fini de points  $M_i$  de coordonnées  $(\varepsilon_{11}(\theta_i), \gamma_{12}(\theta_i))$ . Afin que la longueur curviligne entre deux points consécutifs soit toujours la même,  $d\theta$  doit varier en fonction de  $\theta$ .

La vitesse de déformation équivalente peut s'exprimer en fonction de l'abscisse curviligne le long du trajet de chargement.

$$\dot{\varepsilon}^{eq} = \sqrt{\dot{\varepsilon}_{11}^2 + \frac{\dot{\gamma}_{12}^2}{3}} = \frac{ds}{dt} \quad \text{Eq. II-18}$$

La longueur curviligne entre 2 points de définition du chargement vaut  $ds = \frac{L}{n}$ , où  $L$  est la longueur du trajet et  $n$  le nombre de points de définition du chargement.

$$L = \int_{\text{cycle}} \sqrt{[f(\theta)]^2 + [g'(\theta)]^2} d\theta \quad \text{Eq. II-19}$$

Il nous faut donc imposer  $\theta$  tel que :

$$d\theta = \frac{\int_{\text{cycle}} \sqrt{[f(\theta)]^2 + [g'(\theta)]^2} d\theta}{n \sqrt{[f(\theta)]^2 + [g'(\theta)]^2}} \quad \text{Eq. II-20}$$

#### ➤ Logiciel utilisé

L'ensemble des modules nécessaires au dialogue avec la machine a été développé à l'aide du logiciel LabView. Nous y avons inclus le pilotage de l'essai avec la définition de la forme des trajets de chargement respectant la condition de vitesse constante, la gestion du nombre de cycles à effectuer ainsi que l'acquisition des données et l'interface utilisateur.

Les questions/réponses transitent par une carte GPIB National Instrument sous une forme codée définie par INSTRON. Les commandes consistent en fonctions très simples, comme "l'amplitude de rampe sur l'axe 2 est de 25 mm" qu'il faut assembler en fonctions de plus en plus complexes. L'ensemble permet désormais de réaliser  $N$  cycles pilotés en déformation, avec un trajet prédéfini à vitesse de déformation constante et à valeur moyenne quelconque. La machine effectue une rampe avant le cyclage pour se placer à la valeur moyenne du palier. Pendant l'essai, sont affichées les évolutions des contraintes et des

déformations, ainsi que les contraintes extrémales sur chaque axe au cours des cycles. Un module permet également de détecter la surface de plasticité au point courant, selon la méthode présentée au chapitre III. L'ensemble des points mesurés est enregistré dans un fichier au cours de l'essai.

### **II-3.4 Post-traitement des résultats**

#### **➤ Calcul des caractéristiques élastiques**

Pour déterminer le module d'élasticité sur chaque portion linéaire de chaque cycle des essais de traction-compression cycliques, nous avons utilisé une méthode de détermination automatique développée au laboratoire par M. Choteau [Choteau 1999]. Les calculs sont effectués  $\frac{1}{2}$  cycle par  $\frac{1}{2}$  cycle. Il convient de déterminer la plage élastique pour chaque demi-cycle. Sa borne supérieure est la borne en déformation qui conduit au coefficient de corrélation maximal. Les premiers points de l'alternance peuvent ne pas être précisément sur la droite recherchée, par exemple pour des problèmes de relaxation ou de pilotage. Ils sont donc tout d'abord ôtés de la plage étudiée. On détermine ensuite la borne supérieure de la plage élastique en recherchant la meilleure corrélation possible pour la droite élastique au sens des moindres carrés. Les premiers points de l'alternance supprimés dans la phase précédente sont ensuite réintroduits dans la plage élastique lorsqu'ils satisfont à un critère en déformation maximale. Les mêmes valeurs des paramètres (nombre de points initiaux supprimés, offset de déformation plastique, etc.) sont utilisées pour établir les variations du module d'élasticité au cours des cycles pour un essai donné.

Le module d'élasticité est alors calculé sur la plage ainsi délimitée. La déformation plastique peut alors être calculée selon les équations II-7 et II-8. La limite d'élasticité est obtenue quand la déformation plastique atteint l'offset de référence. Elle est déterminée par interpolation linéaire entre les points enregistrés.

#### **➤ Post-traitement automatique**

Le post-traitement des résultats a été automatisé dans toutes ses étapes : depuis le calcul des contraintes jusqu'au tracé des graphes d'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente au cours des cycles, en passant par le calcul des caractéristiques élastiques, la recherche des extremums au cours des cycles ou la présentation des graphiques. Le développement de cet outil a été réalisé avec le langage Visual Basic pour Applications (Microsoft Excel). L'ensemble représente environ 4500 lignes de code.

### II-3.5 Incertitude sur les mesures

Nous avons quantifié les incertitudes expérimentales dues à toute la chaîne d'acquisition. La démarche utilisée est détaillée dans l'Annexe B. L'incertitude absolue sur la mesure de la déformation induite par l'extensomètre uniaxial est inférieure à  $10^{-4}$  pendant les essais cycliques et à  $6 \cdot 10^{-4}$  pendant les essais monotones. Quant aux incertitudes absolues induites par l'extensomètre biaxial, elles valent  $8 \cdot 10^{-4}$  pour la déformation axiale et  $5 \cdot 10^{-4}$  pour la distorsion sur la plage d'utilisation. L'incertitude absolue sur la contrainte de traction mesurée par la cellule de charge uniaxiale est inférieure à 9 MPa. Les incertitudes absolues sur les contraintes axiale et de cisaillement sont inférieures respectivement à 6 et 11 MPa durant les essais.

### II-3.6 Présentation des essais réalisés

Tous les essais ont été réalisés en déformation totale contrôlée et à vitesse de déformation totale constante égale à  $6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . La température était de 20°C. Les essais effectués sont résumés dans le Tableau II-3. Les essais de traction monotone, compression monotone et traction-compression cyclique ont été réalisés sur la machine de traction-compression, les autres sur la machine de traction-compression/torsion.

En ce qui concerne l'étendue de déformation étudiée, nous nous sommes attachés à rester dans un domaine "réaliste" par rapport aux déformations vues par le matériau dans des structures réelles. Les valeurs maximales de déformation équivalente ont été définies égales à 0,8 % en traction-torsion et à 1 % en traction-compression. Nous verrons plus loin qu'à 0,8% d'amplitude de déformation, une localisation de la déformation apparaît sur le trajet cercle au bout d'une centaine de cycles, l'éprouvette se "vrille". Il nous était donc impossible de travailler à déformation plus élevée sur cette géométrie d'éprouvette. Nous avons effectué un grand nombre d'essais à 0,5 % d'amplitude de déformation, car ce niveau a été utilisé par de nombreux auteurs [Calloch 1997], [Portier 1999] et permet une comparaison facile. C'est aussi le plus haut niveau qui permet encore de jouer sur la déformation moyenne tout en restant dans l'intervalle précité. La déformation moyenne a été étudiée pour les valeurs de 0,1 et 0,15 % pour les mêmes raisons.

Les éprouvettes des essais de traction-compression cyclique dits "à une éprouvette par niveau" ont été polies, sauf les éprouvettes TCn1, TCn5, TCn8, TCn9 et TCn12.

## *II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex*

---

Les résultats concernant chaque essai sont détaillés dans l'annexe C, en termes de boucle d'hystérésis stabilisée, courbe de durcissement/adoucissement cyclique, amplitudes de contrainte et de déformation plastique sur le cycle stabilisé.

Le choix des conditions d'essai en termes d'amplitude de déformation, de déformation moyenne et de trajet de chargement a été effectué au fur et à mesure des essais et non pas selon un programme établi à l'avance. L'objectif était que chacun des essais apporte le maximum d'informations sur le comportement du matériau à un stade donné de l'étude. A part pour les essais TC<sub>n</sub>, TA3 et TTC1, où un seul niveau de chargement a été appliqué, les autres essais apportent non seulement une information relative à l'évolution de l'amplitude de contrainte sur le premier palier, résultat classique, mais aussi des données sur l'influence de l'histoire du chargement par la combinaison de plusieurs paliers successifs. Plusieurs éprouvettes ont été soumises aux mêmes conditions d'essai, afin d'évaluer l'importance de la dispersion entre éprouvettes.

Nous appellerons séquence une suite de paliers appliquée à une même éprouvette.

II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

Tableau II-3 : Conditions de réalisation des essais

Type d'essai	Code	Définition de l'essai			Nombre de cycles
		Forme du trajet	Déformation moyenne dans le plan ( $\epsilon_{1P} \gamma_{12}/\sqrt{3}$ ) (%)	Amplitude de déformation équivalente (%)	
Traction monotone	Trac1	traction monotone	0 ; 0		0,25
	Trac2	traction monotone	0 ; 0		0,25
Compression monotone	Comp	compression monotone	0 ; 0		0,25
Traction-compression cyclique à 1 éprouvette par niveau	TCn1	traction-compression	0 ; 0	0,2	35000
	TCn2★	traction-compression	0 ; 0	0,2	200000
	TCn3★	traction-compression	0 ; 0	0,35	†
	TCn4★	traction-compression	0 ; 0	0,35	†
	TCn5	traction-compression	0 ; 0	0,5	†
	TCn6★	traction-compression	0 ; 0	0,5	†
	TCn7★	traction-compression	0 ; 0	0,5	†
	TCn8	traction-compression	0 ; 0	0,8	†
	TCn9★	traction-compression	0 ; 0	0,8	†
	TCn10★	traction-compression	0 ; 0	0,8	†
	TCn11	traction-compression	0 ; 0	1,0	†
	TCn12★	traction-compression	0 ; 0	1,0	†
	TCn13★	traction-compression	0 ; 0	1,0	†
Traction-compression cyclique par paliers	TC1	traction-compression	0 ; 0	0,2	3800
				0,35	780
				0,5	600
				0,8	†
	TC2	traction-compression	0 ; 0	0,8	450
				0,5	300
				0,35	250
				0,2	300
	TC3	traction-compression	0 ; 0	0,2	300
				0,8	350
				0,2	250
				0,8	†
	TC4	traction-compression	0 ; 0	0,35	250
				0,5	150
				0,35	250
0,8				100	
TC5	traction-compression	0 ; 0	0,35	250	
			0,5	150	
			0,35	250	
			0,8	100	
			0,35	250	
TC5	traction-compression	0 ; 0	0,5	200	
			0,1 ; 0	100	
			0,5	100	
			0,35	100	
			0,1 ; 0	100	
TC5	traction-compression	0 ; 0	0,2	100	
			0,1 ; 0	100	
			0,5	50	
			0,1 ; 0	50	
			0,5	50	

† mis pour rupture de l'éprouvette

★ signifie : éprouvette polie

## II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

Type d'essai	Code	Définition de l'essai			Nombre de cycles
		Forme du trajet	Déformation moyenne dans le plan ( $\epsilon_{1P}, \gamma_{12}/\sqrt{3}$ ) (%)	Amplitude de déformation équivalente (%)	
Torsion monotone	Tors	torsion monotone	0 ; 0		0,25
Torsion alternée	TA1	torsion	0 ; 0	0,2	100
				0,5	200
				0,8	90
	TA2	torsion	0 ; 0	0,2	135
				0,35	200
				0,5	200
0,8	200				
TA3	torsion	0 ; 0	0,5	150	
Traction-compression/ torsion	TTC1	cercle	0 ; 0	0,5	†
	TTC2	cercle	0 ; 0	0,2	74
				0,35	150
				0,5	150
				0,8	100
	TTC3	sablier carré	0 ; 0	0,5	200 300
	TTC4	carré trèfle sablier torsion	0 ; 0	0,5	100
					80
					50 210
	TTC5	cercle	0 ; 0	0,35	200
0,5				150	
0,35				200	
0,8				50	
0,35	300				
TTC6	trèfle cercle trèfle	0 ; 0	0,5	150	
				175	
				235	
TTC7	torsion trèfle torsion cercle torsion	0 ; 0	0,5	228	
				175	
				200	
				170 400	
TTC8	proportionnel 45 cercle proportionnel 45	0 ; 0	0,5	200	
				150	
				500	
TTC9	traction-compression torsion traction-compression	0 ; 0	0,5	200	
				150	
				150	
TTC10	cercle	0 ; 0 0,15 ; 0 0,15 ; 0,15 0 ; 0,15 0 ; 0	0,5	200	
				150	
				200	
				50	
				300	

† mis pour rupture de l'éprouvette

Le matériau étudié est un acier inoxydable duplex fourni sous forme de barre forgée et contenant approximativement 60 % de ferrite et 40 % d'austénite. La microstructure semble isotrope transverse.

Des essais de traction-compression et de traction-compression/torsion ont été réalisés à l'aide de deux ensembles machine - éprouvette - mors - extensométrie. Les essais étaient pilotés en déformation totale et réalisés à température ambiante. Le matériau étant visqueux, le pilotage des essais s'est effectué à vitesse de déformation constante. Le chargement était défini par trois paramètres : le trajet de chargement, l'amplitude de déformation et la déformation moyenne.

## II-4 Résultats expérimentaux des essais monotones et cycliques

Nous présentons ici les résultats obtenus pendant les essais monotones et cycliques. Les résultats bruts de ces essais sont détaillés dans l'annexe C, ils sont analysés dans ce paragraphe.

### II-4.1 Traction monotone

Deux essais de traction monotone ont été conduits jusqu'à rupture de l'éprouvette. La méthodologie employée et les résultats obtenus sont présentés ici.

#### ➤ Méthodologie

En traction-compression, l'extensomètre qui s'adapte à l'éprouvette permet de mesurer uniquement des déformations inférieures à 10%, valeur très inférieure à l'allongement à rupture qui avoisine 40% pour les aciers de ce type à la vitesse choisie. Ceci nous a conduit à deux stratégies d'essai différentes.

Les conditions de pilotage des essais de traction monotone effectués sont résumées dans le Tableau II-4.

## II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

Code de l'essai	Mode de pilotage	Vitesse de pilotage $\dot{\epsilon}^t$
Trac1	$\epsilon^t$ imposée par incréments de 8 %	$6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$
Trac2	$\epsilon^t$ imposée puis déplacement imposé	$6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (vitesse visée)

Tableau II-4 : Conditions de réalisation des essais de traction monotone

Lors du premier essai, Trac1, nous avons effectué des paliers de 8 % d'incrément de déformation totale à déformation imposée. Quand les 8% étaient atteints, l'éprouvette était maintenue sur la machine en asservissement d'effort. Un démontage-remontage de l'extensomètre suivi d'une remise à zéro de cette voie ont permis de poursuivre l'essai avec un nouveau palier à déformation imposée, et ainsi de suite jusqu'à rupture de l'éprouvette.

D'autre part un essai de traction conventionnel, Trac2, a été mené. Un premier palier jusqu'à 8 % de déformation a été réalisé en déformation imposée. L'extensomètre a alors été démonté et l'essai poursuivi jusqu'à rupture en déplacement imposé. Il a été nécessaire de réaliser la jonction entre les 2 modes de pilotage, d'une part pour assurer la continuité des conditions de pilotage (vitesse de déformation), d'autre part pour post-traiter l'essai et calculer la déformation vue par le matériau malgré l'absence de l'extensomètre. Pour cela dans la partie plastique de la première phase de l'essai (entre 1 et 8 %) nous avons postulé l'existence d'une relation linéaire entre déplacement d'une part et déformation totale ou déformation vraie d'autre part, ceci dans l'objectif d'utiliser cette relation dans la suite de l'essai. Figure II-10, sont tracés les écarts entre la déformation mesurée et la valeur de celle-ci prédite à partir du déplacement, ainsi que la courbe semblable pour la déformation vraie. Les écarts entre valeur mesurée et valeur prédite à partir du déplacement nous ont permis de choisir, entre les deux variables déformation totale et déformation vraie, celle qui se rapproche le plus des variations du déplacement. Il s'agit ici de la déformation totale, en effet l'écart entre valeur mesurée et valeur prédite est assez faible et la tendance que prend la déformation à la fin de la partie étudiée est plus proche de la valeur prédite à partir du déplacement que ne l'est la déformation vraie.

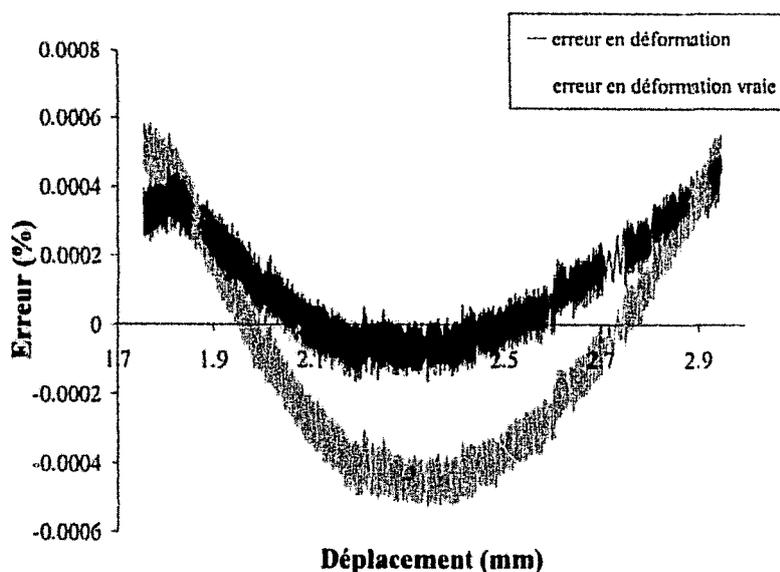


Figure II-10 : Corrélation déformation/déplacement

➤ Résultats de traction monotone

Les résultats obtenus sont tracés Figure II-11, montrant la relation contrainte vraie / déformation vraie. La relaxation de la contrainte à chaque interruption de l'essai est importante : de l'ordre de 50 MPa, ceci confirme la nature visqueuse du matériau à température ambiante. On peut constater que, pour l'essai Trac1 à déformation imposée, lors de chaque reprise, l'effort repart avec une valeur supérieure à sa valeur avant démontage. Ainsi à la quatrième reprise, l'effort maximal a été atteint et l'éprouvette s'est brutalement rompue sans que la traditionnelle courbe en cloche des matériaux ductiles n'apparaisse. Une striction a bien eu lieu, mais celle-ci est apparue en partie sous l'un des couteaux de l'extensomètre qui a glissé, la déformation ne peut plus être qualifiée d'homogène. L'éprouvette s'est alors brutalement rompue.

La courbe contrainte/déformation pour l'essai Trac2, piloté en déformation puis en déplacement, présente une forme en cloche. Les valeurs de contrainte au-delà de la contrainte maximale ne sont pas représentatives, en effet une striction a eu lieu, la section sur laquelle l'effort s'applique ne peut plus être déterminée à partir des dimensions initiales de l'éprouvette. Les points au-delà du maximum ne représentent donc plus les déformations et contraintes vraies.

Les deux courbes sont superposables jusqu'à la rupture de la première éprouvette, la corrélation utilisée pour le dépouillement de l'essai Trac2 est donc performante. La contrainte maximale est la même dans les deux cas (1024 MPa pour l'essai Trac1 et 1025 MPa pour

## II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

l'essai Trac2) même si le niveau de déformation où elle survient est différente (25 % pour l'essai Trac1 et 31 % pour l'essai Trac2). Les caractéristiques mécaniques déduites de ces deux essais sont résumées dans le Tableau II-5.

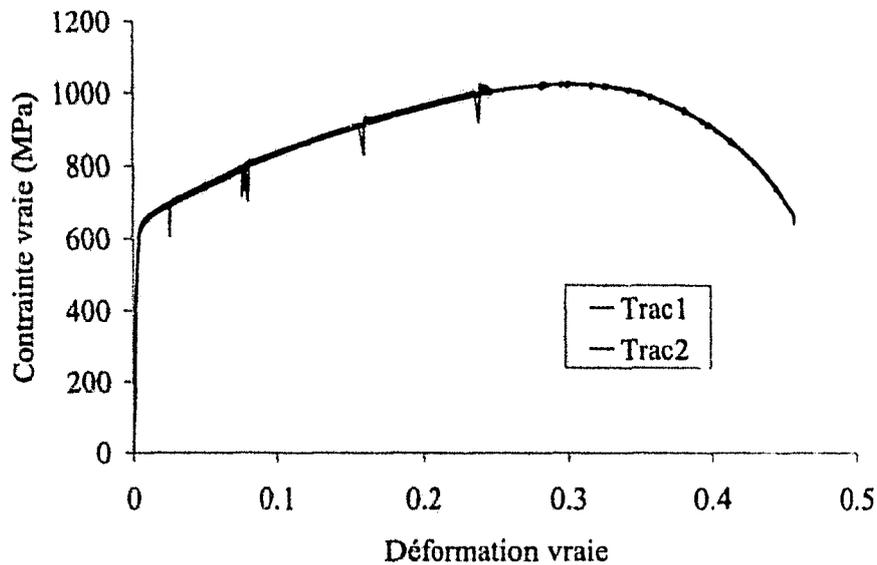


Figure II-11 : Essais de traction monotone

Code de l'essai	Limite d'élasticité à 0,02 % (MPa)	Résistance à la rupture (MPa)	Module d'élasticité (GPa)	Allongement à rupture
Trac1	424	1024	202	
Trac2	445	1025	193	46 %

Tableau II-5 : Caractéristiques mécaniques de traction monotone

Deux essais de traction monotone ont été conduits jusqu'à rupture par deux modes de pilotage différents. Les courbes contrainte vraie - déformation vraie se superposent.

Le matériau a un comportement ductile.

### II-4.2 Torsion monotone

En torsion monotone, l'extensomètre permet de mesurer une distorsion maximale de 5 %. Nous avons donc suivi la même méthodologie pour réaliser l'essai Tors que lors de l'essai de traction monotone Trac2 (voir II-4.1). L'essai a été piloté à distorsion imposée jusqu'à  $\gamma = 4\%$ , la déformation axiale restant nulle. Ensuite l'extensomètre a été démonté et l'essai poursuivi en rotation et en position imposées. La corrélation entre les deux modes de

pilotage est effectuée par une relation linéaire entre rotation et distorsion dans la partie plastique de la première partie de l'essai.

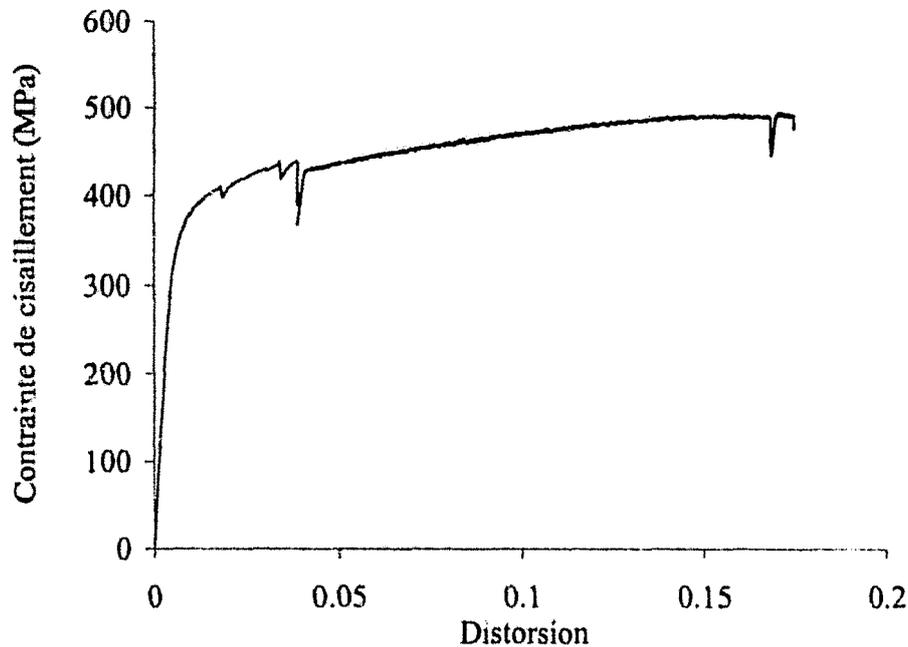


Figure II-12 : Essai de torsion monotone

La courbe obtenue est tracée Figure II-12. Comme en traction monotone, une relaxation importante de la contrainte a lieu à chaque interruption de l'essai. Durant la première partie, pilotée en distorsion, deux variations brusques de la contrainte de cisaillement sont apparues. Elles sont dues à un défaut de pilotage, la distorsion n'était pas rigoureusement proportionnelle au temps à chaque instant. Dans la deuxième partie, à partir de 15 % de distorsion, la déformation de l'éprouvette n'est plus homogène, on observe un effet de structure. La partie utile de l'éprouvette n'est plus cylindrique mais vrillée, ceci correspond à une instabilité de structure en rotation. La contrainte calculée à partir de 15 % de distorsion n'est donc plus représentative de l'état du matériau. Les caractéristiques de l'essai de torsion monotone Tors sont résumées Tableau II-6. La résistance à la rupture est ici la contrainte maximale mesurée, elle est inférieure à la vraie résistance à la rupture en cisaillement puisque nous ne sommes pas allés jusqu'à la rupture du matériau.

Limite d'élasticité à 0,02 % (MPa)	Résistance à la rupture (MPa)	Module de cisaillement (GPa)
312	493	63

Tableau II-6 : Caractéristiques mécaniques de torsion monotone

Un essai de torsion monotone a été effectué, la rupture en torsion n'a pu être atteinte car une instabilité de structure en rotation est apparue.

### II-4.3 Ecrouissage cyclique

Nous avons étudié l'écrouissage cyclique sur des essais de traction-compression effectués à amplitude de déformation totale imposée constante jusqu'à rupture, pour des amplitudes de 0,2%, 0,35%, 0,5%, 0,8% et 1%. Pour chaque niveau, 2 à 4 éprouvettes ont été employées. Les essais à 0,2 % de déformation ont été interrompus sans que les éprouvettes ne se soient rompues. Certaines éprouvettes de type TCn ont été polies avant cyclage afin que l'amorçage des fissures de fatigue ne soit pas favorisé par le relief provenant de l'usinage (excepté les éprouvettes TCn1, TCn5, TCn8 et TCn11).

#### ➤ Durcissement/adoucissement cyclique

Les courbes de durcissement/adoucissement cyclique des essais TCn<sub>i</sub> sont données Figure II-13 et Figure II-14 respectivement en fonction du nombre de cycles et du rapport  $N/N_R$ . Les deux éprouvettes testées à 0,2 % d'amplitude de déformation ne se sont pas rompues, nous avons extrapolé une durée de vie probable pour représenter les résultats en fonction du rapport  $N/N_R$ , à partir des données de Moussavi [Moussavi 1997]. La définition du nombre de cycles à rupture  $N_R$  pose problème lorsque la rupture n'est pas brutale. En particulier, pour plusieurs éprouvettes, une fissure s'est développée entre les couteaux de l'extensomètre, la croissance de cette fissure est alors très lente, contrairement à ce qui se passe si la fissure est hors couteaux. Nous avons considéré qu'il y a rupture lorsque l'amplitude de contrainte devient inférieure à 90 % de l'amplitude de contrainte stabilisée.

On peut constater que pour chacun des essais, on assiste d'abord à un durcissement sur les premiers cycles puis à un adoucissement qui mène à une stabilisation. A 0,2% l'amplitude de contrainte maximale est atteinte en un cycle. Le nombre de cycles nécessaires au durcissement augmente avec l'amplitude de déformation imposée. L'état stabilisé représente environ 80 % de la durée de vie (Figure II-14). On assiste ensuite à la propagation d'une fissure, caractérisée par la chute rapide de l'amplitude de contrainte.

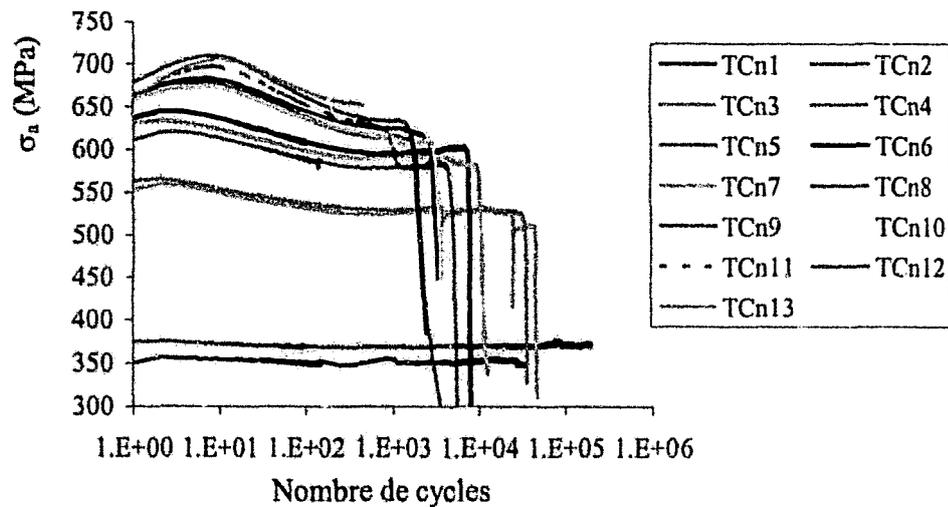


Figure II-13 : Courbes de durcissement/adoucissement cyclique

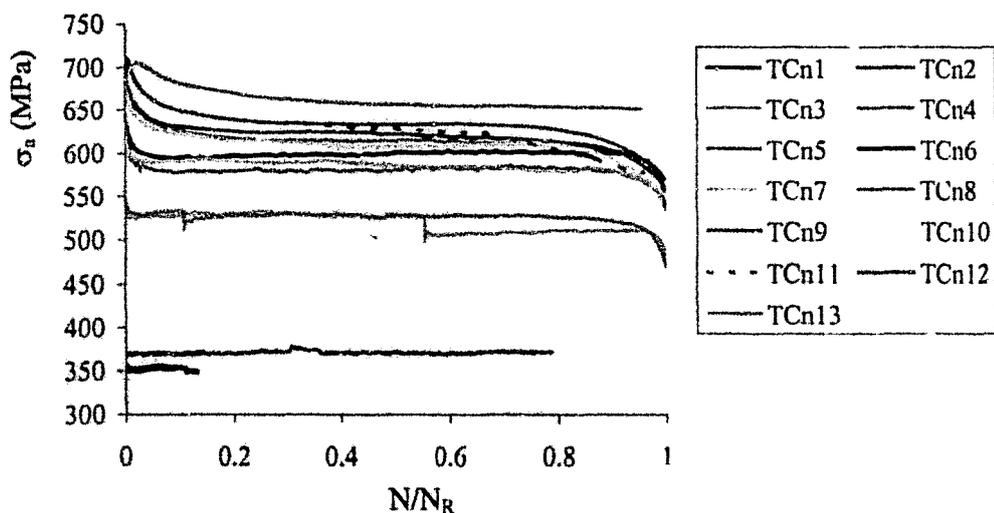


Figure II-14 : Courbes de durcissement/adoucissement cyclique en  $N/N_R$

Les deux essais TCn3 et TCn4 ont été interrompus pour cause de coupure de courant avant la rupture de l'éprouvette. Ils ont ensuite été repris après au moins une journée d'arrêt. Ceci explique les variations brutales observées.

➤ Boucles d'hystérésis

En fatigue oligocyclique, on cherche par convention le cycle stabilisé à la moitié de la durée de vie. Nous pouvons appliquer cette convention aux essais TCn<sub>i</sub>, cependant, comme par la suite, les essais sont conduits par paliers et non jusqu'à rupture, une autre convention devient nécessaire pour déterminer le cycle stabilisé.

## II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

Pour les essais TCn<sub>i</sub>, nous avons tout d'abord approché l'amplitude de contrainte stabilisée par l'amplitude de contrainte à mi-durée de vie. Néanmoins, peu de cycles sont enregistrés et des fluctuations sur l'amplitude de contrainte se font sentir même dans la phase stabilisée, l'amplitude de contrainte à mi-durée de vie peut donc très bien ne pas représenter la valeur de l'amplitude de contrainte vue par le matériau pendant la majorité de la durée de vie. L'amplitude de contrainte stabilisée a donc été définie comme la valeur moyenne des amplitudes de contrainte sur la phase stabilisée. La différence avec la première convention n'est que de quelques MPa.

Pour les essais TC<sub>i</sub>, une autre convention a été utilisée. Ces essais sont effectués par paliers et, à chaque palier, on s'efforce d'obtenir une amplitude de contrainte stabilisée ou quasi-stabilisée. On s'assure à cet effet que l'évolution de l'amplitude de contrainte à la fin du palier n'est pas trop importante. Nous nous sommes fixés une variation de 4 MPa maximum sur l'amplitude de contrainte pendant les 50 derniers cycles du palier concerné. Des fluctuations existent sur l'évolution de l'amplitude de contrainte, il n'est donc pas possible de descendre au-dessous de cette valeur.

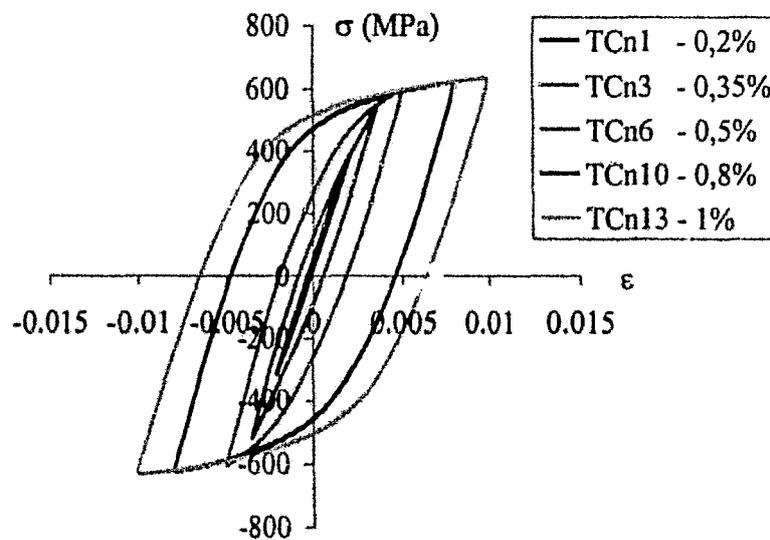


Figure II-15 : Boucles d'hystérésis stabilisées en traction-compression

Les boucles d'hystérésis contrainte-déformation sur le cycle stabilisé sont représentées Figure II-15 pour chaque amplitude étudiée. L'effet Bauschinger est très important sur ce matériau, ce qui laisse présager un fort écrouissage cinématique. A 0,2 % d'amplitude de déformation totale imposée, le cycle est presque fermé. L'amplitude de déformation plastique est alors de  $4,5 \cdot 10^{-4}$ . Pour des amplitudes de déformation totale imposée plus élevées, le cycle

s'ouvre largement. A 0,5 % et 1 % d'amplitudes de déformation, la déformation plastique est respectivement de  $2,1 \cdot 10^{-3}$  et de  $6,7 \cdot 10^{-3}$ .

➤ Courbe d'érouissage cyclique

Les amplitudes de contrainte stabilisée obtenues durant les essais  $TCn_i$  peuvent être reportées sur le diagramme d'érouissage cyclique de traction-compression (Figure II-16). Dans ce diagramme, sont présentés non seulement les essais  $TCn_i$ , mais aussi les premiers paliers de chaque essai  $TC_i$  tant que ceux-ci sont effectués à déformation moyenne nulle et à amplitude de déformation croissante. Nous verrons en effet au paragraphe II-4.6.1 que les paliers effectués à amplitude de déformation croissante n'ont pas d'influence sur l'amplitude de contrainte stabilisée. Les résultats cycliques sont superposés à la courbe de traction monotone provenant de l'essai Trac2.

Pour chaque niveau de chargement, l'amplitude de contrainte stabilisée se situe légèrement au-dessous de la courbe d'érouissage monotone. Le cyclage induit donc un léger adoucissement cyclique par rapport à la traction monotone.

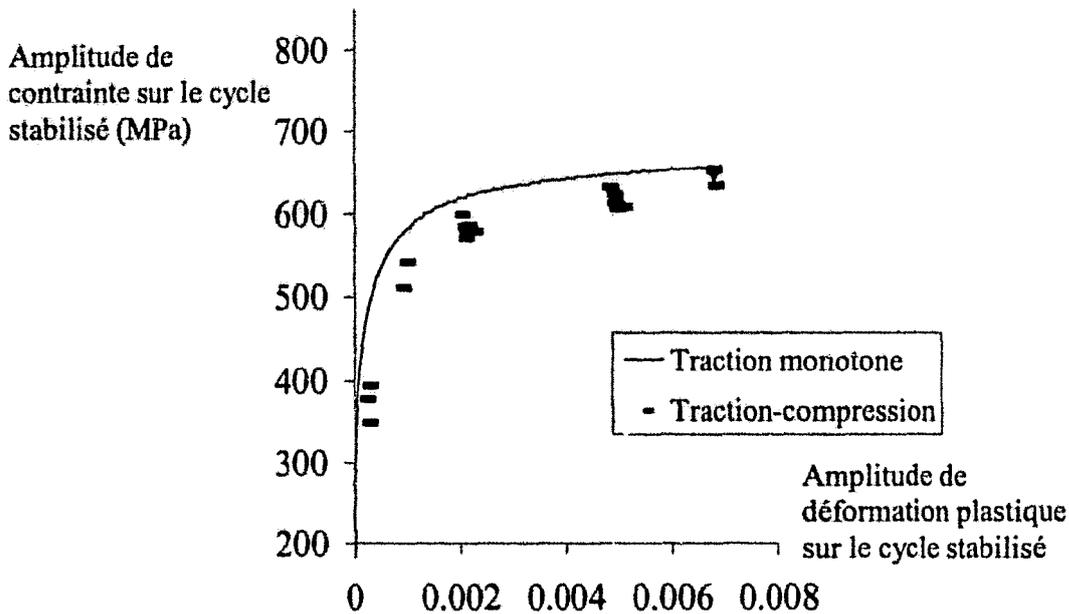


Figure II-16 : Diagramme d'érouissage cyclique en traction-compression, comparaison avec la courbe de traction monotone

➤ Résistance à la fatigue

La Figure II-17 représente la courbe de résistance à la fatigue, dite courbe de Manson-Coffin, de ce matériau obtenue à partir des éprouvettes polies. Les relations de Manson-Coffin et de Basquin issues de ce diagramme sont les suivantes :

$$\varepsilon^p = 5,05 N_R^{-0,86} \quad \text{Eq. II-21}$$

$$\varepsilon^e = 0,007 N_R^{-0,1} \quad \text{Eq. II-22}$$

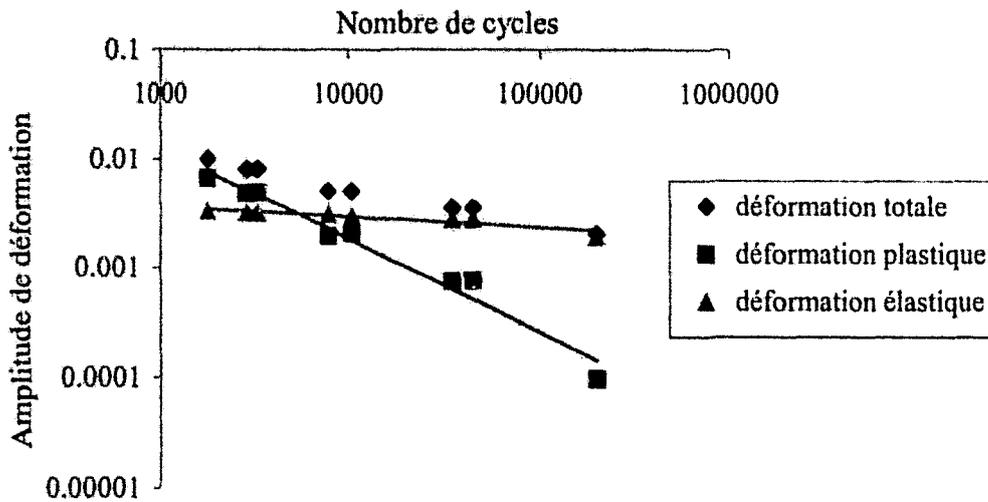


Figure II-17 : Courbes de résistance à la fatigue oligocyclique en traction-compression des éprouvettes polies

➤ Comparaison avec d'autres résultats de la littérature sur les aciers duplex

Les résultats obtenus sur l'acier duplex étudié sont en concordance avec les résultats de Magnin [Magnin 1988], Moussavi [Moussavi 1997] et Le Roux [Le Roux 1999] tant en termes de niveaux d'écroutissage que de durées de vie.

➤ Evolution du module d'élasticité

Nous avons représenté Figure II-18 l'évolution du module d'élasticité au cours de 3 essais, en montée et en descente. La montée représente le passage compression-traction de la boucle d'hystérésis et la descente le passage traction-compression. On constate que le module calculé lors de la montée est toujours supérieur au module de descente. La différence est de 3 GPa pour l'essai à 0,2 % et de 10 à 15 GPa pour les deux autres. Les valeurs obtenues pour les modules d'élasticité en montée ou en descente varient entre 180 et 200 GPa. Le module d'élasticité en montée augmente légèrement au cours des 10 premiers cycles puis se stabilise, il est ensuite quasi constant et n'est pas affecté par l'apparition d'une fissure. La chute du module d'élasticité en descente à 0,8 % d'amplitude de déformation est due à

## II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

l'endommagement du matériau (apparition d'une fissure macroscopique). A 0,5 % de déformation imposée, la rupture est très rapide, on observe donc seulement le début de la perte de rigidité sur l'évolution du module en descente, tandis qu'à 0,2 % l'éprouvette ne s'est pas rompue au cours de l'essai.

Pour tous ces essais, le module d'élasticité est quasi constant pendant la majeure partie de la durée de l'essai, on considérera alors qu'il n'y a pas d'endommagement macroscopique pendant la majeure partie de la durée de vie.

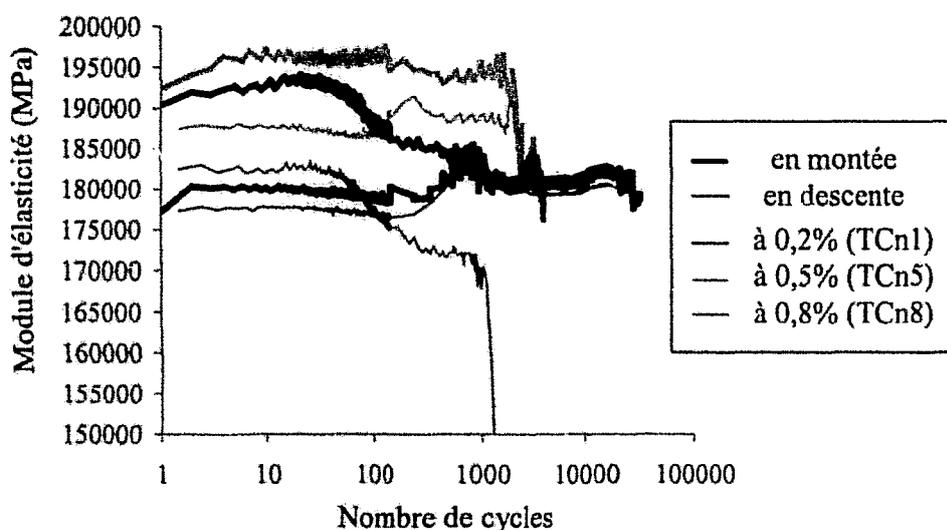


Figure II-18 : Evolution du module d'élasticité pour 3 niveaux d'amplitude de déformation imposée au cours des cycles de traction-compression

### ➤ Dispersion des résultats

Sur la courbe d'érouissage cyclique, on peut observer une dispersion sur l'amplitude de contrainte stabilisée entre les essais effectués à même amplitude de déformation imposée. La dispersion sur l'amplitude de contrainte est définie comme le rapport entre la différence maximale et la valeur moyenne obtenues sur les amplitudes de contrainte à même amplitude de déformation, elle est tracée Figure II-19 en fonction de l'amplitude de déformation imposée. Les écarts, tant en valeur nominale (44 MPa) qu'en terme de pourcentage, sont maximaux pour l'amplitude de 0,2%. En effet, la déformation plastique est alors très faible et une faible variation de celle-ci, due à la dispersion entre éprouvettes et à l'incertitude de mesure de la déformation totale, modifie de manière conséquente la contrainte. Lorsque la déformation imposée augmente, la dispersion entre éprouvettes diminue. La dispersion vaut environ 5% de l'amplitude de contrainte.

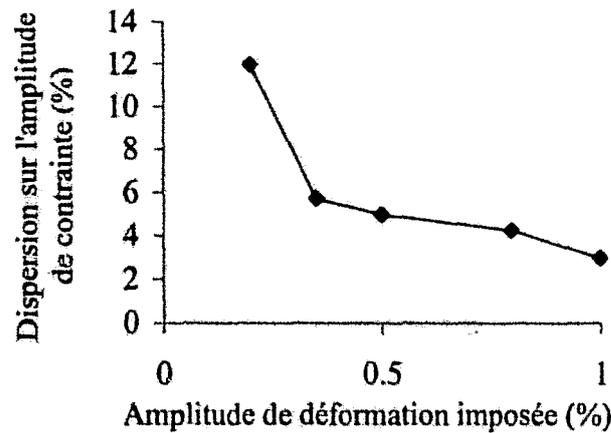


Figure II-19 : Dispersion sur l'amplitude de contrainte en fonction de l'amplitude de déformation imposée

➤ Equivalence des résultats entre les deux géométries d'éprouvette

Afin de pouvoir comparer les résultats obtenus sur les deux ensembles {machine - mors - éprouvette} présentés au paragraphe II-2, nous avons effectué le même essai sur chaque ensemble. Il s'agit d'un essai de traction-compression à 0,5% d'amplitude de déformation et à déformation moyenne nulle. Cet essai a été effectué jusqu'à rupture sur les éprouvettes TCn5, TCn6, TCn7 et pendant 200 cycles sur les éprouvettes TC5 et TTC9. L'éprouvette TTC9 était une éprouvette de traction-torsion. Les évolutions de l'amplitude de contrainte axiale sont présentées Figure II-20. Les essais TCn5, TC5 et TTC9 sont quasi confondus. Les essais TCn6 et TCn7 présentent un niveau de contrainte supérieur à celui des autres essais, on peut noter que ces deux éprouvettes ont été polies mécaniquement avant l'essai. Si on prend en compte tous les essais, l'écart observé entre éprouvettes de géométries différentes est du même ordre de grandeur que l'écart observé entre éprouvettes uniaxiales.

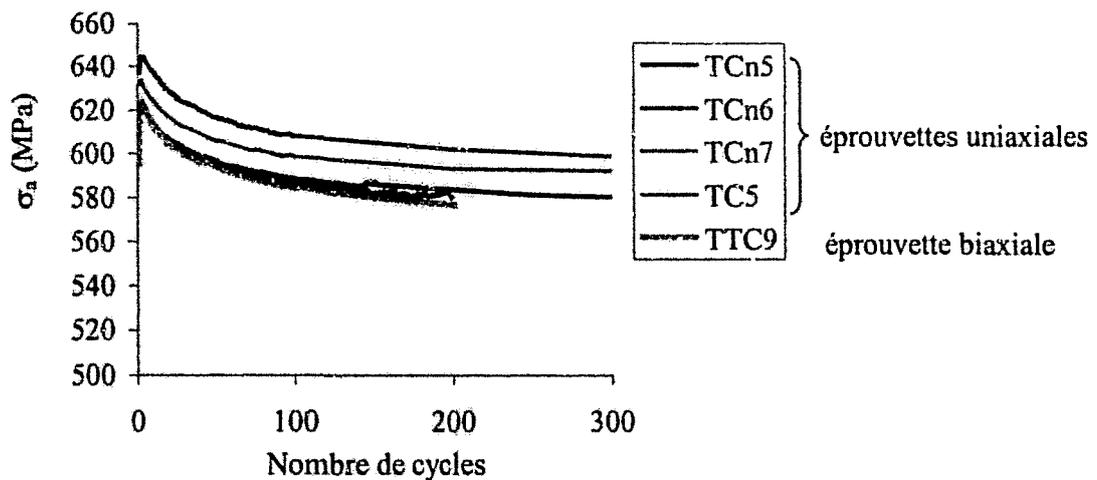


Figure II-20 : Essais de traction-compression à 0,5% d'amplitude de déformation réalisés sur les deux géométries d'éprouvette

Des essais de traction-compression cyclique ont été effectués avec une déformation moyenne nulle et une amplitude de déformation située dans l'intervalle [0,2 ; 1 %]. Aux amplitudes de déformation étudiées, l'acier duplex durcit puis s'adoucit au cours des cycles. Une stabilisation de l'amplitude de contrainte apparaît ensuite. La courbe d'écrouissage cyclique présente un adoucissement cyclique par rapport à la courbe d'écrouissage monotone. Le module d'élasticité est quasi-constant pendant 80 % de la durée de vie, il n'y a donc pas d'endommagement macroscopique pendant la majeure partie de la durée de vie. Des essais de traction-compression effectués avec le même chargement sur les deux géométries d'éprouvette ont montré que la dispersion entre éprouvettes est du même ordre de grandeur que l'écart entre éprouvettes de géométries différentes.

#### II-4.4 Hypothèse d'isotropie

Au vu des symétries du mode d'élaboration et de la microstructure du matériau, l'hypothèse d'un comportement mécanique au moins isotrope transverse semble naturelle. Nous avons alors comparé les comportements en traction-compression et en torsion alternée, tant du point de vue des caractéristiques élastiques que du comportement cyclique. Nous avons utilisé pour cela les essais réalisés sur la machine de traction-compression, TCn<sub>i</sub>, TC<sub>i</sub>, Trac<sub>i</sub> et Comp ; les essais réalisés sur la machine de traction-torsion pour lesquels une partie de traction monotone existe avant le cyclage, TTC1, TTC4, TTC5, TTC9 et TTC10 ainsi que les essais de torsion, Tors, TA<sub>i</sub> et TTC7.

➤ Comparaison des caractéristiques élastiques

Le Tableau II-7 donne le module d'élasticité et la limite d'élasticité essai par essai. Les résultats sont rassemblés par direction de mesure et par type de machine employée.

Le module d'élasticité a été déterminé par la méthode présentée au paragraphe II-3.4. Pour chaque portion réputée élastique, nous avons cherché la plage contrainte-déformation pour laquelle la corrélation était la plus forte. Les modules d'élasticité en traction et en torsion sont calculés indépendamment. La moyenne et l'écart-type sont calculés pour chaque ensemble de mesure. Le module d'élasticité moyen en traction sur éprouvette vierge uniaxiale ou biaxiale est de 192 GPa, l'écart-type est de 6 GPa, soit 3 % de la valeur moyenne. La valeur moyenne du module de cisaillement sur éprouvette vierge est de 66 GPa, avec un écart-type de 1,7 GPa représentant 2,5 % de la valeur moyenne. Les valeurs des modules d'élasticité sont différentes pour les éprouvettes uniaxiales et biaxiales.

La limite d'élasticité considérée est une limite d'élasticité conventionnelle, elle correspond à une déformation plastique équivalente au sens de von Mises de 0,02% par rapport à la droite élastique déterminée plus haut. Connaissant la valeur du module d'élasticité dans chaque direction (traction et torsion), la déformation plastique est alors calculée. La déformation plastique équivalente au sens de von Mises en est déduite. La limite d'élasticité est atteinte lorsque la déformation plastique équivalente vaut 0,02 %. Pour certains des essais, la limite d'élasticité à 0,02 % n'a pas été atteinte, ce qui explique les blancs dans le Tableau II-7. En traction, sur éprouvette uniaxiale ou biaxiale, la valeur moyenne de la limite d'élasticité vaut 444 MPa, avec un écart-type de 10,5 % et en compression, la limite d'élasticité vaut 411 MPa. En torsion, la valeur moyenne de la limite d'élasticité vaut 283 MPa avec un écart-type de 2,8 %, l'équivalent en traction au sens de von Mises de cette limite est de 492 MPa.

Les différentes limites d'élasticité mesurées à 0,02 % de déformation plastique équivalente sont représentées Figure II-21 dans le plan ( $\sigma$ ,  $\tau$ ). Le critère de von Mises tracé est celui qui minimise la distance, au sens de von Mises, à chacun des points mesurés. L'écart-type de la distance entre chaque point et le critère de von Mises tracé est de 30 MPa.

Au vu du faible écart-type de l'ensemble des résultats par rapport au critère de von Mises moyen, nous considérerons ce matériau comme isotrope en ce qui concerne ses propriétés élastiques et pas seulement isotrope transverse.

## II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

- *Traction sur machine uniaxiale*

N° de l'essai	TCn1	TCn2	TCn3	TCn4	TCn5	TCn6	TCn7
Module d'élasticité (GPa)	184	193	193	198	192	201	199
Limite d'élasticité (MPa)			443	463	516	464	481

N° de l'essai	TCn8	TCn9	TCn10	TCn11	TCn12	TCn13	TCn14
Module d'élasticité (GPa)	191	131	195	189	184	200	190
Limite d'élasticité (MPa)	474	441	446	469	436	514	506

N° de l'essai	Trac1	Trac2	TC1	TC2	TC3	TC4	TC5	moyenne	écart type
Module d'élasticité (GPa)	202	194	198	194	198	185	193	193	5,3
Limite d'élasticité (MPa)	424	439		438		445	447	460	30,5

- *Traction sur machine biaxiale*

N° de l'essai	TTC1	TTC4	TTC5	TTC9	TTC10	moyenne	écart type
Module d'élasticité (GPa)	186	182	178	188	184	184	3,6
Limite d'élasticité (MPa)	413	321	371	373	444	401	46,8

- *Compression sur machine uniaxiale*

N° de l'essai	Comp
Module d'élasticité (GPa)	191
Limite d'élasticité (MPa)	-411

- *Torsion*

N° de l'essai	Tors	TA1	TA2	TA3	TTC7	moyenne	écart type
Module de cisaillement (GPa)	67	68	64	65	67	66	1,7
Limite de cisaillement (MPa)	290			284	274	283	8
Limite d'élasticité équivalente (MPa)	503			491	476	490	13,8

• Traction-torsion à 45°

N° de l'essai	TTC8
Module d'élasticité (GPa)	176
Module de cisaillement (GPa)	65
Limite d'élasticité (MPa)	288
Limite de cisaillement (MPa)	183

Tableau II-7 : Caractéristiques élastiques en traction et en torsion, sur les essais monotones et sur le premier quart de cycle des essais cycliques

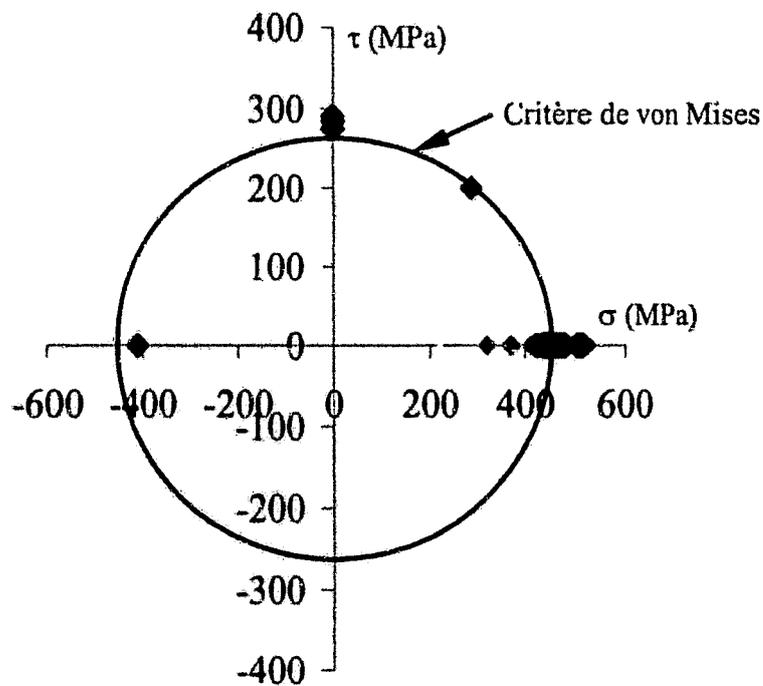


Figure II-21 : Limites d'élasticité à 0,02 % dans le plan  $(\sigma, \tau)$

➤ Comparaison des comportements cycliques sous chargements proportionnels

Les comportements cycliques sous chargements proportionnels dans différentes directions sont comparés Figure II-22 et Figure II-23. Nous avons utilisé les équivalents de von Mises pour comparer les différentes directions de sollicitation. La Figure II-22 présente les courbes de durcissement/adoucissement cyclique dans les trois directions étudiées à 0,5 % d'amplitude de déformation et la Figure II-23 donne le diagramme d'écrouissage cyclique pour ces trois directions. L'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente est semblable dans les directions de traction et de torsion ainsi que pour le trajet proportionnel 45 si on fait

## II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

abstraction de la dispersion rencontrée d'une éprouvette à l'autre. De même, la Figure II-23 montre que les trois directions de chargement étudiées sont équivalentes en terme d'érouissage cyclique.

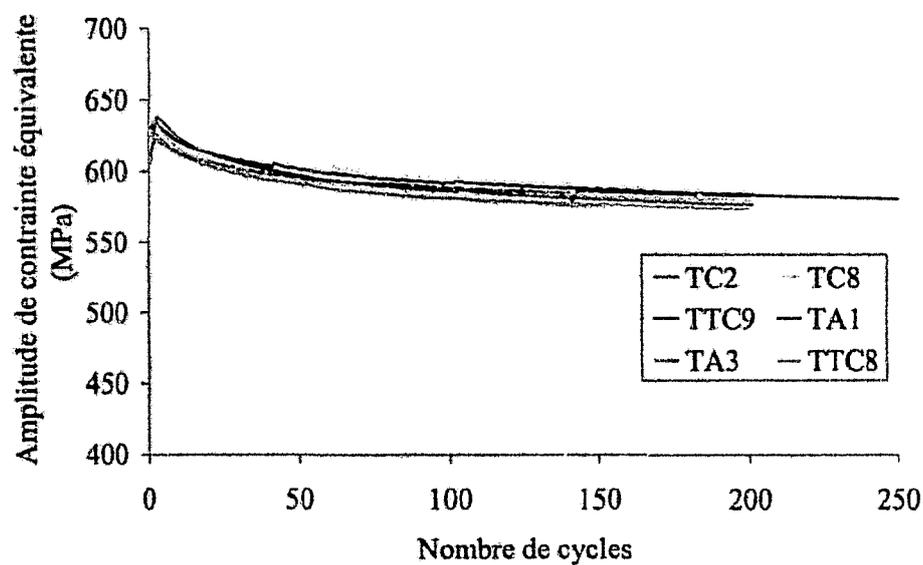


Figure II-22 : Courbes de durcissement/adoucissement cyclique, trajets traction-compression, torsion et proportionnel 45 à 0,5 % d'amplitude de déformation imposée

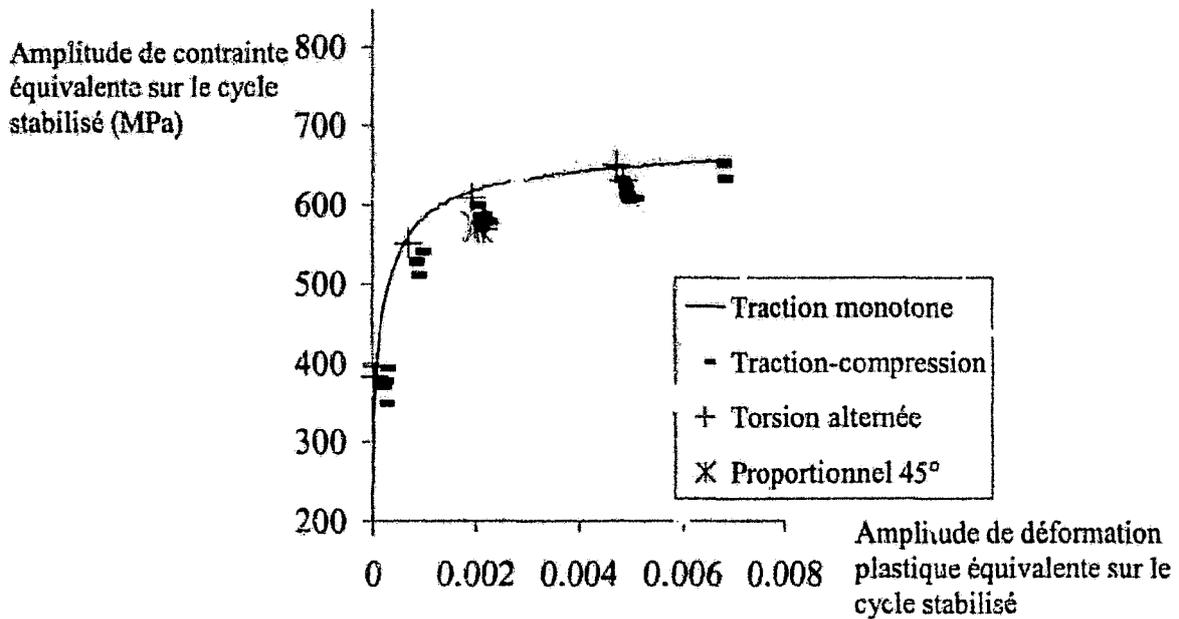


Figure II-23 : Courbe d'érouissage cyclique en traction-compression et en torsion

Le comportement monotone de l'acier duplex est considéré comme isotrope au voisinage de la limite d'élasticité à 0,02 %. De plus, il est aussi isotrope au sens de von Mises sous sollicitations cycliques proportionnelles. Ceci justifie l'utilisation des équivalents de von Mises pour les essais cycliques qui suivent.

#### II-4.5 Sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel

Figure II-24, sont présentées les courbes de durcissement/adoucissement cyclique des deux essais TCn5 et TTC1, effectués à déformation moyenne nulle et à la même amplitude de déformation 0,5 %, avec des trajets traction-compression et cercle respectivement. Les deux éprouvettes comparées ici n'ont pas été polies, leurs états de surface sont sensiblement identiques. On observe que le niveau d'amplitude de contrainte équivalente est beaucoup plus élevé pour le trajet cercle que pour le trajet traction-compression. Ce matériau présente donc un sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel par rapport au chargement proportionnel de même amplitude (Figure II-24). Sous chargement non-proportionnel, la phase de durcissement/adoucissement cyclique est plus longue et la durée de vie est réduite.

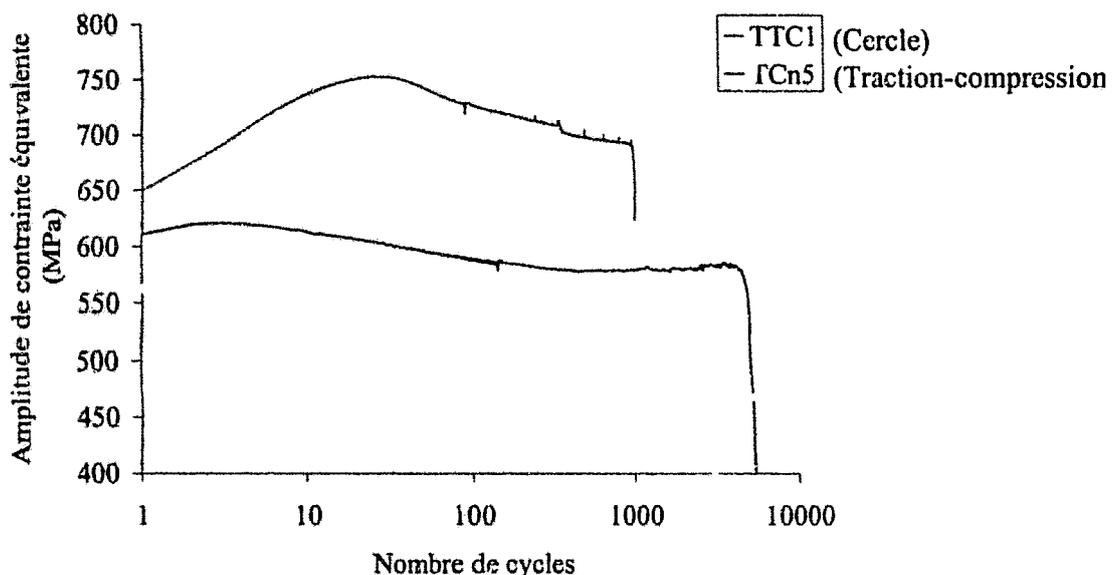


Figure II-24 : Courbes de durcissement/adoucissement cyclique pour les trajets cercle et traction-compression à 0,5% d'amplitude de déformation équivalente

Les courbes de durcissement/adoucissement cyclique pour les différents trajets de chargement testés sont présentées Figure II-25. La courbe d'écrouissage cyclique pour ces différents trajets est tracée Figure II-26.

Comme pour les essais uniaxiaux, nous nous sommes donné une convention de définition de l'amplitude de contrainte stabilisée. Les essais sont effectués par paliers et, à chaque palier, on s'efforce d'obtenir une amplitude de contrainte stabilisée ou quasi-stabilisée. On s'assure à cet effet que l'évolution de l'amplitude de contrainte à la fin du palier n'est pas trop importante. Nous nous sommes fixés une variation de 6 MPa maximum sur l'amplitude de contrainte pendant les 50 derniers cycles du palier concerné lors des essais de traction-compression/torsion. Des fluctuations existent sur l'évolution de l'amplitude de contrainte, il n'est donc pas possible de descendre au-dessous de cette valeur.

Selon le trajet de chargement utilisé, le sur-écrouissage n'est pas le même (Figure II-25, Figure II-26). Les trajets proportionnels, c'est-à-dire traction-compression, torsion et proportionnel 45, induisent le même durcissement. Le trajet trèfle crée un durcissement supplémentaire d'environ 60 MPa par rapport aux trajets proportionnels. Les trajets cercle, sablier et carré donnent un même niveau de durcissement, supérieur aux deux autres niveaux, de l'ordre de 120 MPa par rapport aux trajets proportionnels. Il est difficile de classer ces 3

derniers trajets l'un par rapport à l'autre vis-à-vis du durcissement supplémentaire induit, le niveau obtenu est le même.

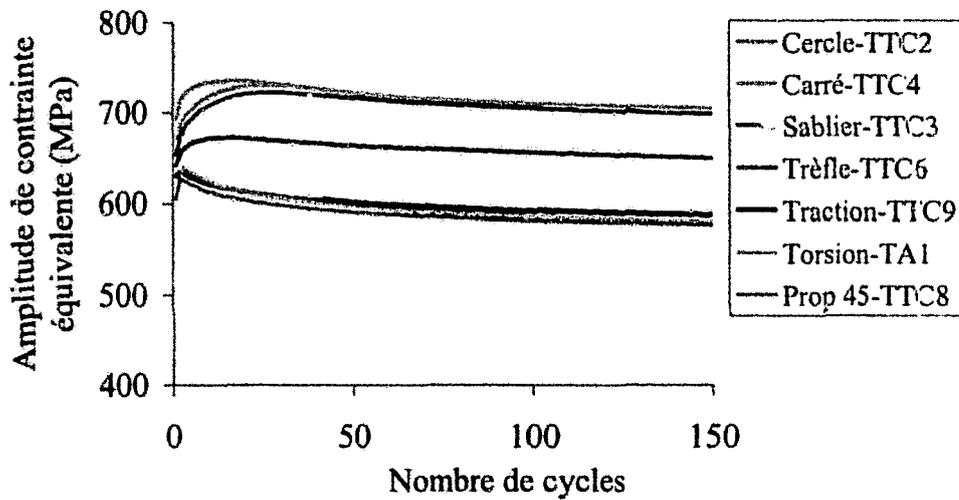


Figure II-25 : Evolutions de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pour les 7 trajets étudiés à déformation moyenne nulle et à 0,5 % d'amplitude de déformation

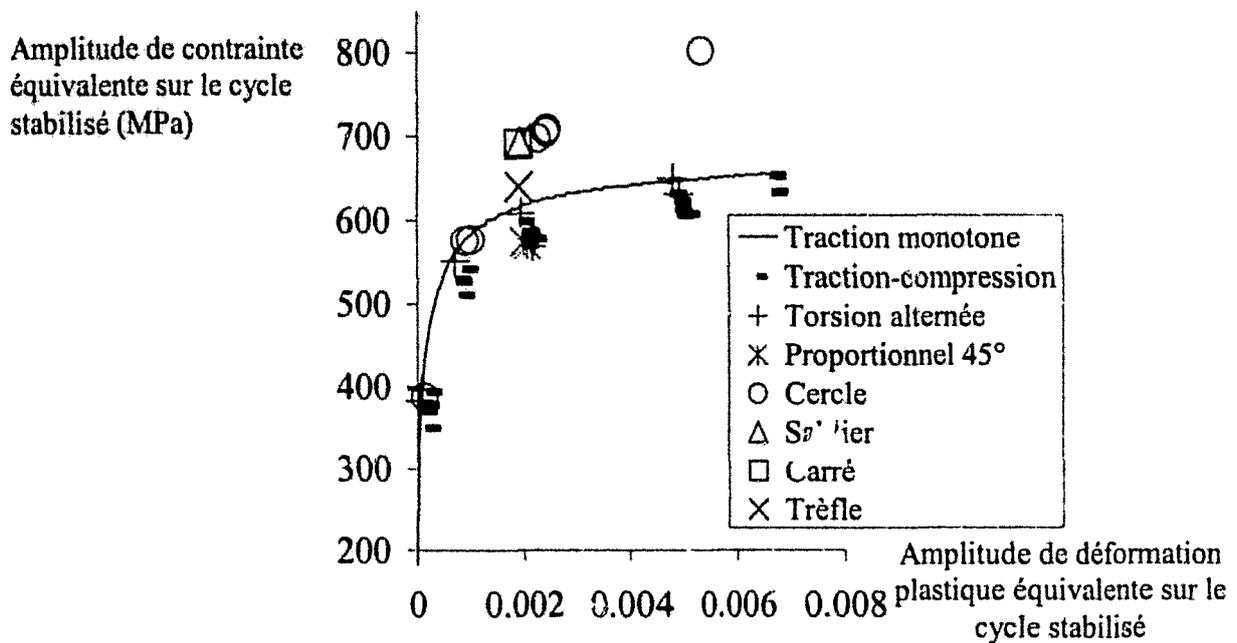


Figure II-26 : Courbes d'écrouissage cyclique en traction-compression/torsion pour les 7 trajets étudiés à déformation moyenne nulle

Comme les aciers inoxydables austénitiques, cet acier présente un sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel. Cependant, le niveau de ce sur-écrouissage est moins important puisqu'il représente 120 MPa à 0,5 % d'amplitude de déformation contre 225 MPa pour l'acier inoxydable austénitique 316L [Benallal 1989], [Calloch 1997]. Le comportement de l'acier duplex se situe donc entre celui des aciers inoxydables austénitiques qui présentent un fort durcissement supplémentaire et celui des aciers ferritiques, très peu sensibles à la non-proportionnalité du chargement [Doquet 1989].

Les trajets non-proportionnels induisent un durcissement supplémentaire, ou sur-écrouissage, par rapport aux trajets proportionnels à la même amplitude de déformation imposée. Il est possible de classer ces trajets de chargements en trois groupes dans l'ordre croissant du durcissement induit : tout d'abord les trajets proportionnels, puis le trajet trèfle, enfin les autres trajets non-proportionnels, cercle, carré et sablier. Le sur-écrouissage atteint 120 MPa à 0,5 % d'amplitude de déformation pour ces trois derniers trajets. Ce comportement est intermédiaire entre ceux des aciers inoxydables austénitiques et ferritiques.

### II-4.6 Influence de l'histoire du chargement

Nous présentons ici l'étude de l'influence de l'histoire du chargement. Cette étude a été menée séparément sur les trois paramètres caractéristiques du chargement : amplitude de déformation, déformation moyenne et trajet de chargement.

Nous avons considéré qu'un effet d'histoire existe lorsque l'amplitude de contrainte équivalente stabilisée sur le palier considéré est supérieure ou inférieure d'au moins 10 MPa à la valeur obtenue sur éprouvette vierge.

La même convention que pour les essais précédents a été utilisée pour la définition de l'amplitude de contrainte stabilisée. Les essais sont effectués par paliers et, à chaque palier, on s'efforce d'obtenir une amplitude de contrainte stabilisée ou quasi-stabilisée. On s'assure à cet effet que l'évolution de l'amplitude de contrainte à la fin du palier n'est pas trop importante. La variation maximale de l'amplitude de contrainte pendant les 50 derniers cycles du palier concerné est de 4 MPa pour les essais de traction-compression et de 6 MPa pour les essais de traction-compression/torsion. Cependant, les paliers ne peuvent être trop prolongés, pour éviter un endommagement du matériau. Deux paliers ne peuvent être considérés comme stabilisés : il s'agit des paliers effectués à 0,8 % d'amplitude de déformation avec un trajet

cercle, le risque d'une localisation de la déformation nous a fait interrompre ces paliers avant stabilisation.

Par la suite, nous appellerons séquence une suite de paliers appliquée à une même éprouvette.

#### **II-4.6.1 Effet d'histoire de l'amplitude de déformation**

Nous avons étudié l'effet de l'amplitude de déformation sur les trajets de chargement : traction-compression et cercle, avec une déformation moyenne nulle et des amplitudes de déformation appartenant à {0,2 ; 0,35 ; 0,5 ; 0,8 %}.

Trois essais mettent en évidence l'effet d'histoire sur une même éprouvette (TC3, TC4 et TTC5). Les essais TC3 et TC4 ont été réalisés en traction-compression à déformation moyenne nulle. Pour l'essai TC3, la séquence d'amplitudes de déformation est : 0,2 – 0,8 – 0,2 – 0,8 % ; pour l'essai TC4, elle est : 0,35 – 0,5 – 0,35 – 0,8 – 0,35 %. L'essai TTC5 a été réalisé sur un trajet cercle à déformation moyenne nulle avec la séquence d'amplitudes de déformation : 0,35 – 0,5 – 0,35 – 0,8 – 0,35 %.

De plus, les essais TC1, TC2, TA1, TA2 et TTC2 apportent eux aussi des informations sur l'influence de l'effet d'histoire. Les essais TC1 et TTC2 ont été effectués à déformation moyenne nulle et à amplitude de déformation croissante (0,2 – 0,35 – 0,5 – 0,8 %) respectivement pour un trajet traction-compression et un trajet trèfle. L'essai TC2 a été effectué à déformation moyenne nulle et à amplitude de déformation décroissante (0,8 – 0,5 – 0,35 – 0,2 %) pour un trajet traction-compression. Les essais TA1 et TA2 ont été effectués à déformation moyenne nulle et à amplitude de déformation croissante, (0,2 – 0,5 – 0,8 %) et (0,2 – 0,35 – 0,5 – 0,8 %) respectivement, pour un trajet de torsion.

Les courbes de durcissement/adoucissement cyclique de tous ces essais sont présentées sur les figures II-27 à II-34.

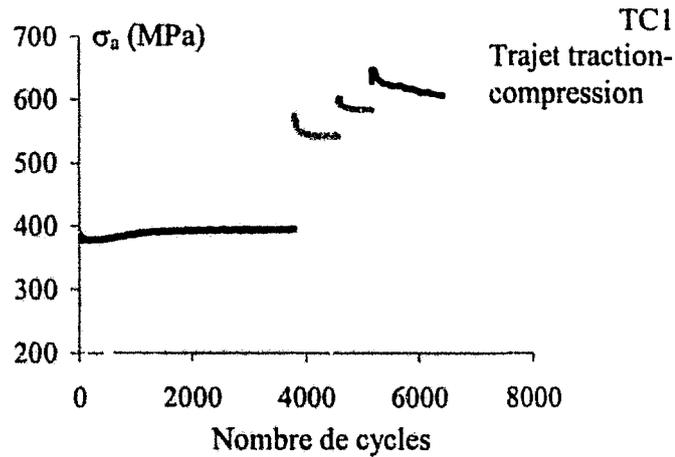


Figure II-27 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pour un trajet traction-compression à déformation moyenne nulle et aux amplitudes successives 0,2 - 0,35 - 0,5 - 0,8 %

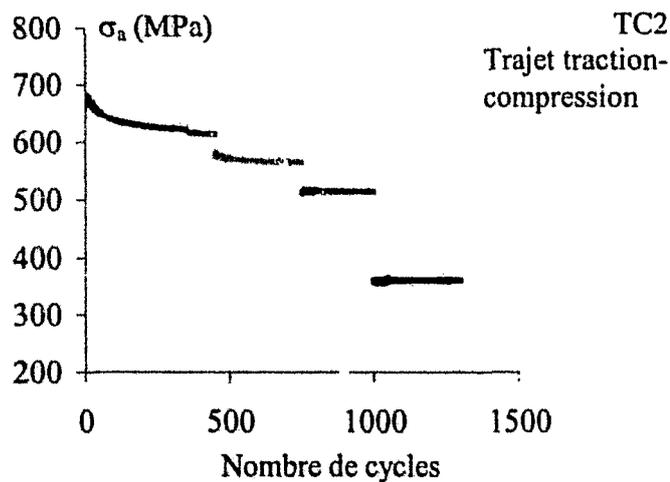


Figure II-28 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pour un trajet traction-compression à déformation moyenne nulle et aux amplitudes successives 0,8 - 0,5 - 0,35 - 0,2 %

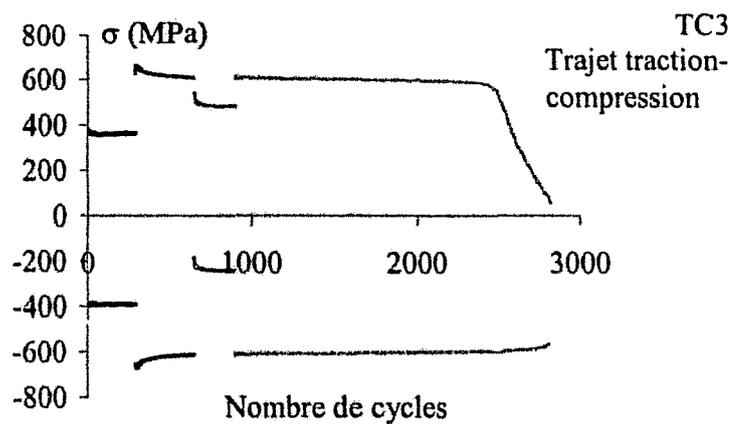


Figure II-29 : Evolution des extremums de contrainte en fonction du nombre de cycles pour un trajet traction-compression à déformation moyenne nulle et aux amplitudes successives 0,2 – 0,8 – 0,2 – 0,8 %

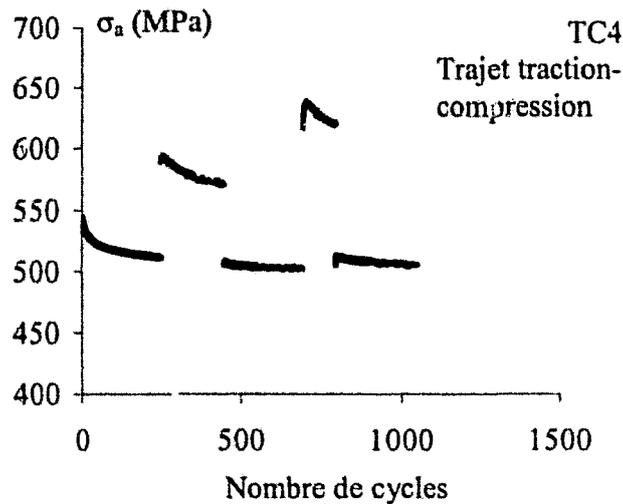


Figure II-30 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pour un trajet traction-compression à déformation moyenne nulle et aux amplitudes successives 0,35 – 0,5 – 0,35 – 0,8 – 0,35 %

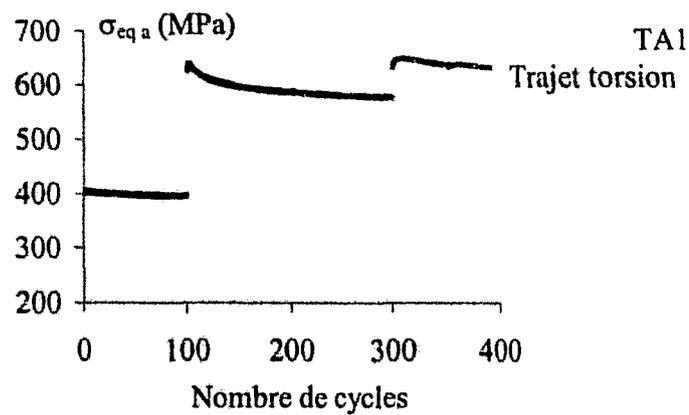


Figure II-31 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pour un trajet torsion à déformation moyenne nulle et aux amplitudes successives 0,2 - 0,5 - 0,8 %

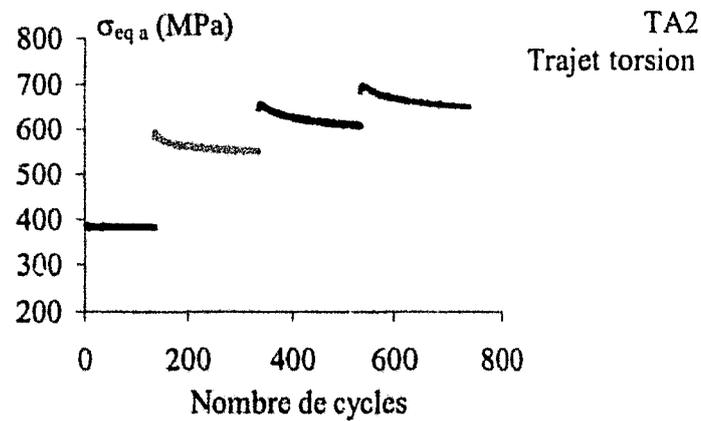


Figure II-32 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pour un trajet torsion à déformation moyenne nulle et aux amplitudes successives 0,2 - 0,35 - 0,5 - 0,8 %

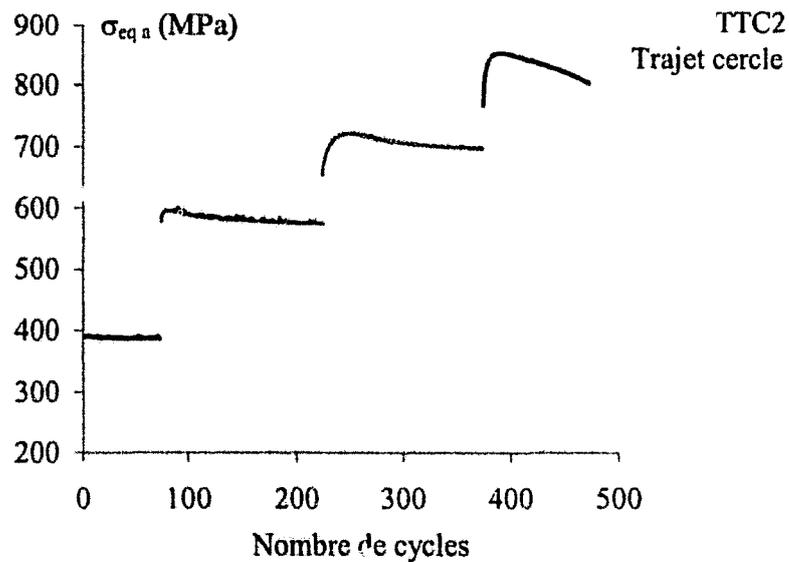


Figure II-33 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pour un trajet cercle à déformation moyenne nulle et aux amplitudes successives 0,2 - 0,35 - 0,5 - 0,8 %

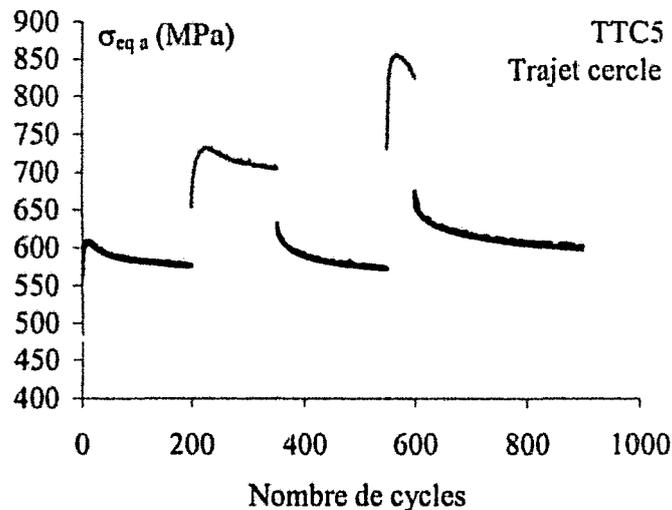


Figure II-34 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pour un trajet cercle à déformation moyenne nulle et aux amplitudes successives 0,35 - 0,5 - 0,35 - 0,8 - 0,35 %

Concernant les essais TTC2 et TTC5 (Figure II-33 et Figure II-34 respectivement), les paliers d'amplitude 0,8 % et de trajet cercle n'ont pu être menés jusqu'à stabilisation en raison d'une localisation ou d'un risque de localisation de la déformation. Cette localisation est apparue sur l'essai TTC2 après une centaine de cycles à 0,8 %, elle s'est manifesté par un

vriillage de l'éprouvette. Nous avons limité le problème lors de l'essai TTC5 en interrompant le palier incriminé après 50 cycles.

Concernant l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours des cycles, on peut observer les deux résultats classiques [Tanaka 1985], [Lemaitre 1988], [François 2001] : sous une sollicitation d'amplitude plus élevée que ce que le matériau a subi jusque là, le matériau durcit à nouveau puis s'adoucit pour ensuite se stabiliser ; sous une sollicitation d'amplitude plus faible que l'amplitude de déformation maximale subie par le matériau, le matériau s'adoucit puis se stabilise.

Nous avons étudié l'effet d'histoire de l'amplitude en prenant comme hypothèse qu'un matériau est susceptible de montrer une sensibilité à l'histoire de l'amplitude du chargement dans deux situations : après avoir subi des cycles d'amplitude, soit plus élevée, soit plus faible que les cycles actuels. L'ensemble des essais réalisés doit nous permettre de répondre sur la sensibilité de l'acier duplex à l'histoire de l'amplitude de déformation dans ces deux cas.

	Amplitude de contrainte sur éprouvette vierge			Amplitude de contrainte obtenue après un palier d'amplitude de déformation plus faible	
	$\epsilon_a$	Code des essais	$\sigma_{eq a}$ (MPa)	Code des essais	$\sigma_{eq a}$ (MPa)
traction	0,35	TCn3, TCn4, TC4	525, 530, 511	TC1	541
	0,5	TCn5, TCn6, TCn7, TC5	578, 599, 586, 580	TC1, TC4	584, 570
	0,8	TCn8, TCn9, TCn10, TC2	608, 623, 609, 614	TC1, TC3, TC4	606, 616, 620
torsion	0,35			TA2	551
	0,5	TA3	576	TA1, TA2	577, 609
	0,8			TA1, TA2	631, 650
cercle	0,35	TTC5	576	TTC2	575
	0,5	TTC1	691	TTC2, TTC5	698, 705

Tableau II-8 : Amplitudes de contrainte équivalente stabilisée obtenues sur éprouvette vierge ou après un palier d'amplitude de déformation plus faible

Le durcissement dépend-il des paliers d'amplitude de déformation plus faible effectués auparavant ?

Les amplitudes de contrainte stabilisée obtenues sur éprouvette vierge ou après un palier d'amplitude de déformation plus faible sont données Tableau II-8. Il n'est pas constaté

de différence significative entre les deux types d'essai. Le comportement du matériau ne dépend donc pas des paliers d'amplitude plus faible effectués auparavant.

- Le durcissement dépend-il des paliers d'amplitude de déformation plus importante effectués auparavant ?

Afin d'évaluer l'influence de paliers d'amplitude de déformation plus élevée effectués préalablement, nous avons mené l'essai TC2, par paliers d'amplitude de déformation décroissante (Figure II-28). La comparaison des évolutions des amplitudes de contrainte pendant les essais TC1 et TC2 réalisés respectivement par paliers croissants et par paliers décroissants est présentée Figure II-35. Les amplitudes de contrainte stabilisée ne sont pas les mêmes pour les deux essais (Annexe C). Ce résultat indique que le matériau est sensible à l'effet d'histoire mais ne permet pas de quantifier l'influence de l'histoire du chargement. En effet il n'est pas possible de dissocier sur cet essai l'influence de l'histoire de celle de la dispersion entre éprouvettes.

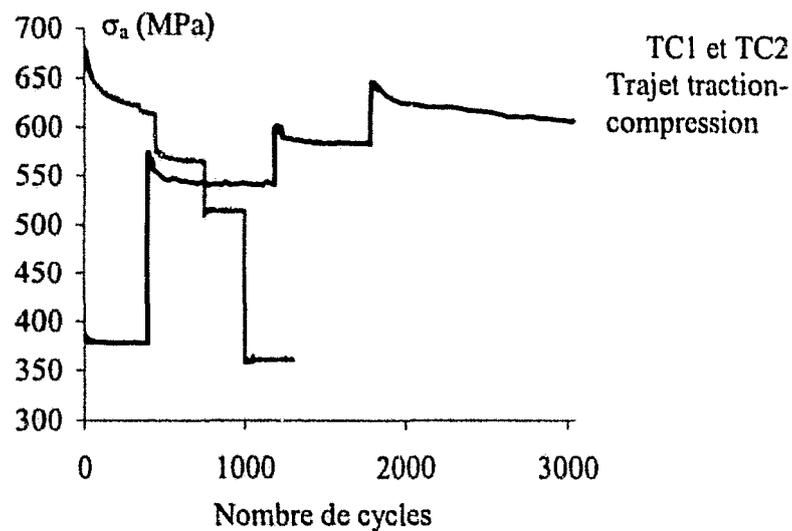


Figure II-35 : Evolutions de l'amplitude de contrainte pendant un essai par paliers croissants (TC1) et un essai par paliers décroissants (TC2) à 0,5 % d'amplitude de déformation

D'autres essais ont donc été nécessaires. Lors de ces essais, une séquence de paliers A, B et C est imposée sur une même éprouvette. Les paliers A et C ont les mêmes caractéristiques de chargement, tandis que le palier B diffère des deux autres par sa valeur de l'amplitude de déformation. La différence d'amplitude de contrainte stabilisée entre les paliers A et C permet de caractériser l'influence du palier B. La séquence peut être étendue à 5 paliers A B C D E selon le même principe.

S'il existe un effet d'histoire, il est probable que plus la différence entre amplitudes de déformation est grande, plus l'effet est important. Nous avons donc cherché à maximiser l'écart entre amplitudes de déformation. Nous avons testé la séquence 0,2 – 0,8 – 0,2 – 0,8 % lors de l'essai TC3. L'évolution des extremums de contrainte est donnée Figure II-29, les résultats sur le cycle stabilisé sont donnés dans l'annexe C. Le palier C, effectué à 0,2%, a une amplitude de contrainte 13 MPa plus faible que la palier A. La valeur moyenne du palier C est de 119 MPa alors que la valeur moyenne de la contrainte était quasi nulle pour les deux premiers paliers. La contrainte moyenne s'est très peu relaxée durant le palier C. Le palier D, d'amplitude de déformation 0,8 %, a une amplitude de contrainte 11 MPa plus faible que celle du palier B, ceci peut être dû à une stabilisation incomplète lors du palier B. En effet la stabilisation est plus longue à haute amplitude de déformation qu'à faible amplitude. La contrainte moyenne du palier D est à nouveau quasi nulle.

Les essais pratiqués à 0,2 % d'amplitude de déformation sont quasi élastiques, la déformation plastique est de l'ordre de  $10^{-4}$ . La relaxation de la contrainte est très faible. Ce qui se passe à cette amplitude n'est donc pas forcément représentatif de l'effet d'histoire à amplitude plus élevée.

Etudions maintenant l'effet d'histoire sur des paliers à 0,35 % d'amplitude de déformation pour lesquels une déformation plastique non négligeable se développe.

La séquence d'amplitudes successives 0,35 – 0,5 – 0,35 – 0,8 – 0,35 % a été effectuée pour les trajets traction-compression et cercle (Figure II-30, Figure II-34 et Annexe C). Pour l'essai en traction-compression (TC4), les amplitudes de contrainte respectives mesurées sur les 3 paliers à 0,35 % d'amplitude de déformation sont 511, 502 et 506 MPa. Les variations observées ici sont faibles et non significatives : l'amplitude de contrainte ne varie pas continûment avec l'amplitude de déformation maximale vue par le matériau. Pour l'essai cercle (TTC5), les amplitudes de contrainte respectives des 3 paliers à 0,35 % d'amplitude de déformation sont 576, 573 et 601 MPa. Il n'y a pas de différence entre les deux premiers paliers alors que le 3<sup>e</sup> palier présente une amplitude plus grande de 25 MPa. Un effet d'histoire est donc visible uniquement dans ce dernier cas, lors du passage de 0,8 % à 0,35 % pour un trajet cercle. Les différences d'amplitude de contrainte entre les amplitudes de déformation 0,35 et 0,5 % ou 0,35 et 0,8 % sont inférieures à 110 MPa pour le trajet traction-compression et valent respectivement 130 et 250 MPa pour le trajet cercle.

Comme l'acier inoxydable austénitique, l'acier duplex est sensible à l'histoire de l'amplitude du chargement. Cette sensibilité est cependant plus faible pour l'acier duplex puisque l'effet peut atteindre 35 MPa dans le cas d'un passage de 0,4 % à 0,1 % d'amplitude avec un trajet cercle pour l'acier inoxydable austénitique à température ambiante [Tanaka 1985a], [Murakami 1989a].

L'acier duplex ayant subi une augmentation de l'amplitude de déformation pendant quelques cycles ne garde la mémoire de cette augmentation que si celle-ci a entraîné un saut d'amplitude de contrainte suffisant, c'est-à-dire au moins supérieur à 130 MPa entre les amplitudes 0,35 et 0,8 %. Si le cycle est purement élastique, cet effet mémoire n'apparaît pas.

Aucune influence de l'histoire du chargement n'est constatée lorsque des paliers à amplitudes de déformation croissantes sont appliqués. Dans le cas contraire, un effet d'histoire du trajet de chargement apparaît, seulement si la différence d'amplitude de contrainte équivalente entre les deux trajets considérés est suffisamment grande. Cet effet d'histoire n'intervient que dans le domaine plastique.

#### II-4.6.2 Effet d'histoire de la déformation moyenne

Deux essais complémentaires ont été effectués pour mettre en évidence l'influence de l'histoire de la déformation moyenne. Il s'agit des essais TC5 pour le trajet traction-compression  $\epsilon$ . TTC10 pour le trajet cercle.

L'essai TC5 a permis d'étudier l'influence d'une déformation moyenne sur la réponse en contrainte, ceci en fonction de l'amplitude de déformation imposée. La séquence déformation moyenne – amplitude appliquée est la suivante :  $0 \pm 0,5$  % ;  $0,1 \pm 0,5$  % ;  $0 \pm 0,35$  % ;  $0,1 \pm 0,2$  % ;  $0,1 \pm 0,5$  % ;  $0 \pm 0,5$  % . Nous avons vu au paragraphe II-4.6.1 que, pendant l'essai TC3, la contrainte moyenne est restée de l'ordre de 120 MPa sur le troisième palier (Figure II-29). Nous avons donc cherché à imposer une déformation moyenne qui induise une contrainte au moins égale à celle-ci, sans toutefois imposer une déformation totale trop importante. La valeur de la déformation moyenne a été choisie à 0,1 % car cette déformation induit une contrainte d'environ 190 MPa. La Figure II-36 présente l'évolution de l'amplitude de contrainte et de la contrainte moyenne au cours des cycles. Aux amplitudes de déformation 0,5 et 0,35 %, la contrainte moyenne se relaxe totalement en quelques cycles, alors qu'à 0,2 % d'amplitude de déformation, la relaxation reste partielle. Lorsqu'on réimpose à nouveau une amplitude de déformation plus importante, la relaxation est totale.

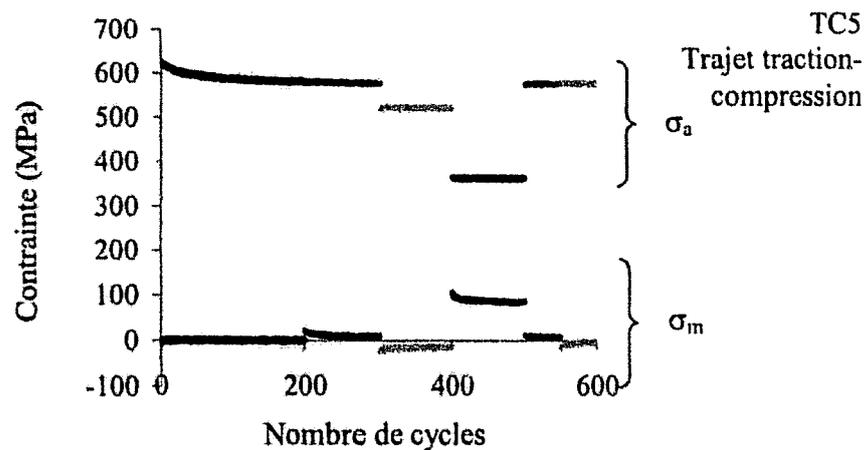


Figure II-36 : Evolutions de l'amplitude de contrainte et de la contrainte moyenne lors d'un essai de traction-compression avec une séquence de déformation moyenne et amplitude  $\{0 \pm 0,5 ; 0,1 \pm 0,5 ; 0 \pm 0,35 ; 0,1 \pm 0,2 ; 0,1 \pm 0,5 ; 0 \pm 0,5\}$

L'essai TTC10 a permis d'étudier l'influence de la position du centre du trajet de chargement en termes d'orientation et de distance à l'origine du plan  $(\varepsilon_{11}, \gamma_{12}/\sqrt{3})$ . Un trajet cercle d'amplitude 0,5 % a été imposé avec des déformations moyennes successives situées aux quatre sommets d'un carré de côté 0,15 % dans le plan  $(\varepsilon_{11}, \gamma_{12}/\sqrt{3})$ . La séquence de déformation moyenne est alors :  $(0; 0)$ ,  $(0,15; 0)$ ,  $(0,15; 0,15)$ ,  $(0; 0,15)$ ,  $(0; 0)$ . La déformation moyenne équivalente imposée représente ici jusqu'à 40 % de l'amplitude de déformation. La Figure II-37 montre l'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente et de la contrainte moyenne au cours des cycles. Les amplitudes de contrainte équivalente stabilisées obtenues sont identiques pour tous les paliers. A chaque saut de déformation moyenne, la contrainte moyenne se relaxe en un cycle.

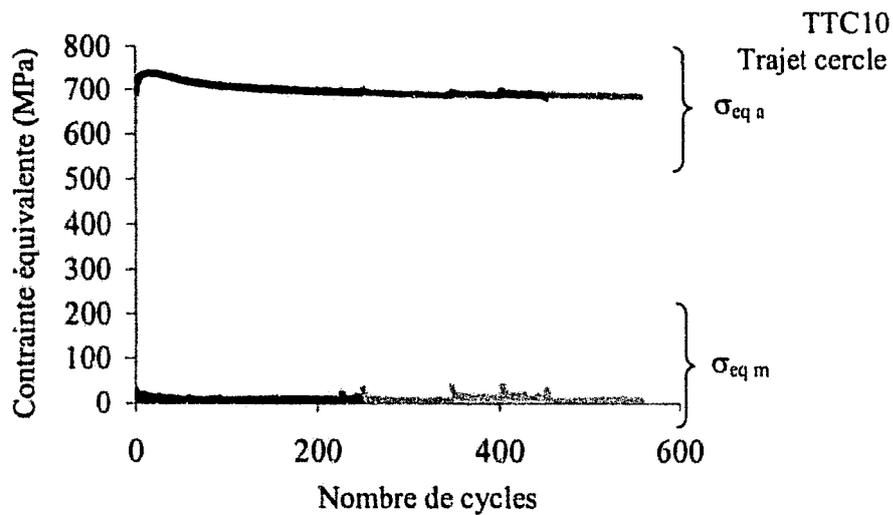


Figure II-37 : Evolutions de l'amplitude de contrainte et de la contrainte moyenne lors d'un essai cercle avec une amplitude de déformation 0,5 % et les déformations moyennes successives  $\{(0; 0), (0,15; 0), (0,15; 0,15), (0; 0,15), (0; 0)\}$

On retrouve ici un résultat obtenu sur l'acier inoxydable austénitique et l'aluminium : une déformation moyenne non nulle n'influe plus sur la réponse en contrainte au bout de quelques cycles [Benallal 1985], [Benallal 1989].

La déformation moyenne imposée n'a pas d'incidence sur le comportement en contrainte, sauf si l'amplitude de déformation est trop faible pour qu'une déformation plastique apparaisse et permette de relaxer la contrainte moyenne.

#### II-4.6.3 Effet d'histoire de la forme du trajet de chargement

Six essais ont été effectués afin de déterminer l'influence de l'histoire du trajet de chargement sur le comportement. Il s'agit des essais TTC4, TTC6, TTC7, TTC8, TTC9 et TTC3. L'amplitude de déformation et la déformation moyenne sont fixées à 0,5 % et (0 ; 0) respectivement pour les 5 essais. L'essai TTC4 consiste en une succession des paliers carré, trèfle, sablier puis torsion afin de vérifier l'hypothèse d'une influence de l'histoire du trajet de chargement sur le comportement. Les autres essais sont menés de manière plus méthodique pour quantifier cet effet. Tout d'abord, les trois premiers essais (TTC6, TTC7 et TTC8) consistent en des paliers effectués alternativement avec des trajets impliquant des degrés divers de surécrouissage, à savoir des trajets proportionnels, trèfle et cercle. Ensuite l'essai TTC9 consiste en une séquence de paliers proportionnels effectués dans différentes directions, traction-compression, torsion puis à nouveau traction-compression. Enfin l'essai TTC3

## II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

consiste en une séquence des trajets sablier puis carré. Les figures II-38 à II-42 donnent l'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente pour ces cinq essais. Nous étudierons dans un premier lieu les quatre premiers essais puis les deux suivants.

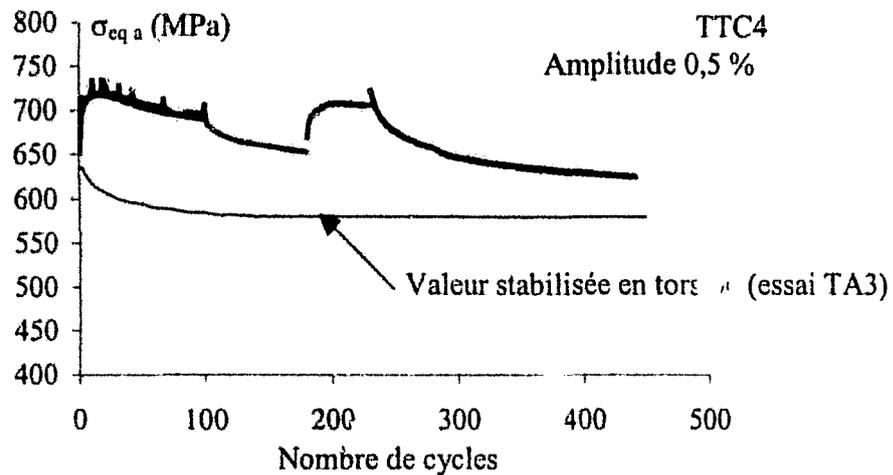


Figure II-38 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pendant la séquence carré - trèfle - sablier - torsion à 0,5% d'amplitude de déformation équivalente imposée

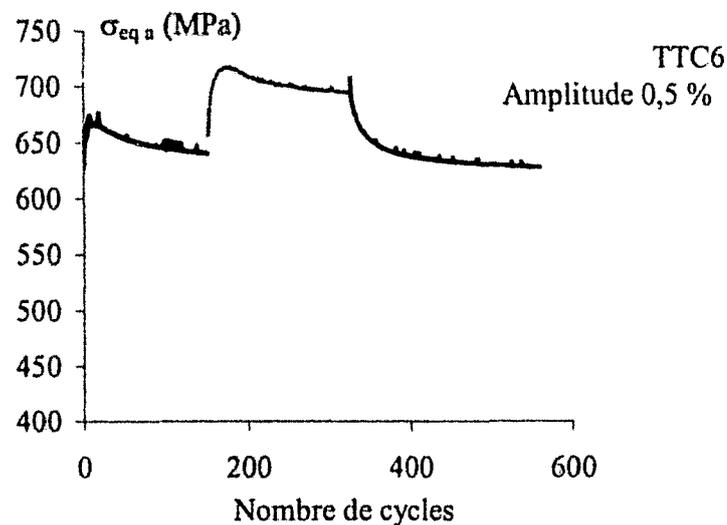


Figure II-39 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pendant la séquence trèfle - cercle - trèfle à 0,5% d'amplitude de déformation équivalente imposée

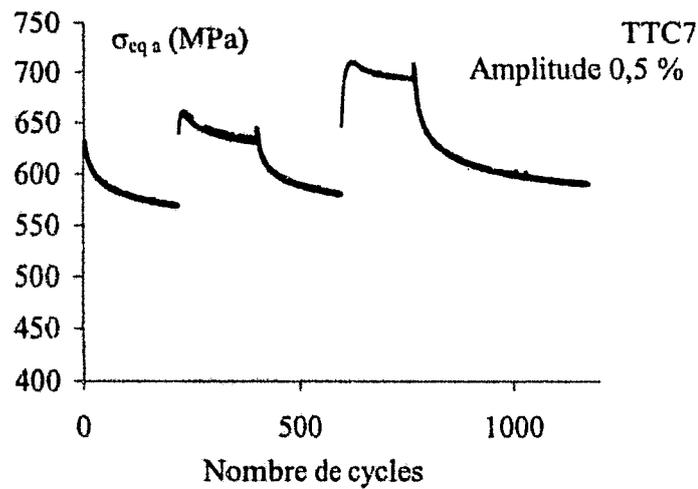


Figure II-40 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pendant la séquence torsion - trèfle - torsion - cercle - torsion à 0,5% d'amplitude de déformation équivalente imposée

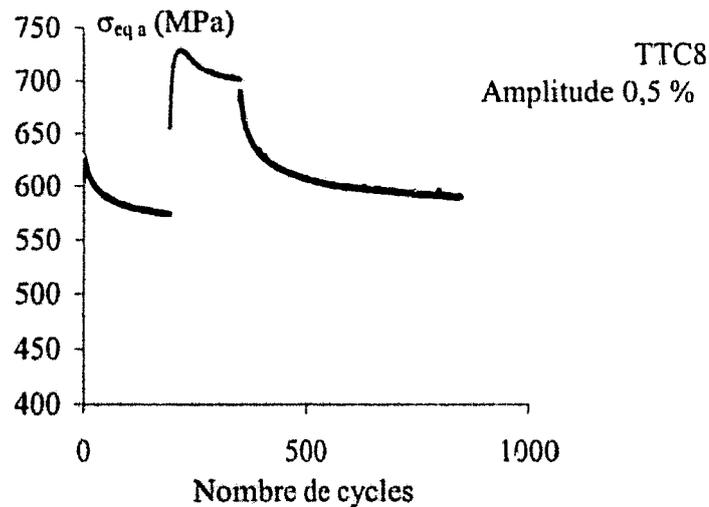


Figure II-41 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pendant la séquence proportionnel 45 - cercle - proportionnel 45 à 0,5% d'amplitude de déformation équivalente imposée

Concernant l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours des cycles, on peut observer les deux résultats largement rencontrés [Tanaka 1985b], [Benallal 1989] : sous un trajet de chargement induisant un durcissement plus important que les trajets imposés au matériau auparavant, le matériau durcit puis s'adoucit pour ensuite se stabiliser ; sous un trajet de chargement induisant un durcissement moins important, le matériau s'adoucit puis se stabilise.

Nous avons étudié l'effet d'histoire du trajet de chargement en prenant comme hypothèse qu'un matériau est susceptible de montrer une sensibilité à l'histoire du trajet de chargement dans deux situations : après avoir subi avec un trajet de chargement soit plus durcissant soit moins durcissant que le palier actuel ou après avoir subi un palier avec un autre trajet de chargement aussi durcissant que le trajet actuel. L'ensemble des essais réalisés doit nous permettre de répondre sur la sensibilité de l'acier duplex à l'histoire de l'amplitude de déformation dans ces trois cas.

- Le durcissement dépend-il des paliers effectués auparavant avec un trajet de chargement moins durcissant ?

Les amplitudes de contrainte stabilisée obtenues sur éprouvette vierge ou après un palier avec trajet de chargement moins durcissant sont données Tableau II-9. Il n'est pas constaté de différence significative entre les deux types d'essai, compte tenu de la dispersion entre éprouvettes. Le comportement du matériau ne dépend donc pas des paliers effectués préalablement avec des trajets de chargement moins durcissants.

	Amplitude de contrainte sur éprouvette vierge			Amplitude de contrainte obtenue après un palier avec trajet de chargement moins durcissant	
	$\epsilon_a$	Code des essais	$\sigma_{eq a}$ (MPa)	Code des essais	$\sigma_{eq a}$ (MPa)
trèfle	0,5	TTC6	640	TTC7	633
cercle	0,5	TTC1	691	TTC6, TTC7, TTC8	694, 694, 702

Tableau II-9 : Amplitudes de contrainte équivalente stabilisée obtenues sur éprouvette vierge ou après un palier avec trajet de chargement moins durcissant

- Le durcissement dépend-il des paliers effectués auparavant avec un trajet de chargement plus durcissant ?

Pendant l'essai TTC4, la séquence de trajets suivante a été imposée : carré, trèfle, sablier puis torsion (Figure II-38). Sur cette figure, est aussi représentée l'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente en torsion à la même amplitude pour l'essai TA3. Sur le dernier palier de l'essai TTC4, un adoucissement important a lieu, mais l'amplitude de contrainte ne rejoint pas l'amplitude de contrainte stabilisée sur éprouvette vierge. La différence est de 44 MPa. Les paliers imposés au matériau précédemment ont donc modifié son comportement.

Tentons désormais de mieux cerner et de quantifier cette influence.

Étudions maintenant le cas d'un palier suivi d'un autre palier effectué avec un trajet moins durcissant, et comparons les amplitudes de contrainte équivalente obtenues sur les cycles stabilisés. Lors de l'essai TTC7 (Figure II-40), le palier C, trajet de torsion qui suit un trajet trèfle, a une amplitude de contrainte 12 MPa plus élevée que celle du palier torsion A, tandis que le palier E, trajet de torsion qui suit un trajet cercle, a une amplitude de contrainte 22 MPa plus élevée que celle du palier torsion A. Lors de l'essai TTC6 (Figure II-39), le passage du trajet cercle au trajet trèfle fait baisser l'amplitude de contrainte de 12 MPa sur le trèfle. Lors de l'essai TTC8 (Figure II-41), le passage du trajet cercle au trajet proportionnel 45 augmente l'amplitude de contrainte de celui-ci de 16 MPa. Ceci semblerait indiquer qu'un effet d'histoire du trajet le plus durcissant existe et qu'il croît avec la différence entre les durcissements induits par les deux trajets considérés.

L'effet est encore plus marqué lorsque l'on compare, non plus les cycles stabilisés ou quasi stabilisés, mais les boucles d'hystérésis à nombre de cycles donné. Lors de la séquence trèfle - cercle - trèfle (essai TTC6) l'amplitude de contrainte du palier C vaut 7 MPa de moins que celle du palier A, chacune mesurée au bout de 150 cycles. Lors de la séquence torsion - trèfle - torsion - cercle - torsion (essai TTC7), au bout de 200 cycles, les amplitudes de contrainte des paliers C et E valent respectivement 5 et 40 MPa de plus que celle du palier A. Lors de la séquence proportionnel 45 - trèfle - proportionnel 45 - cercle - proportionnel 45 (essai TTC8), au bout de 200 cycles, l'amplitude de contrainte du palier C vaut 36 MPa de plus que celle du palier A.

Rassemblons maintenant les résultats obtenus. Il n'y a pas ou peu d'effet de l'histoire du trajet de chargement lorsqu'on passe d'un trajet trèfle à un trajet proportionnel, quel qu'il soit, ou d'un trajet cercle à un trajet trèfle. En revanche, le passage d'un trajet cercle à un trajet proportionnel induit un effet d'histoire, l'amplitude de contrainte ne retrouve pas le niveau mesuré sur une éprouvette vierge. On peut noter que la différence entre les contraintes stabilisées des trajets proportionnels et trèfle est de 60 MPa, pour les trajets trèfle et cercle, elle vaut 50 MPa et pour les trajets proportionnels et cercle, 120 MPa. L'influence de l'histoire du trajet augmente donc avec la différence entre les amplitudes de contrainte stabilisée des trajets considérés.

L'effet d'histoire observé est beaucoup plus important sur l'essai TTC4 (Figure II-38) que sur les trois autres essais. Peut-être faut-il prendre en compte, non seulement le niveau le

plus durcissant, mais aussi le nombre de paliers effectués à ce niveau, ou la durée cumulée de ces paliers. Cet objectif se heurte à un obstacle déjà rencontré : prolonger ou multiplier les paliers augmente le risque que le matériau s'endommage.

Comme l'acier inoxydable austénitique, l'acier duplex est sensible à l'histoire du trajet de chargement. Cette sensibilité est cependant plus faible pour l'acier duplex. En effet, durant le passage trajet cercle-trajet proportionnel, l'effet de mémoire peut atteindre 150 MPa pour l'amplitude de contrainte sur le cycle stabilisé d'un palier proportionnel suivant un trajet cercle à 0,5 % d'amplitude de déformation équivalente dans le cas de l'acier inoxydable austénitique [Benallal 1985].

- Le durcissement est-il modifié par une séquence de trajets de chargement induisant le même écrouissage ?

La séquence de trajets de chargement (traction – torsion – traction) effectuée pendant l'essai TTC9 pose un problème différent des précédents, au sens où les trajets appliqués sont ici tous proportionnels et induisent le même durcissement sur une éprouvette vierge (Figure II-42). Un fort durcissement apparaît à chaque changement de direction de sollicitation, un fort adoucissement a lieu ensuite. Les amplitudes de contrainte équivalente mesurées à la fin de chaque palier sont les suivantes : 577, 590 et 587 MPa. La différence entre les amplitudes de contrainte à la fin de chaque palier est trop faible pour parler d'effet d'histoire (13 MPa), d'autant plus que la contrainte n'est pas stabilisée et continue à diminuer.

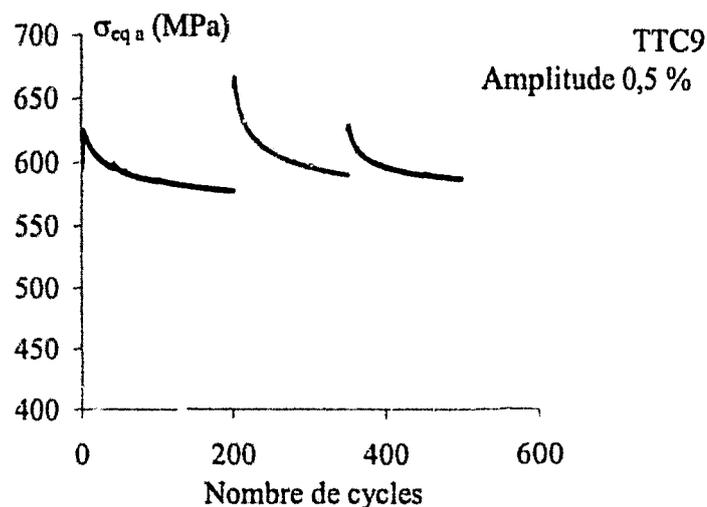


Figure II-42 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pendant la séquence traction – torsion – traction à 0,5% d'amplitude de déformation équivalente imposée

L'essai TTC3 (Figure II-43) a été effectué à 0,5 % d'amplitude de déformation avec les trajets successifs sablier et carré. Sur une éprouvette vierge, ces deux trajets induisent le même durcissement (699 MPa pour le sablier sur l'essai TTC3 et 692 MPa pour le carré sur l'essai TTC4). Pendant l'essai TTC3, on observe, après stabilisation sur le palier sablier, un durcissement lors du changement de trajet de chargement, puis un adoucissement. La valeur stabilisée pendant le 2<sup>e</sup> palier est 680 MPa. La différence entre l'amplitude de contrainte obtenue ici et l'amplitude de contrainte obtenue sur éprouvette vierge est encore une fois trop faible pour qu'on puisse parler d'effet d'histoire.

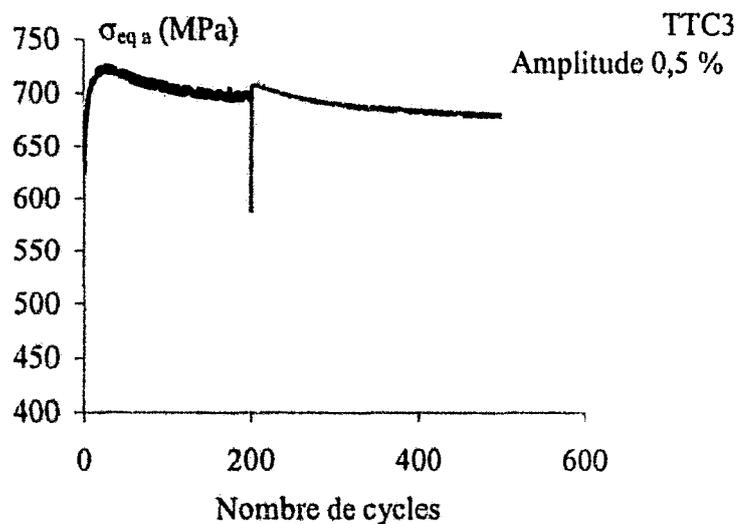


Figure II-43 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles pendant la séquence sablier – carré à 0,5% d'amplitude de déformation équivalente imposée

En résumé, on peut dire qu'un changement de trajet de chargement impliquant le même degré de sur-écrouissage que le premier trajet crée un pic de durcissement qui est effacé par le cyclage.

Aucune influence de l'histoire du chargement n'est constatée lorsque les trajets de chargement sont appliqués dans un ordre de durcissement croissant. Dans le cas contraire, un effet d'histoire du trajet de chargement apparaît, seulement si la différence d'amplitude de contrainte équivalente entre les deux trajets considérés est suffisamment grande. Lorsque des trajets de chargement impliquant le même niveau de durcissement sont appliqués successivement, un durcissement supplémentaire apparaît mais celui-ci est effacé ensuite par le cyclage.

#### II-4.6.4 Mémoire de la déformation plastique

Dans les trois paragraphes précédents, nous avons montré qu'un effet d'histoire apparaît dans certains cas lorsque l'amplitude de déformation décroît ou lorsque le trajet de chargement est moins durcissant que le précédent. Nous avons corrélié cet effet à la différence d'amplitude de contrainte équivalente entre les deux paliers en cause. Cependant cet indicateur n'est peut-être pas le plus pertinent. Nous verrons notamment au chapitre IV que, dans plusieurs modèles phénoménologiques, la déformation plastique équivalente maximale est prise comme paramètre à la source de l'effet d'histoire [Chaboche 1979], [Lemaitre 1988], [Ohno 1993], [Tanaka 1994].

Étudions donc l'évolution de l'amplitude de déformation plastique au cours des essais mettant en évidence l'effet d'histoire. Les résultats sont rapportés pour les essais TTC5, TTC6, TTC7 et TTC8 respectivement Figure II-44, Figure II-45, Figure II-46 et Figure II-47.

Le Tableau II-10 rapporte les amplitudes de déformation plastique équivalente et de contrainte équivalente sur le cycle stabilisé, obtenues à 0,5 % d'amplitude de déformation pour les 7 trajets testés. Les déformations plastiques ont été calculées avec un module d'élasticité identique pour tous les essais. On peut constater que l'amplitude de déformation plastique équivalente ne croît pas avec l'amplitude de contrainte équivalente. Les résultats sont même contrastés puisque les trajets trèfle, carré et sablier donnent une amplitude de déformation plastique équivalente plus faible que les trajets proportionnels tandis que l'amplitude de déformation plastique équivalente du trajet cercle est, elle, plus élevée.

Trajet	N° essai	$\varepsilon_{eq a}^p$	$\sigma_{eq a}$
traction	TTC9	0,0020	577
torsion	TTC7	0,0022	569
	TA3	0,0022	576
proportionnel 45	TTC8	0,0020	574
trèfle	TTC6	0,0019	640
cercle	TTC1	0,0025	691
	TTC10	0,0023	694
carré	TTC4	0,0019	692
sablier	TTC3	0,0019	699

Tableau II-10 : Amplitudes de déformation plastique équivalente et de contrainte équivalente obtenues sous différents trajets de chargement à 0,5 % d'amplitude de déformation sur le cycle stabilisé pour une éprouvette vierge

## II. Étude expérimentale du comportement en plasticité cyclique d'un acier inoxydable duplex

Sur la Figure II-44, on peut constater, résultat classique, que l'amplitude de déformation plastique équivalente augmente notablement avec l'amplitude de déformation imposée.

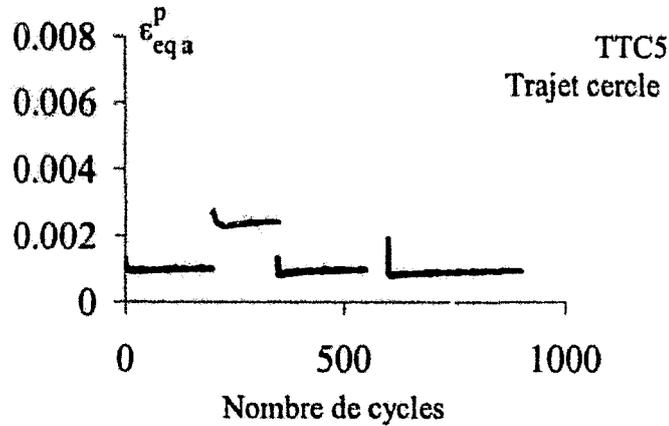


Figure II-44 : Evolution de l'amplitude de déformation plastique équivalente en fonction du nombre de cycles selon l'amplitude de déformation imposée (0,35 ; 0,5 ; 0,35 ; 0,8 ; 0,35%) pour un trajet cercle

Les figures 45 à 47 donnent l'évolution de l'amplitude de déformation plastique au cours des cycles pour différentes séquences de trajet de chargement. Nous avons montré dans le paragraphe précédent qu'il existe un effet d'histoire lors du passage du trajet cercle à un trajet proportionnel, mais que celui-ci est inexistant ou quasi-inexistant pendant le passage du trajet trèfle à un trajet proportionnel, ou du trajet cercle au trajet trèfle. Lors du passage d'un trajet cercle à un autre, le trajet le plus durcissant est aussi celui qui a la plus importante amplitude de déformation plastique équivalente. Comme un effet d'histoire n'existe pas dans tous les cas, cet effet ne peut être corrélé à l'amplitude de déformation plastique équivalente maximale vue par le matériau. De plus, l'amplitude de déformation plastique équivalente obtenue lors du trajet trèfle est plus faible que celle des trajets proportionnels, l'effet d'histoire ne peut donc pas être corrélé à une différence d'amplitude de déformation plastique entre les deux paliers, sinon l'effet d'histoire lors du passage des trajets cercle à trèfle serait plus important que celui du passage du trajet cercle à un trajet proportionnel.

L'effet d'histoire n'est donc pas corrélé à l'amplitude de déformation plastique maximale ni à la variation d'amplitude de déformation plastique entre les deux paliers.

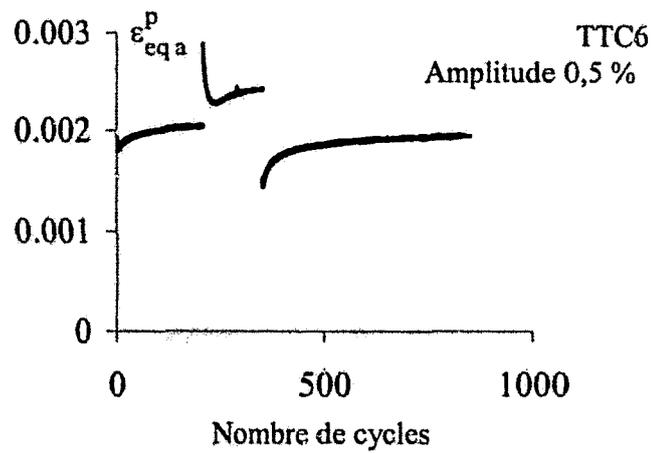


Figure II-45 : Evolution de l'amplitude de déformation plastique équivalente en fonction du nombre de cycles pendant la séquence trèfle - cercle - trèfle à 0,5% d'amplitude de déformation équivalente imposée

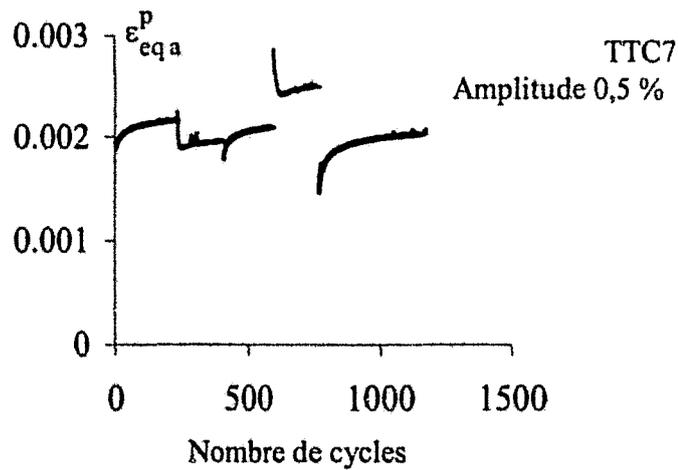


Figure II-46 : Evolution de l'amplitude de déformation plastique équivalente en fonction du nombre de cycles pendant la séquence torsion - trèfle - torsion - cercle - torsion à 0,5% d'amplitude de déformation équivalente imposée

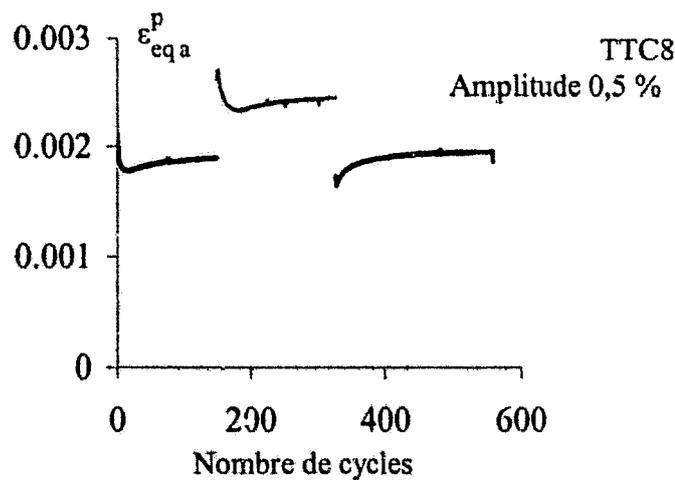


Figure II-47 : Evolution de l'amplitude de déformation plastique équivalente en fonction du nombre de cycles pendant la séquence proportionnel 45 - cercle - proportionnel 45 à 0,5% d'amplitude de déformation équivalente imposée

L'effet d'histoire n'est pas corrélé à l'amplitude de déformation plastique équivalente maximale vue par le matériau, ni à la variation d'amplitude de déformation plastique équivalente entre les deux paliers, mais plutôt à la différence entre amplitudes de contrainte équivalente.

## II-5 Conclusion

Nous avons étudié expérimentalement dans ce chapitre le comportement en fatigue plastique d'un acier inoxydable austéno-ferritique.

Cet acier est fourni sous forme de barre forgée et contient environ 60 % de ferrite et 40 % d'austénite. La microstructure semble isotrope transverse. Des essais de traction-compression et de traction-compression/torsion ont été réalisés à l'aide de deux ensembles machine - éprouvette - mors - extensométrie. Les essais étaient pilotés en déformation totale et réalisés à température ambiante. Le matériau étant visqueux, le pilotage des essais s'est effectué à vitesse de déformation constante. Le chargement était défini par trois paramètres : le trajet de chargement, l'amplitude de déformation et la déformation moyenne.

- *Etude de l'isotropie*

Des essais monotones dans quatre directions différentes ont montré que cet acier duplex peut être considéré comme isotrope au voisinage de la limite d'élasticité à 0,02 %. De plus, il est aussi isotrope au sens de von Mises sous sollicitations cycliques proportionnelles. Ceci justifie l'utilisation des équivalents de von Mises pour les essais cycliques biaxiaux.

- *Influence du trajet de chargement*

Les trajets de chargement non-proportionnels induisent un durcissement supplémentaire, ou sur-écrouissage, par rapport aux trajets proportionnels à la même amplitude de déformation équivalente imposée. Il est possible de classer ces trajets de chargement en trois groupes dans l'ordre croissant du durcissement induit : tout d'abord les trajets proportionnels, puis le trajet trèfle, enfin les autres trajets non-proportionnels, cercle, carré et sablier. Le sur-écrouissage atteint 120 MPa à 0,5 % d'amplitude de déformation pour ces trois derniers trajets.

- *Influence de l'histoire du chargement*

L'influence de l'histoire du chargement a été étudiée séparément sur les trois paramètres définissant le chargement : le trajet de chargement, l'amplitude de déformation et la déformation moyenne. La déformation moyenne imposée n'a pas d'incidence sur la réponse en contrainte. Aucune influence de l'histoire du chargement n'est constatée lorsque des paliers sont appliqués dans un ordre de durcissement croissant (amplitude croissante ou trajet de chargement de plus en plus durcissant). Dans le cas contraire, un effet d'histoire du trajet de chargement apparaît, mais seulement si la différence d'amplitude de contrainte équivalente entre les deux trajets considérés est suffisamment grande. Lorsque des trajets de chargement impliquant le même niveau de durcissement sont appliqués successivement, un durcissement supplémentaire apparaît, mais celui-ci est effacé ensuite par le cyclage. L'effet d'histoire n'est pas corrélé à l'amplitude de déformation plastique équivalente maximale antérieurement vue par le matériau, ni à la variation d'amplitude de déformation plastique équivalente entre les deux paliers successifs mais plutôt à la différence entre les amplitudes de contrainte équivalente.

Une difficulté demeure concernant les essais par paliers : la stabilisation de l'amplitude de contrainte à la fin d'un palier n'est jamais complètement garantie, puisqu'on interrompt le palier pour appliquer le suivant. La mise au point d'outils permettant de mesurer en temps réel la vitesse de stabilisation de l'amplitude de contrainte avec un critère sur cette vitesse permettrait de limiter ce problème. Cependant il est clair qu'on ne peut pas attendre la stabilisation complète pour passer au palier suivant, cela imposerait d'aller jusqu'à 30 % de la durée de vie du palier considéré, durée trop longue pour pouvoir imposer plusieurs paliers successivement sans endommagement du matériau.

Nous avons volontairement bornée la plage d'amplitude de l'étude, afin de rester cohérent avec les conditions d'utilisation structurales. Tester le comportement cyclique avec des amplitudes plus grandes aurait peut-être mis en évidence des effets d'histoire plus importants. D'autre part les trajets de chargement sont par nature discrets. Il est donc difficile de couvrir tous les niveaux de réponse en contrainte. Ceci rend l'identification des modèles de comportement difficile, comme nous le verrons au chapitre IV.

Enfin, nos résultats semblent montrer l'existence d'un seuil d'amplitude de contrainte, en-deçà duquel l'histoire du chargement n'aurait pas d'influence. Pour pouvoir l'affirmer, une étude faisant intervenir une plus grande variété d'amplitudes de contrainte serait nécessaire.

Dans ce chapitre, nous avons étudié les réponses en contraintes en fonction des sollicitations appliquées. Nous n'avons cependant pas accès directement aux évolutions des variables d'écrouissage du matériau. Afin de comprendre les phénomènes d'écrouissage mis en jeu, la mesure de l'évolution de la surface de plasticité est nécessaire. Ce sera l'objet du chapitre II. Enfin, les résultats tirés de ces essais nous aideront ensuite à discriminer, au chapitre IV, certains modèles de plasticité cyclique de la littérature les plus aptes à décrire le comportement du matériau.

## Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

III-1	Mesure de la surface de plasticité : problème et solutions	137
III-1.1	Méthodologie de détermination de la surface de plasticité	138
III-1.2	Liste des essais effectués	147
III-1.3	Mode de présentation des résultats	148
III-2	Résultats expérimentaux	150
III-2.1	Surface de plasticité initiale	150
III-2.2	Evolution de la surface seuil sous chargement proportionnel	153
III-2.3	Evolution de la surface seuil sous chargement non-proportionnel	165
III-2.4	Effet d'histoire du trajet de chargement	176
III-2.5	Normalité de l'incrément de déformation plastique	182
III-3	Conclusion	184

### *III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique*

---

### **III Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique**

Nous avons étudié le durcissement/adoucissement cyclique de l'acier inoxydable duplex au chapitre précédent. Nous avons mis en évidence un sur-écrouissage de ce matériau sous chargement non-proportionnel, ainsi qu'une influence de l'histoire du chargement.

Durant les essais cycliques présentés précédemment, les variables d'écrouissage cinématique et isotrope ne peuvent être mesurées que dans le cas où le trajet de chargement traverse le domaine d'élasticité, ici seulement sous sollicitations proportionnelles. On a alors une information dans une direction seulement, et non le domaine d'élasticité complet. Afin d'appréhender plus finement ces phénomènes de variation du domaine élastique, nous avons mis en place une étude de l'évolution de la surface de plasticité pendant des sollicitations cycliques de même nature que celles étudiées au chapitre II. Les résultats de cette étude nous aideront par la suite à choisir et identifier des modèles capables de simuler le comportement plastique cyclique de l'acier duplex étudié.

#### **III-1 Mesure de la surface de plasticité : problème et solutions**

La surface de plasticité est la frontière du domaine où le comportement est élastique dans l'espace des contraintes ou des déformations. Ces deux espaces sont à six dimensions. Nous nous intéressons ici à un cas simplifié : les éprouvettes sont sollicitées en traction-torsion. Nous étudions donc une coupe de la surface de plasticité dans le plan ( ) que nous appelons abusivement "surface de plasticité", ou "surface seuil", au lieu de "courbe limite de plasticité".

La technique, lors de la mesure d'une surface de plasticité, est d'explorer toute la zone élastique en faisant des incursions dans la zone plastique aussi brèves que possible afin de ne pas perturber l'objet même de la mesure. Cette difficulté a guidé la plupart des choix que nous avons faits quant à la mesure de la surface seuil à différents moments d'un chargement cyclique. Par ailleurs, la surface seuil mesurée est par construction discrète,  $n$  points sont mesurés sur cette frontière.

### III-1.1 Méthodologie de détermination de la surface de plasticité

La méthodologie que nous avons employée s'inspire des travaux de Rousset [Rousset 1985] et de ceux de Wu et al. [Wu 1991]. Il s'agit de déterminer  $n$  limites d'élasticité dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$  autour d'un point A appartenant au domaine élastique (Figure III-1). Nous présentons la méthodologie adoptée en allant du plus général vers le plus précis. Nous verrons dans un premier temps les principes de mesure d'une limite d'élasticité puis le choix des directions de mesure et celui de l'ordre des points de détection.

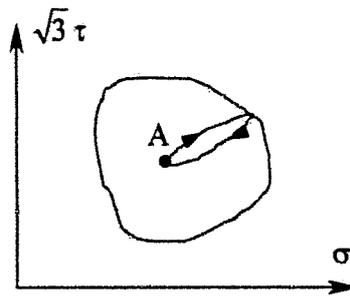


Figure III-1 : Surface de plasticité à déterminer

#### ➤ Mesure d'une limite d'élasticité

Plusieurs définitions de la limite d'élasticité sont utilisées expérimentalement [Michno 1976]. Pour notre part, nous avons utilisé la définition conventionnelle : la limite d'élasticité est atteinte lorsqu'une valeur déterminée de la déformation plastique, "l'offset", est atteinte (Figure III-2). Cette définition nous amène directement aux deux problèmes que nous aurons à résoudre :

- mesurer le module d'élasticité et calculer une déformation plastique,
- détecter l'instant à partir duquel la déformation plastique est supérieure ou égale à l'offset et immédiatement décharger l'éprouvette pour ensuite mesurer une nouvelle limite d'élasticité dans une autre direction.

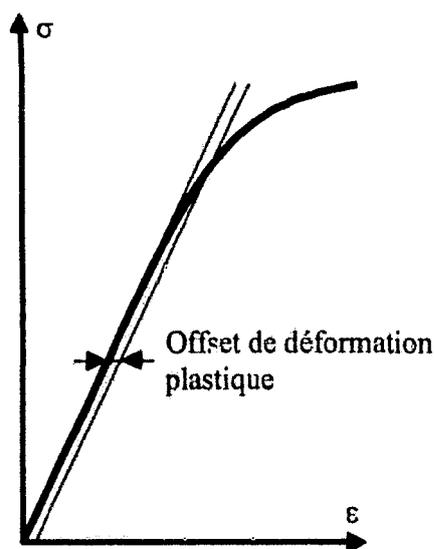


Figure III-2 : Mesure de la limite d'élasticité

Pour mesurer la surface seuil avec une seule éprouvette, l'offset est choisi petit afin que les incursions successives dans le domaine plastique ne perturbent pas trop celui-ci. Rousset a montré que, pour un offset "grand" (0,2 % dans son cas), la surface de plasticité ne se referme pas [Rousset 1985]. Les valeurs d'offset utilisées par les différents auteurs de la littérature se situent entre  $5 \cdot 10^{-6}$  et  $5 \cdot 10^{-5}$  [Phillips 1979], [Rousset 1985], [Helling 1986], [Wu 1991]. Nous avons choisi pour notre part une valeur d'offset de  $2 \cdot 10^{-5}$ .

Nous avons parlé jusqu'ici de limite d'élasticité et d'offset sans nous préoccuper de la mesure de la déformation plastique ni de sa direction de mesure. Pour obtenir une surface de plasticité dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$ , il faut définir une norme de mesure de la déformation plastique dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$ . Nous avons utilisé la déformation plastique équivalente au sens de von Mises. Le choix de cette norme n'est pas tout à fait objectif vis-à-vis de la surface à mesurer, puisque la norme est définie à partir d'un critère de plasticité différent. Cependant, tant que l'offset reste petit, le choix de la norme a une faible incidence.

La détermination d'une limite d'élasticité peut se faire avec un pilotage de l'essai à déformation imposée ou à contrainte imposée. Nous avons travaillé à déformation imposée, car les essais de fatigue oligocyclique ayant été conduits à déformation imposée, ce choix permet de ne pas changer de mode de pilotage en cours d'essai, après un préchargement.

Pour calculer la déformation plastique équivalente et la comparer à l'offset, il faut connaître le module d'élasticité. Ce module a été déterminé sur les essais cycliques en traction et en torsion au chapitre II. Une certaine dispersion existe entre éprouvettes et nous avons vu

### III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

---

que le matériau n'est pas tout à fait isotrope concernant le module d'élasticité. De plus, le calcul de la déformation plastique dépend du module d'élasticité mais aussi de l'ordonnée à l'origine ( $\sigma_0$  ou  $\tau_0$ ). Il faut donc mesurer, pour chaque portion élastique de chaque éprouvette, les modules d'élasticité et de cisaillement ainsi que les coordonnées à l'origine. Le calcul de la déformation plastique équivalente utilise les équations :

$$\varepsilon^p = \varepsilon - \varepsilon_0 - \frac{\sigma - \sigma_0}{E} \quad \text{Eq. III-1}$$

$$\gamma^p = \gamma - \gamma_0 - \frac{\tau - \tau_0}{G} \quad \text{Eq. III-2}$$

$$\varepsilon_{eq}^p = \sqrt{\varepsilon^p{}^2 + \frac{\gamma^p{}^2}{3}} \quad \text{Eq. III-3}$$

où  $\varepsilon_0$ ,  $\gamma_0$ ,  $\sigma_0$  et  $\tau_0$  sont les valeurs initiales de la portion élastique de la déformation et de la distorsion. Les déformations plastiques axiale et de cisaillement sont calculées, puis la déformation plastique équivalente est déduite de ces deux valeurs.

Concrètement, à partir d'un point A autour duquel on cherche la surface de plasticité, un trajet radial piloté en déformation totale est imposé (Figure III-3). Deux paramètres de pilotage,  $R_e$  et  $D_e$ , sont utilisés. Tant que la déformation totale équivalente n'atteint pas la valeur  $R_e$ , rien n'est calculé. En effet, les premiers points d'un trajet ne sont pas tout à fait réguliers, il vaut mieux ne pas en tenir compte. A partir de cette valeur et jusqu'à  $R_e + D_e$ , les modules d'élasticité et de cisaillement sont calculés. La valeur de  $D_e$  est choisie de manière à ce qu'on puisse considérer cette portion comme élastique. Au-delà, la déformation plastique équivalente est calculée selon l'équation III-3 ci-dessus. Lorsque sa valeur est supérieure ou égale à l'offset, le sens du pilotage est inversé, on revient au point initial A.

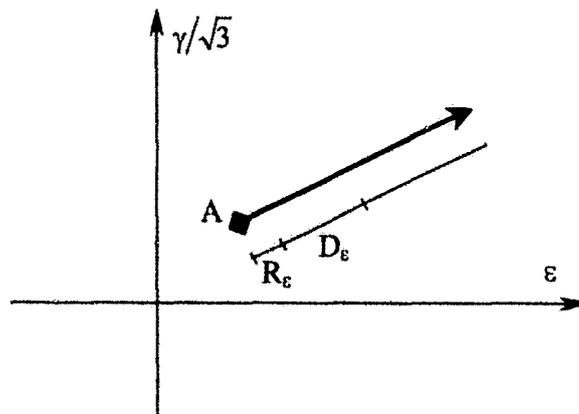


Figure III-3 : Trajet de chargement

Wu et al. se sont intéressés à l'influence de  $D_\epsilon$  et de l'offset sur la détermination de la limite d'élasticité d'un acier inoxydable AISI 304 [Wu 1991]. Ils ont réalisé des essais sur éprouvette vierge en torsion. Ils ont montré que, pour  $D_\epsilon$  supérieur à 0,005%, la dispersion sur le module de cisaillement est inférieure à 3,4 %. La détermination de la limite d'élasticité fluctue de manière importante pour des faibles offsets de déformation plastique quel que soit  $D_\epsilon$ . La dispersion sur la mesure diminue lorsque  $D_\epsilon$  est supérieur à 0,01% quel que soit l'offset. Il existe donc une valeur minimale de  $D_\epsilon$  et de l'offset, permettant de limiter la dispersion sur les mesures de limite d'élasticité.

Le choix des valeurs de  $R_\epsilon$ ,  $D_\epsilon$  et de l'offset a été fait ici de la manière suivante :  $R_\epsilon$  a été choisi le plus petit possible, en enlevant tout de même les premiers points de la courbe.  $R_\epsilon$  vaut 0,005 %. La valeur de  $D_\epsilon$  est un compromis : trop grande, on sort de la zone élastique, trop faible, le module d'élasticité et la limite d'élasticité sont déterminés avec trop d'incertitude [Wu 91].  $D_\epsilon$  a été choisi égal à 0,055 %. Rappelons que la valeur de l'offset a été choisie à  $2 \cdot 10^{-5}$ .

➤ Répartition des points de mesure dans le plan

Contrairement à Wu et al. [Wu 1991] qui ont utilisé une direction de mesure des surfaces de plasticité perpendiculaire à la direction de chargement (Figure III-4 a), nous avons choisi de répartir les points de mesure régulièrement en étoile autour du point central A (Figure III-4 b), méthode identique à celle utilisée par Rousset [Rousset 1985]. A chaque mesure, la surface de plasticité se décale légèrement dans la direction de mesure, puisqu'il faut rentrer dans le domaine plastique pour mesurer la limite d'élasticité. Pour minimiser la

perturbation de la surface de plasticité par les mesures antérieures, un point de mesure donné est immédiatement suivi du point situé à l'opposé par rapport au centre A.

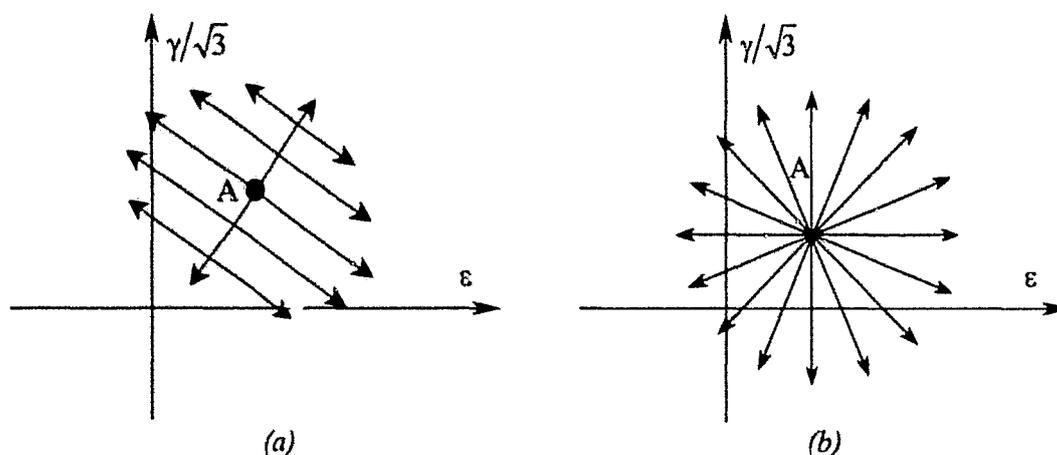


Figure III-4 : Répartition des points de mesure de la surface de plasticité dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$

Après une précharge dans une direction donnée, la mesure des limites d'élasticité peut se faire de deux manières différentes : soit on commence par la direction de la précharge, soit on travaille en opposition (Figure III-5 a). Figure III-5 b et c, sont représentées les deux stratégies de détection possibles en uniaxial. Après une précharge suivant un trajet donné jusqu'au point M, il est nécessaire de revenir dans le domaine élastique au point A pour mesurer la surface de plasticité. A partir de là, on peut mesurer la première limite d'élasticité soit sur le chemin AM, soit sur le chemin AN. Si on commence par AM, le point M' détecté dans cette direction sera au-delà du point M initial car le segment AM est élastique (Figure III-5 b). En effet, dans la recherche de la limite élastique M', on déplace à nouveau la surface de plasticité, celle-ci n'est donc pas tout à fait dans le même état qu'au point M. Au contraire, en commençant par la direction AN, on rééquilibre la surface de plasticité. Le point M' est mesuré autour du point M (Figure III-5 c). Nous avons mesuré les surfaces de plasticité en commençant par le chemin AN.

Lors d'essais préliminaires, nous avons constaté que la surface de plasticité a un diamètre minimal de 0,2 % dans le plan des déformations. Le retour dans le domaine élastique, distance MA, a alors été imposé à 0,1%, afin que le point A soit à peu près au centre de la surface à mesurer.

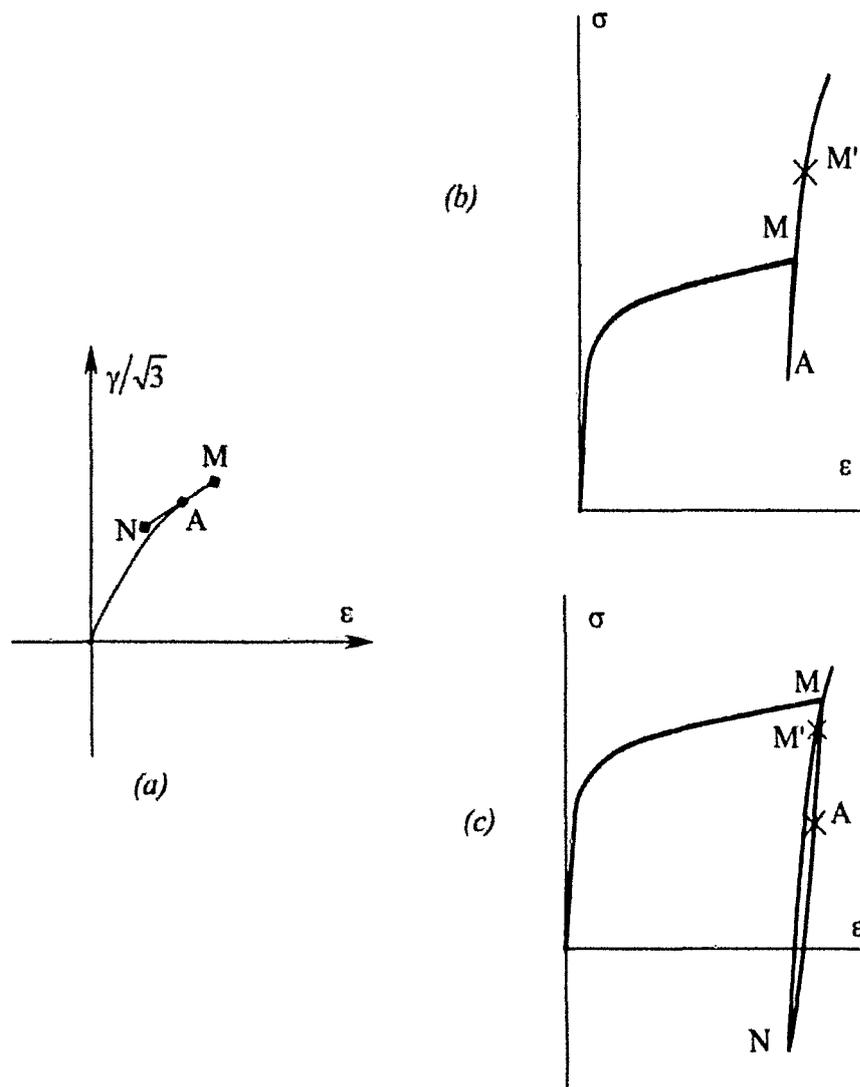


Figure III-5 : Stratégie de détection, (a) stratégies possibles, (b) mesure de la surface en commençant par le chemin AM, (c) mesure de la surface en commençant par le chemin AN

➤ Importance de la viscosité, choix de la vitesse de pilotage

Concernant la mesure de la surface de plasticité, nous pouvons l'effectuer à la même vitesse de déformation que les essais cycliques présentés au chapitre II, ou à vitesse plus faible. Deux raisons nous incitent à choisir une vitesse de déformation plus faible. Ceci permet tout d'abord de réduire l'écart en déformation entre deux points d'acquisition consécutifs, ce qui augmente la précision sur la détection de l'offset. Ensuite, nous cherchons dans ce chapitre à mesurer une surface de plasticité. Le matériau étant viscoplastique, la vitesse de déformation doit être la plus faible possible, pour se rapprocher des conditions quasistatiques. Une vitesse infiniment lente engendrant des temps d'essai inacceptables, nous

### III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

avons choisi une vitesse de déformation équivalente de  $6,6 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ . Nous avons en revanche maintenu la vitesse de déformation du pilotage des rampes et des cycles à son niveau initial, c'est-à-dire  $6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Nous évitons ainsi d'avoir des temps d'essai trop longs.

Par ailleurs, au niveau du programme de pilotage, nous avons choisi de séparer complètement les modules concernant le pilotage des rampes et des cycles du module permettant la mesure des surfaces de plasticité (voir annexe D). Chacun de ces modules permet le pilotage et l'acquisition des données sur un type de chargement. Il existe donc un temps d'attente entre chaque module, le temps que le buffer de données soit enregistré.

Ces pauses et ces variations de vitesses créent inmanquablement des variations de contrainte dues à la viscosité.

Nous avons représenté sur les deux figures suivantes une rampe en distorsion à la vitesse de  $6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , suivie d'un temps d'arrêt. Les figures III-6 et III-7 représentent la rampe imposée en distorsion et la réponse en contrainte de cisaillement.

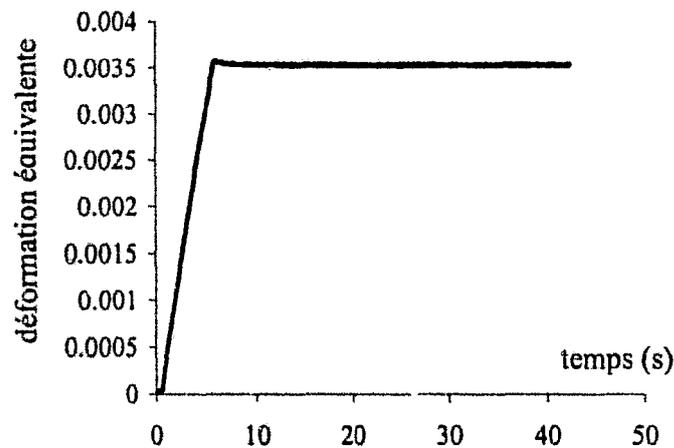


Figure III-6 : Evolution de la déformation, variable de pilotage, pendant une rampe puis un maintien

Les paramètres d'asservissement en distorsion de la machine (PID) ont été réglés de manière à ce que la machine réponde à une sollicitation en créneau sans difficulté. Il y a donc un léger dépassement de la consigne, y compris lorsqu'on impose une rampe (Figure III-6). Le dépassement vaut 1,3 % de la consigne finale. La réponse en contrainte montre elle aussi ce dépassement, suivi d'une relaxation de la contrainte de 50 MPa environ (Figure III-7). Cette relaxation présente une évolution de type exponentielle, forme classique, l'évolution ultérieure de la contrainte reste négligeable par rapport à celle des 30 premières secondes. Nous avons

### III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

constaté la même valeur de relaxation lors des essais de traction monotone par morceaux au chapitre II. Cette amplitude de relaxation ne varie pas avec la déformation imposée (chapitre II).

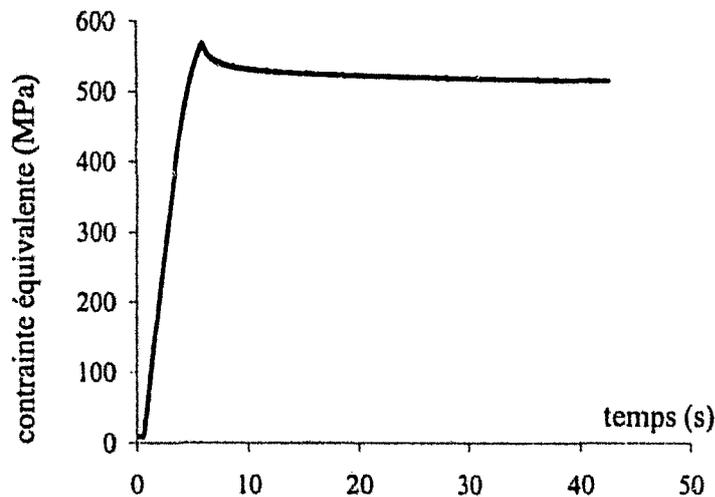


Figure III-7 : Evolution de la contrainte pendant une rampe puis un maintien de la déformation

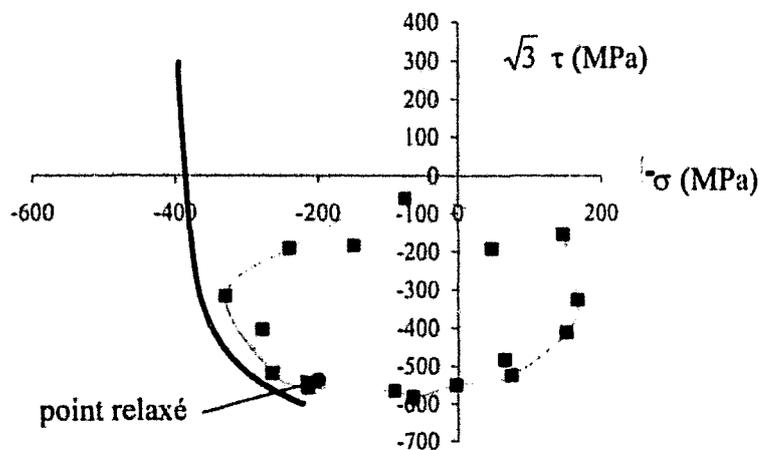


Figure III-8 : Surface de plasticité mesurée sur l'éprouvette Surf4 avec le trajet de chargement initial et le point relaxé

A posteriori, on constate expérimentalement que le point relaxé se trouve au voisinage de la surface de plasticité mesurée, comme on peut le constater sur la Figure III-8. Cette figure représente une surface de plasticité mesurée sur l'éprouvette Surf4 ainsi que le chargement en contrainte précédant et le point relaxé à la fin de ce chargement.

➤ Précision de la mesure d'une limite d'élasticité

Une mesure des déformations et des contraintes a lieu à chaque incrément de 0,0005 % en déformation équivalente (ou chaque 0,076 s). Cette discrétisation représente un écart de 0,95 MPa en contrainte équivalente sur la droite élastique, dans l'hypothèse où il n'y a pas de bruit sur les signaux d'entrée.

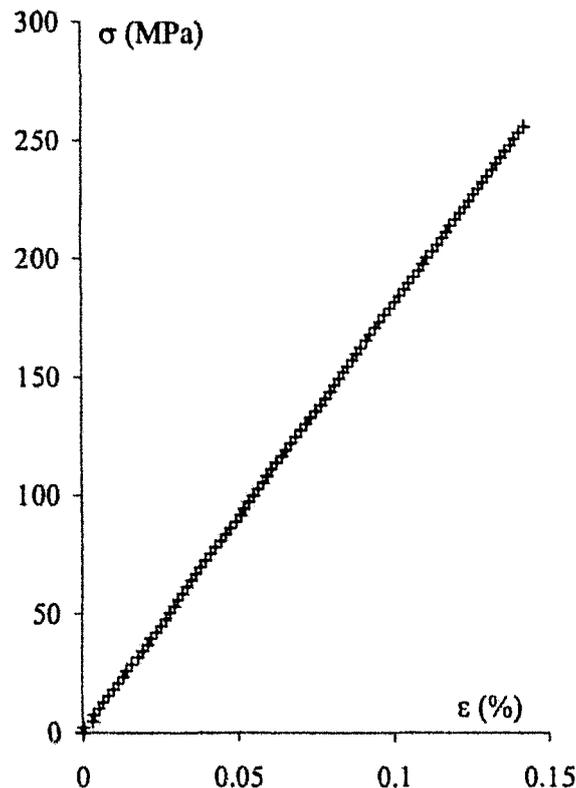


Figure III-9 : Courbe expérimentale contrainte axiale/déformation axiale

Les signaux d'entrée étant bruités (Figure III-9 et Figure III-10), la déformation plastique calculée est elle aussi bruitée. Nous avons traité le problème du bruit en cherchant à ce que la mesure des limites d'élasticité ne prenne pas en compte. Figure III-10, sont tracées les évolutions observées classiquement de la déformation plastique équivalente et du bruit sur cette déformation plastique équivalente lors de la détection d'une limite d'élasticité. Nous avons défini le bruit de la déformation plastique équivalente comme l'écart type de celle-ci sur les 6 derniers points courants. On peut vérifier Figure III-10 que le bruit est rapidement inférieur à la déformation plastique équivalente. Afin d'être sûr que c'est toujours le cas, nous avons imposé que l'offset ne soit pas détecté (et le sens du chargement inversé) tant que les 3

dernières mesures consécutives de la déformation plastique équivalente ne sont pas supérieures au bruit  $\times 1,5$ .

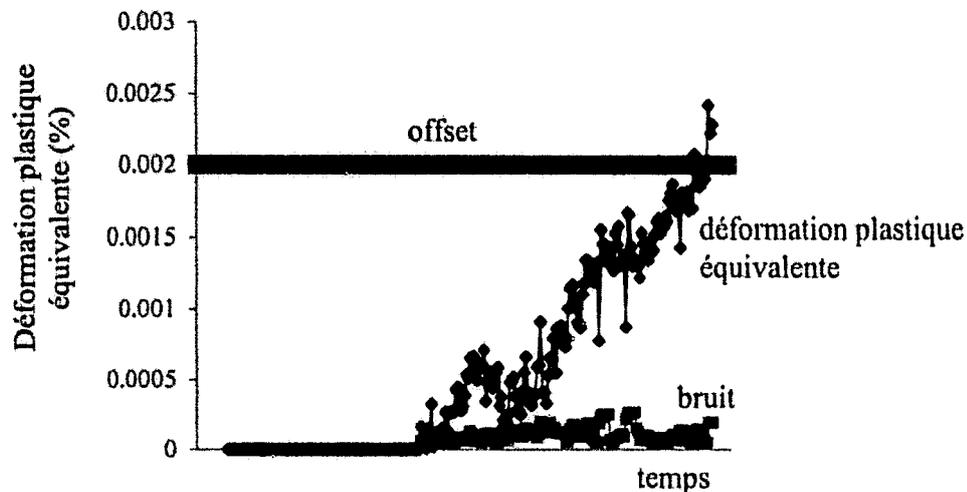


Figure III-10 : Evolution de la déformation plastique équivalente et du bruit de celle-ci

De plus, pour détecter la limite d'élasticité, il est nécessaire que la déformation plastique équivalente soit supérieure à l'offset. Nous n'avons pas considéré ici la valeur de la déformation plastique équivalente calculée à chaque instant, car une variation brutale due au bruit peut l'amener à être supérieure ou égale à l'offset (Figure III-10), sans que ce soit vrai pour la valeur moyenne de la déformation plastique. Les différents auteurs ne donnent pas beaucoup de détails sur les stratégies adoptées. Pour notre part, nous avons choisi de considérer la valeur moyenne de la déformation plastique équivalente, calculée sur les 6 derniers points enregistrés. La limite d'élasticité est considérée comme atteinte lorsque cette valeur moyenne est supérieure à l'offset. L'incertitude sur la mesure de la limite d'élasticité est alors d'au moins 6 MPa.

### III-1.2 Liste des essais effectués

Quatre essais ont été effectués avec une mesure à intervalles réguliers de la surface de plasticité à différents instants sous sollicitations cycliques (Tableau III-2). Contraintes et déformation sont mesurées à chaque incrément  $\delta_\epsilon$  de déformation équivalente. Les mêmes valeurs des paramètres  $R_\epsilon$ ,  $D_\epsilon$ ,  $\delta_\epsilon$  et de l'offset, rappelées dans le Tableau III-1, ont été utilisées.

$R_e$	$D_e$	Offset	$\delta_e$
0,005%	0,055 %	$2 \cdot 10^{-5}$	$5 \cdot 10^{-4}$

Tableau III-1 : Paramètres de mesure de la surface seuil

Type d'essai	Code	Définition de l'essai			N. ombre de cycles
		Forme du trajet	Déformation moyenne dans le plan ( $\epsilon_{11}, \gamma_{12}/\sqrt{3}$ ) (%)	Amplitude de déformation équivalente (%)	
Recherche de surface seuil	Surf1	traction-compression	0 ; 0	0,5	53
	Surf2	torsion	0 ; 0	0,5	354
				0,8	16
	Surf3	carré traction-compression	0 ; 0	0,5	53
352					
Surf4	carré	0 ; 0	0,5	21	

Tableau III-2 : Liste des essais effectués et de leurs caractéristiques

Lors de ces quatre essais, nous avons mesuré la surface de plasticité sur le matériau vierge, puis à intervalles réguliers au cours du chargement cyclique. Pendant les essais proportionnels, la surface de plasticité a été mesurée à chaque changement de sens du chargement. Pendant les essais non-proportionnels, elle a été mesurée à chaque changement de direction du chargement, à savoir 4 fois par cycle. Les deux ou trois premiers cycles ont été étudiés en détail, ainsi qu'un cycle imposé après qu'un écrouissage a pris place.

### III-1.3 Mode de présentation des résultats

Dans un souci de simplicité et de lisibilité, nous présentons les surfaces de plasticité obtenues dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$  afin d'en faciliter la lecture. Ce choix n'est qu'une convention qui permet de comparer rapidement les surfaces obtenues avec l'équivalent de von Mises et donc d'apprécier facilement la distorsion d'une surface de plasticité.

La présentation d'une surface de plasticité comprend les éléments suivants : tous les points mesurés (16 en général), une courbe lissée passant par ces points et le chargement subi par le matériau si nécessaire. Un certain nombre de points ne sont pas sur la ligne définie par les autres points mais à l'intérieur, comme nous le verrons par la suite. Pour éviter d'avoir à tracer une surface de plasticité expérimentale non convexe, la ligne tracée passe par les points extérieurs, la plus petite courbe convexe circonscrite aux points de mesure est donc tracée.

### III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

On peut observer plusieurs types de modifications sur la surface de plasticité. Elle peut se déplacer, se dilater, tourner ou se distordre. Conventionnellement, on appelle écrouissage cinématique la translation de la surface de plasticité et écrouissage isotrope sa dilatation.

Pour chaque surface de plasticité mesurée, un certain nombre de dimensions ont été calculées. Leurs définitions sont présentées Figure III-11.  $R_\sigma$  et  $R_\tau$  sont les mesures des dimensions de la surface seuil dans les directions  $\sigma$  et  $\tau$  respectivement.  $R_{Mises}$  est le rayon du plus petit cercle circonscrit à la surface de plasticité (en utilisant la norme de von Mises) et  $X$  ( $X_\sigma$ ,  $X_\tau$ ) représente les coordonnées du centre de ce cercle.  $R_{conv}$  et  $X_{conv}$  sont les mesures conventionnelles des variables d'écrouissages isotrope et cinématique sous chargement proportionnel.  $R_{conv}$  est la distance, projetée dans la direction de chargement, séparant le point de chargement et le point de la surface de plasticité mesuré à  $180^\circ$  de la direction de chargement.  $X_{conv}$  définit la distance du milieu de ce segment à l'origine. Ces dimensions de la surface de plasticité sont aussi des caractéristiques de l'écrouissage et nous les utiliserons donc pour caractériser celui-ci.

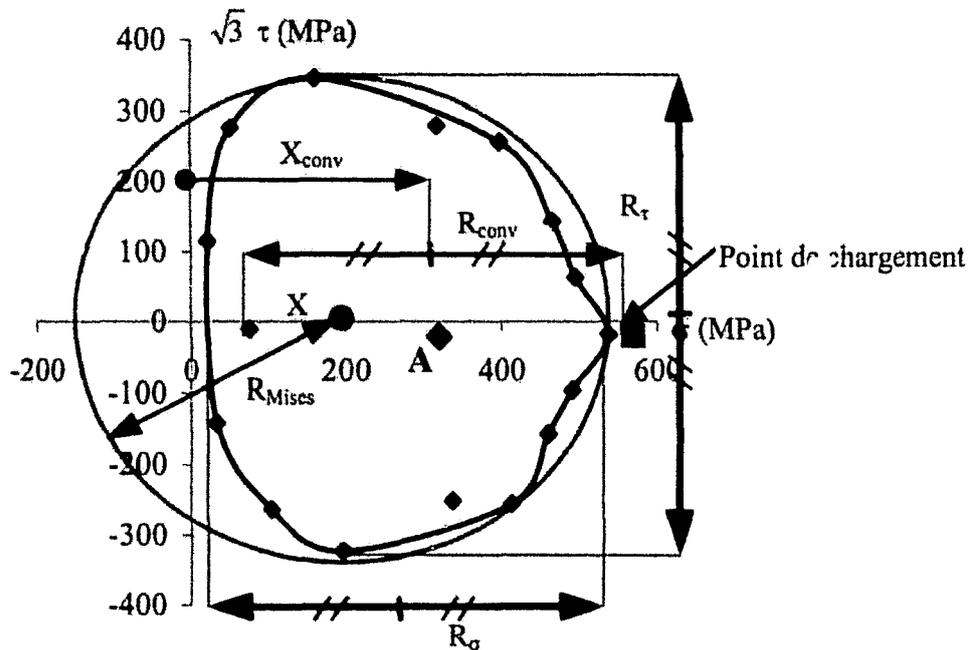


Figure III-11 : Définition des paramètres de mesure de l'écrouissage

La surface de plasticité est mesurée en 16 points répartis en étoile autour du point initial situé dans le domaine élastique. L'offset de déformation plastique équivalente utilisé vaut  $2 \cdot 10^{-5}$ . Il est choisi le plus petit possible afin de ne pas perturber la surface de plasticité à mesurer. La

vitesse de déformation équivalente adoptée pour cette mesure vaut  $6,6 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ , soit 10 fois moins que la vitesse de pilotage des rampes et des cycles.

## III-2 Résultats expérimentaux

Nous présentons dans ce paragraphe les résultats obtenus sur les 4 éprouvettes. Nous étudions tout d'abord la surface de plasticité des éprouvettes vierges, puis nous nous intéressons à l'évolution de cette surface sous sollicitations cycliques, d'une part proportionnelles, d'autre part non-proportionnelles. Nous terminons par l'évolution de la surface de plasticité sous sollicitations cycliques lorsque l'un des paramètres du chargement est modifié (amplitude ou trajet).

### III-2.1 Surface de plasticité initiale

La surface initiale a été mesurée pour les quatre éprouvettes testées (Surf1, Surf2, Surf3 et Surf4). Les résultats obtenus sont présentés Figure III-12 et Figure III-13 dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$ . Sur cette dernière figure, les limites d'élasticité mesurées sur les essais cycliques au chapitre II sont aussi représentées, elles ont été calculées avec deux valeurs d'offset :  $2 \cdot 10^{-5}$  et  $5 \cdot 10^{-5}$ . Rappelons que la valeur d'offset utilisée pour les essais Surf est  $2 \cdot 10^{-5}$ . L'ordre des points de mesure est le même pour les 4 essais.

Une difficulté est survenue pendant les essais, la courbe joignant les points de mesure n'est pas convexe, d'une part à cause des incertitudes de mesure d'une limite d'élasticité, d'autre part parce que les points mesurés le long des axes de déformation ne se situent pas toujours sur la ligne joignant les autres points de manière à former une surface convexe, mais se situent soit à l'intérieur, soit à l'extérieur de celle-ci. Notons que ce phénomène s'est répété pour toutes les éprouvettes et pour toutes les surfaces mesurées.

On peut constater que la surface de plasticité mesurée est quasiment la même pour les quatre éprouvettes. Si on fait abstraction des points mesurés dans les directions de torsion négative et de compression, la surface de plasticité est convexe. Les surfaces de plasticité mesurées ici sont bien corrélées avec les limites d'élasticité au même offset mesurées sur éprouvettes vierges excepté les mesures réalisées en torsion. A l'offset de  $2 \cdot 10^{-5}$ , les limites d'élasticité mesurées sur les éprouvettes TA<sub>1</sub> sont largement inférieures aux limites mesurées sur les éprouvettes Surf. A  $5 \cdot 10^{-5}$ , elles se situent autour de ces points. La zone élastique était

### III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique:

mal définie pour ces trois mesures en torsion, en terme de longueur élastique ou de coefficient de corrélation, ce qui peut expliquer les différences obtenues.

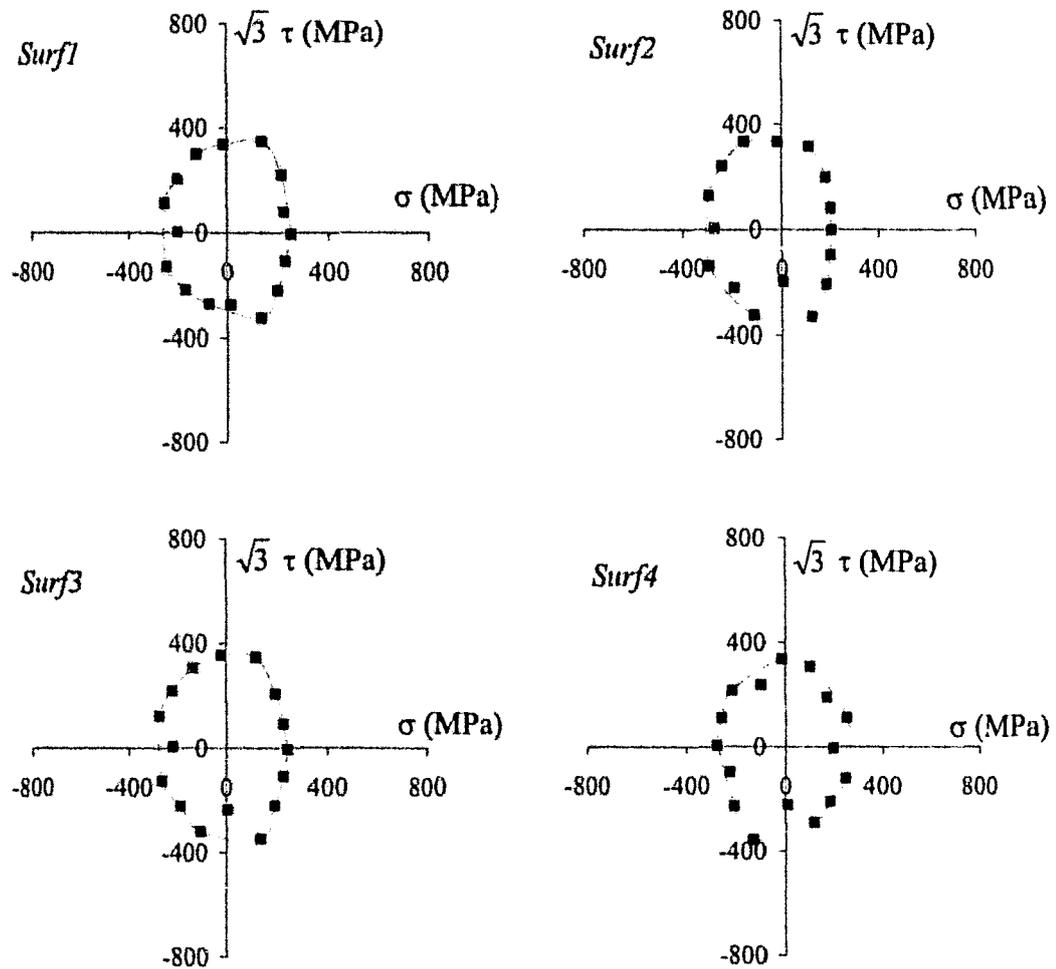


Figure III-12 : Surfaces de plasticité initiales mesurées sur les 4 éprouvettes Surf1, Surf2, Surf3 et Surf4

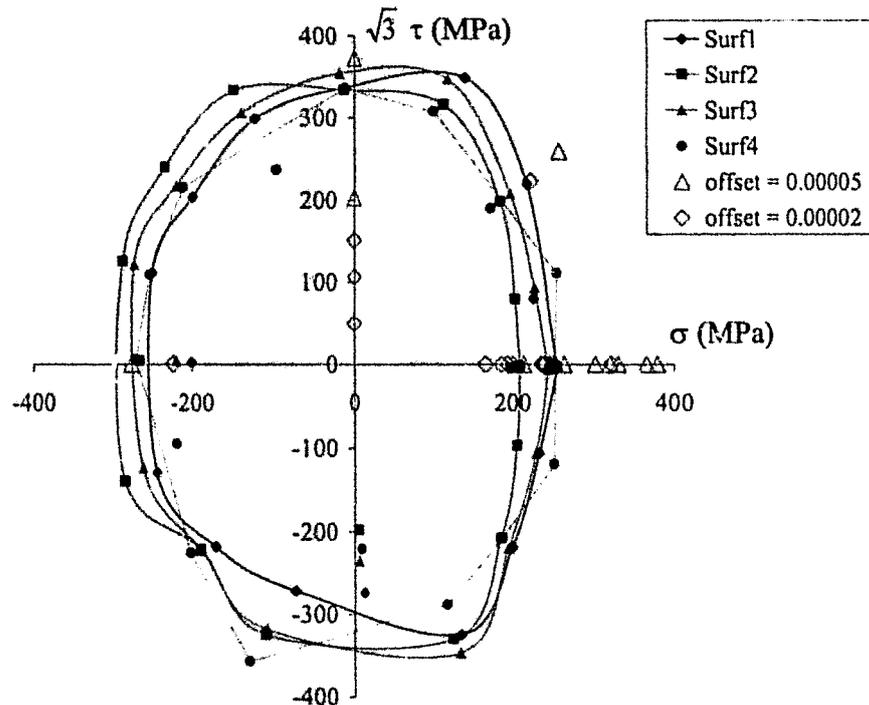


Figure III-13 : Surfaces de plasticité initiales et limites d'élasticité à différents offsets

On peut constater, Figure III-13, que la surface mesurée n'est pas isotrope au sens de von Mises, mais plutôt elliptique. La limite d'élasticité en traction est en effet de 230 MPa en moyenne et celle en torsion de 340 MPa. L'écart par rapport à l'isotropie est beaucoup plus important ici qu'il n'était avec un offset de déformation plastique de 0,02 % au paragraphe II-4.4. Donc, à de très faibles déformations plastiques, le comportement de ce matériau ne peut être qualifié d'isotrope ; mais lorsque la déformation plastique augmente, le comportement se rapproche de l'isotropie.

Tableaux III-3 sont rassemblés les dimensions des surfaces de plasticité mesurées sur les 4 éprouvettes vierges.

Code	$R_{\sigma}$	$R_{\tau}$	$X_{\sigma}$	$X_{\tau}$	$R_{Mises}$
Surf1	254	336	68	12	344
Surf2	250	332	-10	1	358
Surf3	260	350	49	2	359
Surf4	265	346	-37	-16	353

Tableau III-3 : Dimensions de la surface de plasticité du matériau vierge en MPa

Les dimensions mesurées sur les surfaces de plasticité confirment l'observation visuelle : la taille des 4 surfaces ( $R_{\sigma}$ ,  $R_{\tau}$ ,  $R_{Mises}$ ) est quasiment la même. Cependant, une

certaine dispersion existe, les grandeurs mesurées sont en effet très sensibles aux positions individuelles des points de mesure.

Le comportement anisotrope de l'acier duplex est confirmé par plusieurs auteurs en traction selon les directions associées au laminage. Sur des aciers duplex laminés sous forme de plaques, Johansson et Odén ont observé une différence de contrainte interne entre la direction de laminage et les autres sous chargement de traction ainsi qu'une différence de contraintes internes entre les phases [Johansson 2000]. Llanes et al. ont montré que les propriétés mécaniques d'un acier duplex laminé dépendent de l'orientation choisie pour les éprouvettes [Llanes 1999]. Ces différences ne peuvent être liées à un effet de fibrage, ils les ont associées à un effet de texture du matériau.

Cette anisotropie initiale constatée peut avoir plusieurs causes. Elle peut tout d'abord être la conséquence d'un effet de texture due au laminage de la barre qui produit une microstructure fortement allongée. Elle peut également provenir de contraintes liées à l'usinage des éprouvettes. Cette dernière hypothèse est infirmée par le fait que la surface de plasticité est symétrique en torsion positive ou négative, ce qui ne peut être le cas des contraintes induites en tournage. Nous montrerons au chapitre IV que le matériau a un comportement fortement cinématique, la largeur de la surface de plasticité reste donc inchangée même s'il existe une contrainte résiduelle de traction ou de torsion. Les contraintes liées à l'usinage ne permettent donc pas d'expliquer l'anisotropie entre traction et torsion du matériau.

La surface de plasticité mesurée avec un offset de  $2 \cdot 10^{-5}$  sur 4 éprouvettes vierges est bien corrélée avec les mesures "classiques" de limite d'élasticité en uniaxial.

Cette surface de plasticité révèle que le comportement du matériau n'est pas isotrope lorsque la déformation plastique équivalente reste inférieure à  $2 \cdot 10^{-5}$ .

### III-2.2 Evolution de la surface seuil sous chargement proportionnel

Nous avons effectué deux essais cycliques sous chargement proportionnel avec une mesure régulière de la surface de plasticité. Ces deux essais ont été réalisés à 0,5 % d'amplitude de déformation et à déformation moyenne nulle sous des sollicitations de traction-compression (Surf1) et de torsion (Surf2) respectivement.

➤ **Chargement monotone**

Figure III-14, est représentée la surface de plasticité obtenue après le premier quart de cycle en traction à 0,5 % de déformation ainsi que la réponse à ce chargement en contrainte. La surface seuil n'est plus elliptique mais présente une pointe dans la direction du chargement et un plat à l'opposé. Les points mesurés ne forment pas une ligne convexe ; on peut remarquer que les points mesurés dans les directions de traction et de torsion sont en retrait, ce phénomène est dû au mode de mesure et de pilotage, nous le retrouverons pour toutes les surfaces de plasticité mesurées. Hormis ces quatre points, la surface de plasticité est convexe.

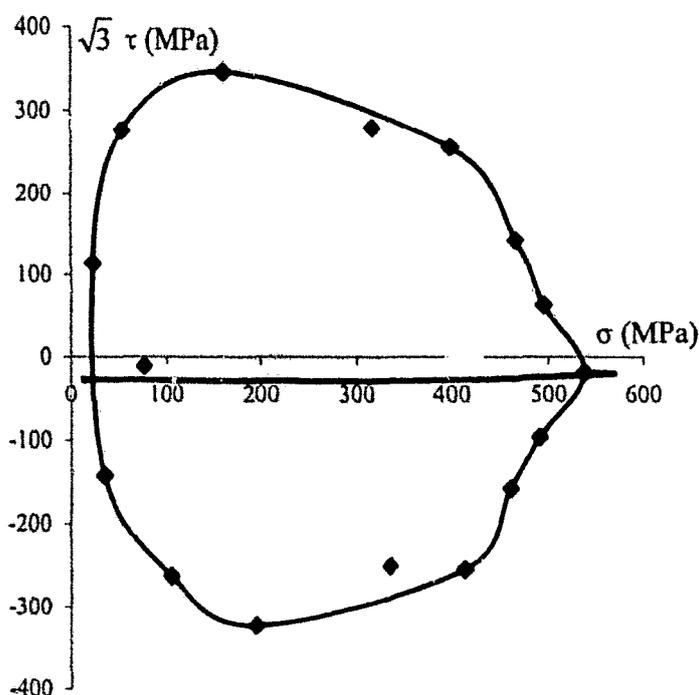


Figure III-14 : Surface de plasticité mesurée sous un chargement monotone de traction (Surf1) à 0,5 % d'amplitude de déformation

Les caractéristiques d'écroutissage mesurées sur cette surface de plasticité sont données dans le Tableau III-4.

$R_\sigma$	$R_\tau$	$X_\sigma$	$X_\tau$	$R_{Mises}$	$R_{conv}$	$X_{conv}$
258 MPa	334 MPa	68 MPa	12 MPa	344 MPa	246 MPa	322 MPa

Tableau III-4 : Dimensions de la surface de plasticité après un chargement monotone de traction à 0,5 %

➤ **Chargement cyclique de traction-compression**

Nous avons poursuivi l'essai Surf1 pendant 53 cycles et mesuré la surface de plasticité à chaque changement du sens de pilotage pendant les 3 premiers cycles et le dernier cycle.

Les surfaces de plasticité obtenues pendant les 3 premiers cycles sont données individuellement Figure III-15 et superposées Figure III-16. Les surfaces de plasticité mesurées au 53<sup>e</sup> cycle sont données Figure III-17. La Figure III-18 représente l'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente pendant l'essai.

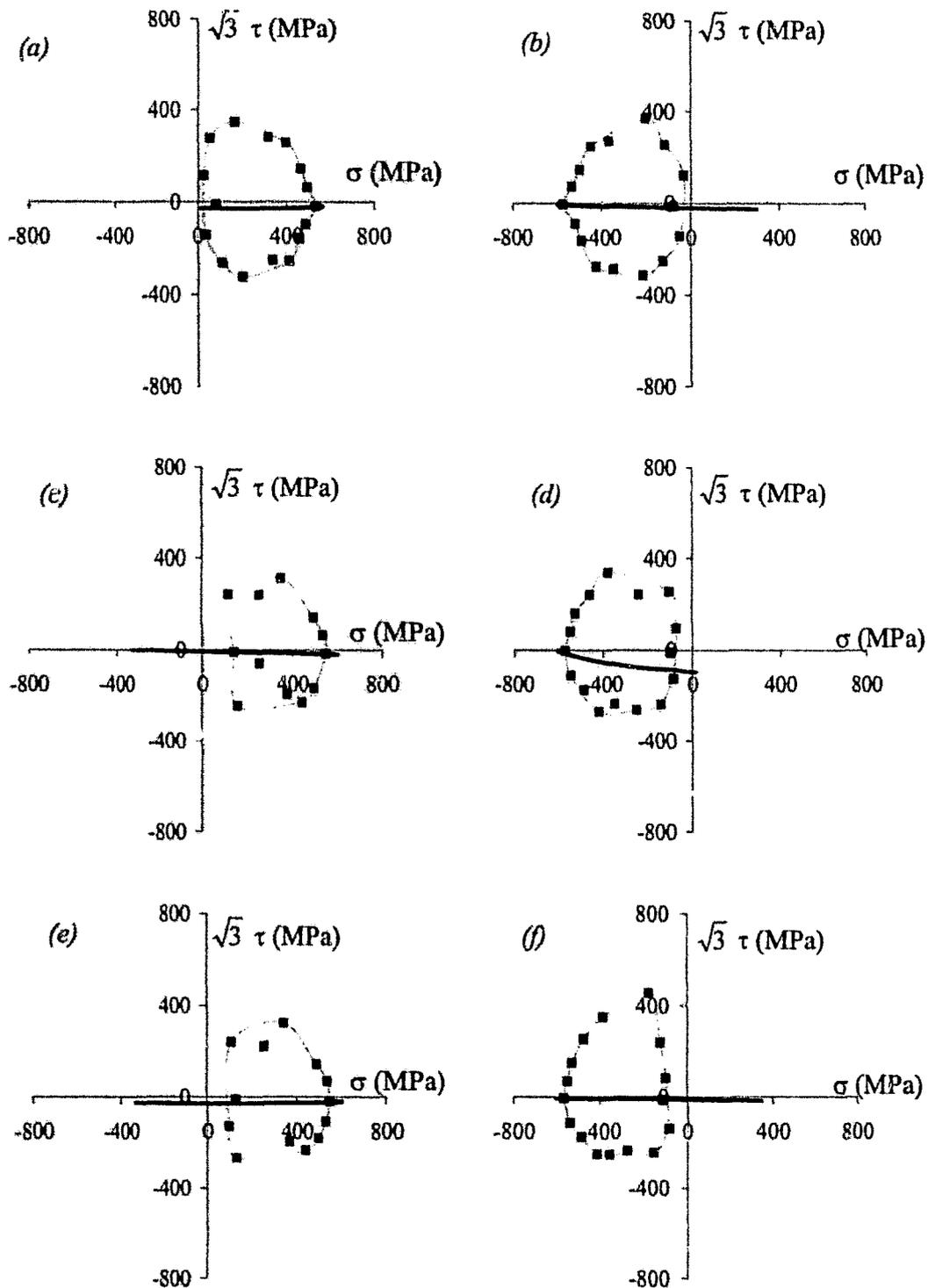


Figure III-15 : Surfaces de plasticité mesurées à chaque demi-cycle pendant les 3 premiers cycles d'un chargement de traction à 0,5 % d'amplitude de déformation (Surf1)

Au cours du deuxième cycle, la détection de la surface seuil a été interrompue par un problème de communication entre le PC et la machine. Seuls 12 points ont été mesurés sur la

première surface (Figure III-15 c). Le pilotage a été interrompu à un autre point qu'à l'origine des mesures de surface dans le plan des déformations, et nous sommes revenus manuellement à cette origine. Ceci explique qu'à l'étape suivante, la réponse en contrainte ne soit pas uniquement de traction-compression mais qu'il y a aussi une part de torsion provenant du fait que le trajet suivi n'était plus symétrique de part et d'autre du point origine en déformation.

Figure III-15 et Figure III-16, on peut constater que, de demi-cycle en demi-cycle, la surface de plasticité garde la même forme, mais inverse son orientation. La pointe de la surface de plasticité est donc évanescente. Cette pointe est bien marquée pendant le premier cycle et a tendance à s'arrondir au fil des cycles. Le plat est très marqué dès le premier demi-cycle. La surface de plasticité reste déformée par la suite (Figure III-17). On appellera la forme que prend la surface de plasticité après un cycle une forme en "demi-lune".

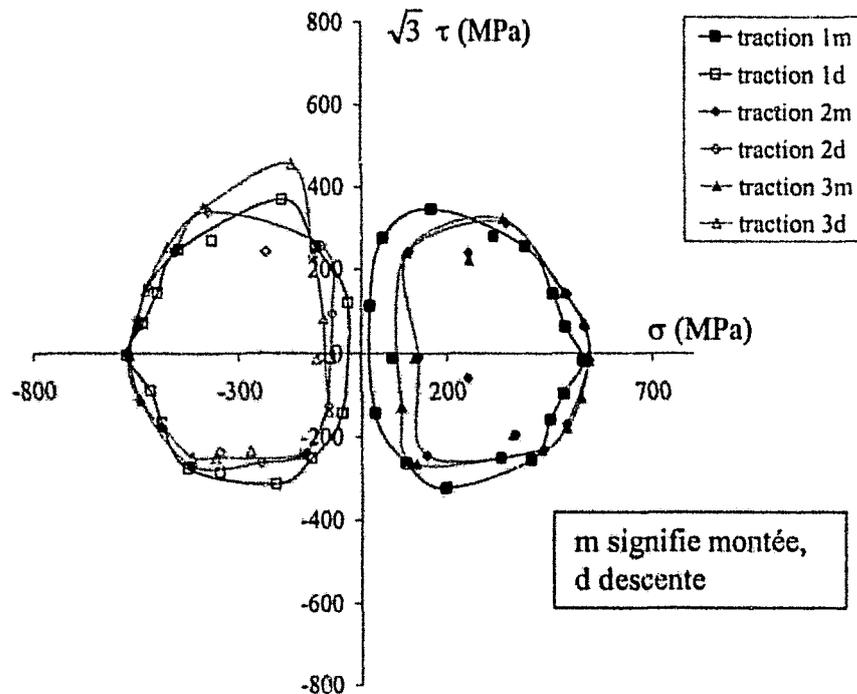


Figure III-16 : Surfaces de plasticité mesurées sous un chargement de traction-compression (Surf1) à 0,5 % d'amplitude de déformation pendant 3 cycles

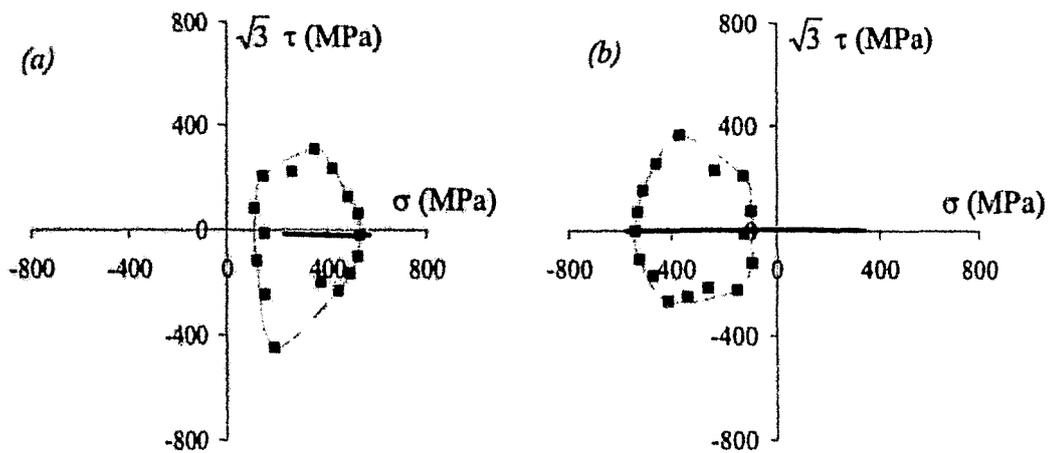


Figure III-17 : Surfaces de plasticité mesurées sous un chargement de traction-compression (Surf1) à 0,5 % d'amplitude de déformation pendant le 53<sup>e</sup> cycle

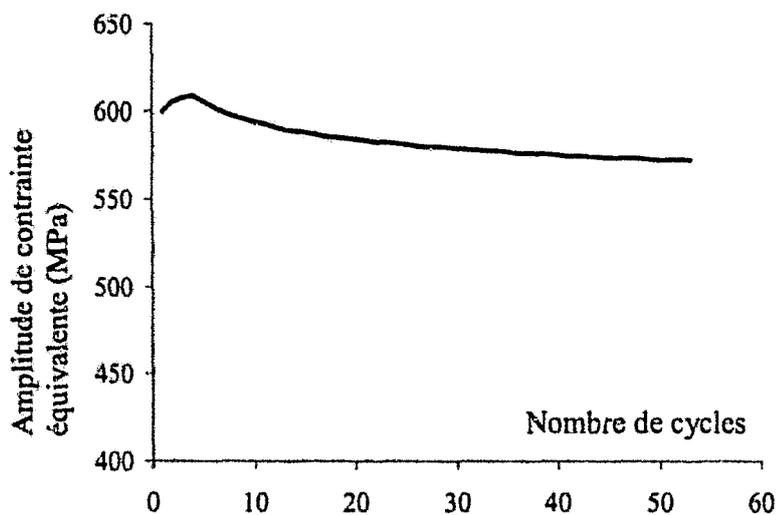


Figure III-18 : Evolution de l'amplitude de contrainte pendant l'essai Surf1, à 0,5 % d'amplitude en traction-compression

Globalement, sur les surfaces de plasticité, on observe un fort écrouissage cinématique, mais un faible écrouissage isotrope. L'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente au cours des cycles nous montre un durcissement suivi d'un adoucissement (Figure III-18). La valeur stabilisée de l'amplitude de contrainte (572 MPa) est proche des valeurs obtenues sur les essais présentés au chapitre II. La mesure des surfaces de plasticité n'a donc pas perturbé le comportement cyclique du matériau.

➤ **Chargement cyclique de torsion**

L'éprouvette Surf2 a été soumise à un chargement de torsion à déformation moyenne nulle et aux amplitudes de déformation successives 0,5 % et 0,8 % pendant 354 cycles et 16 cycles respectivement. Nous ne nous intéressons ici qu'au premier palier de cet essai, le second sera détaillé au paragraphe III-2.4.1.

La surface seuil a été mesurée sur l'éprouvette vierge, puis à chaque changement de sens de chargement pendant les 3 premiers cycles, puis aux changements de sens du chargement du 354<sup>e</sup> cycle. Figure III-19 et Figure III-20, sont représentées les surfaces de plasticité pendant les 3 premiers cycles, individuellement puis superposées. Les surfaces de plasticité mesurées au 354<sup>e</sup> cycle sont données Figure III-21. L'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente apparaît Figure III-22.

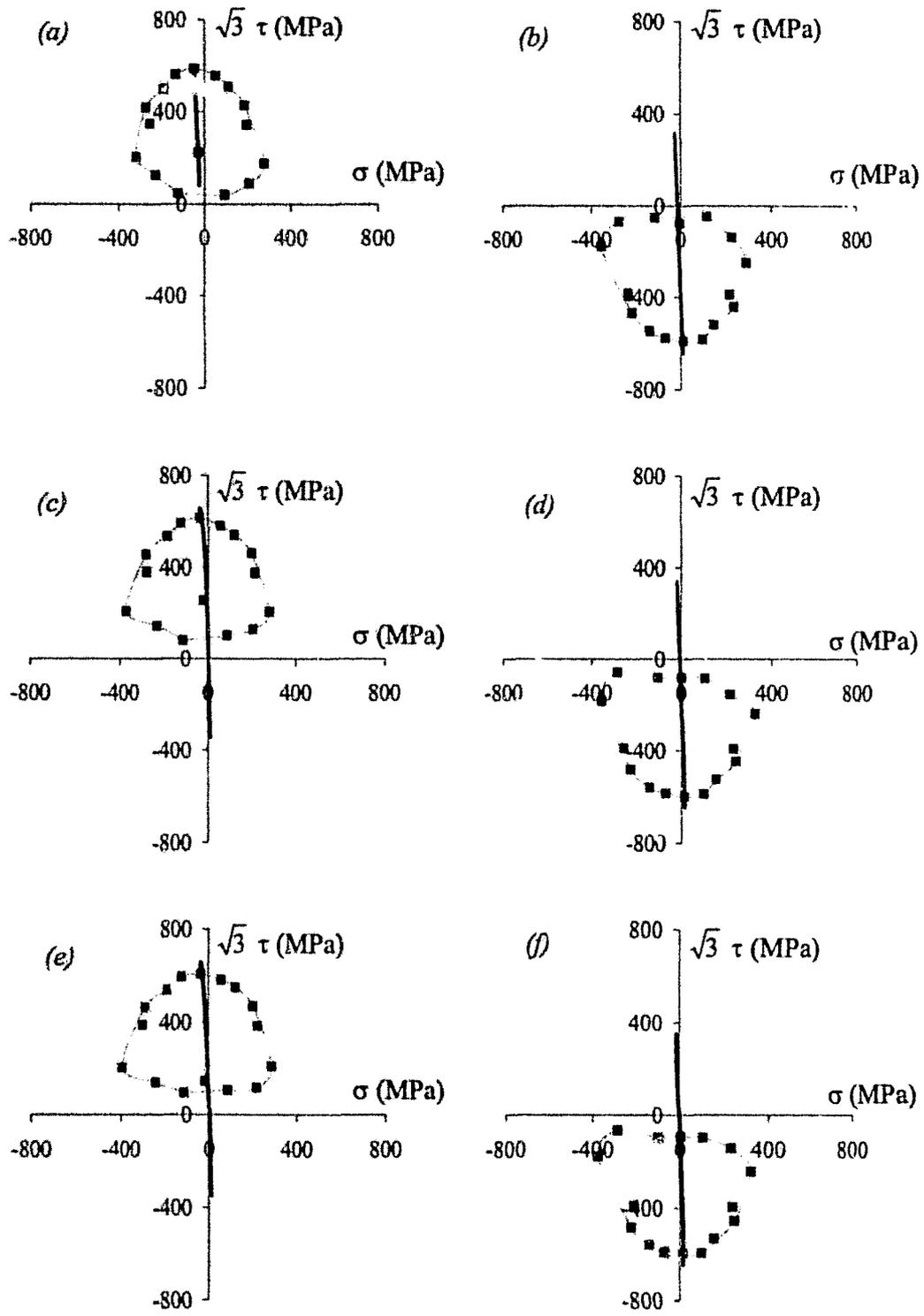


Figure III-19 : Surfaces de plasticité mesurées à chaque demi-cycle pendant les 3 premiers cycles d'un chargement de torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation (Surf2)

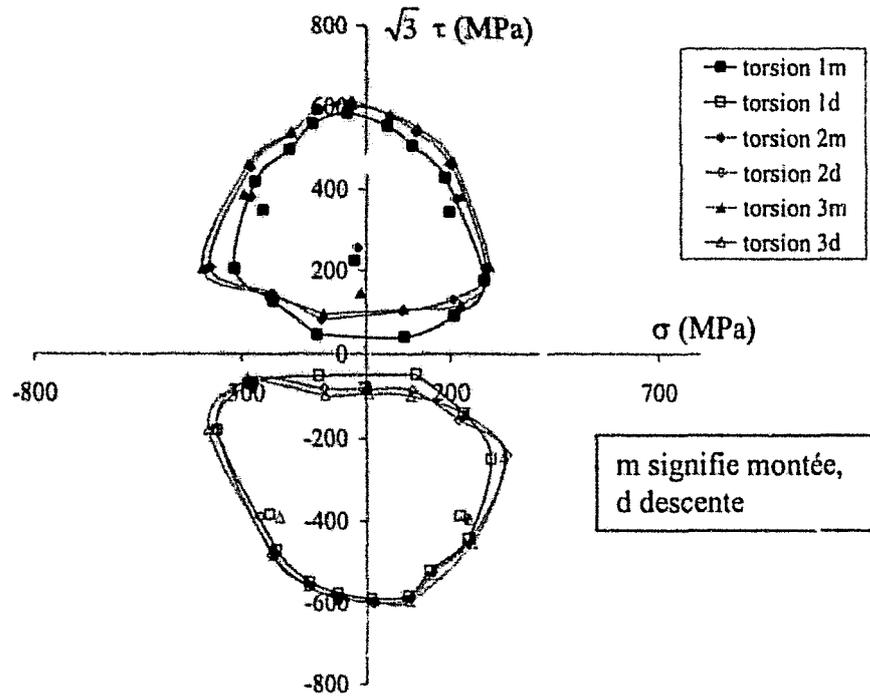


Figure III-20 : Surfaces de plasticité mesurées sous un chargement de torsion (Surf2) à 0,5 % d'amplitude pendant les 3 premiers cycles

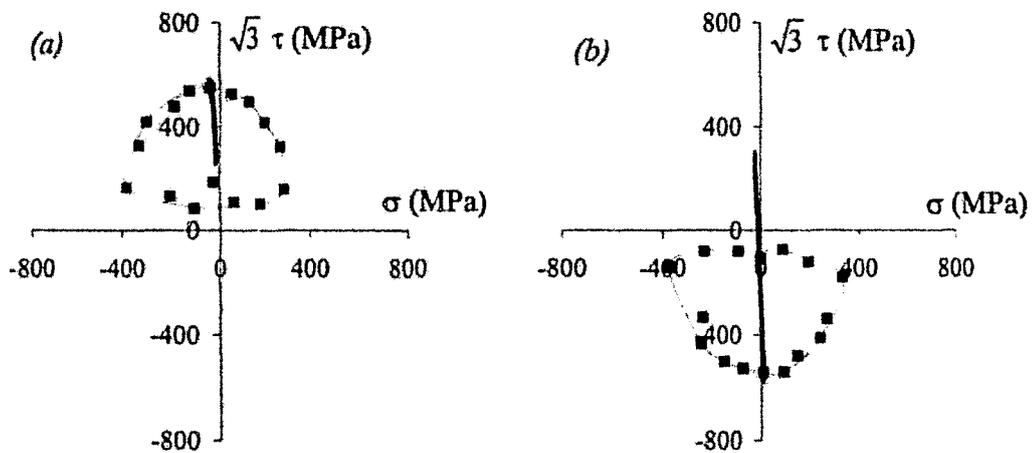


Figure III-21 : Surfaces de plasticité mesurées sous un chargement de torsion (Surf2) à 0,5 % d'amplitude pendant le 354<sup>e</sup> cycle

Comme en traction-compression, la surface de plasticité se déplace et se distord au court des cycles. Elle garde la même forme de demi-cycle en demi-cycle, mais est quasiment symétrique par rapport à la droite  $\sigma = 0$ . Son orientation est inversée. Comme en traction-

compression, la taille de la surface de plasticité n'évolue que très peu. On retrouve la forme en demi-lune.

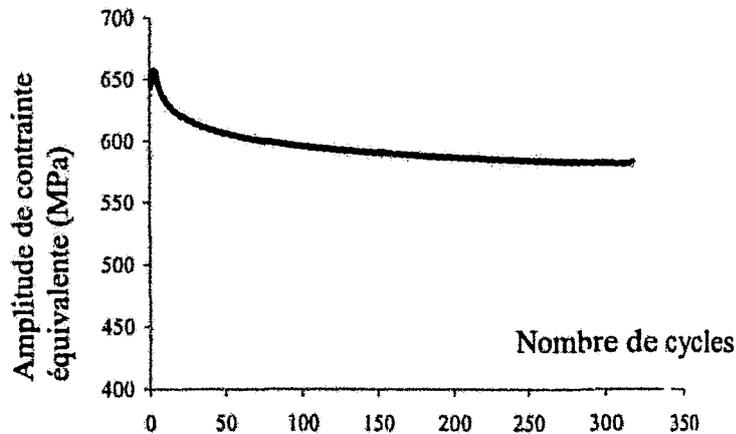


Figure III-22 : Evolution de l'amplitude de contrainte pendant l'essai Surf2, à 0,5 % d'amplitude de déformation en torsion

Les observations faites ici sur un acier inoxydable duplex sont semblables à celles faites pour les alliages d'aluminium [Phillips 1979], [Rousset 1985], [Heiting 1986], de cuivre [Khan 1993], les aciers inoxydables austénitiques [Ellis 1983], [Wu 1991] et les aciers ferritiques [Helling 1986]. On retrouve pour tous ces matériaux une distorsion de la surface seuil caractérisée par une pointe dans la direction de chargement et un plat à l'opposé. Comme pour les aciers inoxydables austénitiques, l'écroutissage a principalement une composante cinématique, tandis que le grossissement de la surface est très limité [Wu 1991].

➤ Evolution des dimensions de la surface de plasticité

Les figures III-20 et III-21 représentent les évolutions des paramètres d'écroutissage mesurés sur les surfaces de plasticité au cours des cycles pour les essais Surf1 et Surf2 respectivement. Les valeurs mesurées sont rappelées dans les tableaux III-5 et III-6. Nous rappelons que ces deux essais ont été réalisés à 0,5 % d'amplitude de déformation et à déformation moyenne nulle, en traction-compression pour l'essai Surf1 et en torsion pour l'essai Surf2. On peut observer sur ces deux figures que la dimension mesurée suivant l'axe de la sollicitation est toujours inférieure à la dimension perpendiculaire. Dans le cas de l'essai Surf1,  $R_x$  est supérieur à  $R_y$  dès le départ, ensuite les dimensions de la surface seuil n'évoluent plus. Dans le cas de l'essai Surf2, au départ  $R_x > R_y$ , puis un adoucissement dans la direction de sollicitation et un durcissement dans la direction perpendiculaire se développent, de sorte que le rapport s'inverse. Dans les deux cas, l'augmentation de la taille de la surface de

### III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

plasticité, caractérisée par le paramètre  $R_{Mises}$ , n'est pas significative. A part ce phénomène d'inversion des proportions, il n'y a donc pas d'érouissage isotrope.

Une dispersion importante existe sur les dimensions de la surface de plasticité (Tableau III-5 et Tableau III-6). L'incertitude sur ces valeurs est supérieure à l'incertitude sur les positions des points constituant la surface seuil.

	$R_{\sigma}$	$R_{\tau}$	$X_{\sigma}$	$X_{\tau}$	$R_{Mises}$	$R_{conv}$	$X_{conv}$
initial	254	336	68	12	344		
¼ cycle	258	334	195	4	343	246	323
¾ cycle	271	241	-212	6	363	262	-338
1+¼ cycles	220	279	284	22	298	235	370
1+¾ cycles	250	305	-319	24	320	254	-350
2+¼ cycles	229	294	251	18	317	240	367
2+¾ cycles	242	352	-291	102	372	248	-356
52+¼ cycles	211	377	269	-70	385	210	362
52+¾ cycles	223	277	-331	44	324	227	-311

Tableau III-5 : Valeurs des paramètres d'érouissage pendant un essai de traction-compression (Surf1) à 0,5 % d'amplitude (en MPa)

	$R_{\sigma}$	$R_{\tau}$	$X_{\sigma}$	$X_{\tau}$	$R_{Mises}$	$R_{conv}$	$X_{conv}$
initial	249	332	-9	1	358		
¼ cycle	397	272	-9	352	340	182	407
¾ cycle	324	271	-31	-272	337	283	-361
1+¼ cycles	327	266	-42	277	337	200	455
1+¾ cycles	342	271	-44	-375	398	283	-365
2+¼ cycles	340	256	-50	262	344	256	400
2+¾ cycles	350	3665	-38	-347	377	377	-370
353+¼ cycles	333	233	4	212	339	198	384
353+¾ cycles	352	233	-29	-335	393	234	-344

Tableau III-6 : Valeurs des paramètres d'érouissage pendant un essai de torsion (Surf2) à 0,5 % d'amplitude (en MPa)

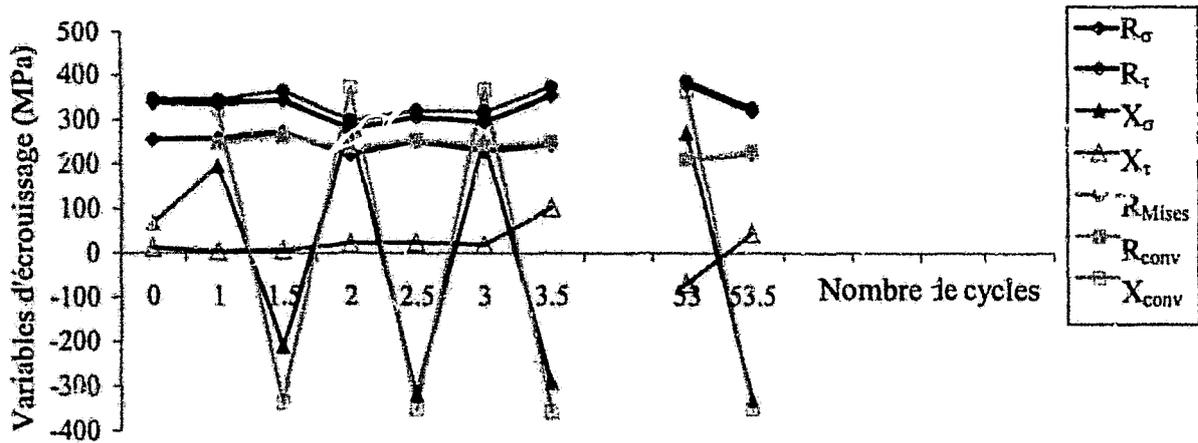


Figure III-23 : Evolutions des paramètres d'écrouissage pendant un essai de traction-compression (Surf1) à 0,5 % d'amplitude

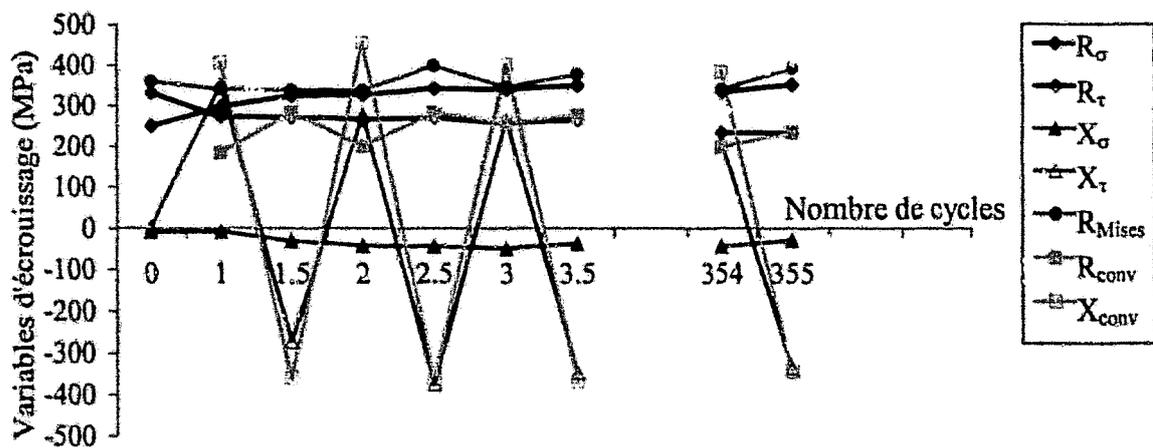


Figure III-24 : Evolutions des paramètres d'écrouissage pendant un essai de torsion (Surf2) à 0,5 % d'amplitude

Sous chargement cyclique proportionnel, la surface de plasticité se distord et se translate mais ne change pas de taille. Une pointe se forme dans la direction de chargement et un plat à l'opposé. La surface de plasticité a une forme en demi-lune.

D'un cycle à l'autre, la surface de plasticité garde une même forme. La pointe s'efface et réapparaît d'un demi-cycle à l'autre. La distorsion est évanescence.

Le matériau présente un fort écrouissage cinématique mais pas d'écrouissage isotrope.

### III-2.3 Evolution de la surface seuil sous chargement non-proportionnel

Nous avons effectué deux essais cycliques (Surf3 et Surf4) sous chargement non-proportionnel avec une mesure de la surface de plasticité à intervalles réguliers. Ces deux essais ont été réalisés à 0,5 % d'amplitude de déformation et à déformation moyenne nulle avec un trajet carré pendant 53 et 21 cycles respectivement. L'essai Surf3 a été prolongé par un palier de traction-compression à 0,5 % d'amplitude de déformation et à déformation moyenne nulle. La différence principale entre le premier palier des essais Surf3 et Surf4 tient dans l'exécution du carré : pour l'éprouvette Surf3, le chargement débute avec une portion en traction pure, de manière à relier le trajet de chargement au point origine, tandis que, pour l'éprouvette Surf4, le chargement débute avec une portion en torsion pure.

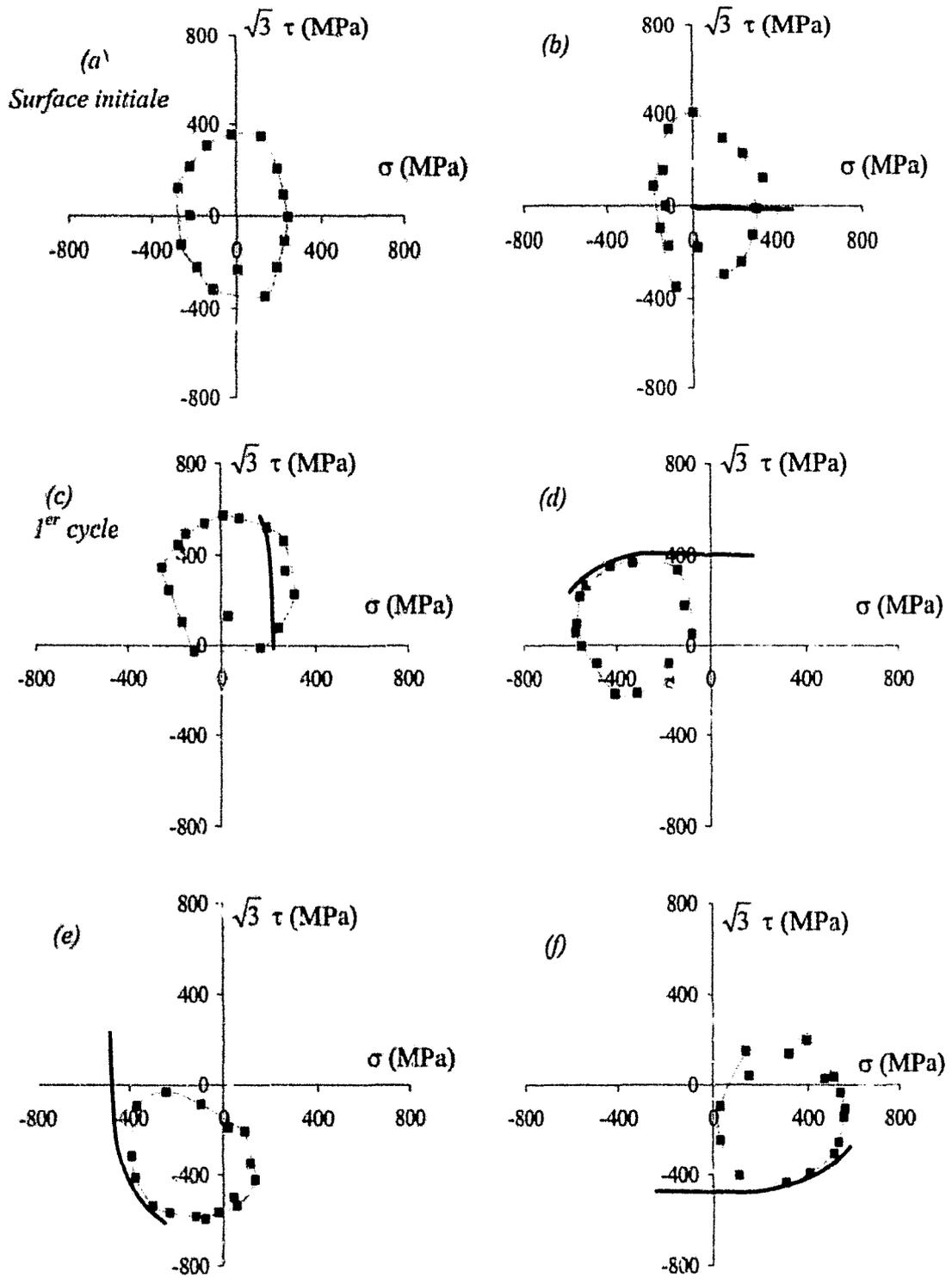
Nous avons choisi de réaliser les deux essais avec des nombres de cycles différents car au bout de 21 cycles (essai Surf4) avec le trajet carré, l'amplitude de contrainte équivalente est maximale et au bout de 50 cycles (essai Surf3), elle commence à se stabiliser. Les deux essais permettent donc de représenter deux stades différents de l'évolution des contraintes.

#### ➤ Présentation des résultats

Les résultats de l'essai Surf3 sont présentés Figure III-25, Figure III-26, Figure III-27 et Figure III-28. La Figure III-25 présente la surface initiale et les surfaces seuil mesurées à chaque changement de direction du chargement pendant les deux premiers cycles, tandis que la Figure III-26 représente les surfaces seuil mesurées pendant le 53<sup>e</sup> cycle. Les surfaces mesurées pendant les deux premiers cycles sont rassemblées sur un seul graphe, Figure III-27. L'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente est donnée Figure III-28.

Les résultats de l'essai Surf4 sont présentés Figure III-29, Figure III-30, Figure III-31 et Figure III-32. La Figure III-29 présente la surface initiale et les surfaces seuil mesurées à chaque changement de direction du chargement pendant le premier cycle, tandis que la Figure III-30 représente les surfaces seuil mesurées pendant le 21<sup>e</sup> cycle. Les surfaces mesurées pendant le premier cycle sont rassemblées sur un seul graphe, Figure III-31. L'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente est donnée Figure III-32.

III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique



III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

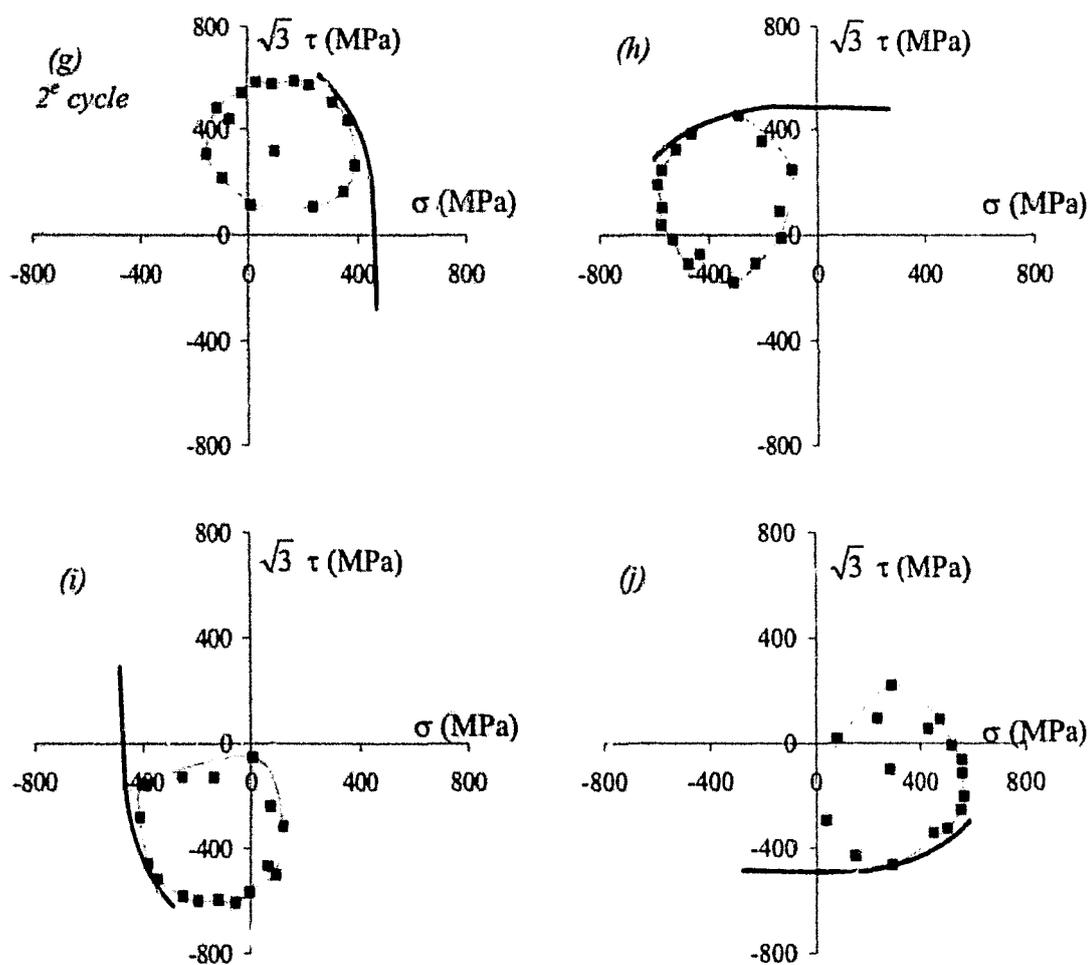


Figure III-25 : Surfaces de plasticité mesurées sous un chargement carré (Surf3) à 0,5 % d'amplitude à chaque changement de direction pendant les deux premiers cycles

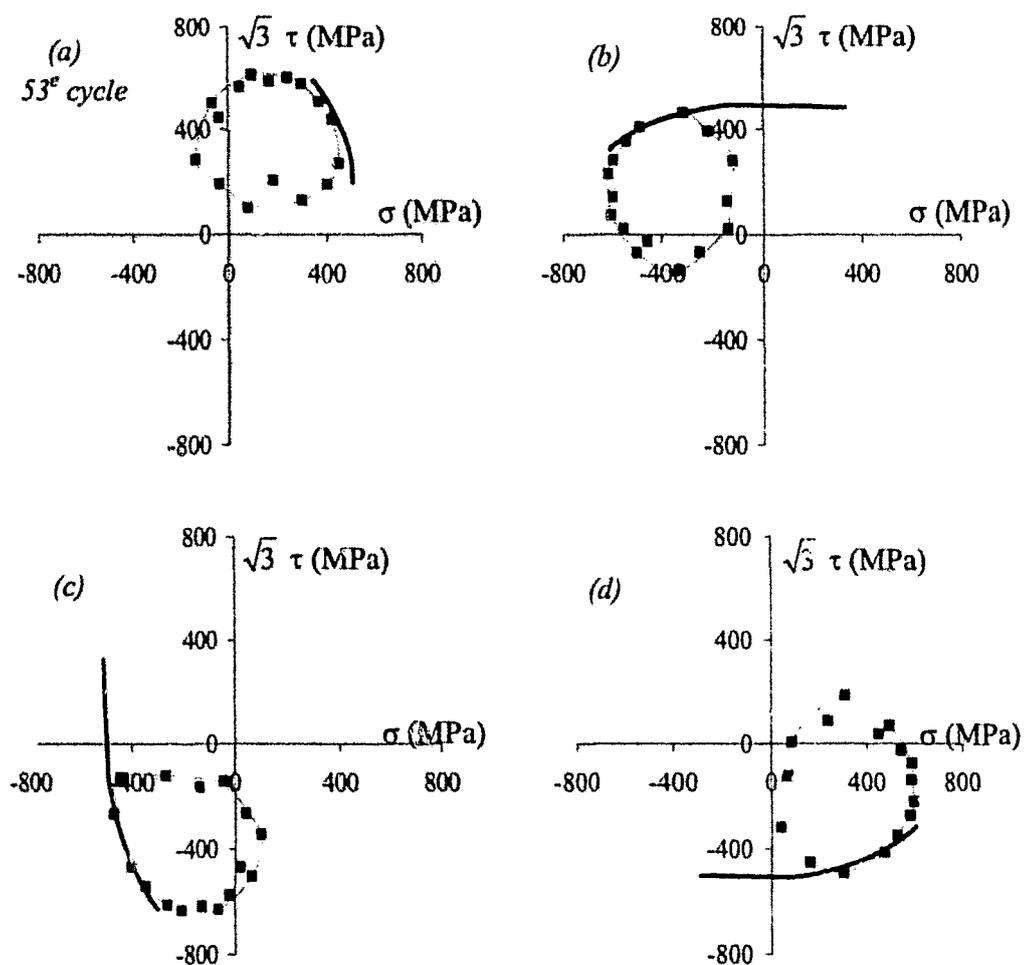


Figure III-26 : Surfaces de plasticité mesurées sous un chargement carré (Surf3) à 0,5 % d'amplitude à chaque changement de direction pendant le 53<sup>e</sup> cycle

III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

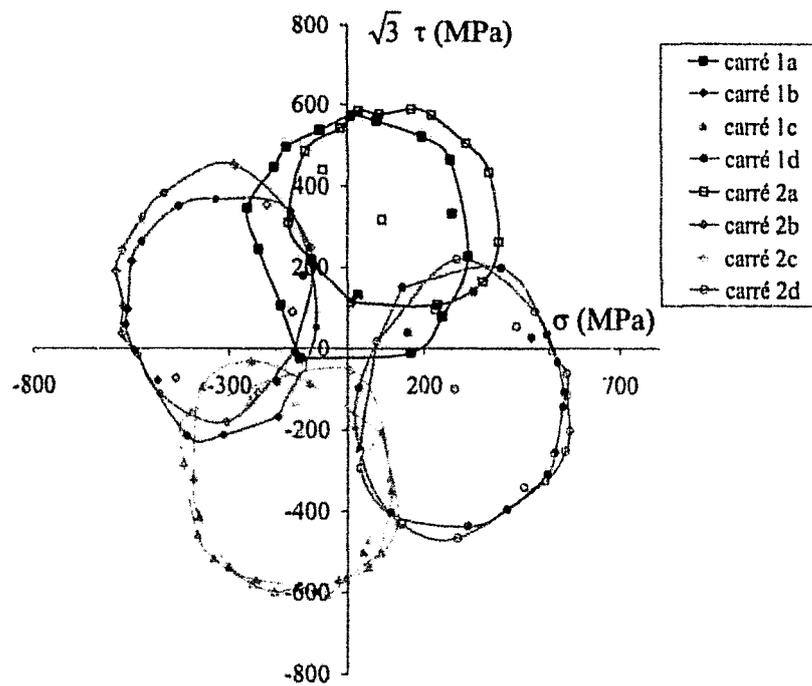


Figure III-27 : Surfaces de plasticité mesurées sous un chargement carré (Surf3) à 0,5 % d'amplitude pendant 2 cycles

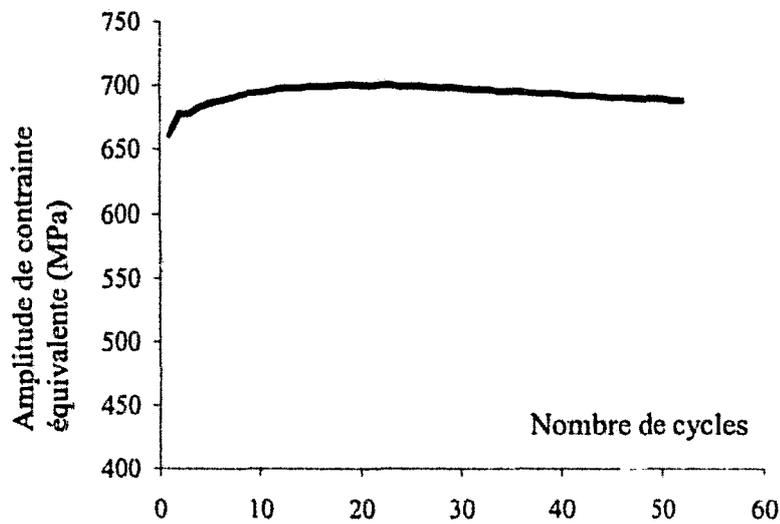


Figure III-28 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente pendant l'essai Surf3, à 0,5 % d'amplitude sous un trajet carré

III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

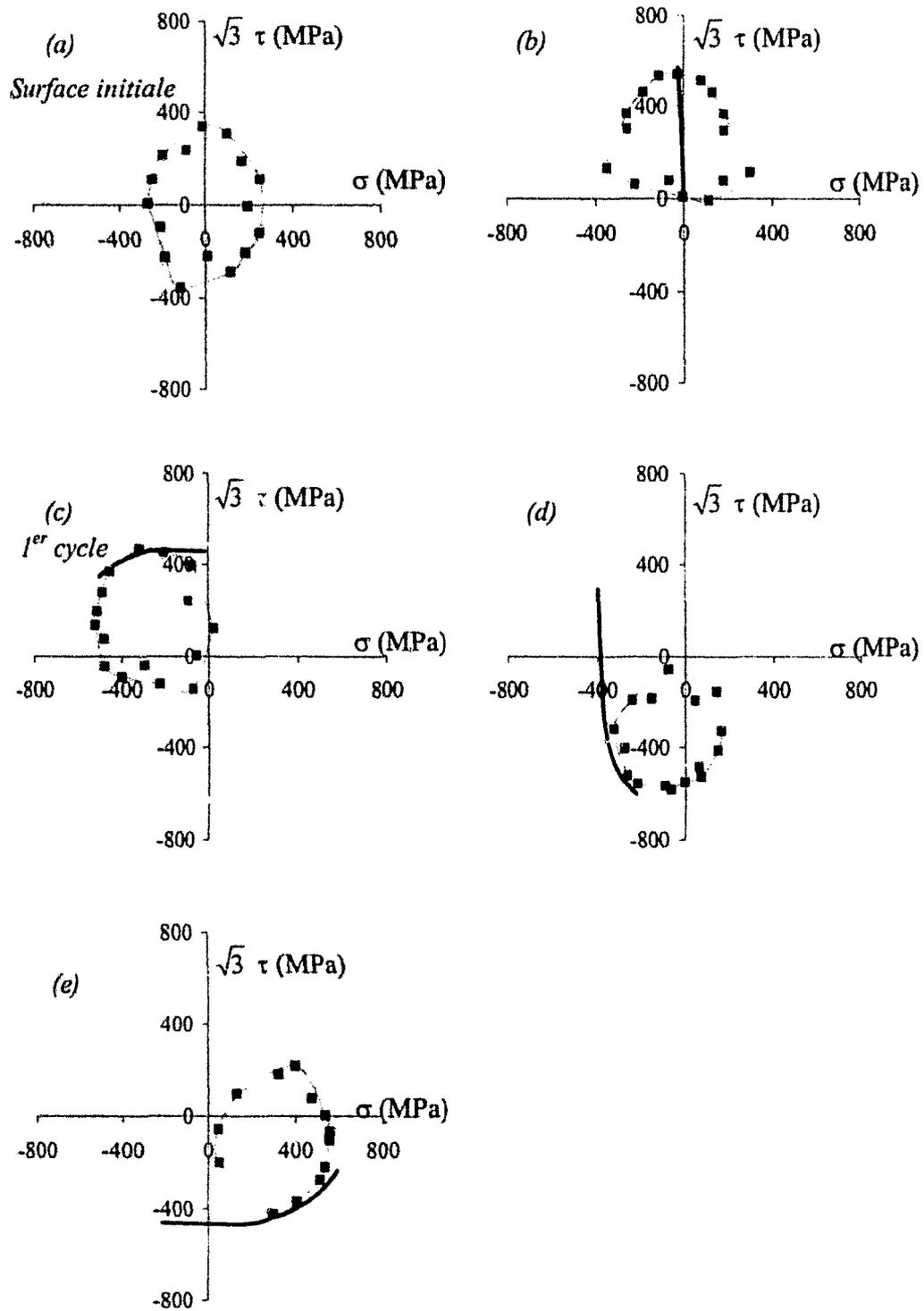


Figure III-29 : Surfaces de plasticité mesurées sous un chargement carré (Surf4) à 0,5 % d'amplitude à chaque changement de direction pendant le premier cycle

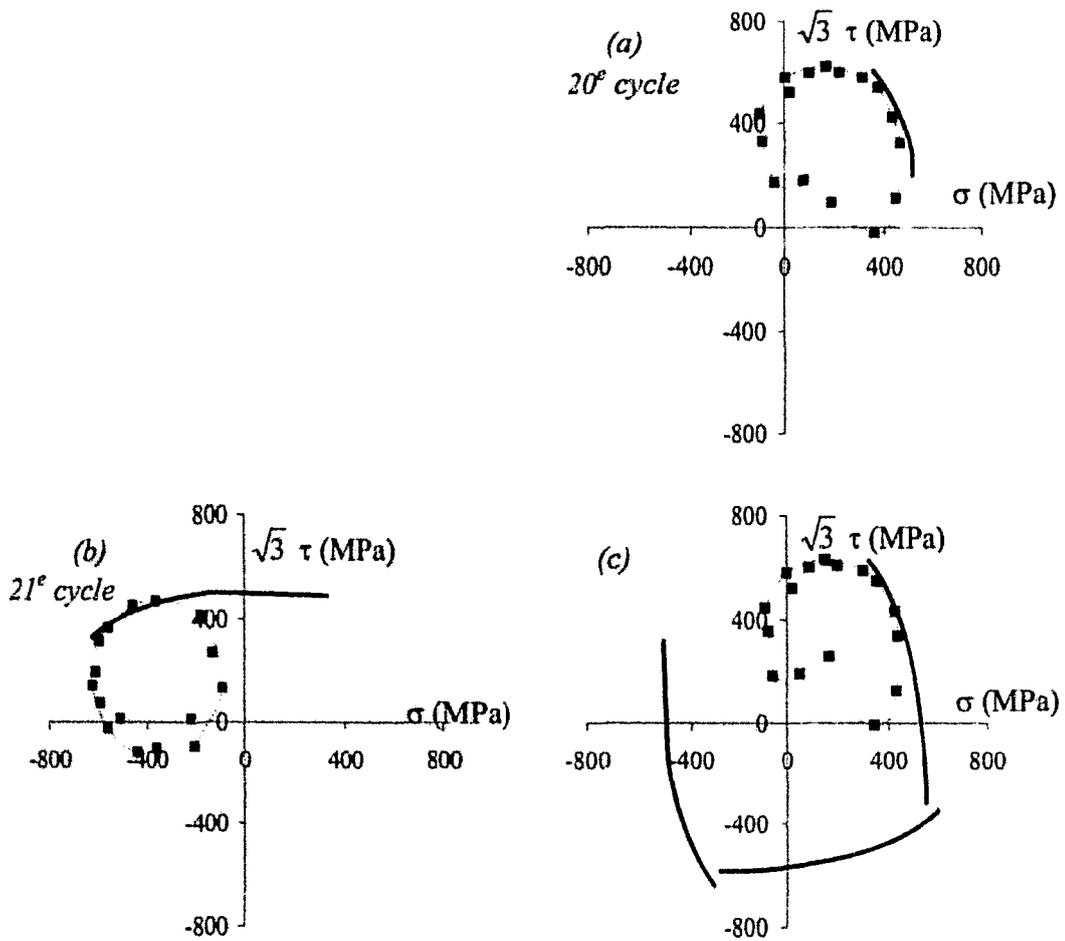


Figure III-30 : Surfaces de plasticité mesurées sous un chargement carré (Surf4) à 0,5 % d'amplitude à divers changements de direction pendant les 20<sup>e</sup> et 21<sup>e</sup> cycles (dernier sommet du 20<sup>e</sup> cycle, premier et dernier sommet du 21<sup>e</sup> cycle)

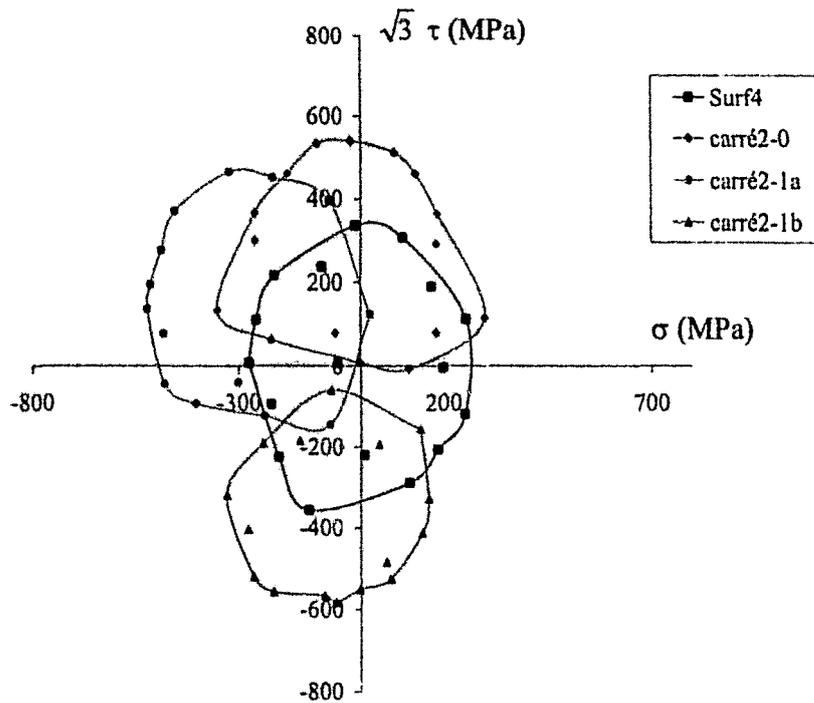


Figure III-31 : Surfaces de plasticité mesurées sous un chargement carré (Surf4) à 0,5 % d'amplitude à chaque changement de direction pendant le premier cycle

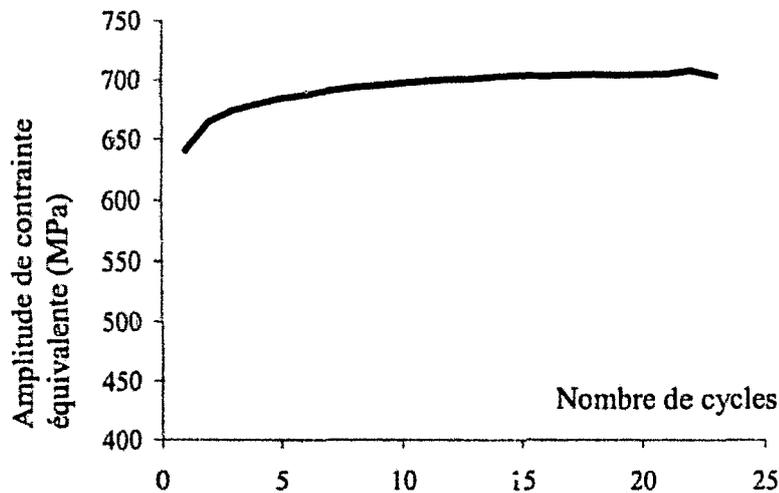


Figure III-32 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente pendant l'essai Surf4, à 0,5 % d'amplitude sous un trajet carré

➤ **Chargement non-proportionnel : premier cycle du trajet carré**

Lors de l'essai Surf3, le pilotage a été interrompu, pour un problème de communication entre le PC et la machine d'essai, après la montée en traction pour rejoindre le trajet carré. Il en a été de même après  $\frac{3}{4}$  cycle pour l'essai Surf4. Dans les deux cas, nous

sommes revenus manuellement au point origine et avons poursuivi l'essai. Cependant, des différences entre les deux essais existent, notamment sur la réponse en contrainte au chargement en déformation juste après l'interruption.

Pour cette raison, nous commenterons d'abord les  $\frac{3}{4}$  de cycle effectués lors de l'essai Surf4, puis nous comparerons avec l'essai Surf3.

Rappelons deux choses : les essais Surf3 et Surf4 ont été effectués avec un trajet de chargement carré à déformation moyenne nulle et à 0,5 % d'amplitude de déformation ; la surface de plasticité a été détectée à chaque changement de direction du chargement. A chaque coin, nous avons déchargé l'éprouvette vers le centre du carré de 0,1 % en déformation équivalente avec un angle de  $22,5^\circ$  par rapport au côté du carré déjà effectué. Cet angle et cette dimension ont été choisis afin que le point A soit proche du centre de la surface de plasticité.

Avant d'imposer les sollicitations cycliques, il faut rejoindre le trajet carré depuis le point origine des déformations. C'est l'étape représentée Figure III-29 b, au point de chargement (0 ; 0,35 %) dans l'espace  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$ . La surface de plasticité a alors la forme que nous avons déjà étudiée au paragraphe précédent sous sollicitations proportionnelles. Le trajet atteint ensuite le premier coin du carré (Figure III-29 c). La forme de la surface de plasticité est moins caractéristique, elle ne présente plus une pointe dans la direction de chargement et un plat à l'opposé. Elle a plutôt une forme vaguement elliptique. En passant d'un trajet proportionnel à un trajet non-proportionnel, la surface devient plus elliptique. Cependant on peut remarquer que son orientation a tourné par rapport à l'étape précédente d'environ  $45^\circ$  dans le sens trigonométrique, et que la surface est beaucoup mieux définie du côté du trajet de chargement que vers l'origine du repère, où la dispersion sur les mesures est plus grande. Le trajet atteint ensuite le deuxième coin du carré (Figure III-29 d). La forme de la surface est la même qu'à l'étape précédente, elle a tourné de  $90^\circ$  environ. Comme nous l'avons observé sous sollicitations proportionnelles, la composante d'érouissage cinématique est très importante. Le trajet atteint ensuite le troisième coin du carré (Figure III-29 e). La forme de la surface est la même qu'aux deux étapes précédentes, avec une rotation de  $90^\circ$ .

Les observations que nous venons de faire pour l'essai Surf4 sont aussi valables pour l'essai Surf3. En passant d'un trajet proportionnel à un trajet non-proportionnel lors de la première phase de l'essai, la surface devient plus elliptique (Figure III-25 b à c). D'un coin du carré à l'autre, la surface ne change pas de forme mais tourne d'environ  $90^\circ$ .

➤ Chargement non-proportionnel : sollicitations cycliques

Les surfaces de plasticité mesurées lors de l'essai Surf3 pendant le deuxième cycle sont très proches de celles mesurées au premier cycle, si on fait exception du premier sommet pour lequel un problème de communication PC-machine a eu lieu, comme nous l'avons signalé plus haut (Figure III-27). Au 354<sup>e</sup> cycle, les surfaces de plasticité mesurées sont quasi-confondues avec celles mesurées au 2<sup>e</sup> cycle. Les mêmes observations sont faites pour les résultats de l'essai Surf4.

Autrement dit, lorsqu'on effectue un chargement cyclique, on constate que la forme et la position de la surface de plasticité évoluent peu d'un cycle à l'autre.

➤ Etude dimensionnelle quantitative

Figure III-33 et Figure III-34, sont présentées les évolutions des paramètres d'érouissage pendant les essais Surf3 et Surf4. Les valeurs de ces paramètres au cours des cycles sont données dans les tableaux III-7 et III-8. Nous rappelons que ces deux essais ont été réalisés à 0,5 % d'amplitude de déformation et à déformation moyenne nulle, avec un trajet carré.

On peut observer sur ces deux figures que les variations des paramètres  $R_{\sigma}$ ,  $R_{\tau}$  et  $R_{Mises}$  sont faibles. On ne constate donc pas d'érouissage isotrope. En revanche, il existe de fortes variations des paramètres  $X$ , un érouissage cinématique est donc présent.

	$R_{\sigma}$	$R_{\tau}$	$X_{\sigma}$	$X_{\tau}$	$R_{Mises}$
initial	260	350	49	2	359
¼ cycle	284	299	28	255	317
½ cycle	243	291	-296	71	307
¾ cycle	261	282	-152	-313	307
1 cycle	263	318	269	-109	333
1+¼ cycles	268	241	122	324	277
1+½ cycles	247	316	-295	135	316
1+¾ cycles	264	277	-113	-298	314
2 cycles	267	342	298	-123	343
52+¼ cycles	295	255	157	321	298
52+½ cycles	245	301	-325	163	301
52+¾ cycles	285	254	-209	-345	317
53 cycles	278	338	307	-153	338

Tableau III-7 : Valeurs des paramètres d'érouissage pendant un essai carré (Surf3) à 0,5 % d'amplitude (en MPa)

### III. Évolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

	$R_{\sigma}$	$R_{\tau}$	$X_{\sigma}$	$X_{\tau}$	$R_{Mises}$
initial	265	346	-37	-16	353
¼ cycle	270	306	-212	155	329
½ cycle	246	262	-63	-333	273
¾ cycle	254	320	312	-97	326
19+¾ cycles	281	321	177	276	347
20 cycles	269	294	-348	177	308
20+¾ cycles	262	320	174	289	342

Tableau III-8 : Valeurs des paramètres d'érouissage pendant un essai carré (Surf4) à 0,5 % d'amplitude

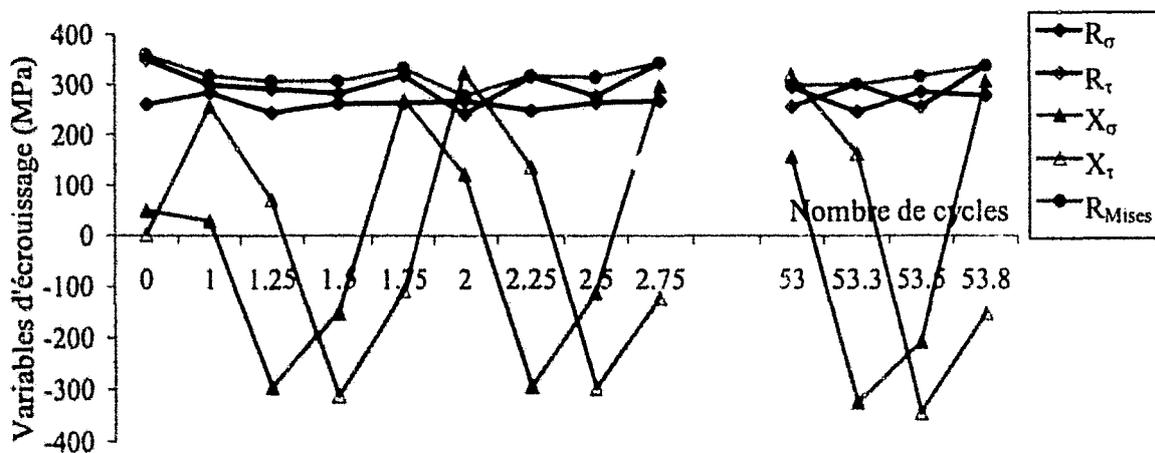


Figure III-33 : Evolutions des paramètres d'érouissage pendant un essai carré (Surf3) à 0,5 % d'amplitude

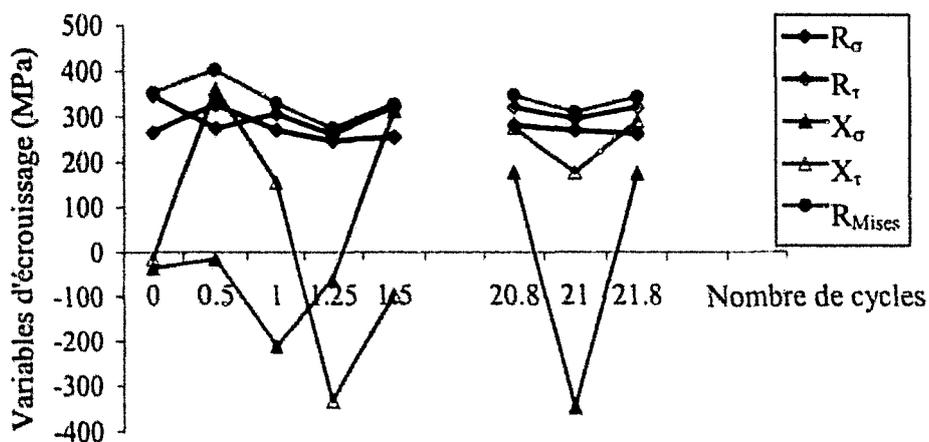


Figure III-34 : Evolutions des paramètres d'érouissage pendant un essai carré (Surf4) à 0,5 % d'amplitude

Le passage d'un trajet proportionnel à un trajet non-proportionnel modifie la forme de la surface de plasticité, celle-ci devient plus elliptique.

Au cours du trajet carré, la surface de plasticité tourne d'environ 90° entre chaque sommet du carré et présente un fort écrouissage cinématique, mais peu d'écrouissage isotrope. D'un cycle à l'autre, la forme de la surface de plasticité est quasi identique à un même instant du cycle.

### III-2.4 Effet d'histoire du trajet de chargement

Nous avons poursuivi deux des essais présentés précédemment afin d'étudier l'influence de l'histoire du chargement sur l'évolution de la surface de plasticité. Un premier essai nous permet d'étudier l'évolution des variables d'écrouissage, et en particulier de l'écrouissage isotrope, avec l'amplitude de déformation. Un deuxième essai nous permet d'étudier l'évolution de la surface de plasticité lors d'un changement de trajet de chargement tel que le deuxième est moins durcissant que le premier.

#### III-2.4.1 Influence de l'amplitude

L'influence de l'amplitude a été étudiée sur l'essai Surf2. Cet essai consiste en deux paliers de torsion à déformation moyenne nulle avec les amplitudes de déformation successives 0,5 et 0,8 %. Les nombres de cycles de ces deux paliers sont respectivement de 354 et 16. Figure III-35 sont tracées les surfaces de plasticité obtenues pendant les deux premiers cycles et pendant le 16<sup>e</sup> cycle du second palier. La Figure III-36 donne l'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente au cours des cycles. La Figure III-37 et le Tableau III-9 présentent l'évolution des paramètres d'écrouissage.

La forme de la surface de plasticité est la même que celle observée en torsion à 0,5 %, elle évolue de la même manière au cours des cycles (Figure III-35, à comparer avec la Figure III-19). Elle présente une pointe dans la direction de chargement et un plat à l'opposé quel que soit le cycle. En ce qui concerne l'évolution de la taille et de la position de la surface de plasticité, on relève un certain nombre de différences au passage de 0,5 % à 0,8 % d'amplitude de déformation. La dimension transversale (perpendiculaire à la direction de chargement) est toujours supérieure à la dimension longitudinale de la surface de plasticité :  $R_{\sigma} > R_{\tau}$  et  $R_{\sigma} > R_{conv}$  (Figure III-37). En revanche, après un léger adoucissement ( $\approx 20$  MPa) au passage de 0,5 % à 0,8 % d'amplitude, un léger durcissement ( $\approx 20$  MPa) a lieu dans la direction transversale, principalement sur les premiers cycles. On retrouve ensuite le niveau atteint à la

### III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

fin du premier palier à 0,5 %. Dans la direction de chargement, les dimensions de la surface de plasticité restent quasi-constantes. Les dimensions cinématiques,  $X_{\tau}$  et  $X_{conv}$ , augmentent d'environ 50 MPa entre le dernier demi-cycle du palier à 0,5 % et le dernier demi-cycle de celui à 0,8 %.

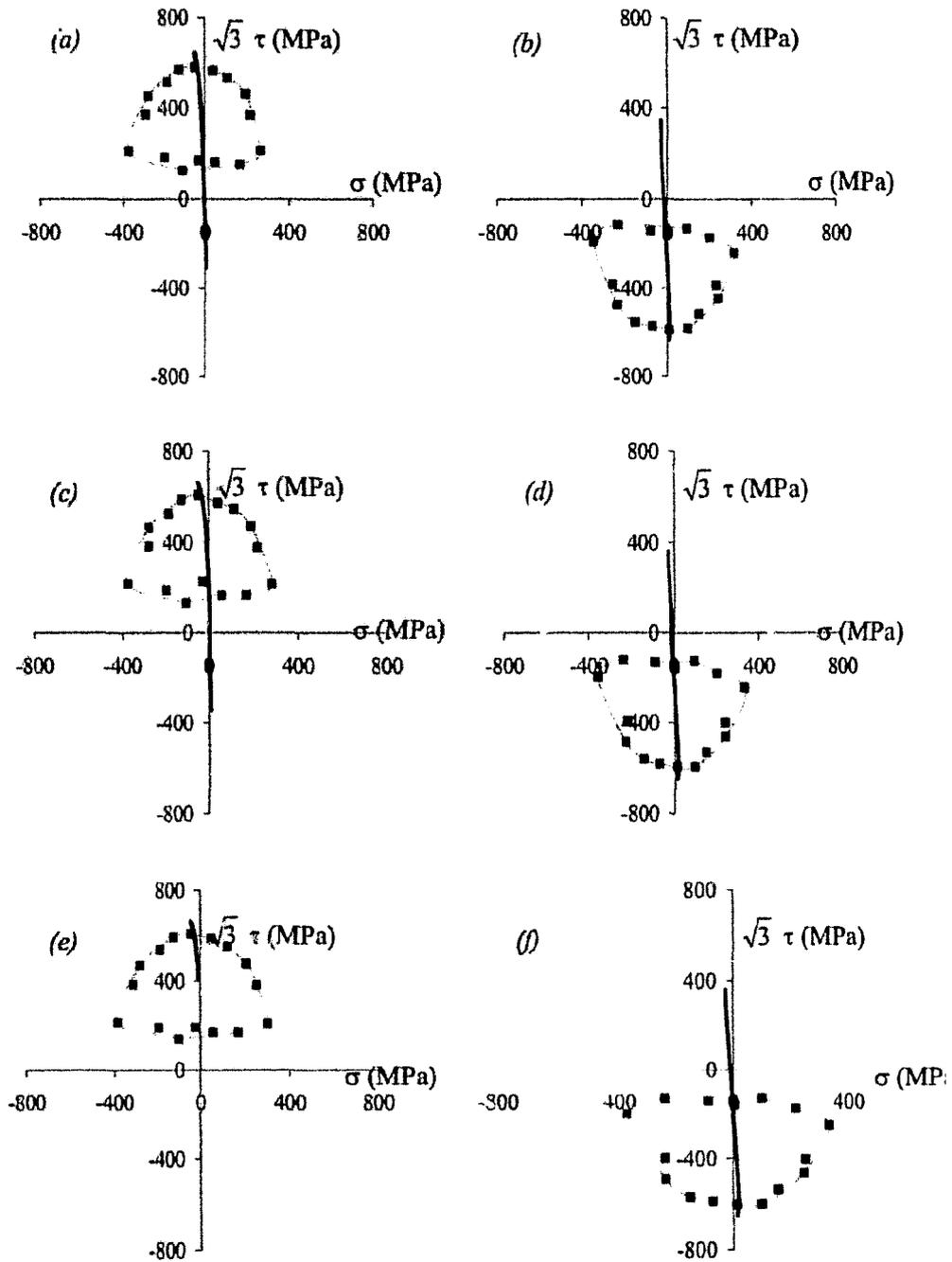


Figure III-35 : Surfaces de plasticité mesurées à chaque demi-cycle pendant les 2 premiers et le 16<sup>e</sup> cycles durant un

chargement de torsion à 0,8 % d'amplitude de déformation après un palier à 0,5 % d'amplitude (Surf2)

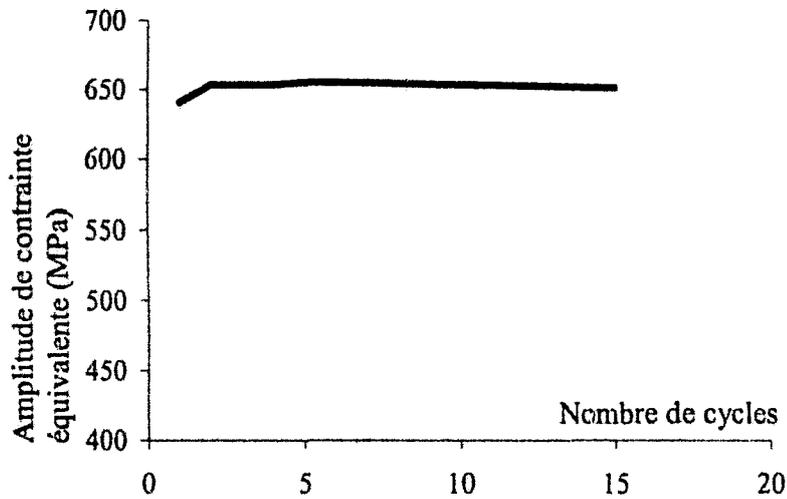


Figure III-36 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente pendant l'essai Surf2, à 0,8 % d'amplitude avec un trajet torsion après un palier à 0,5 % d'amplitude

	$R_{\sigma}$	$R_{\tau}$	$X_{\sigma}$	$X_{\tau}$	$R_{Mises}$	$R_{conv}$	$X_{conv}$
dernier demi-cycle à 0,5 %	352	233	-29	-335	393	234	-344
¼ cycle	318	228	-54	258	322	237	406
¾ cycle	329	237	-27	-263	343	241	-397
1+¼ cycles	330	238	-47	273	335	216	443
1+¾ cycles	344	236	-26	-258	358	243	-403
15+¼ cycles	343	235	-40	262	347	236	427
15+¾ cycles	346	235	-26	-375	376	246	-406

Tableau III-9 : Valeurs des paramètres d'écrouissage pendant un essai de torsion (Surf2) à 0,8 % d'amplitude après un palier à 0,5 % d'amplitude (en MPa)

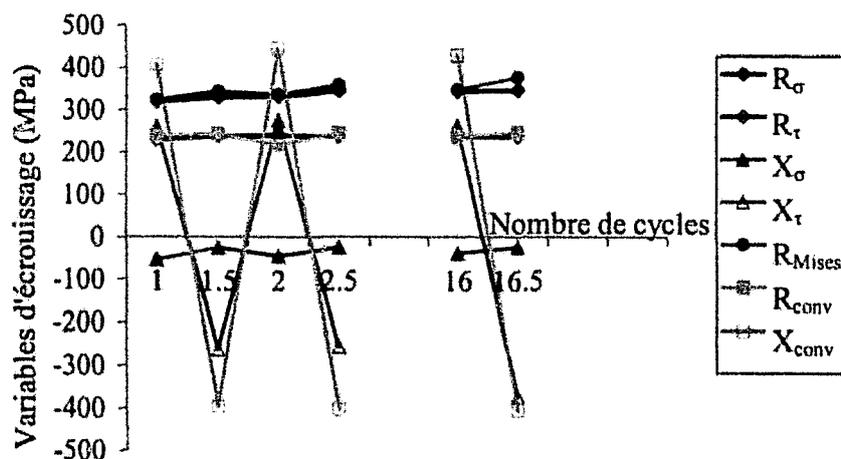


Figure III-37 : Evolutions des paramètres d'érouissage pendant un essai de torsion (Surf2) à 0,8 % d'amplitude après un palier à 0,5 % d'amplitude

Les résultats obtenus sont en concordance avec les mesures de grandeurs d'érouissage présentées ultérieurement au chapitre IV.  $R_{conv}$  et  $X_{conv}$  sont y mesurés avec un offset de déformation plastique de  $2 \cdot 10^{-4}$ . A 0,5 et 0,8 % d'amplitude, la valeur de l'érouissage isotrope ( $R_{conv}$ ) est quasi-constante et identique aux deux amplitudes. L'érouissage cinématique ( $X_{conv}$ ) augmente au cours des cycles et avec l'amplitude de déformation imposée.

### III-2.4.2 Influence d'un changement de trajet de chargement

L'influence du trajet de chargement a été étudiée sur l'essai Surf3. Cet essai consiste en deux paliers à déformation moyenne nulle et à 0,5 % d'amplitude de déformation avec les trajets de chargement successifs carré et traction-compression. Figure III-38, sont tracées les surfaces de plasticité obtenues pendant le premier cycle et pendant le 352<sup>e</sup> cycle du second palier. La Figure III-39 donne l'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente au cours des cycles. La Figure III-40 et le Tableau III-10 donnent l'évolution des paramètres d'érouissage.

Figure III-38, la réponse en contrainte n'est pas purement de traction-compression pendant le premier cycle, alors qu'elle le devient quasiment au dernier cycle. En effet, il y a relaxation de la contrainte moyenne dans la direction de torsion au cours des premiers cycles.

III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

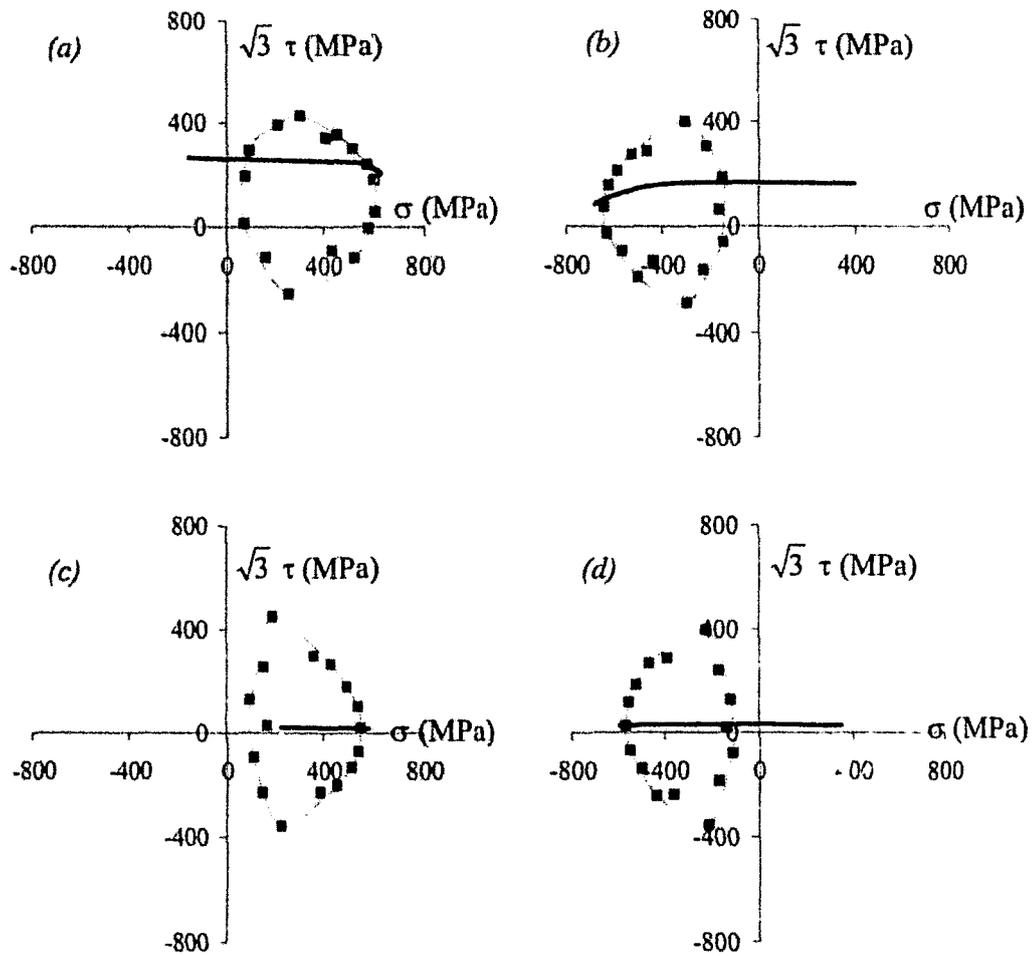


Figure III-38 : Surfaces de plasticité mesurées à chaque demi-cycle pendant le premier et le 352<sup>e</sup> cycle durant un chargement de traction à 0,5 % d'amplitude de déformation après un trajet carré (Surf3)

III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique

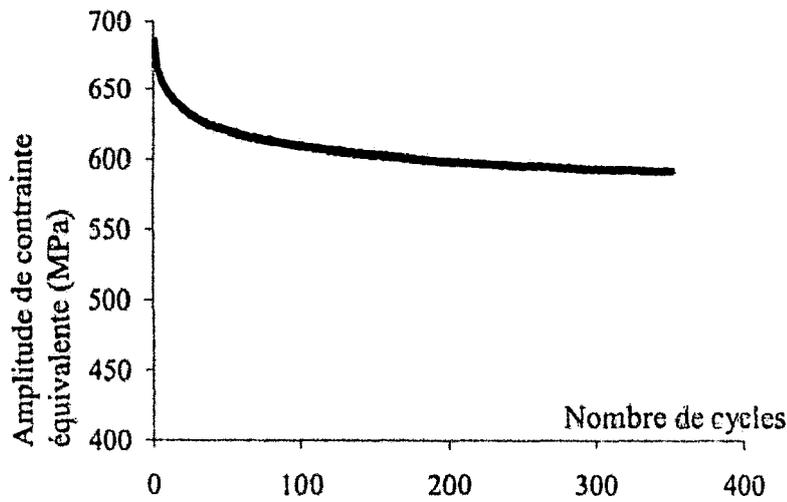


Figure III-39 : Evolution de l'amplitude de contrainte équivalente pendant l'essai Surf3, à 0,5 % d'amplitude avec un trajet traction après un trajet carré

	$R_{\sigma}$	$R_{\tau}$	$X_{\sigma}$	$X_{\tau}$	$R_{Mises}$	$R_{conv}$	$X_{conv}$
¼ cycle	270	340	278	86	341	280	352
¾ cycle	249	345	-299	53	345	260	-421
351+¼ cycle	232	403	204	46	403	213	377
351+¾ cycle	229	375	-216	20	375	231	-365

Tableau III-10 : Valeurs des paramètres d'érouissage pendant un essai de traction-compression (Surf1) à 0,5 % d'amplitude après un trajet carré (en MPa)

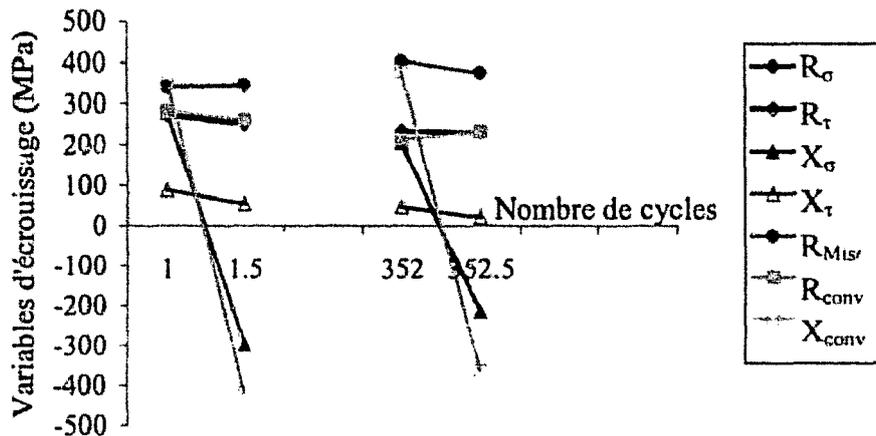


Figure III-40 : Evolutions des paramètres d'érouissage pendant un essai de traction-compression après un trajet carré (Surf3) à 0,5 % d'amplitude après un trajet carré

La première surface de plasticité mesurée, au bout d'un quart de cycle, ressemble aux surfaces observées avec un trajet carré (§ III-2.3). Elle est quasi-elliptique. La surface s'aplatit ensuite d'un côté pour adopter une forme en demi-lune, caractéristique des sollicitations proportionnelles (§ III-2.2). La surface de plasticité passe d'une forme "non-proportionnelle" à une forme "proportionnelle".

Les dimensions  $R_{\sigma}$  et  $R_{conv}$  diminuent au cours des cycles alors que  $R_{\tau}$  et  $R_{Mises}$  augmentent. L'écart entre la dimension transversale ( $R_{\tau}$ ) et les dimensions longitudinales ( $R_{\sigma}$  et  $R_{conv}$ ) a été multiplié par 2, passant de 75 à 160 MPa. On observe un adoucissement cyclique des dimensions cinématiques d'environ 100 MPa entre le premier et le dernier cycle.

L'augmentation de l'amplitude de déformation imposée de 0,5 à 0,8 % laisse les dimensions de la surface de plasticité quasi-inchangées ; on n'observe pas d'érouissage isotrope, en revanche, un érouissage cinématique a lieu.

Les caractéristiques de la surface de plasticité (forme et rapport des dimensions transversale et longitudinale) sont fonction du type de sollicitation, proportionnelle ou non-proportionnelle. Les sollicitations proportionnelles engendrent une surface de plasticité en forme de demi-lune et les sollicitations non-proportionnelles une surface de plasticité elliptique.

### III-2.5 Normalité de l'incrément de déformation plastique

Après avoir mesuré la surface de plasticité sous chargement cyclique, nous avons cherché à vérifier la normalité de la vitesse de déformation plastique par rapport à la surface seuil (Eq. III-4). Ceci consiste à valider expérimentalement les conséquences du principe du travail maximum de Hill : la vérification expérimentale de la normalité généralisée n'est pas possible puisqu'elle nécessite la connaissance de variables internes non accessibles expérimentalement.

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}^p}} = \lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad \text{Eq. III-4}$$

Pour chaque point mesuré sur la surface seuil, nous avons déterminé la direction de l'incrément de déformation plastique sur les 15 derniers points enregistrés, c'est-à-dire sur  $7,5 \cdot 10^{-3}$ . Cette condition nous donne une durée identique pour chaque calcul de la vitesse de déformation plastique.

Figure III-41, sont représentées les surfaces de plasticité mesurées pendant le premier cycle de l'essai Surf4 (trajet carré à 0,5 % d'amplitude de déformation), avec, à chaque point détecté, l'orientation de la vitesse de déformation plastique.

L'écart entre la direction calculée et la normale probable à la surface de plasticité est inférieur à 30° pour 75 % des mesures, en revanche quelques mesures présentent des écarts très importants. En fait, pour les autres mesures, l'incertitude de mesure est très grande et les résultats peu réalistes. En effet, si l'incrément de déformation plastique sur les 15 derniers points mesurés est faible, alors le bruit est prépondérant dans le calcul de la vitesse de déformation plastique et les résultats en terme de direction peuvent être irréalistes.

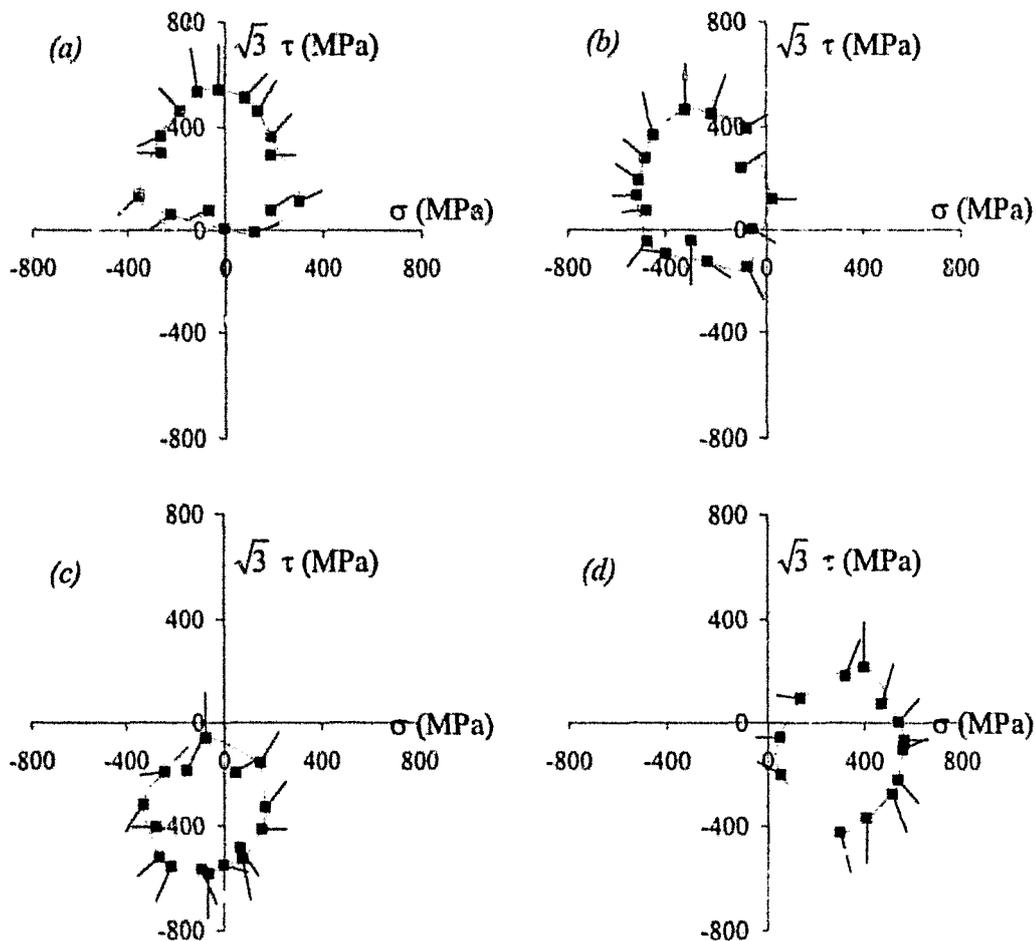


Figure III-41 : Surfaces de plasticité pendant les  $\frac{3}{4}$  du premier cycle durant un chargement carré à 0,5 % d'amplitude de déformation (Surf4), direction de la vitesse de déformation plastique

La normalité de la vitesse de déformation plastique à la surface de plasticité est globalement bien vérifiée.

### III-3 Conclusion

Nous avons étudié expérimentalement dans ce chapitre la surface de plasticité et son évolution sous sollicitations cycliques proportionnelles et non-proportionnelles.

La surface de plasticité a été mesurée en 16 points répartis en étoile autour du point initial situé dans le domaine élastique. L'offset de déformation plastique équivalente utilisé valait  $2 \cdot 10^{-5}$ . Il a été choisi le plus petit possible afin de ne pas perturber la surface de plasticité à mesurer. La normalité de la vitesse de déformation plastique à la surface de plasticité en chaque point est globalement bien vérifiée.

Les mesures de surface de plasticité sont reproductibles d'une éprouvette à l'autre pour un même type de chargement.

La surface de plasticité sur 4 éprouvettes vierges est bien corrélée avec les mesures "classiques" de limite d'élasticité en uniaxial. Cette surface de plasticité révèle que le comportement du matériau n'est pas isotrope lorsque la déformation plastique équivalente reste inférieure à  $2 \cdot 10^{-5}$ .

Les caractéristiques de la surface de plasticité (forme et rapport des dimensions transversale et longitudinale) sont fonctions du type de sollicitation, proportionnelle ou non-proportionnelle. Les sollicitations proportionnelles engendrent une surface de plasticité en forme de demi-lune et les sollicitations non-proportionnelles engendrent une surface de plasticité elliptique. La surface de plasticité passe d'une forme à l'autre en fonction du type de sollicitations imposées.

Sous chargement cyclique proportionnel, la surface de plasticité se distord et se translate, mais ne change pas de taille. Une pointe se forme dans la direction de chargement et un plat à l'opposé. La surface de plasticité a alors une forme en demi-lune. D'un cycle à l'autre, la surface de plasticité garde une même forme. La pointe s'efface et réapparaît d'un demi-cycle à l'autre. La distorsion est évanescence. Le matériau présente un fort écrouissage cinématique, mais pas d'écrouissage isotrope. Une augmentation de l'amplitude de déformation imposée laisse les dimensions de la surface de plasticité quasi-inchangées ; on n'observe pas d'écrouissage isotrope, en revanche, un écrouissage cinématique a lieu.

Le passage d'un trajet proportionnel à un trajet non-proportionnel modifie la forme de la surface de plasticité, celle-ci devient plus elliptique. Au cours du trajet carré, la surface de plasticité tourne d'environ  $90^\circ$  entre chaque sommet du carré et présente un fort écrouissage

### *III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique*

---

cinématique mais peu d'écroutissage isotrope. D'un cycle à l'autre, la forme de la surface de plasticité est quasi identique à un même instant du cycle.

Nous avons désormais une base expérimentale fournie sur le comportement de l'acier inoxydable austéno-ferritique considéré en plasticité cyclique. Les résultats en termes de courbe de durcissement/adoucissement cyclique, réponse sur le cycle stabilisé et évolution de la surface seuil lors de sollicitations cycliques vont maintenant nous permettre de choisir et d'identifier des modèles de comportement de la littérature capables de simuler ces observations expérimentales.

### *III. Evolution de la surface de plasticité d'un acier inoxydable duplex en plasticité cyclique*

---

## **Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex**

IV-1	Le cadre thermodynamique général	190
IV-1.1	Principes de la thermodynamique	191
IV-1.2	Formulation générale des lois de comportement	193
IV-2	Modèle à écrouissage cinématique et isotrope non-linéaire (CINL)	194
IV-2.1	Présentation du modèle CINL	195
IV-2.2	Identification du modèle CINL	202
IV-3	Modèle de Benallal et Marquis modifié par Calloch (NPLMT)	216
IV-3.1	Présentation du modèle NPLMT	216
IV-3.2	Identification du modèle NPLMT	219
IV-3.3	Prise en compte du précrouissage	225
IV-4	Modèle de Tanaka (TANAKA)	227
IV-4.1	Présentation du modèle TANAKA	227
IV-4.2	Identification du modèle TANAKA	231
IV-5	Modèle de Benallal et Marquis modifié par Abdul-Latif et Clavel (NPUTC)	236
IV-5.1	Présentation du modèle NPUTC	236
IV-5.2	Identification du modèle NPUTC	238
IV-6	Discussion : intérêt de la prise en compte de la distorsion de la surface seuil	244
IV-7	Conclusion	245



## IV Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

Dans les deux chapitres précédents, nous avons construit une base expérimentale fournie et nous avons montré, en particulier, l'importance du sur-écrouissage et la difficulté à interpréter ses manifestations pour l'acier inoxydable duplex. Nous abordons ici la modélisation du comportement observé expérimentalement. Nous nous appuyons pour cela sur l'ensemble des observations effectuées. Deux approches coexistent. La première est une approche phénoménologique basée sur l'écriture de variables pouvant rendre compte des phénomènes observés, la validité de ce type de modèle est donc souvent restreinte à la base expérimentale qui a servi à son identification. La seconde approche, qualifiée de micromécanique phénoménologique, est plus "physique", au sens où elle cherche à rendre compte de phénomènes macroscopiques par l'évolution de variables à l'échelle du grain. Au vu du caractère biphasé du matériau, une approche micromécanique présente un intérêt certain, puisqu'elle permettrait de prendre en compte le biphasage de façon intrinsèque. Nous avons choisi, dans un premier temps, de nous intéresser à la première approche et de bien mettre en évidence les différentes capacités de simulation des modèles présentés ici. La deuxième approche fera l'objet d'une prochaine étude.

Nous présentons un ensemble de modèles phénoménologiques pour la plasticité cyclique. Ces modèles sont identifiés sur la base des essais présentés au chapitre II. Nous avons choisi une approche en deux temps. Nous avons tout d'abord identifié un modèle de comportement à écrouissages isotrope et cinématique non-linéaires. Ce modèle ne permettant pas de simuler le sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel, nous lui avons adjoint des variables d'écrouissage isotrope ou cinématique le prenant en compte. Dans cette démarche, l'écriture des premières variables d'écrouissage et les valeurs des paramètres ne sont en rien modifiées par l'ajout des nouvelles variables. Ceci simplifie l'identification, qui est réalisée par étape, mais bride les possibilités d'optimisation des paramètres.

Nous avons attaché une grande importance à la simulation du comportement à 0,5 % d'amplitude de déformation. Ce niveau a été choisi parce qu'il permet de visualiser et de séparer les différents phénomènes influant sur le comportement, sans pour autant induire des contraintes trop élevées ou un endommagement trop rapide.

## IV-1 Le cadre thermodynamique général

Deux classes de description du comportement des matériaux, basées sur des concepts thermodynamiques différents, se sont dégagées :

1. L'état actuel du matériau dépend uniquement des valeurs actuelles et de l'histoire des variables observables (déformation totale, effort, température, etc.). C'est la base des théories dites héréditaires et en particulier de la théorie endochronique [Krempf 1975], [Valanis 1980], [Borodii 1996].

2. L'état actuel du matériau dépend uniquement des valeurs actuelles des variables observables et de variables internes. Différentes écritures des évolutions des écrouissages isotrope et cinématique ont été proposées, donnant naissance au concept des multicouches [Mroz 1967], à la théorie à deux surfaces [Dafalias 1975], [Krieg 1975] et à des modèles basés sur une surface de plasticité dont l'évolution est gouvernée par des équations différentielles [Armstrong 1966]. On peut montrer [Marquis 1979] que le modèle à écrouissage cinématique linéaire d'Armstrong-Frederik peut être considéré comme un modèle à deux surfaces et correspond donc à une forme du modèle multicouche de Mroz ou du modèle de Dafalias-Popov ou de Krieg.

Nous nous sommes uniquement intéressés à la seconde approche. Nous considérons donc que l'état actuel du milieu matériel dépend uniquement des variables observables et de variables internes. Nous utilisons une description basée sur la thermodynamique des processus irréversibles [Lemaitre 1988]. Plutôt que d'utiliser des lois intégrales pour décrire l'évolution du système, des variables internes sont introduites, chacune d'elles étant supposée décrire un mécanisme physique. L'état thermodynamique du système en un point et à un instant donné est alors défini par la connaissance d'un certain nombre de variables d'état ne dépendant que de ce point. Ceci suppose que toute évolution peut être considérée comme une succession d'états d'équilibre.

Dans toute cette étude nous restons dans le cadre des petites perturbations (petits déplacements et petites déformations) et nous faisons l'hypothèse d'incompressibilité plastique.

Rappelons les principes de la thermodynamique avant de présenter la formulation générale des lois de comportement. La présentation donnée ici est inspirée par l'ouvrage de P. Germain [Germain 1973].

#### IV-1.1 Principes de la thermodynamique

##### ➤ Premier principe

Le premier principe de la thermodynamique exprime la conservation de l'énergie. Il stipule que la dérivée particulaire de l'énergie  $E$  d'un système  $V$  est égale à la somme de la puissance  $P$  des efforts extérieurs exercés sur le système et du taux de chaleur  $Q$  reçu par celui-ci.

$$\frac{dE}{dt} = P + Q \quad \text{Eq. IV-1}$$

L'énergie totale  $E$  est la somme de l'énergie cinétique  $K$  et de l'énergie interne  $C$  définies respectivement par :

$$K = \frac{1}{2} \int_V \rho \bar{v} \cdot \bar{v} \, dV \quad \text{Eq. IV-2}$$

$$C = \int_V \rho e \, dV \quad \text{Eq. IV-3}$$

où  $\rho$  est la masse volumique,  $\bar{v}$  est la vitesse et  $e$  l'énergie interne massique.

De plus  $Q$  et  $P$  sont donnés par les expressions :

$$P = \int_V \bar{f} \cdot \bar{v} \, dV + \int_{\partial V} \bar{T} \cdot \bar{v} \, dS \quad \text{Eq. IV-4}$$

$$Q = \int_V r \, dV - \int_{\partial V} \bar{q} \cdot \bar{n} \, dS \quad \text{Eq. IV-5}$$

où  $\bar{f}$  représente la densité volumique de force,  $\bar{T}$  la densité surfacique de force,  $r$  la densité volumique de production interne de chaleur,  $\bar{q}$  le vecteur flux de chaleur et  $\bar{n}$  la normale extérieure à la frontière du domaine  $V$ .

#### IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

Il est possible d'éliminer de l'expression du premier principe la puissance des efforts extérieurs en utilisant le théorème de l'énergie cinétique et en définissant la puissance des efforts intérieurs  $P_i$ . Dans l'hypothèse des petites perturbations, la densité volumique de la puissance des efforts intérieurs  $p_i$  vaut :

$$p_i = -\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} \quad \text{Eq. IV-6}$$

Le premier principe s'écrit sous forme locale comme suit :

$$\rho \dot{e} = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} + r - \text{div } \bar{q} \quad \text{Eq. IV-7}$$

#### ➤ Deuxième principe

Le deuxième principe de la thermodynamique postule que la production interne d'entropie  $S$  d'un système quelconque est toujours positive ou nulle, ce qui s'écrit :

$$\frac{dS}{dt} \geq \int_V \frac{r}{T} dV - \int_{\partial V} \frac{\bar{q} \cdot \bar{n}}{T} dS \quad \text{Eq. IV-8}$$

Là encore, si on note  $s$  l'entropie massique, on peut écrire une forme locale de ce principe :

$$\rho \dot{s} \geq \frac{r}{T} - \text{div } \frac{\bar{q}}{T} \quad \text{Eq. IV-9}$$

L'inégalité de Clausius-Duhem s'obtient en introduisant une variable supplémentaire, l'énergie libre massique  $\psi$ , définie par :

$$\psi = e - T s \quad \text{Eq. IV-10}$$

En introduisant  $\psi$  dans l'expression du deuxième principe, on obtient alors :

$$\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} - \rho (\dot{\psi} + s \dot{T}) - \bar{q} \cdot \frac{\text{grad } T}{T} \geq 0 \quad \text{Eq. IV-11}$$

### IV-1.2 Formulation générale des lois de comportement

➤ Le potentiel thermodynamique et les lois d'état

Ayant défini les variables d'état, on postule l'existence d'un potentiel thermodynamique duquel dérivent les lois d'état. En général il s'agit de l'énergie libre spécifique  $\psi$ . Ce potentiel dépend des variables observables ( $\varepsilon$ ,  $T$ , etc.) et des variables internes  $V_k$ .

$$\psi = \psi(\varepsilon, T, V_k) \quad \text{Eq. IV-12}$$

Les processus décrits par ce potentiel seront thermodynamiquement admissibles si à chaque instant l'inégalité de Clausius-Duhem (Eq. IV-11) est vérifiée.

On obtient alors les lois d'état :

$$\sigma = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon} \quad \text{Eq. IV-13}$$

$$s = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial T} \quad \text{Eq. IV-14}$$

Par analogie, les variables forces  $A_k$  associées aux variables internes sont définies par :

$$A_k = \rho \frac{\partial \psi}{\partial V_k} \quad \text{Eq. IV-15}$$

Le potentiel thermodynamique permet d'écrire les relations d'état entre les variables observables et leurs variables associées et, en particulier, il décrit le comportement élastique. Cependant pour les variables internes, il ne définit que les variables forces associées, et non leur évolution.

#### Les lois complémentaires

En présence de phénomènes irréversibles, la connaissance du potentiel thermodynamique est insuffisante pour décrire complètement l'évolution du système. La description de processus dissipatifs nécessite la connaissance de l'évolution des variables internes. Ces lois d'évolution doivent assurer la positivité de la dissipation pour être thermodynamiquement admissibles. Les dissipations mécanique et thermique sont supposées

#### IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

---

découplées pour faciliter l'étude. On assurera donc seulement la positivité de la dissipation mécanique :

$$\Phi_m = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} - A_k \dot{V}_k \geq 0 \quad \text{Eq. IV-16}$$

Dans un souci de simplification et dans la mesure où les sollicitations présentées ici sont isothermes, l'étude du cadre thermodynamique se fera à température supposée constante.

Une méthode simple pour assurer la positivité de la dissipation mécanique est de postuler l'existence d'un pseudo-potentiel de dissipation  $\varphi$  avec  $\varphi = \varphi(\dot{\epsilon}, \dot{V}_k)$ , fonction convexe, positive et nulle à l'origine. Les forces thermodynamiques dérivent de ce potentiel par la propriété de normalité :

$$A_k = - \frac{\partial \varphi}{\partial \dot{V}_k} \quad \text{Eq. IV-17}$$

A l'usage, il est plus simple d'écrire les lois complémentaires sous la forme de lois d'évolution des variables internes en fonction des variables duales. Ces lois sont dérivées du potentiel  $\varphi^*$ , dual de  $\varphi$  par la transformée de Legendre-Fenchel.

$$\dot{V}_k = - \frac{\partial \varphi^*}{\partial A_k} \quad \text{Eq. IV-18}$$

La donnée des potentiels  $\varphi$  et  $\varphi^*$  détermine donc complètement l'état du système à tout instant. Les modèles élaborés ainsi sont appelés "modèles standards généralisés".

Notons toutefois que la définition d'un potentiel  $\varphi$  convexe, positif et nul à l'origine permet de vérifier le deuxième principe, mais qu'il ne s'agit pas d'une condition nécessaire. Il est donc possible de modifier les lois complémentaires pour se rapprocher des résultats expérimentaux, mais la vérification de la positivité de la dissipation est alors nécessaire.

### IV-2 Modèle à écrouissage cinématique et isotrope non-linéaire (CINL)

Les résultats expérimentaux montrent qu'il est raisonnable de postuler l'existence d'un domaine de comportement élastique, même si ce domaine est toujours mesuré avec un

incrément de déformation plastique faible mais non nul [Phillips 1979], [Rousset 1985], [Wu 1991] (voir chapitre III). La frontière de ce domaine sera décrite par une relation de type von Mises quelle que soit l'histoire du chargement subi par le matériau, bien que les résultats expérimentaux montrent que ce domaine évolue de manière complexe au cours des sollicitations. En particulier, la surface de plasticité se translate, grossit, tourne et se déforme. Cependant nous ne prendrons pas en compte cette distorsion du domaine d'élasticité. En effet, comme Rousset, nous avons montré que cette distorsion intervient par la formation d'une pointe dans la direction de chargement sous chargement proportionnel, et d'autre part que sous chargement cyclique la distorsion ne varie quasiment pas d'un cycle à l'autre en un point donné du cycle [Rousset 1985], (voir chapitre III). Enfin nous considérerons que la vitesse de déformation plastique est normale à la surface de plasticité. Cette hypothèse est vérifiée dans la limite de la précision des mesures expérimentales [Rousset 1985], [Moosbrugger 1989], chapitre III.

#### IV-2.1 Présentation du modèle CINL

Ce modèle repose sur l'hypothèse de l'existence d'une surface de charge de type von Mises et la décomposition de l'érouissage en une variable d'érouissage isotrope non-linéaire et une variable d'érouissage cinématique non-linéaire. Ces variables définissent respectivement la taille et la position du domaine d'élasticité. L'ensemble des équations du modèle CINL est appelé Tableau IV-1.

La surface de charge est donnée par l'équation :

$$f(\underline{\underline{\sigma}}, R, \underline{\underline{X}}) = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - R - k \quad \text{Eq. IV-19}$$

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

$$J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) = \sqrt{\frac{3}{2} (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}})} \quad \text{Eq. IV-20}$$

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

$$\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{tr} \underline{\underline{\sigma}} \underline{\underline{I}} \quad \text{Eq. IV-21}$$

#### IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

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

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\sigma}} \quad \text{Eq. IV-22}$$

En traction-torsion, en supposant le matériau élastiquement orthotrope, l'équation IV-22 s'écrit sous la forme :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11}^e \\ \varepsilon_{22}^e \\ \varepsilon_{33}^e \\ \varepsilon_{12}^e \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E} & 0 \\ -\frac{\nu}{E} & 0 \\ -\frac{\nu}{E} & 0 \\ 0 & \frac{1}{2G} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} \quad \text{Eq. IV-23}$$

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

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \dot{\lambda} \underline{\underline{n}} \quad \text{Eq. IV-24}$$

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

$$\underline{\underline{n}} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} \quad \text{Eq. IV-25}$$

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

$$\dot{p} = \dot{\lambda} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p} \quad \text{Eq. IV-26}$$

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

$$\dot{f} = 0 \quad \text{Eq. IV-27}$$

- Loi d'écouissage cinématique

La variable  $X$  représente la position du centre du domaine élastique dans l'espace des contraintes, elle peut donc être mesurée expérimentalement. Cette mesure ne pose pas de problème lors des essais uniaxiaux, mais pour des sollicitations biaxiales, le phénomène de

distorsion de la surface de plasticité nécessite une convention. Il est possible de déterminer l'ellipse circonscrite à la surface de plasticité et de prendre son centre comme mesure de X [Benallal 1989].

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

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

$$\dot{\underline{X}} = \frac{2}{3} C \dot{\underline{\epsilon}}^P - \gamma \varphi(p) \underline{X} \dot{p} \quad \text{Eq. IV-28}$$

$$\text{avec } \varphi(p) = \varphi_\infty + (1 - \varphi_\infty) e^{-\omega p} \quad \text{Eq. IV-29}$$

Cette forme permet de faire évoluer l'érouissage cinématique entre le cycle initial et le cycle stabilisé.

On peut généraliser cette loi à plusieurs variables cinématiques non-linéaires. On obtient alors :

$$\underline{X} = \sum_i \underline{X}_i \quad \text{avec} \quad \dot{\underline{X}}_i = \frac{2}{3} C_i \dot{\underline{\epsilon}}^P - \gamma_i \varphi(p) \dot{p} \underline{X}_i \quad \text{Eq. IV-30}$$

Pour modéliser le comportement de notre acier duplex, nous avons introduit 2 variables d'érouissage cinématique non-linéaire, d'une part afin de respecter au mieux la forme des boucles d'hystérésis, et surtout pour que l'érouissage ne se sature pas pendant la stabilisation sur un premier palier. En effet, l'introduction d'une seconde variable d'érouissage cinématique quasi-linéaire ( $X_2$ ) permet de rendre compte d'un durcissement à une amplitude donnée après stabilisation à amplitude plus faible.

- Loi d'érouissage isotrope

La variable d'érouissage isotrope  $R$  permet de décrire l'augmentation de la taille du domaine d'élasticité. Dans le premier chapitre, nous avons vu que l'amplitude et la forme du trajet de chargement ont une influence considérable sur cette évolution pour l'aluminium [Roussel 1985]. Dans un premier temps, nous ne nous intéresserons qu'à la modélisation des effets d'amplitude : une augmentation du niveau de sollicitation a pour effet d'augmenter le durcissement observé (voir chapitres I et II).

La loi d'évolution de la variable d'érouissage isotrope est la suivante :

$$\dot{R} = b(Q - R) \dot{p} \quad \text{Eq. IV-31}$$

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

- Prise en compte de l'effet d'histoire de l'amplitude du chargement

Chaboche et al. [Chaboche 1979] ont proposé une modification de l'expression de la variable d'érouissage isotrope afin de prendre en compte les effets de mémoire de l'érouissage en élasto-visco-plasticité (voir chapitres I et II). Ils font dépendre le niveau stabilisé de l'érouissage isotrope  $Q$  de l'amplitude de déformation, par l'intermédiaire d'une variable  $q$ . Le comportement du matériau est alors fonction de la déformation plastique maximale subie par celui-ci au cours du chargement.

$$\dot{Q} = 2 \mu (Q_{\max} - Q) \dot{q} \quad \text{avec } Q(0) = Q_0 \quad \text{Eq. IV-32}$$

$Q_{\max}$  évolue de la façon suivante :

$$\dot{Q}_{\max} = \begin{cases} \dot{Q} & \text{si } \dot{Q} > 0 \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad \text{avec } Q_{\max}(0) = Q_0 \quad \text{Eq. IV-33}$$

Dans l'espace des déformations, on définit une surface d'écoulement  $F = 0$  à l'intérieur de laquelle  $Q$  est une constante (domaine de non-écrouissage). La définition de cette surface est analogue à celle de la surface de plasticité, son évolution est écrite de manière semblable.  $\underline{\zeta}$  est le centre de cette surface et  $q$  représente son rayon.

$$F = \frac{2}{3} J_2(\underline{\underline{\epsilon}}^P - \underline{\underline{\zeta}}) - q \quad \text{Eq. IV-34}$$

Lorsqu'on atteint la surface  $F = 0$  et que l'écoulement a lieu dans la direction extérieure à la surface, celle-ci évolue. Le point de charge demeure néanmoins sur la surface  $F = 0$ . Les évolutions des paramètres  $\underline{\underline{\zeta}}$  et  $q$  permettent de prendre ceci en compte.

$$\dot{q} = \eta H(F) \langle \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{n}}^* \rangle \dot{p} \quad \text{Eq. IV-35}$$

$$\dot{\underline{\underline{\zeta}}} = \sqrt{\frac{3}{2}} (1 - \eta) H(F) \langle \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{n}}^* \rangle \underline{\underline{n}}^* \dot{p} \quad \text{Eq. IV-36}$$

$$\text{avec } \langle x \rangle = \begin{cases} 0 & \text{si } x \leq 0 \\ x & \text{si } x > 0 \end{cases} \quad \text{et } H(F) = \begin{cases} 1 & \text{si } F > 0 \\ 0 & \text{si } F < 0 \end{cases} \quad \text{Eq. IV-37}$$

$$\dot{Q}_{\max} = \begin{cases} \dot{Q} & \text{si } \dot{Q} \geq 0 \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad \text{Eq. IV-38}$$

Les tenseurs  $\underline{\underline{n}}$  et  $\underline{\underline{n}}^*$  sont les normales extérieures unitaires respectivement à la surface de plasticité et à la surface  $F = 0$ .

$$\underline{\underline{n}} = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} \quad \text{Eq. IV-39}$$

$$\underline{\underline{n}}^* = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\underline{\underline{\epsilon}}^P - \underline{\underline{\zeta}}}{J_2(\underline{\underline{\epsilon}}^P - \underline{\underline{\zeta}})} \quad \text{Eq. IV-40}$$

Le paramètre  $\eta$  permet d'introduire une mémoire progressive de l'écrouissage. En effet, lorsque  $\eta$  vaut 0,5, pour une amplitude de déformation donnée, la variable  $q$  (donc la mémoire) se sature en un cycle. Avec  $\eta < 0,5$ , la mémoire est prise en compte progressivement.

Cette formulation est à rapprocher de la démarche utilisée par Ohno [Ohno 1982, 1986] qui définit une "surface de non-écrouissage cyclique".

Calculons désormais les relations qui permettent de calculer  $\dot{p}$ .

Si  $f = 0$  et  $\dot{f} = 0$  alors

$$\frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} : \underline{\underline{\dot{\sigma}}} + \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{X}}} : \underline{\underline{\dot{X}}} + \frac{\partial f}{\partial R} : \dot{R} = 0 \quad \text{Eq. IV-41}$$

$$\underline{\underline{n}} : \underline{\underline{\dot{\sigma}}} - \underline{\underline{n}} : \left( \frac{2}{3} C \dot{\lambda} \underline{\underline{n}} - \varphi(p) \gamma \dot{p} \underline{\underline{X}} \right) - b(Q - R) = 0 \quad \text{Eq. IV-42}$$

$$\dot{p} = \frac{1}{h} \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{\dot{\sigma}}} \quad \text{Eq. IV-43}$$

$$\text{avec } h = \frac{2}{3} C \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{n}} - \gamma \varphi(p) \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{X}} - b(Q - R) \quad \text{Eq. IV-44}$$

$$\text{or } \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{n}} = \frac{3}{2}, \text{ donc } h = C - \gamma \varphi(p) \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{X}} - b(Q - R) \quad \text{Eq. IV-45}$$

sinon  $\dot{p} = 0$

Généralisons au cas de plusieurs variables cinématiques non-linéaires.

$$\dot{p} = \frac{1}{h} \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{\dot{\sigma}}}$$

$$\text{avec } h = \sum_i C_i - \varphi(p) \sum_i \gamma_i \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{X}}_i - b(Q - R) \quad \text{Eq. IV-46}$$

Si la première condition n'est pas vérifiée, alors  $\dot{p} = 0$ .

IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

	Paramètres
<p><b>Loi de Hooke</b></p> $\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\sigma}}$	<p><b>Elasticité</b></p> <p>E, ν, G</p>
<p><b>Domaine d'élasticité</b></p> $f(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{R}}, \underline{\underline{X}}) = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - R - k$ <p>avec <math>J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}})}</math> et <math>\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{tr} \underline{\underline{\sigma}} \underline{\underline{I}}</math></p>	<p><b>Plasticité</b></p> <p>k</p>
<p><b>Loi de normalité</b></p> $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \dot{\lambda} \underline{\underline{n}}$ <p>où <math>\underline{\underline{n}} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})}</math> et <math>\dot{p} = \dot{\lambda} = \sqrt{\frac{2}{3}} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p</math></p>	
<p><b>Lois d'évolution</b></p> $\underline{\underline{X}} = \sum_i \underline{\underline{X}}_i \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\dot{X}}}_i = \frac{2}{3} C_i \dot{\varepsilon}^p - \gamma_i \varphi(p) \dot{p} \underline{\underline{X}}_i \quad \text{avec } i = 1, 2$ <p>avec <math>\varphi(p) = \varphi_\infty + (1 - \varphi_\infty) e^{-\omega p}</math></p> $\dot{R} = b(Q - R) \dot{p}$	<p><b>Ecrouissage cinématique</b></p> <p><math>C_1, \gamma_1, C_2, \gamma_2, \omega, \varphi_\infty</math></p> <p><b>Ecrouissage isotrope</b></p> <p>b</p>
<p><b>Mémoire de la déformation plastique</b></p> $\dot{Q} = 2\mu(Q_{\max} - Q) \dot{q} \quad \text{avec } Q(0) = Q_0$ $F = \frac{2}{3} J_2(\underline{\underline{\varepsilon}}^p - \underline{\underline{\zeta}}) - q \leq 0 \quad \text{et} \quad \dot{q} = \eta H(F) \langle \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{n}}^* \rangle \dot{p}$ $\dot{\underline{\underline{\zeta}}} = \sqrt{\frac{3}{2}} (1 - \eta) H(F) \langle \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{n}}^* \rangle \underline{\underline{n}}^* \dot{p} \quad \text{avec } H(F) = \begin{cases} 1 & \text{si } F > 0 \\ 0 & \text{si } F < 0 \end{cases}$ $\underline{\underline{n}} = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} \quad \underline{\underline{n}}^* = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\underline{\underline{\varepsilon}}^p - \underline{\underline{\zeta}}}{J_2(\underline{\underline{\varepsilon}}^p - \underline{\underline{\zeta}})}$	<p><b>Mémoire de l'amplitude</b></p> <p><math>Q_0, \mu, \eta</math></p>
<p><b>Critères de charge et de décharge</b></p> <p>Si <math>f = 0</math> et <math>\dot{f} = 0</math>, alors <math>\dot{p} = \frac{1}{h} \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}</math></p> <p>avec <math>h = \sum_i C_i - \varphi(p) \sum_i \gamma_i \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{X}}_i - b(Q - R)</math></p> <p>sinon <math>\dot{p} = 0</math></p>	

Tableau IV-1 : Equations du modèle CINL

### IV-2.2 Identification du modèle CINL

Ce type de modèle ne permet pas de prendre en compte le sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel [Fan 1991], [Tanaka 1992 et 1994], [Abdul-Latif 1994], [Calloch 1997], [Portier 1999]. Nous avons donc identifié ce modèle sur les essais proportionnels de traction-compression.

➤ **Prise en compte des mesures expérimentales**

Afin de faciliter l'identification, nous avons calculé les évolutions des variables d'écrouissage isotrope et cinématique au cours des cycles pour plusieurs essais. Les relations suivantes ont été utilisées (Figure IV-1).

$$R + k = \frac{1}{2} (\sigma_M - \sigma_e) \quad \text{Eq. IV-47}$$

$$X = \frac{1}{2} (\sigma_M + \sigma_e) \quad \text{Eq. IV-48}$$

où  $\sigma_M$  est la contrainte maximale du cycle courant et  $\sigma_e$  la limite d'élasticité à 0,02 %. Les calculs ont été effectués demi-cycle par demi-cycle, en traction et en compression.

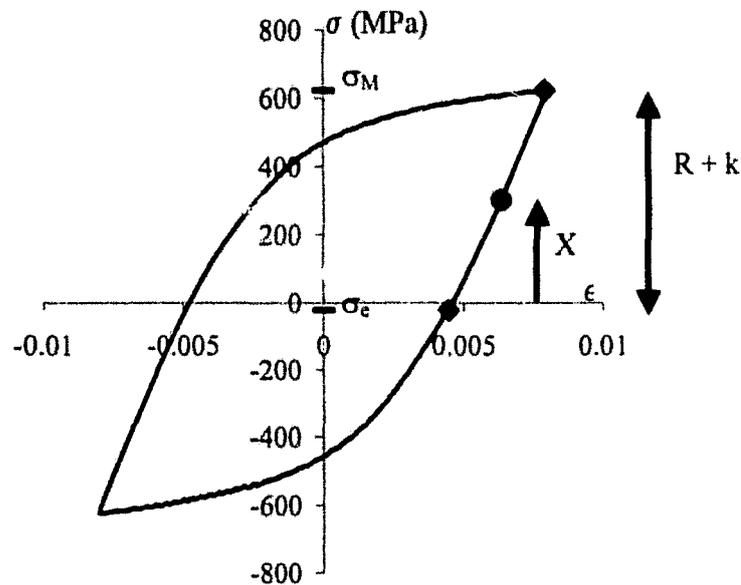


Figure IV-1 : Calcul des variables d'écrouissage isotrope et cinématique à partir de la boucle d'hystérésis en traction-compression

Les résultats obtenus sont tracés Figure IV-2 pour les essais TCn5 et TCn8 effectués à amplitude de déformation de 0,5 % et de 0,8 % respectivement. Les valeurs obtenues en traction (1<sup>er</sup> quadrant) et en compression (3<sup>e</sup> quadrant) sont représentés. Alors que les courbes de durcissement/adoucissement montrent une phase de durcissement suivie d'un adoucissement avant stabilisation (Chapitre II), les évolutions des variables  $R + k$  et  $X$  sont monotones. L'érouissage cinématique  $X$  augmente légèrement jusqu'à stabilisation, tandis que l'érouissage isotrope  $R + k$  montre un adoucissement qui mène à stabilisation. Les valeurs stabilisées obtenues pour  $R + k$  sont quasiment les mêmes pour les deux amplitudes 0,5 et 0,8 %.

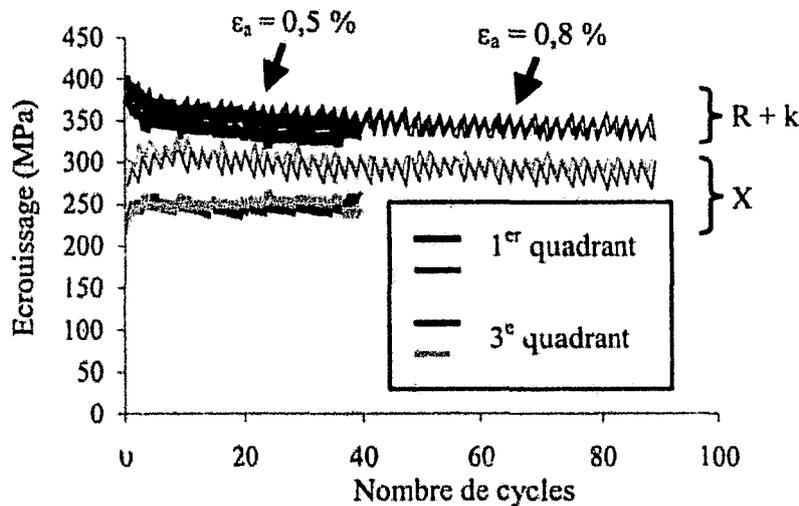


Figure IV-2 : Evolution des variables d'érouissage isotrope et cinématique au cours des cycles pendant des essais de traction-compression

Nous nous sommes appuyés sur ces observations pour identifier les différents paramètres du modèle CINL. L'érouissage cinématique  $X$  est croissant jusqu'à stabilisation tandis que l'érouissage isotrope  $R$  diminue jusqu'à stabilisation. La combinaison de ces deux érouissages, qui n'ont pas la même vitesse de stabilisation, permet l'obtention d'une courbe de durcissement/adoucissement cyclique.

➤ Base d'identification

Les paramètres du modèle CINL ont été identifiés avec les essais de traction-compression cyclique à différentes amplitudes de déformation. Les essais choisis et les numéros des cycles utilisés sont détaillés dans le Tableau IV-2. Pour chaque essai, nous avons

#### IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

utilisé le premier cycle, le cycle où l'écrouissage est maximal, un cycle intermédiaire d'adoucissement et le cycle stabilisé.

Nous avons montré au chapitre II que, dans la plage d'amplitude de déformation étudiée, aucun effet d'histoire de l'amplitude de déformation n'apparaît pour les trajets proportionnels. Nous n'avons donc pas identifié les paramètres de mémoire de l'écrouissage pour le modèle CINL.

Code des essais	type	Amplitude (%)	Déformation moyenne (%)	Numéro des cycles utilisés
TC3	traction	0,2	(0 ; 0)	1, 15, 50
TCn3	traction	0,35	(0 ; 0)	1, 2, 20, 200
TC5	traction	0,5	(0 ; 0)	1, 2, 20, 200
TC2	traction	0,8	(0 ; 0)	1, 6, 30, 300
TC13	traction	1	(0 ; 0)	1, 8, 50, 200

Tableau IV-2 : Liste des essais utilisés pour l'identification du modèle CINL

#### ➤ Objectifs de l'identification

Les caractéristiques élastiques proviennent directement des mesures ou de la littérature. Les modules d'élasticité E et G sont les modules moyens mesurés sur éprouvettes vierges,  $\nu$  est la valeur couramment mesurée pour le coefficient de Poisson des aciers inoxydables. En revanche, la limite d'élasticité k ne provient pas directement des mesures expérimentales, car nous avons montré précédemment (Chapitres II et III) combien cette valeur varie avec l'offset de déformation plastique nécessaire à sa mesure. La valeur de k a donc été identifiée pour le modèle CINL dans l'intervalle défini par les limites d'élasticité à 0,02 % et à  $2 \cdot 10^{-5}$ .

Lors de l'identification des paramètres d'un modèle donné, plusieurs objectifs peuvent être visés. On peut, bien sûr, chercher à respecter tous les points expérimentaux, mais ce but est peu réaliste, tant en terme de temps machine pour l'identification qu'en terme de capacité des modèles à prédire un comportement mécanique donné. Pour simplifier le problème, nous avons cherché à traduire au mieux la courbe de durcissement/adoucissement cyclique, et en particulier sa valeur stabilisée, ainsi que la forme de la boucle d'hystérésis stabilisée. Satisfaire aux courbes de durcissement/adoucissement cyclique pour toutes les amplitudes étudiées est difficile, nous avons donc établi des priorités : nous avons d'abord cherché à bien rendre

compte du comportement à 0,5 % d'amplitude de déformation, avant de nous intéresser au comportement aux autres amplitudes.

Pour réaliser l'identification, nous avons utilisé le logiciel SiDoLo [SiDoLo 1995]. Cet outil numérique permet la simulation de lois de comportement différentielles et l'optimisation de paramètres en minimisant une fonctionnelle dépendant de l'écart entre les variables observables expérimentales et numériques au cours du temps. C'est un outil délicat à manier car il est très sensible aux minima locaux, on ne peut donc être sûr d'avoir "la" solution, en particulier dans le cas d'un grand nombre de paramètres à identifier. Il est nécessaire d'avoir une bonne connaissance de l'influence de chaque paramètre pour avoir une valeur initiale proche de la solution et pour ne chercher à optimiser ces paramètres que sur des critères sur lesquels ils ont une influence. SiDoLo peut optimiser un jeu de paramètres de manière à simuler le mieux possible un cycle donné mais ne peut pas optimiser la courbe de durcissement/adoucissement. Le critère contrainte équivalente maximale par cycle ne peut être imposé. L'optimisation de cette courbe doit se faire à la main, en utilisant SiDoLo uniquement pour la simulation.

Nous avons d'abord cherché un jeu de paramètres  $C_1$ ,  $\gamma_1$ ,  $C_2$ ,  $\gamma_2$ ,  $\varphi_\infty$  et  $Q$  permettant d'obtenir à peu près le cycle stabilisé de chacun des essais servant à l'identification. Ensuite, nous avons modifié  $\gamma_1$ ,  $\gamma_2$ ,  $\omega$  et  $b$  afin de tenir compte de l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours des cycles, puis nous avons recommencé ces deux étapes jusqu'à arriver à une solution satisfaisante.

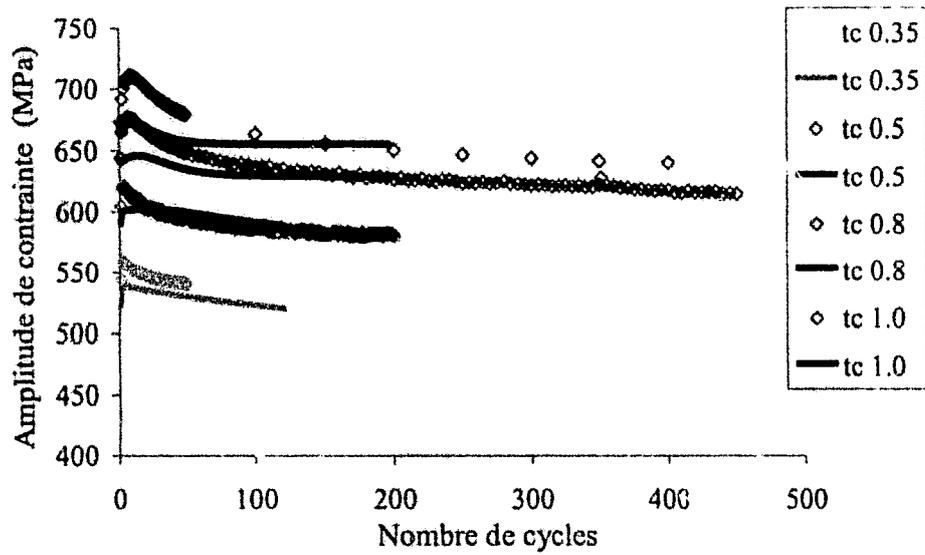
Nous avons effectué trois identifications différentes : la première (identification A) en cherchant à respecter au maximum le cycle stabilisé de chaque essai, en termes d'amplitude de contrainte et de forme de la boucle d'hystérésis, la deuxième identification (identification B) en mettant l'accent sur l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours des cycles et la troisième (identification C) en cherchant à tout combiner. Les valeurs des paramètres pour chaque identification sont données Tableau IV-3.

*IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex*

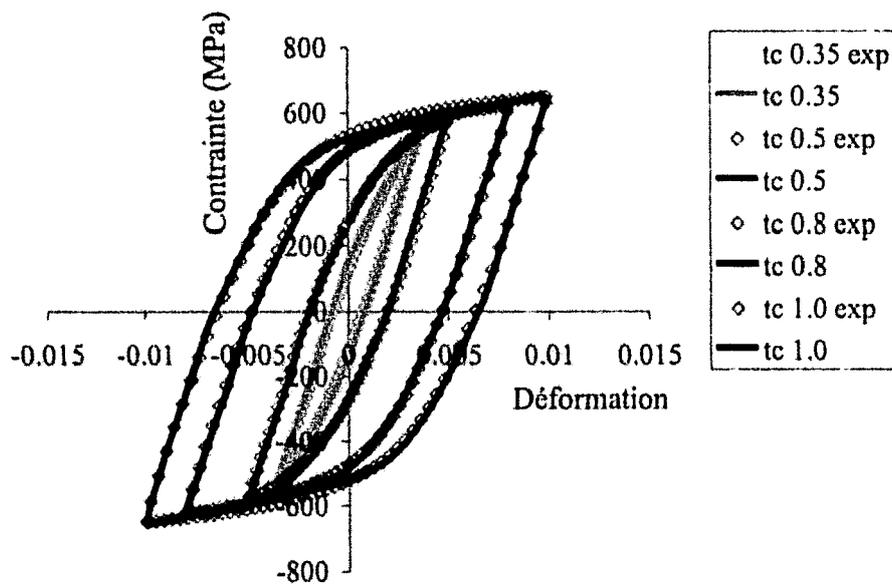
Paramètres	Identification A	Identification B	Identification C
E	190000 MPa	190000 MPa	190000 MPa
G	65000 MPa	65000 MPa	65000 MPa
$\nu$	0,3	0,3	0,3
k	390 MPa	390 MPa	390 MPa
$C_1/\gamma_1$	188,3 MPa	188 MPa	180 MPa
$\gamma_1$	1488	1950	1900
$C_2/\gamma_2$	21209 MPa	21209 MPa	21209 MPa
$\gamma_2$	0,65	0,786	0,786
$\phi_\infty$	0,728	0,728	0,728
$\omega$	5,16	12,79	12,79
b	2,658	3,8	3,2
Q	-82,5 MPa	-82,5 MPa	-84,5 MPa

*Tableau IV-3 : Valeurs des paramètres du modèle CINL pour les identifications A, B et C*

Les résultats de l'identification A sont tracés Figure IV-3, ceux de l'identification B Figure IV-4 et ceux concernant l'identification C Figure IV-5. Pour chaque identification, les courbes de durcissement/adoucissement cyclique pour chaque amplitude de déformation en traction-torsion sont présentées, ainsi que les boucles d'hystérésis sur le dernier cycle de l'identification. En traits pleins sont donnés les résultats provenant de l'identification, les résultats expérimentaux sont représentés avec des losanges.



(a)



(b)

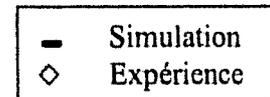
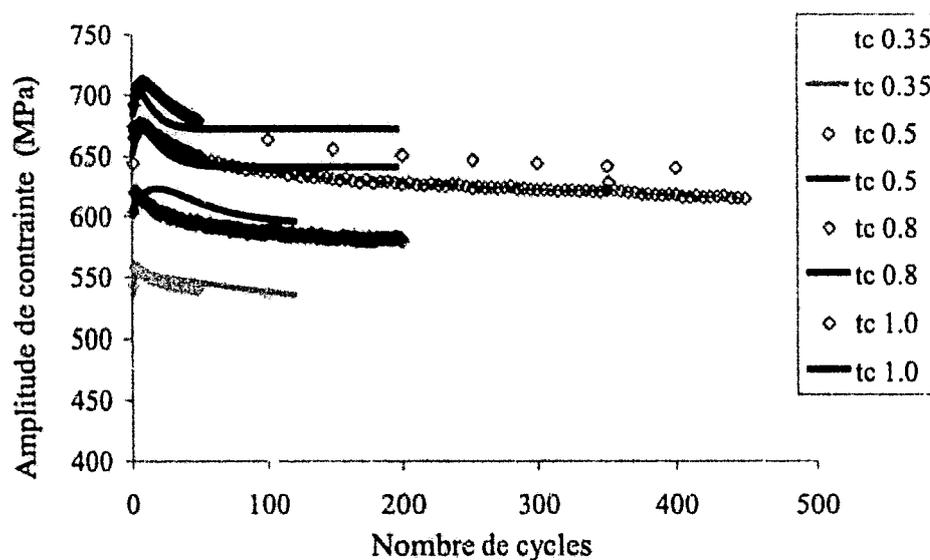


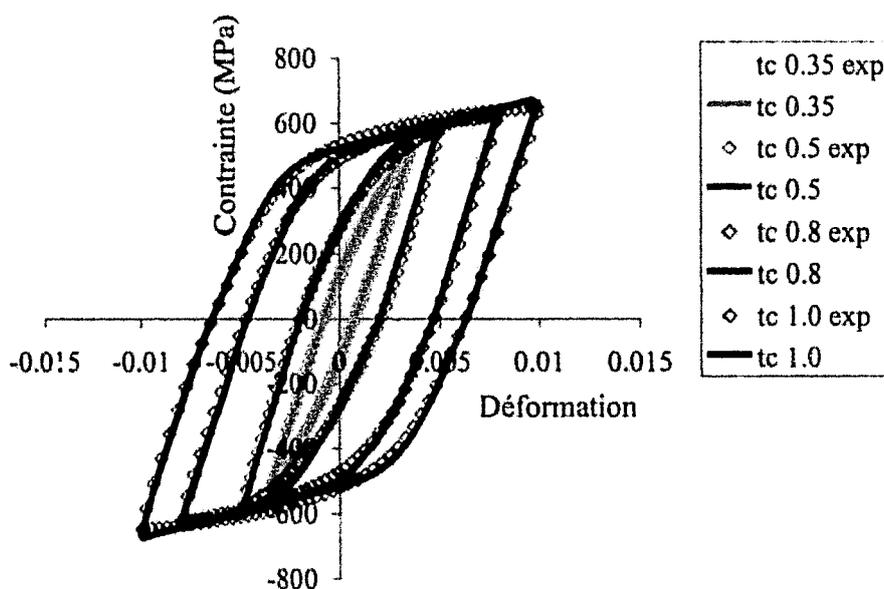
Figure IV-3 : Comparaison des résultats du modèle CINL avec les résultats expérimentaux ayant servi à l'identifier (identification A)

(a) : courbes de durcissement/adoucissement cyclique en traction-compression aux différentes amplitudes

(b) : boucles d'hystérésis sur le dernier cycle en traction-compression aux différentes amplitudes



(a)



(b)

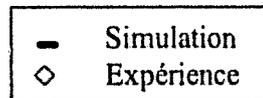


Figure IV-4 : Comparaison des résultats du modèle CINL avec les résultats expérimentaux ayant servi à l'identifier (identification B)

(a) : courbes de durcissement/adoucissement cyclique en traction-compression aux différentes amplitudes

(b) : boucles d'hystérésis sur le dernier cycle en traction-compression aux différentes amplitudes

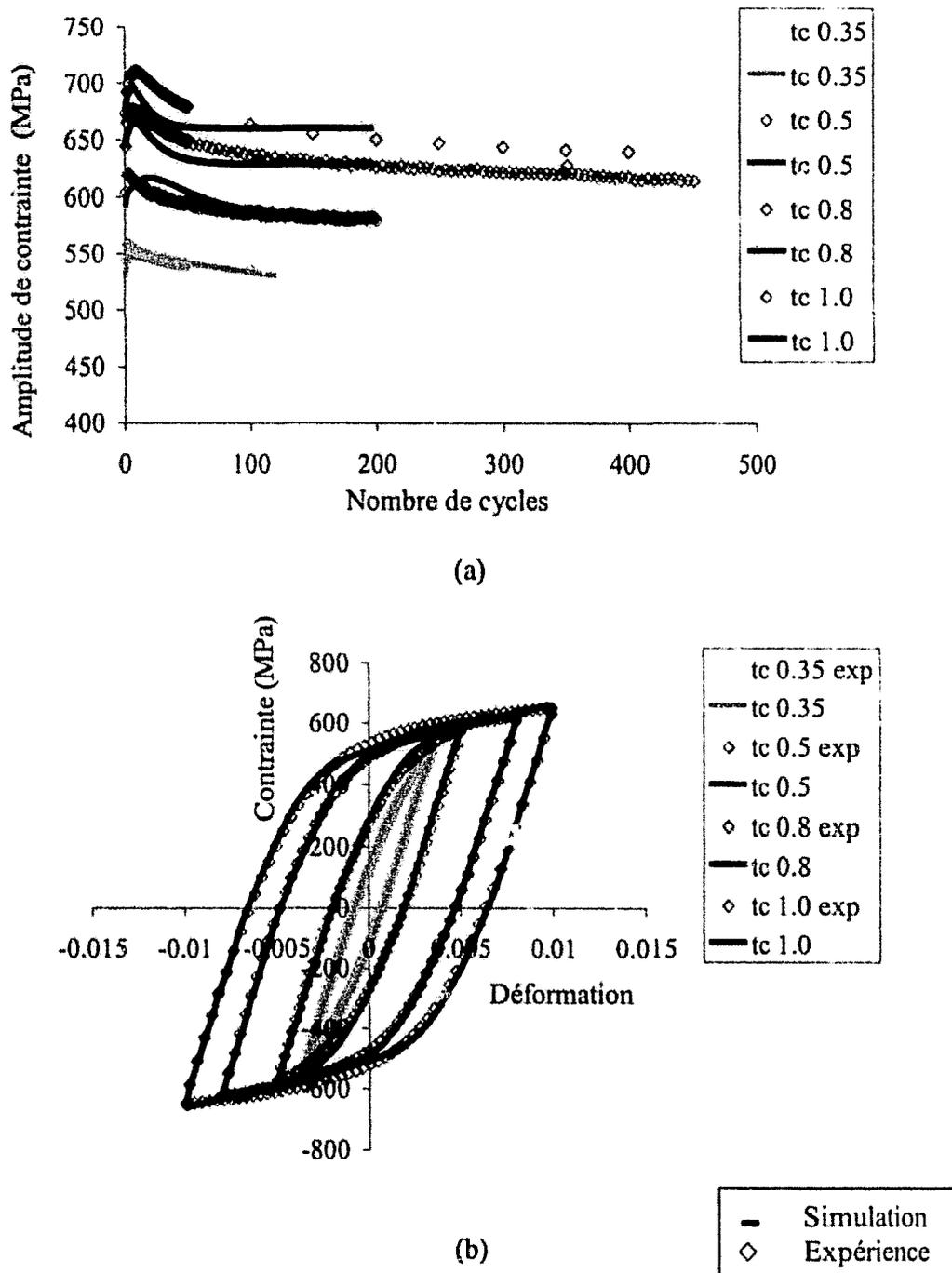


Figure IV-5 : Comparaison des résultats du modèle CINL avec les résultats expérimentaux ayant servi à l'identifier (identification C)

(a) : courbes de durcissement/adoucissement cyclique en traction-compression aux différentes amplitudes

(b) : boucles d'hystérésis sur le dernier cycle en traction-compression aux différentes amplitudes

Comme visé, l'identification A rend bien compte de la forme des boucles d'hystérésis stabilisées en traction-compression aux différentes amplitudes. La courbe de durcissement/adoucissement cyclique est, quant à elle, assez mal décrite. Le niveau stabilisé en contrainte ne correspond pas au niveau expérimental, même si la stabilisation expérimentale n'est pas complète lorsque la simulation est interrompue. Cette description est améliorée avec les identifications B et C, au détriment toutefois de la boucle d'hystérésis. On peut remarquer que lorsqu'on essaie de coller à la courbe de durcissement/adoucissement cyclique pour les grandes amplitudes de déformation, le nombre de cycles où l'amplitude de contrainte maximale apparaît à 0,5 % d'amplitude de déformation se décale vers un nombre de cycles plus important que celui observé expérimentalement. Ce phénomène est dû à la forme que revêt l'évolution des variables d'écrouissage. Celles-ci sont paramétrées en déformation plastique cumulée. Classiquement, on modélise un écrouissage qui se termine par une stabilisation, les variables d'écrouissage se saturent peu à peu avec la déformation plastique cumulée. Ici nous avons combiné les écrouissages isotrope et cinématique pour obtenir un comportement de durcissement/adoucissement comme les données expérimentales l'indiquent. C'est la somme des deux qui donne le comportement simulé, nous ne décrivons pas directement l'évolution de la contrainte.

Il semble donc que les formes classiques d'évolution de  $X$  et  $R$  que nous venons de voir ne permettent pas de décrire correctement un comportement de durcissement/adoucissement cyclique à différentes amplitudes.

#### Confrontation modèle – base expérimentale

Nous comparons ici les résultats provenant des trois identifications A, B et C avec des résultats expérimentaux n'ayant pas servi à l'identification. Tous les essais ne sont pas représentés ici, nous nous intéressons aux observations les plus marquantes : courbe de traction (essai Trac2), effet d'amplitude (essai TC1), effet de mémoire de l'amplitude (essai TC4), relaxation de la contrainte moyenne sous chargement non-symétrique (essai TC5) et résultats d'essais multiaxiaux (torsion : essai TA3, cercle : essai TTC1, carré : essai TTC4, trèfle : essai TTC6, sablier : essai TTC3).

De plus, un bilan est fait, Figure IV-9, donnant l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé pour les différents trajets et amplitudes testés expérimentalement, simulés avec l'identification C.

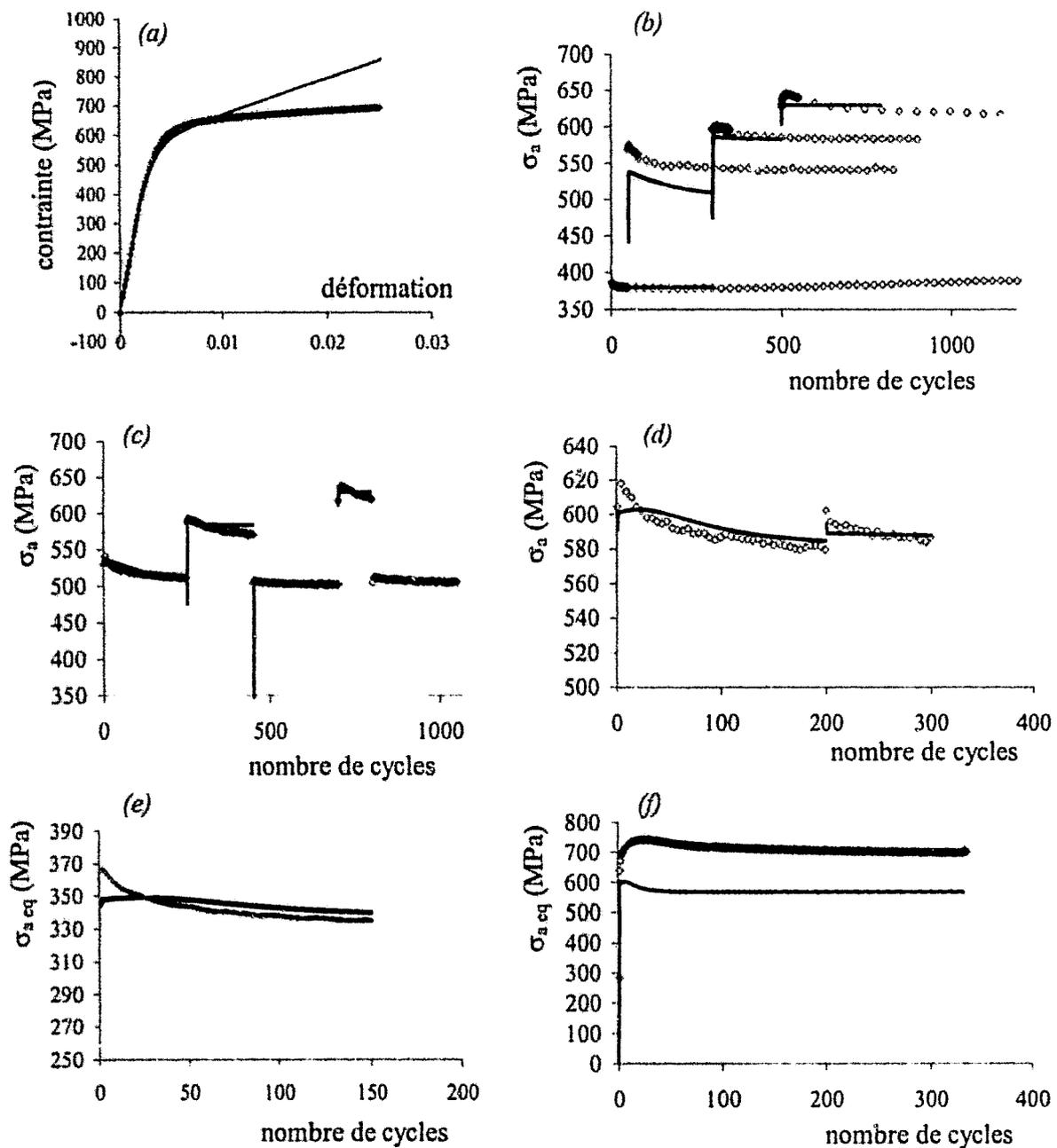


Figure IV-6 : Comparaison des résultats du modèle CINL avec les résultats expérimentaux n'ayant pas servi à l'identifier (identification A)

(a) : courbe de traction monotone (Trac2)

Courbes de durcissement/adoucissement cyclique :

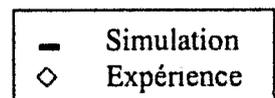
(b) : amplitude croissante (TC1)

(c) : histoire en amplitude (TC4)

(d) : histoire en déformation moyenne (TC5)

(e) : torsion alternée (TA3)

(f) : trajet cercle (TTC1)



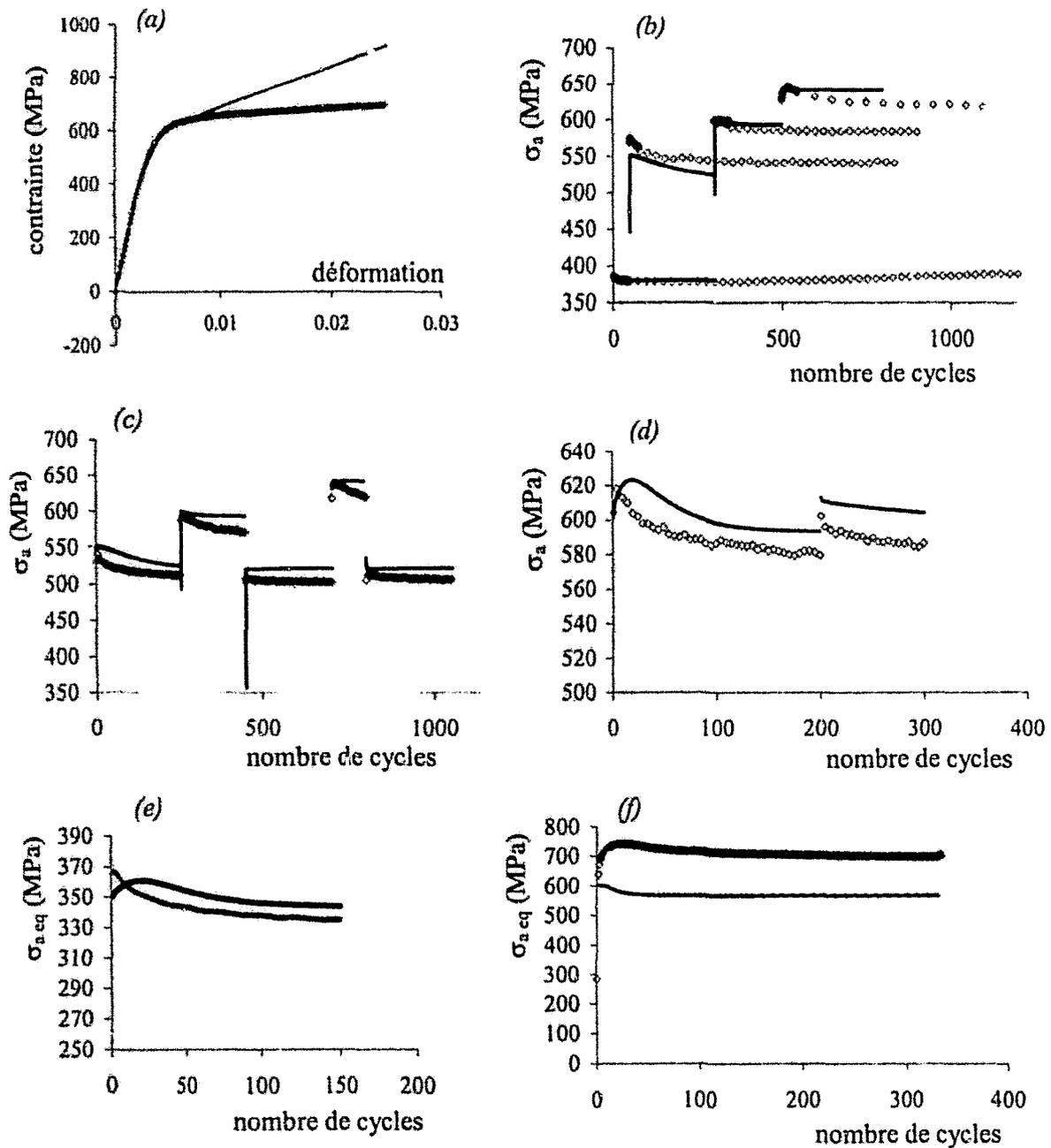


Figure IV-7 : Comparaison des résultats du modèle CINL avec les résultats expérimentaux n'ayant pas servi à l'identifier (identification B)

(a) : courbe de traction monotone (Trac2)

Courbes de durcissement/adoucissement cyclique :

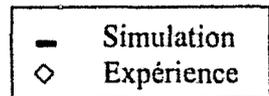
(b) : amplitude croissante (TC1)

(c) : histoire en amplitude (TC4)

(d) : histoire en déformation moyenne (TC5)

(e) : torsion alternée (TA3)

(f) : évolution de l'amplitude de contrainte pour un trajet cercle (TTC1)



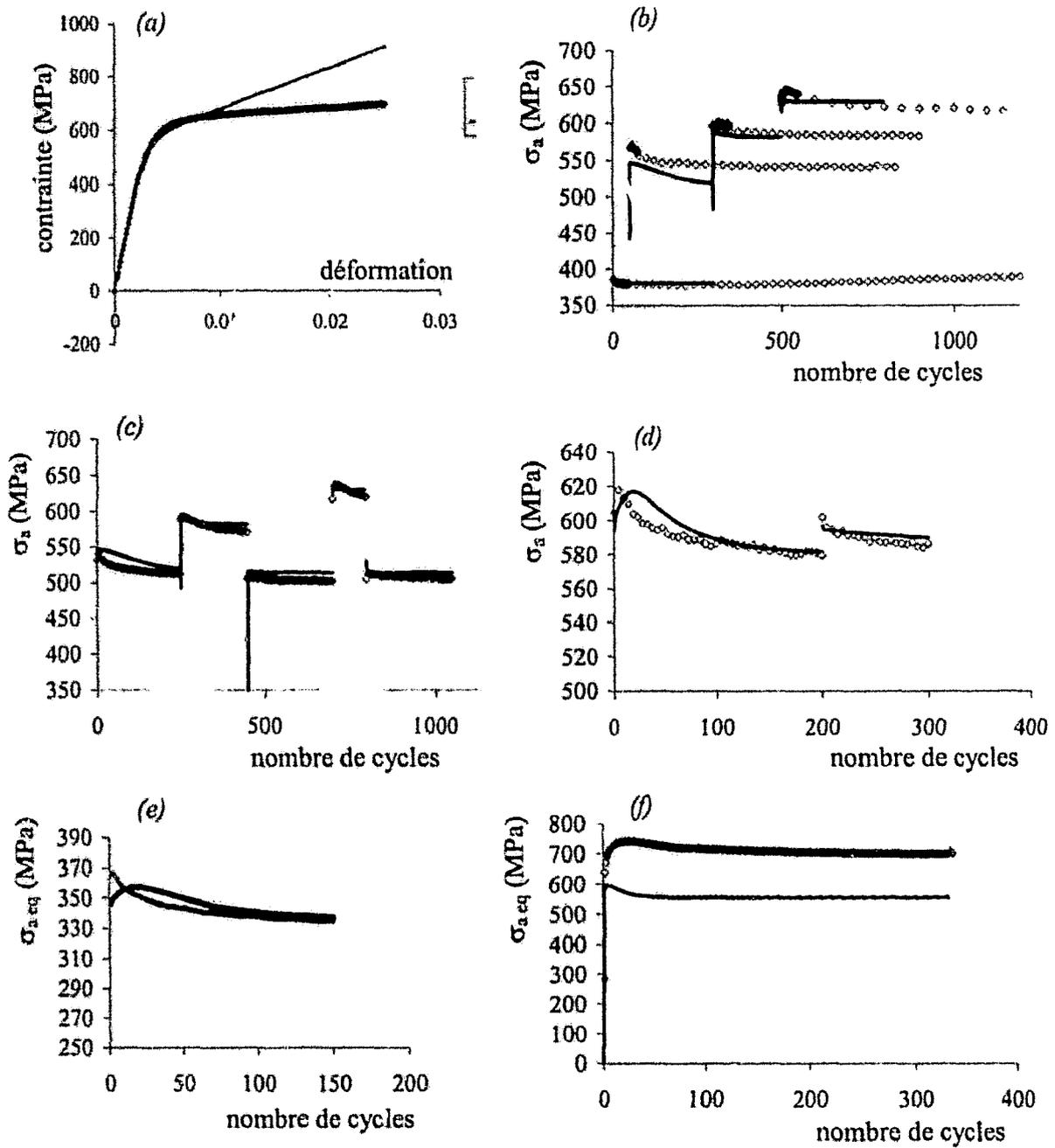


Figure IV-8 : Comparaison des résultats du modèle CINL avec les résultats expérimentaux n'ayant pas servi à l'identifier (identification  $\diamond$ )

(a) : courbe de traction monotone (Trac2)

Courbes de durcissement/adoucissement cyclique :

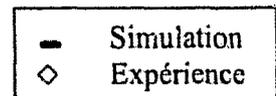
(b) : amplitude croissante (TC1)

(c) : histoire en amplitude (TC4)

(d) : histoire en déformation moyenne (TC5)

(e) : torsion alternée (TA3)

(f) : évolution de l'amplitude de contrainte pour un trajet cercle (TTC1)



La courbe de traction est décrite correctement jusqu'à environ 1 % de déformation, ensuite les trois identifications surestiment largement le niveau de contrainte (Figure IV-6 a). L'effet d'amplitude est bien décrit par le modèle CINL (Figure IV-6 b), nonobstant la dispersion expérimentale observée sur le palier à 0,35 % d'amplitude de l'essai TC1. Expérimentalement, nous n'avons pas constaté d'effet d'histoire en amplitude en traction-compression sur l'essai TC4, le modèle CINL décrit bien le comportement observé (Figure IV-6 c). L'identification B donne de moins bons résultats car l'amplitude de contrainte stabilisée ne respecte pas les valeurs expérimentales. En ce qui concerne l'histoire en déformation moyenne, les identifications A et C décrivent la courbe de durcissement/adoucissement cyclique (Figure IV-6 d). Le modèle CINL permet de simuler correctement les essais effectués en torsion (Figure IV-6 e, Figure IV-9). Comme prévu, la réponse à un trajet non-proportionnel est largement sous-estimée par le modèle CINL quelle que soit l'identification (Figure IV-6 f, Figure IV-9) puisqu'il donne approximativement la même amplitude de contrainte équivalente sur le cycle stabilisé pour un trajet proportionnel et un trajet non-proportionnel.

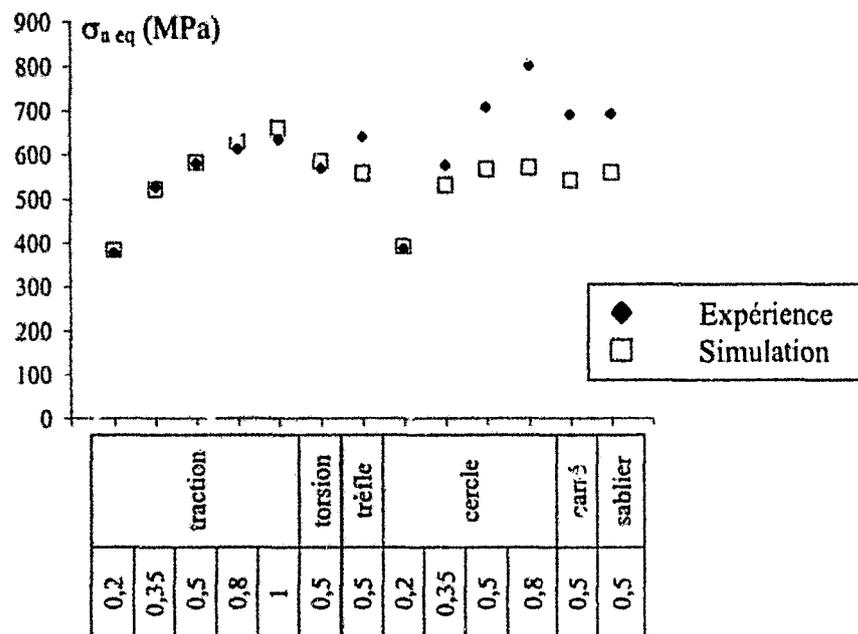


Figure IV-9 : Bilan des capacités de simulation du modèle CINL en fonction du trajet de chargement et de l'amplitude de déformation imposée (identification C)

L'identification C est celle qui offre le meilleur compromis entre niveau de contrainte et évolution de l'amplitude de contrainte au cours des cycles, c'est celle que nous garderons comme base de travail pour les modèles phénoménologiques qui suivent.

Le modèle CINL permet de décrire les boucles d'hystérésis stabilisées et la courbe de traction monotone pour une déformation inférieure à 1 %. La courbe de durcissement/adoucissement cyclique est décrite en additionnant un adoucissement isotrope à un écrouissage cinématique. On ne parvient pas à décrire son évolution à toutes les amplitudes. Le modèle permet de rendre compte de l'effet d'amplitude, mais pas du sur-écrouissage sous sollicitations non-proportionnelles.

Pour améliorer la prise en compte de la non-proportionnalité du chargement sur l'écrouissage cyclique, différents modèles ont été mis en place. Les modèles présentés ici modifient l'évolution de l'écrouissage en intégrant une dépendance à la non-proportionnalité du chargement. Plus le trajet est non-proportionnel, et nous verrons comment cette non-proportionnalité est définie, plus l'écrouissage s'accroît. La dépendance à la non-proportionnalité du chargement porte soit sur l'écrouissage isotrope pour les deux premiers modèles, soit sur l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique pour le troisième.

Le premier modèle est le modèle développé par Benallal et Marquis [Benallal 1987] et modifié par Calloch [Calloch 1997]. Il définit un paramètre de non-proportionnalité qui ne conditionne que la valeur asymptotique de la variable d'écrouissage isotrope sans hypothèse sur le trajet le plus durcissant.

Le second modèle a été développé par Tanaka [Tanaka 1994]. On y trouve un autre paramètre de non-proportionnalité modifiant l'écriture de l'écrouissage isotrope, le trajet circulaire n'est pas considéré comme le plus durcissant.

Le troisième modèle est une modification du premier effectuée par Abdul-Latif, Clavel et al. [Abdul-Latif 1994]. Il considère que la non-proportionnalité du chargement influe non seulement sur l'écrouissage isotrope mais aussi sur l'écrouissage cinématique.

Les modèles présentés ci-dessous et permettant de prendre en compte le sur-écrouissage sont basés sur le modèle CINL. Ils sont en quelque sorte le prolongement de celui-

ci. Nous avons alors décidé de garder la partie permettant de simuler les essais proportionnels telle qu'identifiée au § IV-2.2 (identification C) et d'ajouter à celle-ci des variables d'écrouissage dépendant de la non-proportionnalité du chargement. Cette méthode permet d'écrire un modèle par "blocs", le modèle pouvant fonctionner en mode dégradé avec les premiers blocs seulement.

### IV-3 Modèle de Benallal et Marquis modifié par Calloch (NPLMT)

Le modèle présenté ici a été écrit par Benallal A. et Marquis D. [Benallal 1987] puis modifié par Calloch S. [Calloch 1997] au Laboratoire de Mécanique et Technologie de l'ENS de Cachan. Dans sa première version le trajet circulaire était considéré comme étant le plus durcissant, hypothèse qui a été infirmée par des essais ensuite [Pilvin 1990], [Feaugas 1994], [Calloch 1997]. Par rapport au modèle cinématique non-linéaire CINL, l'expression de la variable d'écrouissage isotrope varie tandis que les variables d'écrouissage cinématique restent identiques.

#### IV-3.1 Présentation du modèle NPLMT

Lors d'un trajet proportionnel, tous les tenseurs  $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ ,  $\underline{\underline{s}}$ ,  $\underline{\underline{X}}$ ,  $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p$ ,  $\underline{\underline{\dot{s}}}$ ,  $\underline{\underline{\dot{X}}}$  restent colinéaires, tandis que pendant un trajet non-proportionnel, ils prennent des orientations différentes. L'idée est d'utiliser l'angle entre deux de ces tenseurs comme paramètre de la non-proportionnalité.

$$A = 1 - \cos^2 \alpha \quad \text{Eq. IV-49}$$

où A est le paramètre de non-proportionnalité et  $\alpha$  l'angle entre les deux tenseurs. Pour un trajet proportionnel, A vaut obligatoirement 0, alors que dans le cas d'un trajet non-proportionnel, A sera compris entre 0 et 1.

Benallal a testé comme paramètre l'angle entre  $\underline{\underline{s}}$  et  $\underline{\underline{\dot{s}}}$ , celui entre  $\underline{\underline{\dot{s}}}$  et  $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p$  ainsi que l'angle entre  $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$  et  $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p$ , et l'angle entre  $\underline{\underline{X}}$  et  $\underline{\underline{\dot{X}}}$  [Benallal 1989]. Tous ces paramètres ont le

IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

---

même comportement pour des trajets circulaires. L'essai en escalier à 128 marches permet par contre de discriminer ces angles grâce à une progression continue du degré de non-proportionnalité. Il faut noter que c'est un essai pour lequel le durcissement est très proche de celui obtenu sous chargement proportionnel, A sera alors faible. Les deux premiers paramètres cités sont sensibles aux variations de déformation élastique, A est proche de 1, ces angles doivent donc être éliminés. Le troisième paramètre est sensible à la valeur moyenne de la déformation plastique et ne peut donc être retenu. Le paramètre choisi est l'angle entre les 2 tenseurs  $\underline{X}$  et  $\underline{\dot{X}}$ , il n'est sensible ni aux variations élastiques ni à la déformation moyenne.

$$\cos^2 \alpha = \frac{(\underline{X}:\underline{\dot{X}})^2}{(\underline{X}:\underline{X})(\underline{\dot{X}}:\underline{\dot{X}})} \quad \text{Eq. IV-50}$$

Où a toujours

$$\dot{R} = b(Q-R)\dot{p} \quad \text{Eq. IV-51}$$

La nouvelle écriture de l'écroutissage isotrope fait varier sa valeur asymptotique avec le paramètre de non-proportionnalité.

$$\dot{Q} = D(A)(Q_{AS}(A) - Q)\dot{p} \quad \text{Eq. IV-52}$$

D(A) paramètre la vitesse de Q.

$$D(A) = (d-f)A + f \quad \text{Eq. IV-53}$$

où d et f sont des paramètres du matériau.

$Q_{AS}$  est la valeur asymptotique de Q.

$$Q_{AS}(A) = \frac{gAQ_{\infty} + (1-A)Q_0}{gA + 1 - A} + Q_i \left( A^n(1-A) + A^n \right) \quad \text{Eq. IV-54}$$

$Q_0$  est la valeur asymptotique de R pour un trajet proportionnel et  $Q_{\infty}$  est la valeur asymptotique de R pour un trajet circulaire.  $Q_i$ , g et n sont des paramètres du matériau. Ils permettent de fixer la valeur asymptotique de R pour des valeurs intermédiaires de A.

Pour le modèle CINL, nous avons utilisé un adoucissement isotrope afin de décrire la courbe de durcissement/adoucissement cyclique du matériau. En multiaxial aussi, on observe

#### IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

---

un adoucissement. Un adoucissement sur la variable isotrope est donc toujours nécessaire. L'écroutissage isotrope est alors composé de deux écroutissages :  $R_1$  permet de décrire le sur-écroutissage lié aux trajets non-proportionnels et  $R_2$  l'adoucissement cyclique du matériau.

$$R = R_1 + R_2 \quad \text{Eq. IV-55}$$

$$\text{avec } \dot{R}_1 = b_1 (Q_1 - R_1) \dot{p} \quad \text{et} \quad \dot{R}_2 = b_2 (Q_2 - R_2) \dot{p} \quad \text{Eq. IV-56}$$

$b_1$  est une constante. L'évolution de  $Q_2$  s'exprime en fonction de  $A$  selon les équations IV-52 à 54.

$$\dot{Q}_2 = D(A)(Q_{AS}(A) - Q_2) \dot{p} \quad \text{Eq. IV-57}$$

Les équations du modèle sont rappelées dans le Tableau IV-4.

	Paramètres
<p>• <b>Loi de Hooke</b></p> $\underline{\underline{\varepsilon}}^c = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\sigma}}$	Elasticité E, ν, G
<p>• <b>Domaine d'élasticité</b></p> $f(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{R}}, \underline{\underline{X}}) = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - R - k$ <p>avec <math>J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}})}</math> et <math>\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{1}}</math></p>	Plasticité k
<p>• <b>Loi de normalité</b></p> $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \dot{\lambda} \underline{\underline{n}}$ <p>où <math>\underline{\underline{n}} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})}</math> et <math>\dot{p} = \dot{\lambda} = \sqrt{\frac{2}{3}} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p</math></p>	
<p>• <b>Lois d'évolution</b></p> $\underline{\underline{X}} = \sum_i \underline{\underline{X}}_i \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\dot{X}}}_i = \frac{2}{3} C_i \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p - \gamma_i \varphi(p) \dot{p} \underline{\underline{X}}_i$ <p>avec <math>\varphi(p) = \varphi_\infty + (1 - \varphi_\infty) e^{-\omega p}</math></p> <p><math>R = R_1 + R_2</math> avec <math>\dot{R}_1 = b_1 (Q_1 - R_1) \dot{p}</math> et <math>\dot{R}_2 = b_2 (Q_2 - R_2) \dot{p}</math></p> <p><math>\dot{Q}_2 = D(A)(Q_{AS}(A) - Q_2) \dot{p}</math></p> <p>avec <math>D(A) = (d-f)A + f</math></p> $Q_{AS}(A) = \frac{gA Q_\infty + (1-A) Q_0}{gA + 1 - A} + Q_i \left( A^n (1-A) + A^n \right)$ <p><math>A = 1 - \cos^2 \alpha</math></p> $\cos^2 \alpha = \frac{(\underline{\underline{X}} : \underline{\underline{\dot{X}}})^2}{(\underline{\underline{X}} : \underline{\underline{X}})(\underline{\underline{\dot{X}}} : \underline{\underline{\dot{X}}})}$	<p>Ecrouissage cinématique <math>C_i, \gamma_i, \omega, \varphi_\infty</math></p> <p>Ecrouissage isotrope <math>b_1, b_2, Q_1, Q_{AS}, d, f, g, Q_\infty, Q_0, Q_i, n</math></p>
<p>• <b>Critères de charge et de décharge</b></p> <p>Si <math>f = 0</math> et <math>\dot{f} = 0</math>, alors <math>\dot{p} = \frac{1}{h} \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{\dot{\sigma}}}</math></p> <p>avec <math>h = \sum_i C_i - \varphi(p) \sum_i \gamma_i \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{X}}_i - \sum_i b_i (\gamma_i - R_i)</math></p> <p>sinon <math>\dot{p} = 0</math></p>	

Tableau IV-4 : Equations du modèle NPLMT

### IV-3.2 Identification du modèle NPLMT

Comme pour l'identification du modèle CINL, le logiciel SiDoLo a été utilisé.

➤ Base d'identification

Les cycles utilisés pour l'identification sont donnés Tableau IV-5.

Nous conservons les valeurs des paramètres  $E$ ,  $\nu$ ,  $G$ ,  $k$ ,  $C_1$ ,  $C_2$ ,  $\gamma_1$ ,  $\gamma_2$ ,  $\omega$ ,  $\varphi_{\infty}$ ,  $b_1$ ,  $Q_1$  identifiés pour le modèle CINL. Les paramètres  $g$ ,  $Q_0$ ,  $Q_{\infty}$ ,  $Q_i$  et  $n$  sont identifiés sur les cycles stabilisés des différents trajets non-proportionnels.  $b_2$  et  $d$  sont identifiés sur les phases de durcissement des essais, tandis que  $f$  l'est sur la phase d'adoucissement lors du passage du trajet cercle à un trajet torsion (essai TTC7). Nous avons comparé dans ce cas les contraintes maximales obtenues sur les 400 premiers cycles.

La valeur asymptotique  $Q_2$  de l'écrouissage isotrope dépendant de la non-proportionnalité du chargement est fonction de  $\Delta$  et de  $A$  seul. Cette expression ne prend pas en compte le fait que le sur-écrouissage augmente avec l'amplitude de chargement imposée. L'effet d'amplitude est alors pris en compte uniquement par l'écrouissage cinématique. En conséquence, nous avons identifié les paramètres décrivant le sur-écrouissage avec des essais effectués à 0,5 % d'amplitude de déformation, toujours dans l'objectif de bien décrire ce qui se passe à 0,5 % d'amplitude de déformation. Nous simulerons par la suite les essais effectués à d'autres amplitudes de déformation (0,35 % et 0,8 %).

Code des essais	Trajet	Amplitude (%)	Déformation moyenne (%)	Numéro des cycles utilisés
TC3	traction	0,2	(0 ; 0)	1, 15, 50
TCn3	traction	0,35	(0 ; 0)	1, 2, 20, 200
TC5	traction	0,5	(0 ; 0)	1, 2, 20, 200
TC2	traction	0,8	(0 ; 0)	1, 6, 30, 300
TC13	traction	1	(0 ; 0)	1, 8, 50, 200
TA3	torsion	0,5	(0 ; 0)	1, 2, 20, 150
TTC6	trèfle	0,5	(0 ; 0)	1, 15, 30, 150
TTC1	cercle	0,5	(0 ; 0)	1, 10, 25, 60, 330
TTC4	carré	0,5	(0 ; 0)	1, 8, 17, 45, 100
TTC3	sablier	0,5	(0 ; 0)	1, 10, 25, 78, 206
TTC7	torsion	0,5	(0 ; 0)	-
	trèfle			-
	torsion			-
	cercle			-
	torsion			$\sigma_{max}$ pendant 400 cycles

Tableau IV-5 : Liste des essais utilisés pour l'identification du modèle NPLMT

➤ Résultats de l'identification du modèle NPLMT

Les valeurs des paramètres retenues sont données Tableau IV-6 et les résultats de l'identification Figure IV-10. Sur cette figure sont représentées les réponses en contrainte sur le cycle stabilisé pour les trajets cercle, sablier, carré et trèfle ainsi que la courbe de durcissement/adoucissement cyclique sur un trajet cercle et sur un trajet torsion consécutif à un trajet cercle. Seuls quelques cycles ont été représentés pour l'essai cercle. De plus, un bilan est fait, Figure IV-11, donnant l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé pour les différents trajets et amplitudes testés expérimentalement, simulés avec le modèle NPLMT.

E	190000 MPa	$b_1$	3,2
G	65000 MPa	$Q_1$	-84,5 MPa
$\nu$	0,3	$b_2$	30
k	390 MPa	g	0,157
$C_1/\gamma_1$	180 MPa	$Q_0$	0 MPa
$\gamma_1$	190	$Q_\infty$	150 MPa
$C_2/\gamma_2$	21209 MPa	$Q_1$	946 MPa
$\gamma_2$	0,7857	n	18
$\phi_\infty$	0,728	d	150
$\omega$	12,79	f	2,8

Tableau IV-6 : Valeurs des paramètres du modèle NPLMT

• Comparaison des résultats avec les résultats expérimentaux

Pour les essais proportionnels, les résultats sont identiques à ceux obtenus avec l'identification C du modèle CINL.

La forme et l'amplitude des réponses dans le plan des contraintes pour les différents trajets non-proportionnels est bien respectée (Figure IV-10 a à d, Figure IV-11). L'écart sur l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé entre valeur simulée et valeur expérimentale est inférieure à 22 MPa à 0,5 % d'amplitude de déformation imposée.

Les courbes de durcissement/adoucissement cyclique sont bien représentées, tant sur éprouvette vierge (Figure IV-10 e), que sur un palier proportionnel consécutif à un palier non-proportionnel (Figure IV-10 f). la stabilisation est cependant plus rapide pendant la phase d'adoucissement que celle qu'on observe expérimentalement.

IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

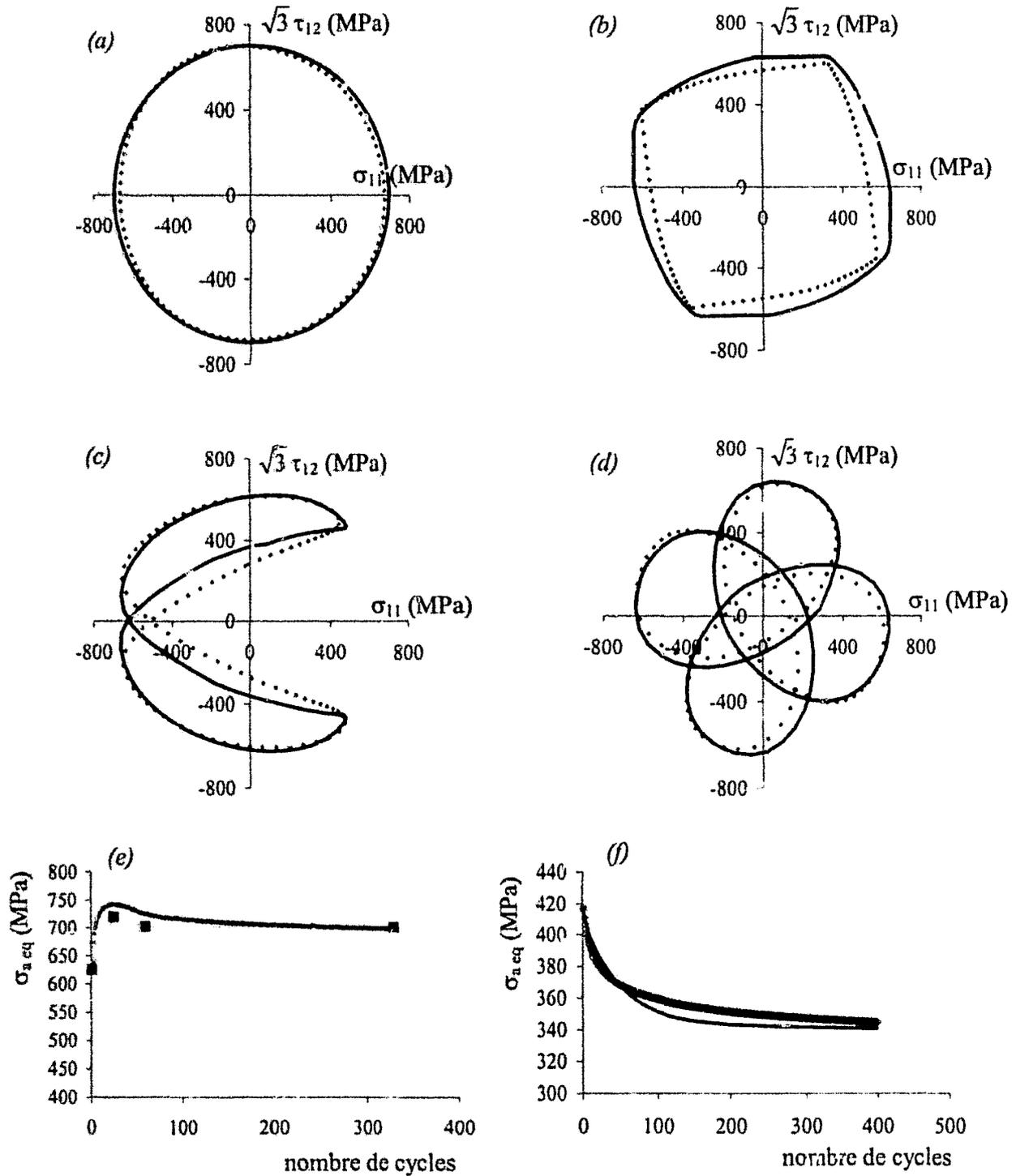
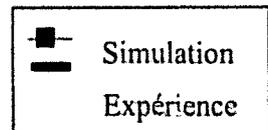


Figure IV-10 : Comparaison des résultats au modèle NPLMT avec les résultats expérimentaux ayant servi à l'identifier

Réponse en contrainte sur le cycle stabilisé :

- (a) : cercle (TTC1)    (b) : carré (TTC4)  
 (c) : sablier (TTC3)    (d) : trèfle (TTC6)



Courbes de durcissement/adoucissement cyclique :

- (e) : trajet cercle (TTC1)  
 (f) : trajet torsion consécutif à un trajet cercle (TTC7)

- Confrontation modèle – base expérimentale

La Figure IV-11 donne un bilan sur les capacités prédictives du modèle NPLMT pour l'acier étudié, en terme d'amplitude de contrainte sur le cycle stabilisé pour les différents trajets et amplitudes testés expérimentalement.

Le modèle NPLMT a été identifié sur les essais de traction-compression à toutes les amplitudes et sur les essais à 0,5 % d'amplitude de déformation pour les trajets non-proportionnels. On constate, Figure IV-11, qu'il ne rend pas bien compte de la dépendance du sur-écrouissage en fonction de la déformation imposée. Pour les amplitudes supérieures ou égales à 0,35 %, la valeur du sur-écrouissage est de  $100 \pm 20$  MPa, alors qu'expérimentalement, elle varie progressivement de 50 à 190 MPa.

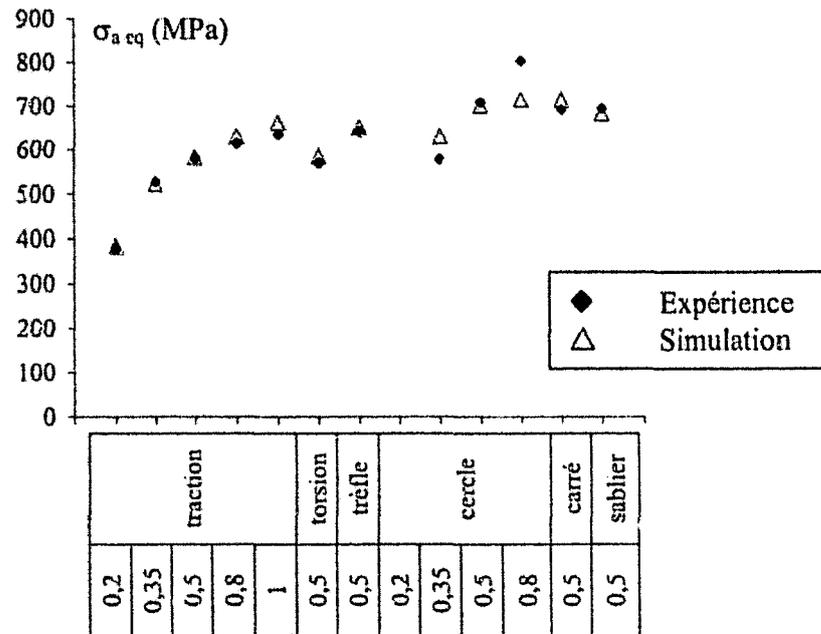


Figure IV-11 : Bilan des capacités de simulation du modèle NPLMT en fonction du trajet de chargement et de l'amplitude de déformation imposée

Après avoir réalisé l'identification, nous avons simulé des essais n'ayant pas servi à l'identification des paramètres. Nous présentons Figure IV-12 les résultats des simulations des essais TTC5 (cercle à 0,35-0,5-0,35-0,8-0,35 % d'amplitude de déformation), TTC7 (torsion-trèfle-torsion-cercle-torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation) et TTC4 (carré-trèfle-sablier-torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation). Seuls certains cycles ont été représentés pour les trajets trèfle, cercle, carré et sablier.

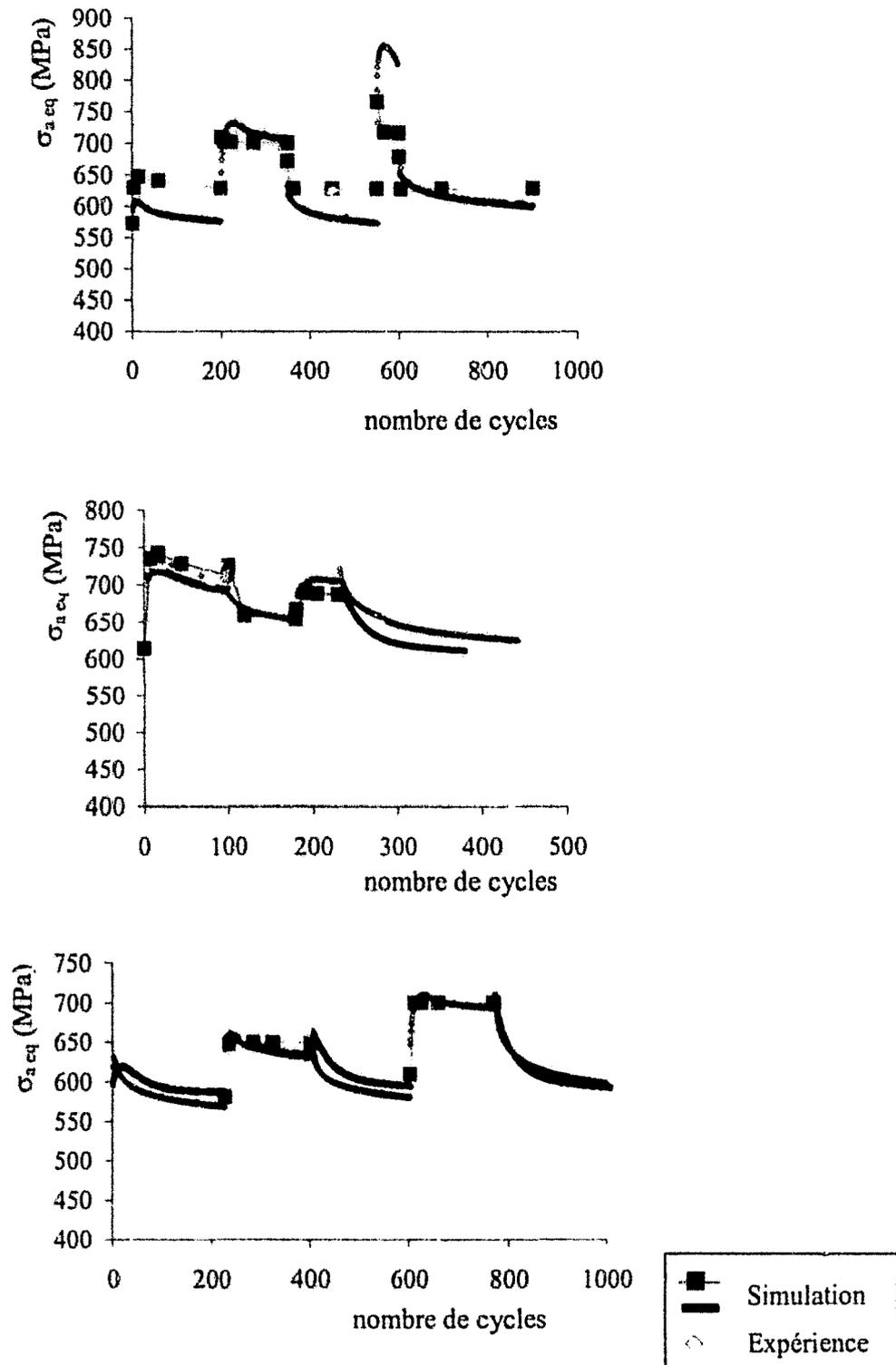


Figure IV-12 : Comparaison des résultats du modèle NPLMT avec des résultats expérimentaux n'ayant pas servi à l'identifier  
 (a) : séquence 0,35-0,5-0,35-0,8-0,35 % d'amplitude de déformation avec un trajet cercle (TTC5)  
 (b) : séquence carré-trèfle-sablé-torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation (TTC4)  
 (c) : séquence torsion-trèfle-torsion-cercle-torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation (TTC7)

La simulation de l'essai TTC5 confirme le résultat annoncé plus haut, à savoir que l'on ne parvient pas à simuler correctement les niveaux d'amplitude de contrainte pour un trajet non-proportionnel lorsque l'amplitude de déformation varie. Les autres résultats montrent une bonne capacité du modèle à prédire le durcissement et l'adoucissement obtenus expérimentalement, fonction des trajets imposés.

### IV-3.3 Prise en compte du préécrouissage

Expérimentalement, nous avons observé un effet d'histoire de l'amplitude de déformation maximale sur un essai mené avec un trajet cercle (essai TTC5, chapitre II). La démarche développée par Chaboche [Chaboche 1979] sur la mémoire de la déformation plastique maximale s'avère donc tout indiquée (§ IV-2.1).

Il faut alors redéfinir la valeur stabilisée  $Q$  de l'écrouissage isotrope, comme somme d'un terme caractéristique de l'influence de la non-proportionnalité et d'un terme caractéristique de l'effet de mémoire de la déformation plastique.

$$Q = Q_2 + Q_3 \quad \text{Eq. IV-58}$$

$$\dot{Q}_2 = D(A)(Q_{AS}(A) - Q_2)\dot{p} \quad \text{Eq. IV-59}$$

$$\dot{Q}_3 = 2\mu(Q_{\max} - Q_3)\dot{q} \quad \text{Eq. IV-60}$$

Les nouvelles équations sont décrites dans le Tableau IV-7.

	Paramètres
<p>• <b>Loi de Hooke</b></p> $\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\sigma}}$	<p>Elasticité</p> <p>E, ν, G</p>
<p>• <b>Domaine d'élasticité</b></p> $f(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{R}}, \underline{\underline{X}}) = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - R - k$ <p>avec <math>J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}})(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}})}</math> et <math>\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3}(\text{tr}\underline{\underline{\sigma}})\underline{\underline{1}}</math></p>	<p>Plasticité</p> <p>k</p>
<p>• <b>Loi de normalité</b></p> $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \dot{\lambda} \underline{\underline{n}}$ <p>où <math>\underline{\underline{n}} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})}</math> et <math>\dot{p} = \dot{\lambda} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p}</math></p>	
<p>• <b>Lois d'évolution</b></p> $\underline{\underline{X}} = \sum_i \underline{\underline{X}}_i \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\dot{X}}}_i = \frac{2}{3} C_i \dot{\varepsilon}^p - \gamma_i \varphi(p) \dot{p} \underline{\underline{X}}_i$ <p>avec <math>\varphi(p) = \varphi_\infty + (1 - \varphi_\infty) e^{-\omega p}</math></p> <p><math>R = R_1 + R_2</math> avec <math>\dot{R}_1 = b_1 (C_1 - R_1) \dot{p}</math> et <math>\dot{R}_2 = b_2 (Q - R_2) \dot{p}</math></p> <p><math>Q = Q_2 + Q_3</math> et <math>\dot{Q}_2 = D(A)(Q_{AS}(A) - Q_2) \dot{p}</math></p> <p>avec <math>D(A) = (d - f)A + f</math></p> $Q_{AS}(A) = \frac{gA Q_\infty + (1 - A)Q_0}{gA + 1 - A} + Q_i \left( A^n (1 - A) + A^n \right)$ $A = 1 - \cos^2 \alpha \quad \text{et} \quad \cos^2 \alpha = \frac{(\underline{\underline{X}} : \underline{\underline{X}})^2}{(\underline{\underline{X}} : \underline{\underline{X}})(\underline{\underline{X}} : \underline{\underline{X}})}$	<p>Ecrouissage cinématique</p> <p><math>C_1, \gamma_1, C_2, \gamma_2, \omega, \varphi_\infty</math></p> <p>Ecrouissage isotrope</p> <p><math>b_1, b_2, Q_1, d, f, g, Q_\infty, Q_0, Q_i, n</math></p>
<p><b>Mémoire de la déformation plastique</b></p> $\dot{Q}_3 = 2\mu(Q_{\max} - Q_3) \dot{q} \quad \text{avec} \quad Q_3(0) = Q_{30}$ $F = \frac{2}{3} J_2(\underline{\underline{\varepsilon}}^p - \underline{\underline{\zeta}}) - q \leq 0$ $\dot{q} = \eta H(F) \langle \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{n}}^* \rangle \dot{p} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\zeta}} = \sqrt{\frac{3}{2}} (1 - \eta) H(F) \langle \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{n}}^* \rangle \underline{\underline{n}}^* \dot{p}$ <p>avec <math>H(F) = \begin{cases} 1 &amp; \text{si } F &gt; 0 \\ 0 &amp; \text{si } F &lt; 0 \end{cases}</math>     <math>\underline{\underline{n}} = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})}</math>     <math>\underline{\underline{n}}^* = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\underline{\underline{\varepsilon}}^p - \underline{\underline{\zeta}}}{J_2(\underline{\underline{\varepsilon}}^p - \underline{\underline{\zeta}})}</math></p>	<p>Mémoire de l'amplitude</p> <p><math>Q_{30}, \mu, \eta</math></p>
<p>• <b>Critères de charge et de décharge</b></p> <p>Si <math>f = 0</math> et <math>\dot{f} = 0</math>, alors <math>\dot{p} = \frac{1}{h} \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{\dot{\sigma}}}</math></p> <p>avec <math>h = \sum_i C_i - \varphi(p) \sum_i \gamma_i \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{X}}_i - b_1 (Q_1 - R_1) - b_2 (Q - R_2)</math></p> <p>sinon <math>\dot{p} = 0</math></p>	

Tableau IV-7 : Equations du modèle NPLMT avec prise en compte de la prédéformation plastique maximale

Rapportons que, sur l'acier duplex, l'effet d'histoire est au maximum de 20 MPa. L'incertitude sur la simulation des différents trajets de chargement est de 22 MPa à 0,5 % et est supérieure à 50 MPa aux autres amplitudes. De plus, nous avons montré au chapitre II que l'effet d'histoire sur le matériau est fonction de la différence d'amplitude de contrainte équivalente entre les paliers et non de la déformation plastique maximale vue par le matériau. Il nous a donc paru peu approprié de chercher à identifier les paramètres permettant de prendre en compte la déformation plastique maximale afin de simuler cet effet d'histoire.

Le modèle NPLMT permet de simuler le comportement de l'acier inoxydable duplex pour différents trajets de chargement non-proportionnels à 0,5 % d'amplitude de déformation imposée, en termes de réponse dans le plan des contraintes, d'amplitude de contrainte équivalente sur le cycle stabilisé et d'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente au cours des cycles. Il permet également de simuler le durcissement et l'adoucissement consécutifs à un changement de trajet de chargement. En revanche, il ne permet pas de rendre compte de la dépendance du sur-écrouissage par rapport à la déformation imposée, le sur-écrouissage calculé vaut  $100 \pm 20$  MPa au-delà de 0,35 % d'amplitude de déformation.

## **IV-4 Modèle de Tanaka (TANAKA)**

Tanaka reprend les équations du modèle cinématique non linéaire et modifie l'expression de la variable d'écrouissage isotrope pour tenir compte de la non-proportionnalité du trajet de chargement [Tanaka 1994]. Il travaille dans l'espace des déviateurs du type de von Mises.

### **IV-4.1 Présentation du modèle TANAKA**

A partir d'observations relatives au comportement d'un acier inoxydable austénitique sous sollicitations non-proportionnelles et notamment au phénomène d'écrouissage croisé, Tanaka introduit le concept d'un tenseur  $C$  du 2<sup>ème</sup> ordre dans l'espace des déviateurs à 5 dimensions, appelé "tenseur structural". Il relie ce tenseur au comportement macroscopique du

matériau, ainsi qu'à des observations de la structure de dislocations [Nishino 1986]. Ce tenseur est défini comme suit :

$$\underline{\underline{\dot{C}}} = c_c \left[ \left( \frac{\underline{\underline{\dot{E}}^P}}{\|\underline{\underline{\dot{E}}^P}\|} \otimes \frac{\underline{\underline{\dot{E}}^P}}{\|\underline{\underline{\dot{E}}^P}\|} \right) - \underline{\underline{C}} \right] \dot{p} \quad \text{Eq. IV-61}$$

où  $p$  est la déformation plastique cumulée,  $c_c$  un paramètre matériau et  $\underline{\underline{E}}^P$  un vecteur de l'espace des déviateurs (5\*1) défini de la façon suivante :

$$\underline{\underline{E}}^P \begin{cases} E_1 = \varepsilon_{11}^P \\ E_2 = \frac{2}{\sqrt{3}} \left( \frac{\varepsilon_{11}^P}{2} + \varepsilon_{22}^P \right) \\ E_3 = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_{12}^P \\ E_4 = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_{23}^P \\ E_5 = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_{31}^P \end{cases} \quad \text{Eq. IV-62}$$

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

Soit  $\underline{u}$  le vecteur (5\*1) défini par  $\underline{u} = \frac{\underline{\underline{\dot{E}}^P}}{\|\underline{\underline{\dot{E}}^P}\|}$

A l'aide du tenseur  $\underline{\underline{C}}$  et du vecteur  $\underline{u}$ , Tanaka construit un paramètre de non-proportionnalité tel que  $0 \leq A \leq 1$ . Dans le cas de chargements proportionnels,  $A$  vaut 0. Aucune hypothèse n'est faite sur le trajet qui amène la plus grande non-proportionnalité au sens de  $A$ .

$$A = \sqrt{\frac{\text{Tr}(\underline{\underline{C}}^t \underline{\underline{C}}) - \underline{u} \underline{\underline{C}}^t \underline{u}}{\text{Tr}(\underline{\underline{C}}^t \underline{\underline{C}})}} \quad \text{Eq. IV-63}$$

L'évolution de la variable d'écroutissage isotrope ne se fait plus seulement par rapport à la déformation plastique cumulée mais aussi en fonction d'une variable supplémentaire  $q$  qui permet de prendre en compte l'effet d'amplitude. L'auteur définit une surface limite dans l'espace des déformations plastiques.  $\underline{Y}$  est le centre de cette surface et  $q$  son rayon.

L'introduction de cette nouvelle variable  $\underline{Y}$  permet de prendre en compte la relaxation de la contrainte moyenne sous chargement non-symétrique.

$$\dot{\underline{Y}} = r_y (\underline{E}^P - \underline{Y}) \dot{p} \quad \text{Eq. IV-64}$$

$$q = \|\underline{E}^P - \underline{Y}\| \quad \text{Eq. IV-65}$$

La valeur asymptotique de l'écroûissage isotrope dépend de l'amplitude de la sollicitation ainsi que de sa non-proportionnalité selon l'expression suivante :

$$\dot{R} = b(Q - R) \dot{p} \quad \text{Eq. IV-66}$$

$$Q = A(q_N(q) - q_P(q)) + q_P(q) \quad \text{Eq. IV-67}$$

$$q_P(q) = a_P q + b_P (1 - \exp(-c_P q)) \quad \text{Eq. IV-68}$$

$$q_N(q) = a_N q + b_N (1 - \exp(-c_N q)) \quad \text{Eq. IV-69}$$

$q_P$  et  $q_N$  sont respectivement les valeurs asymptotiques de l'écroûissage isotrope pour un trajet proportionnel et pour un trajet pour lequel  $A=1$ .

Comme pour le modèle NPMLT, nous introduisons deux variables d'écroûissage isotrope afin de prendre en compte la courbe de durcissement/adoucissement cyclique. La deuxième variable  $R_2$  permet l'adoucissement cyclique du matériau comme proposé au paragraphe IV-2.1.

IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

	Paramètres
<p>• <b>Loi de Hooke</b></p> $\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \frac{1+\nu}{E} \underline{\underline{\sigma}} - \frac{\nu}{E} \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{1}} \quad \underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\sigma}}$	Elasticité E, ν, G
<p>• <b>Domaine d'élasticité</b></p> $f(\underline{\underline{\sigma}}, R, X) = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - X) - R - k$ <p>avec <math>J_2(\underline{\underline{\sigma}} - X) = \sqrt{\frac{3}{2}(\underline{\underline{s}} - X)(\underline{\underline{s}} - X)}</math> et <math>\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{1}}</math></p>	Plasticité k
<p>• <b>Loi de normalité</b></p> $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \dot{\lambda} \underline{\underline{n}} \quad \text{où } \underline{\underline{n}} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{s}} - X}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - X)} \quad \text{et } \dot{p} = \dot{\lambda} = \sqrt{\frac{2}{3}} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p$	
<p>• <b>Lois d'évolution</b></p> $\underline{\underline{X}} = \sum_i \underline{\underline{X}}_i \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\dot{X}}}_i = \frac{2}{3} C_i \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p - \gamma_i \varphi(p) \dot{p} \underline{\underline{X}}_i$ <p>avec <math>\varphi(p) = \varphi_\infty + (1 - \varphi_\infty) e^{-\omega p}</math></p> <p><math>R = R_1 + R_2</math> avec <math>\dot{R}_1 = b_1 (Q_1 - R_1) \dot{p}</math> et <math>\dot{R}_2 = b_2 (Q_2 - R_2) \dot{p}</math></p> <p><math>Q_2 = A(q_N(q) - q_p(q)) + q_p(q)</math></p> <p><math>q_p(q) = a_p q + b_p (1 - \exp(-c_p q))</math> et <math>q_N(q) = a_N q + b_N (1 - \exp(-c_N q))</math></p> <p>avec <math>\underline{\underline{E}}^p \left\{ \begin{array}{l} E_1 = \varepsilon_{11}^p \\ E_2 = \frac{2}{\sqrt{3}} \left( \frac{\varepsilon_{11}^p}{2} + \varepsilon_{22}^p \right) \\ E_3 = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_{12}^p \\ E_4 = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_{23}^p \\ E_5 = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_{31}^p \end{array} \right. \quad \text{et} \quad \underline{\underline{u}} = \frac{\underline{\underline{\dot{E}}}^p}{\ \underline{\underline{\dot{E}}}^p\ }</math></p> <p><math>\underline{\underline{\dot{C}}} = c_c \left[ \left( \frac{\underline{\underline{\dot{E}}}^p}{\ \underline{\underline{\dot{E}}}^p\ } \otimes \frac{\underline{\underline{\dot{E}}}^p}{\ \underline{\underline{\dot{E}}}^p\ } \right) - \underline{\underline{C}} \right] \dot{p} \quad A = \sqrt{\frac{\text{Tr}(\underline{\underline{C}}^t \underline{\underline{C}}) - \underline{\underline{u}} \underline{\underline{C}}^t \underline{\underline{C}} \underline{\underline{u}}}{\text{Tr}(\underline{\underline{C}}^t \underline{\underline{C}})}}</math></p> <p><math>\underline{\underline{\dot{Y}}} = r_y (\underline{\underline{E}}^p - \underline{\underline{Y}}) \dot{p}</math> et <math>q = \ \underline{\underline{E}}^p - \underline{\underline{Y}}\ </math></p>	<p>Ecrouissage cinématique <math>C_1, \gamma_1, C_2, \gamma_2, \omega, \varphi_\infty</math></p> <p>Ecrouissage isotrope <math>b_1, b_2, Q_1, a_p, b_p, c_p, a_N, b_N, c_N, c_c, r_y</math></p>
<p>• <b>Critères de charge et de décharge</b></p> <p>Si <math>f = 0</math> et <math>\dot{f} = 0</math>, alors <math>\dot{p} = \frac{1}{h} \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{\dot{\sigma}}}</math></p> <p>avec <math>h = \sum_i C_i - \varphi(p) \sum_i \gamma_i \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{X}}_i - \sum_i b_i (Q_i - R_i)</math></p> <p>sinon <math>\dot{p} = 0</math></p>	

Tableau IV-8 : Equations du modèle TANAKA

#### IV-4.2 Identification du modèle TANAKA

Comme pour les identifications précédentes, le logiciel SiDoLo a été utilisé.

##### Base d'identification

Les cycles utilisés pour l'identification sont donnés Tableau IV-9.

Nous conservons les valeurs des paramètres  $E$ ,  $\nu$ ,  $G$ ,  $k$ ,  $C_1$ ,  $C_2$ ,  $\gamma_1$ ,  $\gamma_2$ ,  $\omega$ ,  $\varphi_\infty$ ,  $b_1$ ,  $Q_1$  identifiés pour le modèle CINL. Les paramètres  $a_p$ ,  $b_p$  et  $c_p$  sont pris égaux à 0 puisque l'écroutissage asymptotique isotrope  $Q_2$  est nul pour les trajets proportionnels. Les paramètres  $a_N$ ,  $b_N$ ,  $c_N$  et  $c_c$  sont identifiés sur les cycles stabilisés des différents trajets non-proportionnels.  $b_2$  est identifié sur les phases de durcissement des essais et  $r_y$  sur un essai de traction-compression par paliers croissants (TC1).

Code des essais	Trajet	Amplitude (%)	Déformation moyenne (%)	Numéros des cycles utilisés
TC3	traction	0,2	(0 ; 0)	1, 15, 50
TCn3	traction	0,35	(0 ; 0)	1, 2, 20, 200
TC5	traction	0,5	(0 ; 0)	1, 2, 20, 200
TC2	traction	0,8	(0 ; 0)	1, 6, 30, 300
TC13	traction	1	(0 ; 0)	1, 8, 50, 200
TA3	torsion	0,5	(0 ; 0)	1, 2, 20, 150
TTC6	trèfle	0,5	(0 ; 0)	1, 15, 30, 150
TTC1	cercle	0,5	(0 ; 0)	1, 10, 25, 60, 330
TTC4	carré	0,5	(0 ; 0)	1, 8, 17, 45, 100
TTC3	sablier	0,5	(0 ; 0)	1, 10, 25, 78, 206
TC1	traction	0,2	(0 ; 0)	1, 200
		0,35		1, 200
		0,5		1, 200
		0,8		1, 300

Tableau IV-9 : Liste des essais utilisés pour l'identification du modèle TANAKA

##### Résultats de l'identification du modèle TANAKA

Les valeurs des paramètres retenues sont données Tableau IV-10 et les résultats de l'identification Figure IV-13. Y sont représentées les réponses en contrainte sur le cycle stabilisé pour les trajets cercle, sablier, carré et trèfle ainsi que la courbe de durcissement/adoucissement cyclique sur un trajet cercle et sur un trajet torsion consécutif à un trajet cercle. Seuls quelques cycles ont été représentés pour l'essai cercle. De plus, un bilan

#### IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

est fait, Figure IV-14, donnant l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé pour les différents trajets et amplitudes testés expérimentalement, simulés avec le modèle TANAKA.

E	190000 MPa	$b_1$	3,2
G	65000 MPa	$Q_1$	-84,5 MPa
$\nu$	0,3	$b_2$	3,2
K	390 MPa	$c_c$	1
$C_1/\gamma_1$	180 MPa	$a_p$	0
$\gamma_1$	1900	$b_p$	0
$C_2/\gamma_2$	21209 MPa	$c_p$	1
$\gamma_2$	0,7857	$a_n$	62000
$\varphi_\infty$	0,728	$b_n$	40
$\omega$	12,79	$c_n$	5000
		$r_y$	80

Tableau IV-10 : Valeurs des paramètres du modèle TANAKA

- Comparaison des résultats avec les résultats expérimentaux

Pour les essais proportionnels, les résultats sont identiques à ceux obtenus avec l'identification C du modèle CINL.

La forme et l'amplitude des réponses dans le plan des contraintes pour les différents trajets non-proportionnels est bien respectée (Figure IV-13 a à d, Figure IV-14). L'écart sur l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé entre valeur simulée et valeur expérimentale est inférieur à 26 MPa à 0,5 % d'amplitude de déformation imposée.

Les courbes de durcissement/adoucissement cyclique sont bien représentées, tant sur éprouvette vierge (Figure IV-13 e), que sur un palier proportionnel consécutif à un palier non-proportionnel (Figure IV-13 f).

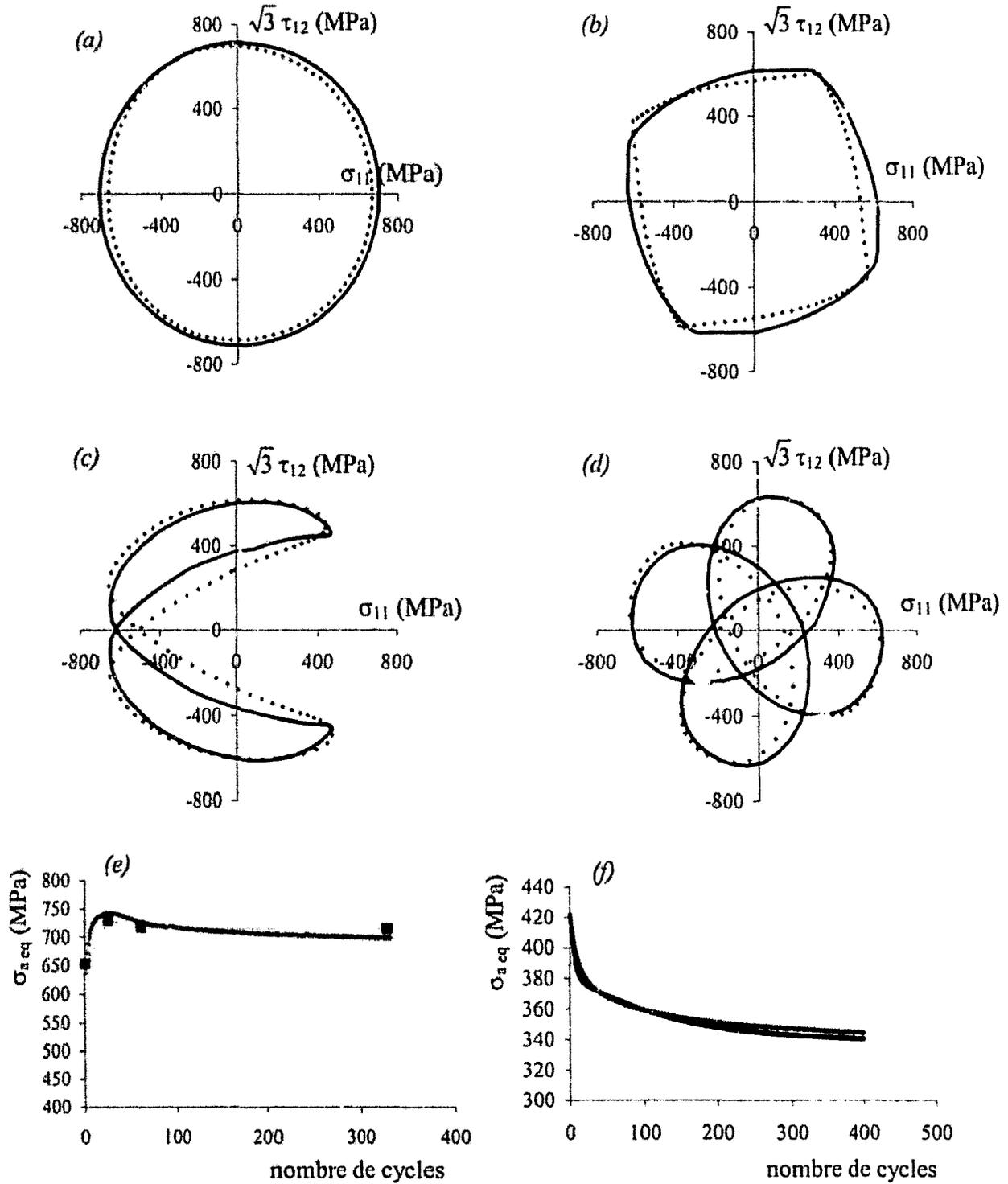


Figure IV-13 : Comparaison des résultats du modèle TANAKA avec les résultats expérimentaux ayant servi à l'identifier

Réponse en contrainte sur le cycle stabilisé :

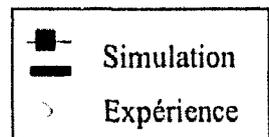
(a) : cercle (TTC1)    (b) : carré (TTC4)

(c) : sahlér (TTC3)    (d) : trèfle (TTC6)

Courbes de durcissement/adoucissement cyclique :

(e) : trajet cercle (TTC1)

(f) : trajet torsion consécutif à un trajet cercle (TTC7)



- Confrontation modèle – base expérimentale

La Figure IV-14 donne un bilan sur les capacités prédictives du modèle TANAKA pour l'acier étudié, en terme d'amplitude de contrainte sur le cycle stabilisé pour les différents trajets et amplitudes testés expérimentalement.

Le modèle TANAKA a été identifié sur les essais de traction-compression à toutes les amplitudes et sur les essais à 0,5 % d'amplitude de déformation pour les trajets non-proportionnels. On constate, Figure IV-14, qu'il rend bien compte de la dépendance du sur-écrouissage par rapport à la déformation imposée. L'écart sur l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé entre valeur simulée et valeur expérimentale est inférieur à 50 MPa à 0,8 % d'amplitude de déformation imposée sur le trajet cercle.

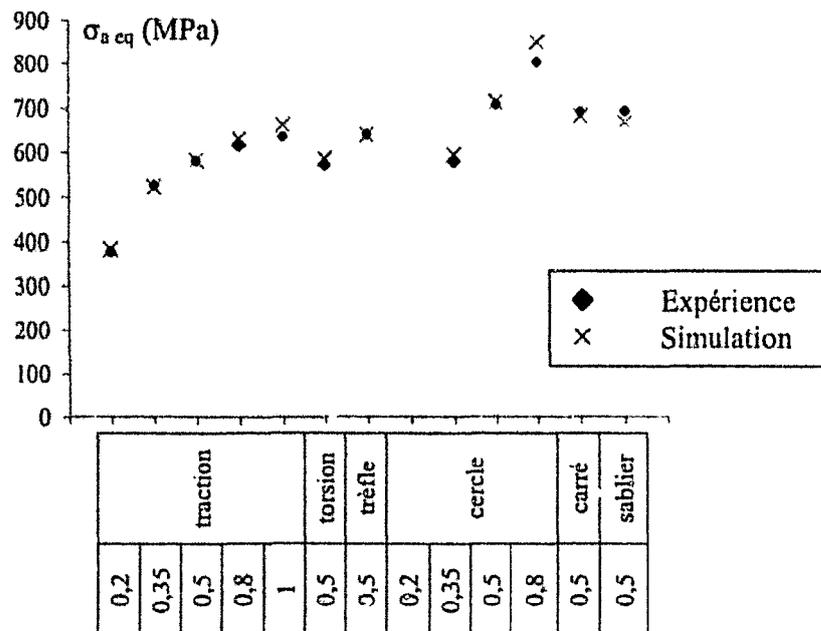


Figure IV-14 : Bilan des capacités de simulation du modèle TANAKA en fonction du trajet de chargement et de l'amplitude de déformation imposée

Après avoir réalisé l'identification, nous avons simulé des essais n'ayant pas servi à l'identification des paramètres. Nous présentons Figure IV-15 les résultats des simulations des essais TTC5 (cercle à 0,35-0,5-0,35-0,8-0,35 % d'amplitude de déformation), TTC7 (torsion-trèfle-torsion-cercle-torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation) et TTC4 (carré-trèfle-sablif-torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation). Seuls certains cycles ont été représentés pour les trajets trèfle, cercle, carré et sablier.

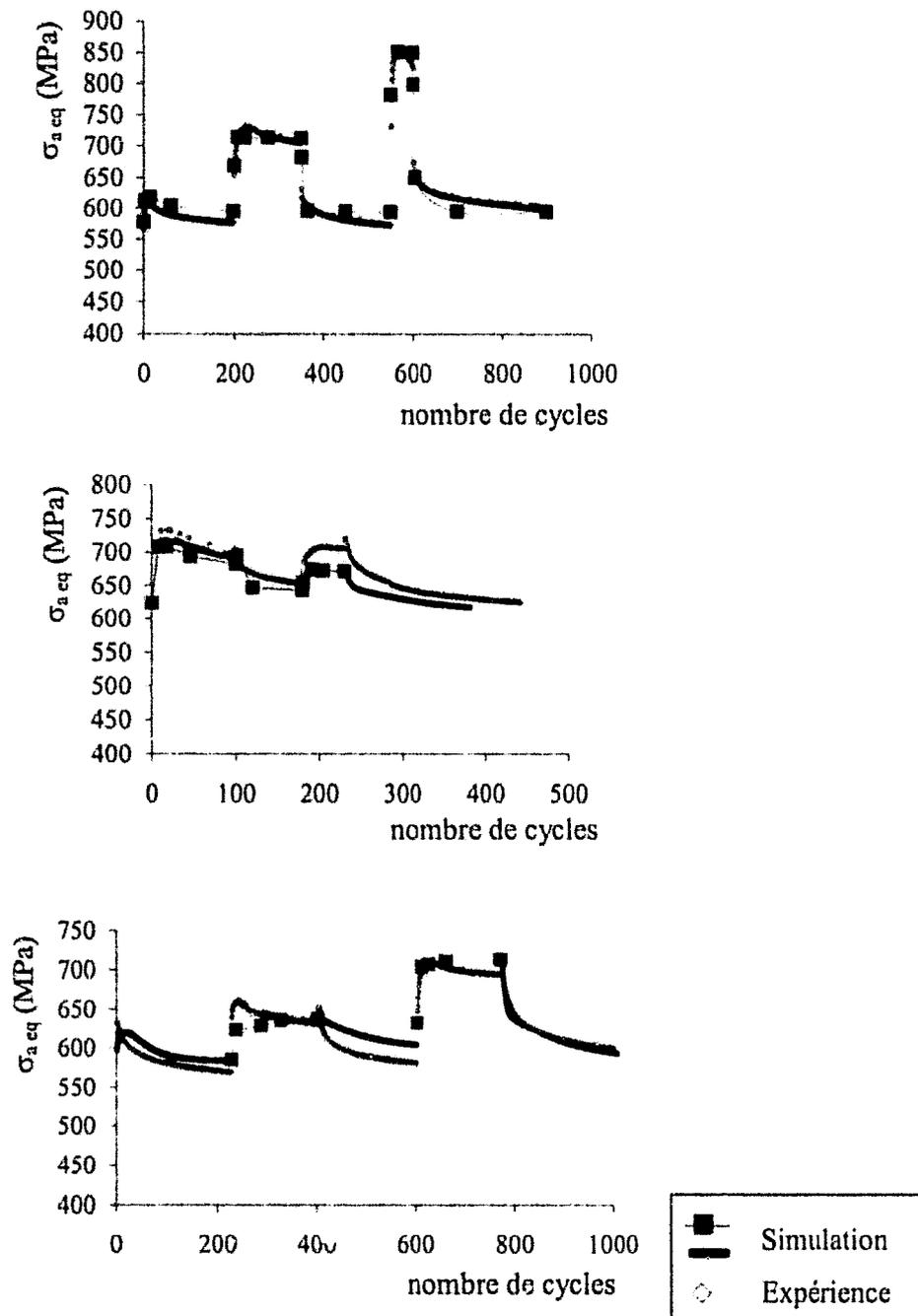


Figure IV-15 : Comparaison des résultats du modèle TANAKA avec des résultats expérimentaux n'ayant pas servi à l'identifier  
 (a) : séquence 0,35-0,5-0,35-0,8-0,35 % d'amplitude de déformation avec un trajet cercle (TTC5)  
 (b) : séquence carré-trèfle-sablier-torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation (TTC4)  
 (c) : séquence torsion-trèfle-torsion-cercle-torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation (TTC7)

La simulation de l'essai TTC5 confirme le résultat annoncé plus haut, à savoir, le modèle parvient à simuler l'effet d'amplitude aussi sous chargement non-proportionnel. Les

autres résultats montrent une bonne capacité du modèle à rendre compte du durcissement et de l'adoucissement obtenus expérimentalement, fonction des trajets imposés.

Le modèle TANAKA permet de simuler le comportement de l'acier inoxydable duplex pour différents trajets de chargement non-proportionnels dans la plage d'amplitudes de déformation [0,2 ; 0,8 %], en termes de réponse dans le plan des contraintes, d'amplitude de contrainte équivalente sur le cycle stabilisé et d'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente au cours des cycles. Il permet également de simuler le durcissement et l'adoucissement consécutifs à un changement de trajet de chargement. Il rend compte de la dépendance du sur-écrouissage par rapport à la déformation imposée.

#### IV-5 Modèle de Benallal et Marquis modifié par Abdul-Latif et Saanouni (NPUTC)

Au chapitre III, nous avons montré que la taille de la surface de plasticité de l'acier duplex varie peu, et donc que l'écrouissage isotrope reste très faible, y compris sous chargement non-proportionnel. Les modèles NPLMT et TANAKA sont basés sur une dépendance de l'écrouissage isotrope à la non-proportionnalité du chargement. Ils permettent de simuler le sur-écrouissage observé, mais ne correspondent pas vraiment aux mécanismes physiques actifs. Ils sont en cela peu satisfaisants.

Abdul-Latif, Clavel, Ferrey et Saanouni [Abdul-Latif 1994], à l'Université de Technologie de Compiègne, ont observé expérimentalement que, pour le waspaloy, l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique dépendent de la non-proportionnalité du chargement. Ils ont alors proposé une modification du modèle NPLMT incluant ces observations. L'écrouissage isotrope  $P$  et l'écrouissage cinématique  $X$  dépendent tous deux de la variable de non-proportionnalité  $A$ .

##### IV-5.1 Présentation du modèle NPUTC

Le paramètre de non-proportionnalité utilisé est le même que celui défini par Benallal et Marquis pour le modèle NPLMT (Eq. IV-49 et IV-50) :

$$A = 1 - \cos^2 \alpha \text{ avec } \cos^2 \alpha = \frac{(\underline{\underline{X}} \cdot \underline{\underline{\dot{X}}})^2}{(\underline{\underline{X}} \cdot \underline{\underline{X}})(\underline{\underline{\dot{X}}} \cdot \underline{\underline{\dot{X}}})} \quad \text{Eq. IV-70}$$

Abdul-Latif et al. ont repris l'expression de l'évolution de l'écrouissage isotrope et l'ont adaptée à l'écrouissage cinématique. L'évolution de cet écrouissage cinématique s'écrit alors :

$$\underline{\underline{\dot{X}}} = \frac{2}{3} C \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^p - \gamma \varphi(p) \underline{\underline{X}} \dot{p} \quad \text{Eq. IV-71}$$

La valeur asymptotique de X varie selon la loi :

$$\dot{C} = I(A) (C_{AS} - C) \dot{p} \quad \text{Eq. IV-72}$$

$$\text{avec } I(A) = (\Phi_x - \omega_x) A + \omega_x \quad \text{Eq. IV-73}$$

où  $\Phi_x$  et  $\omega_x$  sont des paramètres du matériau.

$$\text{et } C_{AS} = \frac{\eta_x A C_\infty + (1-A) C_0}{\eta_x A + 1 - A} \quad \text{Eq. IV-74}$$

Cette expression de  $C_{AS}$  suppose que le trajet cercle est le plus durcissant. Cette hypothèse est infirmée par des résultats sur plusieurs matériaux, comme nous l'avons dit précédemment. En conséquence, nous avons modifié cette expression pour lui donner une forme semblable à celle proposée par S. Calloch pour l'écriture de la valeur asymptotique de l'écrouissage isotrope [Calloch 1997] :

$$C_{AS} = \frac{\eta_x A C_\infty + (1-A) C_0}{\eta_x A + 1 - A} + C_x (A^n (1-A) + A (1-A)^n) \quad \text{Eq. IV-75}$$

$C_0$  est la valeur asymptotique de C pour un trajet proportionnel et  $C_\infty$  est la valeur asymptotique de C pour un trajet circulaire.  $C_x$ ,  $\eta_x$  et  $n$  sont des paramètres du matériau. Ils permettent de fixer la valeur asymptotique de C pour des valeurs intermédiaires de A.

Puisque nous n'avons pas observé d'écrouissage isotrope supplémentaire sous chargement non-proportionnel (chapitre III), nous avons choisi de laisser la formulation de l'évolution de l'écrouissage isotrope identique à celle qu'elle a dans le modèle CINL.

	Paramètres
<p>• <b>Loi de Hooke</b></p> $\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{A}} : \underline{\underline{\sigma}}$	<p>Elasticité</p> <p>E, ν, G</p>
<p>• <b>Domaine d'élasticité</b></p> $f(\underline{\underline{\sigma}}, R, \underline{\underline{X}}) = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - R - k$ <p>avec <math>J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}})}</math> et <math>\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{I}}</math></p>	<p>Plasticité</p> <p>k</p>
<p>• <b>Loi de normalité</b></p> $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \dot{\lambda} \underline{\underline{n}}$ <p>où <math>\underline{\underline{n}} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})}</math> et <math>\dot{p} = \dot{\lambda} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p}</math></p>	
<p>• <b>Lois d'évolution</b></p> $\underline{\underline{X}} = \sum_i \underline{\underline{X}}_i \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\dot{X}}}_i = \frac{2}{3} C_i \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p - \gamma_i \varphi(p) \dot{p} \underline{\underline{X}}_i \quad \text{et } i = 1, 2, 3$ <p>avec <math>\varphi(p) = \varphi_\infty + (1 - \varphi_\infty) e^{-\omega p}</math></p> $\underline{\underline{\dot{C}}} = I(A) (C_{AS} - C) \dot{p}$ <p>avec <math>I(A) = (\Phi_x - \omega_x) A + \omega_x</math></p> $C_{AS} = \frac{\eta_x A C_\infty + (1 - A) C_0}{\eta_x A + 1 - A} + C_x (A^n (1 - A) + A (1 - A)^n)$ $A = 1 - \cos^2 \alpha \quad \text{et} \quad \cos^2 \alpha = \frac{(\underline{\underline{X}} : \underline{\underline{X}})^2}{(\underline{\underline{X}} : \underline{\underline{X}})(\underline{\underline{X}} : \underline{\underline{X}})}$ $\underline{\underline{\dot{R}}} = b(Q - R) \dot{p}$	<p>Ecrouissage cinématique</p> <p><math>C_1, \gamma_1, C_2, \gamma_2, \gamma_3, \omega, \varphi_\infty, \omega_x, \Phi_x, C_0, C_\infty, C_x, n, \eta_x</math></p> <p>Ecrouissage isotrope</p> <p>b, Q</p>
<p>• <b>Critères de charge et de décharge</b></p> <p>Si <math>f = 0</math> et <math>\dot{f} = 0</math>, alors <math>\dot{p} = \frac{1}{h} \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{\dot{\sigma}}}</math></p> <p>avec <math>h = \sum_i C_i - \varphi(p) \sum_i \gamma_i \underline{\underline{n}} : \underline{\underline{X}}_i - \sum_i b_i (Q_i - R_i)</math></p> <p>sinon <math>\dot{p} = 0</math></p>	

Tableau IV-11 : Equations du modèle NPUTC

#### IV-5.2 Identification du modèle NPUTC

Comme pour l'identification des modèles précédents, le logiciel SiDoLo a été utilisé.

➤ Base d'identification

Les cycles utilisés pour l'identification sont donnés Tableau IV-12.

Nous conservons les valeurs des paramètres  $E$ ,  $\nu$ ,  $G$ ,  $k$ ,  $C_1$ ,  $C_2$ ,  $\gamma_1$ ,  $\gamma_2$ ,  $\omega$ ,  $\varphi_\infty$ ,  $b_1$ ,  $Q_1$  identifiés pour le modèle CINL. Les paramètres  $\eta_x$ ,  $C_0$ ,  $C_\infty$ ,  $C_x$  et  $n$  sont identifiés sur les cycles stabilisés des différents trajets non-proportionnels.  $\gamma_3$  et  $\Phi_x$  sont identifiés sur les phases de durcissement des essais, tandis que  $\omega_x$  l'est sur la phase d'adoucissement lors du passage du trajet cercle à un trajet torsion (essai TTC7). Nous avons comparé dans ce cas les contraintes maximales obtenues sur les 400 premiers cycles.

La valeur asymptotique  $C_{AS}$  de l'érouissage cinématique dépendant de la non-proportionnalité du chargement est seulement fonction de  $A$  et non de l'amplitude de chargement. En conséquence, nous avons identifié les paramètres décrivant le sur-érouissage avec des essais effectués à 0,5 % d'amplitude de déformation, toujours dans l'objectif de bien décrire au moins ce qui se passe à ce niveau de déformation. Nous simulerons par la suite les essais effectués à d'autres amplitudes de déformation (0,35 % et 0,8 %).

Code des essais	Trajet	Amplitude (%)	Déformation moyenne (%)	Numéro des cycles utilisés
TC3	traction	0,2	(0 ; 0)	1, 15, 50
TCn3	traction	0,35	(0 ; 0)	1, 2, 20, 200
TC5	traction	0,5	(0 ; 0)	1, 2, 20, 200
TC2	traction	0,8	(0 ; 0)	1, 6, 30, 300
TC13	traction	1	(0 ; 0)	1, 8, 50, 200
TA3	torsion	0,5	(0 ; 0)	1, 2, 20, 150
TTC6	trèfle	0,5	(0 ; 0)	1, 15, 30, 150
TTC1	cercle	0,5	(0 ; 0)	1, 10, 25, 60, 330
TTC4	carré	0,5	(0 ; 0)	1, 8, 17, 45, 100
TTC3	sablier	0,5	(0 ; 0)	1, 10, 25, 78, 206
	torsion			-
	trèfle			-
TTC7	torsion	0,5	(0 ; 0)	-
	cercle			-
	torsion			$\sigma_{max}$ pendant 400 cycles

Tableau IV-12 : Liste des essais utilisés pour l'identification du modèle NPUTC

Résultats de l'identification du modèle NPUTC

Les valeurs des paramètres retenues sont données Tableau IV-6 et les résultats de l'identification Figure IV-16. Y sont représentées les réponses en contrainte sur le cycle

#### IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

stabilisé pour les trajets cercle, sablier, carré et trèfle ainsi que la courbe de durcissement/adoucissement cyclique sur un trajet cercle et sur un trajet torsion consécutif à un trajet cercle. Seuls certains cycles ont été représentés pour le trajet cercle. De plus, un bilan est fait, Figure IV-17, donnant l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé pour les différents trajets et amplitudes testés expérimentalement, simulés avec le modèle NPUTC.

E	190000 MPa	$b_1$	3,2
G	65000 MPa	$Q_1$	-84,5 MPa
$\nu$	0,3	$\gamma_3$	200
K	390 MPa	$\eta_x$	0,2
$C_1/\gamma_1$	180 MPa	$C_0$	0 MPa
$\gamma_1$	190	$C_\infty/\gamma_3$	570 MPa
$C_2/\gamma_2$	21209 MPa	$C_x/\gamma_3$	50 MPa
$\gamma_2$	0,7857	n	10
$\varphi_\infty$	0,728	$\Phi_x$	100
$\omega$	12,79	$\omega_x$	3,2

Tableau IV-13 : Valeurs des paramètres du modèle NPUTC

- Comparaison des résultats avec les résultats expérimentaux

Pour les essais proportionnels, les résultats sont identiques à ceux obtenus avec l'identification C du modèle CINL.

La forme et l'amplitude des réponses dans le plan des contraintes pour les différents trajets non-proportionnels est bien respectée (Figure IV-16 a à d, Figure IV-17). L'écart sur l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé entre valeur simulée et valeur expérimentale est inférieur à 8 MPa à 0,5 % d'amplitude de déformation imposée.

Les courbes de durcissement/adoucissement cyclique sont bien représentées, tant sur éprouvette vierge (Figure IV-16 e), que sur un palier proportionnel consécutif à un palier non-proportionnel (Figure IV-16 f). La stabilisation est cependant plus rapide pendant la phase d'adoucissement que celle observée expérimentalement.

IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

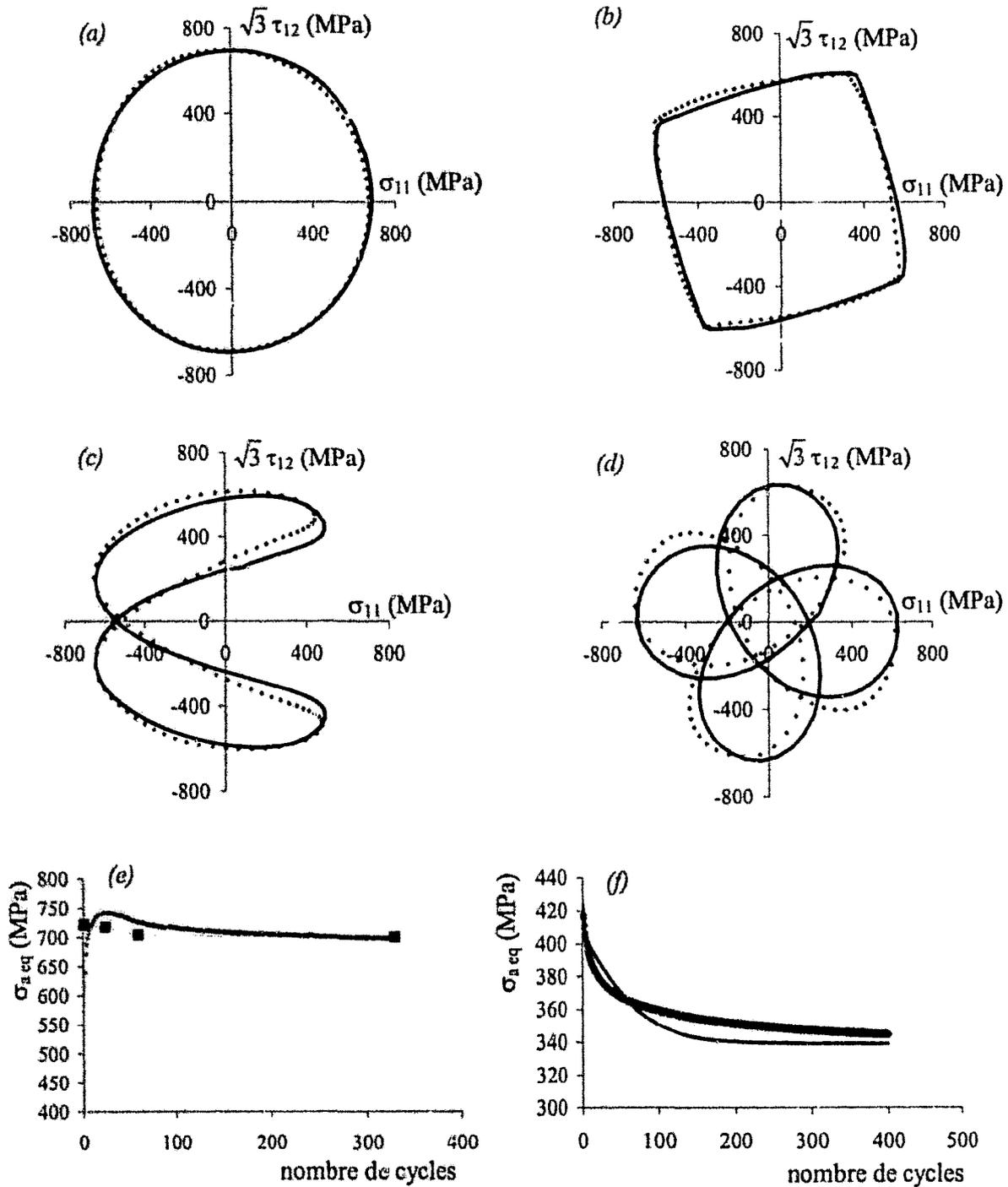


Figure IV-16 : Comparaison des résultats du modèle NPUTC avec les résultats expérimentaux ayant servi à l'identifier

Réponse en contrainte sur le cycle stabilisé :

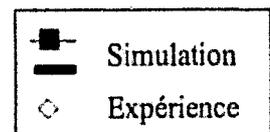
(a) : cercle (TTC1) (b) : carré (TTC4)

(c) : sablier (TTC3) (d) : trèfle (TTC6)

Curves de durcissement/adoucissement cyclique :

(e) : trajet cercle (TTC1)

(f) : trajet torsion consécutif à un trajet cercle (TTC7)



▪ Confrontation modèle – base expérimentale

La Figure IV-17 donne un bilan sur les capacités prédictives du modèle NPUTC pour l'acier étudié, en terme d'amplitude de contrainte sur le cycle stabilisé pour les différents trajets et amplitudes testés expérimentalement.

Le modèle NPUTC a été identifié sur les essais de traction-compression à toutes les amplitudes et sur les essais à 0,5 % d'amplitude de déformation pour les trajets non-proportionnels. On constate, Figure IV-17, qu'il rend bien compte de la dépendance du sur-écrouissage par rapport à la déformation imposée. Sur le trajet cercle, l'écart sur l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé entre valeur simulée et valeur expérimentale est inférieure à 10 MPa tant que l'amplitude de déformation imposée est inférieure ou égale à 0,5 %, et vaut 118 MPa à 0,8 % d'amplitude de déformation.

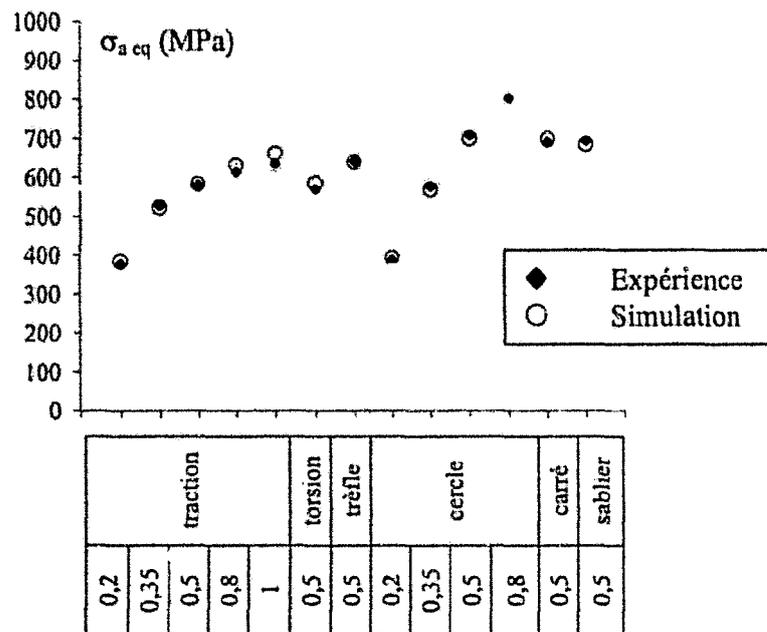


Figure IV-17 : Bilan des capacités de simulation du modèle NPUTC en fonction du trajet de chargement et de l'amplitude de déformation imposée

Après avoir réalisé l'identification, nous avons simulé des essais n'ayant pas servi à l'identification des paramètres. Nous présentons Figure IV-18 les résultats des simulations des essais TTC5 (cercle à 0,35-0,5-0,35-0,8-0,35 % d'amplitude de déformation), TTC7 (torsion-trèfle-torsion-cercle-torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation) et TTC4 (carré-trèfle-sablier-

#### IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation). Seuls certains cycles ont été représentés pour les trajets trèfle, cercle, carré et sablier.

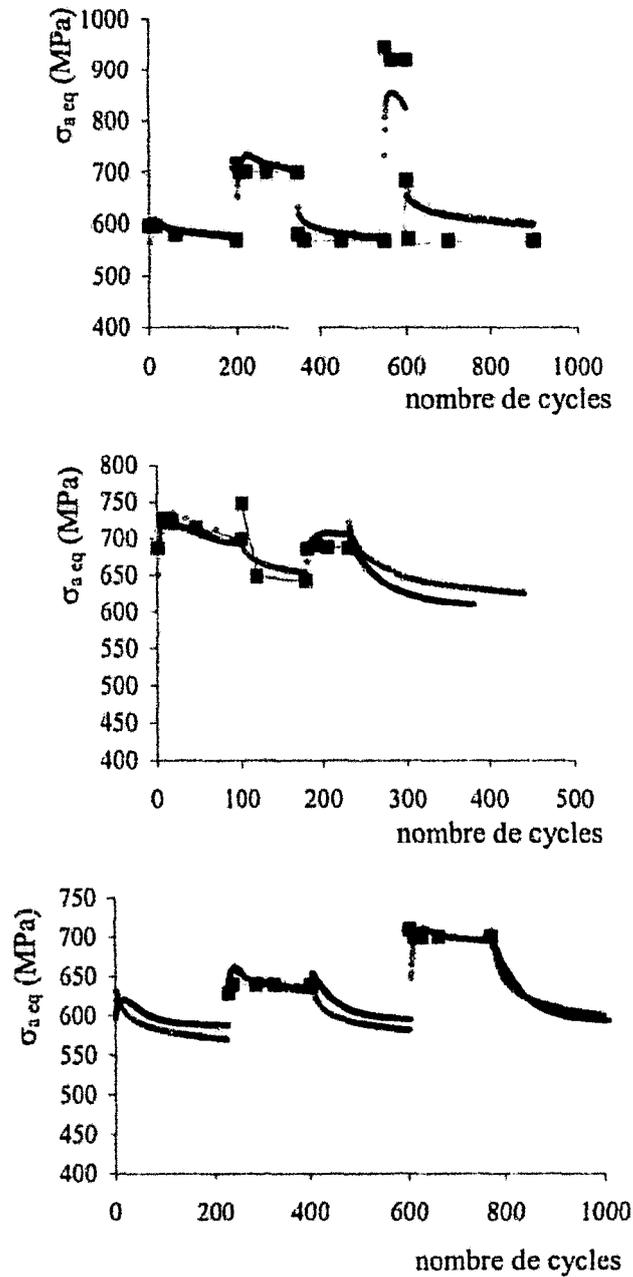


Figure IV-18 : Comparaison des résultats du modèle NPUTC avec des résultats expérimentaux n'ayant pas servi à l'identifier  
(a) : séquence 0,35-0,5-0,35-0,8-0,35 % d'amplitude de déformation avec un trajet cercle (TTC5)  
(b) : séquence carré-trèfle-sablier-torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation (TTC4)  
(c) : séquence torsion-trèfle-torsion-cercle-torsion à 0,5 % d'amplitude de déformation (TTC7)

La simulation de l'essai TTC5 confirme le résultat annoncé plus haut, à savoir, le modèle parvient bien à simuler l'effet d'amplitude sous chargement non-proportionnel, mais il surestime le sur-écrouissage à 0,8 % de déformation imposée. Les autres résultats montrent une bonne capacité du modèle à reproduire le durcissement et l'adoucissement obtenus expérimentalement en fonction des trajets imposés.

Le modèle NPUTC permet de simuler le comportement de l'acier inoxydable duplex pour différents trajets de chargement non-proportionnels dans la plage d'amplitudes de déformation [0,2 ; 0,5 %], à la fois en termes de réponse dans le plan des contraintes, d'amplitude de contrainte équivalente sur le cycle stabilisé et d'évolution de l'amplitude de contrainte équivalente au cours des cycles. Il permet également de simuler le durcissement et l'adoucissement consécutifs à un changement de trajet de chargement. Il rend compte de la dépendance du sur-écrouissage par rapport à la déformation imposée.

#### **IV-6 Discussion : intérêt de la prise en compte de la distorsion de la surface seuil**

Un certain nombre d'auteurs ont proposé des modèles de comportement décrivant l'évolution de la surface de plasticité, afin de prédire l'anisotropie induite par la plasticité. Nous avons rappelé au chapitre I que la surface de plasticité ne conserve pas une forme de type von Mises après un chargement. Sous sollicitations proportionnelles notamment, apparaissent une pointe dans la direction de chargement et un plat à l'opposé. Les premières tentatives de modélisation de l'évolution de la surface de plasticité s'appuyaient sur des modifications du critère de von Mises et permettaient de rendre compte d'un déplacement, d'une dilatation et d'une rotation de la surface de plasticité mais pas de sa distorsion [Edelman 1951], [Yoshimura 1959], [Baltov 1965], [Tanaka 1975], [Rees 1982], [Sidoroff 1983]. D'autres auteurs ont introduit ensuite une fonction représentative de la distorsion de la surface seuil dans l'écriture des lois de comportement. Cette fonction dépend le plus souvent d'invariants du tenseur des contraintes [Williams 1971], [Phillips 1975], [Shiratori 1976], [Rousset 1985], [Helling 1987], [Dahan 1988], [Gupta 1995], [François 2001]. De leur côté, Boucher, Cordebois et Cayla ont décrit l'évolution de la surface de plasticité directement par des lois incrémentales [Cayla 1992], [Boucher 1994]. Par ailleurs, Kurtyka et Zyczkowski ont

proposé une description géométrique de la surface de plasticité [Kurtyka 1985, 1996]. Celle-ci est obtenue par projection des points définissant 5 hypersphères de dimension 5. L'évolution de la surface de plasticité est déduite de l'évolution des tailles et des positions respectives de ces hypersphères dans l'espace du déviateur des contraintes [Kurtyka 1996]. Vincent, Calloch et Marquis ont simplifié cette démarche et l'ont adaptée au cas de sollicitations bidimensionnelles [Vincent 2000, 2001].

Nous avons montré au chapitre III pour l'acier duplex que sous chargement proportionnel, la surface de plasticité forme une pointe dans la direction de chargement et un plat à l'opposé. Sous chargement non-proportionnel, la surface de plasticité a, au contraire, une forme très proche du critère de von Mises. La modélisation du comportement sous chargement proportionnel ne pose pas de problème spécifique pour les essais réalisés (§ IV-2.2) et la modélisation sous chargement non-proportionnel ne sera pas améliorée par la prise en compte de la distorsion du domaine élastique puisque celui-ci ne se distord pas, d'autant plus que les modèles cités plus haut ne permettent pas encore de rendre compte du sur-écrouissage.

Cette famille de modèle semble en revanche particulièrement adapté à la modélisation de la déformation progressive. En effet, la direction de l'écoulement plastique est directement conditionnée par la normale à la surface de plasticité [Portier 1999], on peut donc mieux prendre en compte l'intensité et le sens de la déformation progressive.

## **IV-7 Conclusion**

Nous avons procédé dans ce chapitre à la simulation du sur-écrouissage sous sollicitations non-proportionnelles. Quatre modèles de comportement phénoménologiques permettant de simuler la plasticité cyclique ont été présentés et identifiés sur la base expérimentale présentée au chapitre II. Une démarche "par étape" a été utilisée pour l'identification de ces modèles de comportement.

Le modèle de base, ou modèle à écrouissage cinématique et isotrope non-linéaires (CINL), ne permet pas de prendre en compte le sur-écrouissage. Il a donc été identifié sur la base d'essais proportionnels. L'évolution expérimentale des variables d'écrouissage isotrope et

cinématique a permis de justifier le choix de découplage du durcissement et de l'adoucissement entre les deux variables d'érouissage. Ce choix a servi de base pour l'écriture et l'identification des modèles plus performants vis-à-vis du durcissement supplémentaire.

Nous avons ensuite étudié le modèle non-proportionnel du LMT (NPLMT) et celui de Tanaka, tous deux basés sur la dépendance de l'érouissage isotrope à une variable dite de non-proportionnalité. Ces deux modèles donnent des résultats satisfaisants pour la simulation de la base expérimentale, cependant le modèle NPLMT ne parvient pas à prendre en compte la dépendance du sur-érouissage par rapport à l'amplitude de déformation imposée.

Au chapitre III, nous n'avons pas observé de durcissement isotrope sous chargement non-proportionnel, la dépendance vis-à-vis de la non-proportionnalité du chargement semble plutôt liée à l'érouissage cinématique. Nous avons alors étudié le modèle développé par Abdul-Latif, Clavel et al. à l'UTC, inspiré du modèle du LMT. La dépendance vis-à-vis de la non-proportionnalité du chargement s'exprime ici dans les évolutions de l'érouissage cinématique et de l'érouissage isotrope. Ce modèle donne des résultats satisfaisants pour la simulation de la base expérimentale

Les résultats des identifications des quatre modèles sont donnés Figure IV-19 en terme d'amplitude de contrainte équivalente sur le cycle stabilisé en fonction du trajet de chargement et de l'amplitude de déformation imposée. Les modèles TANAKA et NPUTC donnent des résultats similaires, proches des valeurs expérimentales à toutes les amplitudes de déformation, bien que leurs fondements physiques soient différents. Cependant, on peut penser que, le modèle NPUTC correspondant plus à l'évolution observée des variables d'érouissage, il est plus robuste vis-à-vis de sollicitations non incluses dans la base d'identification.

#### IV. Modélisation du comportement cyclique d'un acier inoxydable duplex

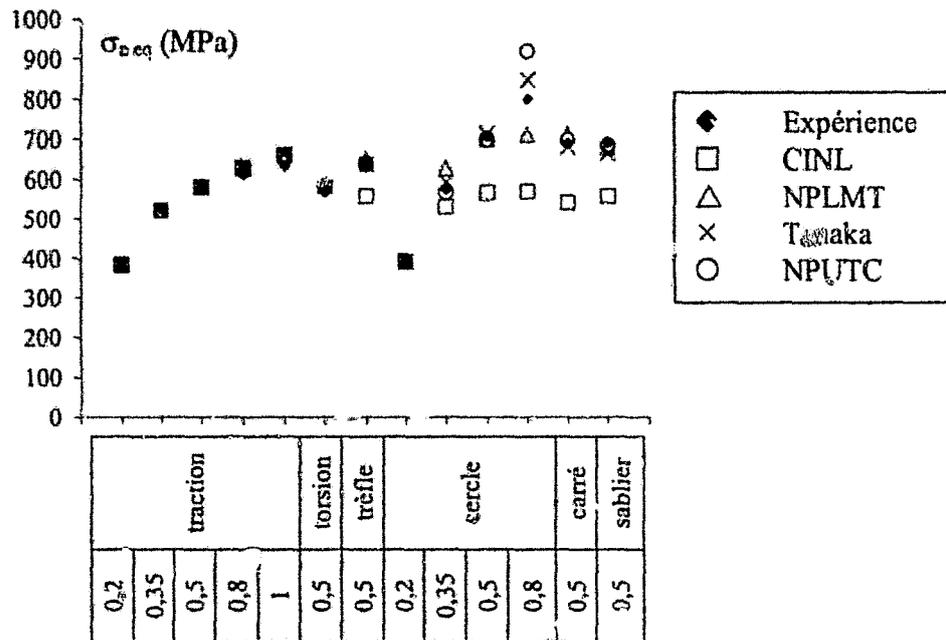


Figure IV-19 : Bilan des capacités de simulation des modèles identifiés en fonction du trajet de chargement et de l'amplitude de déformation imposée



## **Conclusion et perspectives**



## Conclusion et perspectives

Par une étude bibliographique, nous avons mis en évidence le peu d'informations disponibles sur le comportement en plasticité cyclique des aciers inoxydables austéno-ferritiques, informations limitées par ailleurs au comportement sous sollicitations uniaxiales.

Nous avons alors étudié expérimentalement le comportement d'un acier inoxydable duplex forgé sous sollicitations cycliques de traction-torsion. Les principales conclusions sont les suivantes :

- La microstructure de cet acier est fortement allongée dans la direction de laminage. A faible offset de déformation plastique, le comportement de l'acier est anisotrope alors qu'à grand offset de déformation plastique (supérieur à 0,02 %), son comportement est isotrope.
- L'acier duplex présente un sur-écrouissage sous chargement non-proportionnel par rapport à un chargement proportionnel de même amplitude. On ne peut donc pas se contenter d'étudier la réponse de cet acier à des sollicitations cycliques uniaxiales pour prédire son comportement en plasticité cyclique.
- L'acier duplex est sensible à l'histoire du chargement. Cet effet d'histoire existe si les paliers sont appliqués dans un ordre de durcissement décroissant (amplitude de déformation décroissante, trajet de chargement de moins en moins durcissant) et si la différence d'amplitude de contrainte équivalente entre les trajets considérés est suffisamment grande. Dans le cas contraire, aucune influence de l'histoire n'est visible sur la réponse en contrainte. De même, la déformation moyenne n'a pas d'incidence sur la réponse en contrainte. L'effet d'histoire observé n'est pas corrélé à l'amplitude de déformation plastique équivalente maximale vue par le matériau, ni à la variation d'amplitude de déformation plastique équivalente entre deux paliers successifs, mais plutôt à la différence entre amplitudes de contrainte équivalente. Un seuil de différence d'amplitude de contrainte semble exister, en-deçà duquel l'histoire du chargement n'aurait pas d'influence.

Nous avons cherché à comprendre les phénomènes mis en jeu lors de la consolidation cyclique et du sur-écrouissage par l'étude de l'évolution de la surface de plasticité au cours des sollicitations cycliques.

- La surface de plasticité a été mesurée par une méthode automatique en 16 points répartis en étoile autour d'un point initial situé dans le domaine élastique. L'offset de déformation plastique équivalente utilisé valait  $2 \cdot 10^{-5}$ . Les mesures de surface de plasticité sont reproductibles d'une éprouvette à l'autre pour un même type de chargement.

- La surface de plasticité ne conserve pas une forme isotrope, elle se distord au cours du chargement. Sous sollicitations proportionnelles, elle présente une pointe dans la direction de chargement et un plat à l'opposé. Sous sollicitations non-proportionnelles, la surface de plasticité redevient elliptique. La forme de la surface de plasticité est caractéristique du chargement imposé. Cette forme est conservée d'un cycle à l'autre.

- L'acier duplex présente un fort écrouissage cinématique mais pas d'écrouissage isotrope, que ce soit sous sollicitations proportionnelles ou sous sollicitations non-proportionnelles.

Nous avons enfin modélisé le comportement en plasticité cyclique de l'acier inoxydable duplex considéré.

- Trois modèles phénoménologiques permettant de prendre en compte le sur-écrouissage ont été testés. Le modèle non-proportionnel du LMT et celui de Tanaka sont basés sur une dépendance de l'écrouissage isotrope à une variable dite de non-proportionnalité. Le modèle d'Abdul-Latif et Clavel utilise la même variable de non-proportionnalité que le modèle du LMT, mais ici l'écrouissage cinématique et l'écrouissage isotrope en dépendent.

- Ces trois modèles permettent de prendre en compte le sur-écrouissage observé sur le matériau ainsi que le comportement de durcissement/adoucissement cyclique. Cependant, seuls les modèles de Tanaka et d'Abdul-Latif prennent en compte la dépendance du sur-écrouissage vis-à-vis de l'amplitude de déformation imposée.

Le modèle d'Abdul-Latif est basé sur des hypothèses plus proches des observations expérimentales que les deux autres. Il semble donc a priori mieux convenir. Pour tester sa robustesse vis-à-vis de la prédiction du comportement du matériau, des essais supplémentaires faisant intervenir des sollicitations plus complexes sont nécessaires.

Suite à ce travail, on peut envisager plusieurs perspectives.

- Les aciers austéno-ferritiques sont utilisés à chaud, la prolongation naturelle de ce travail est donc l'étude du comportement de ces aciers à température plus élevée, fonction des cas d'utilisation.
- La dispersion expérimentale sur les mesures de limite d'élasticité est importante. La quantification de l'incertitude sur la mesure des surfaces de plasticité s'avère nécessaire. Dans un deuxième temps, il serait utile de parvenir à des méthodes de validation de la mesure de déformation plastique, afin de diminuer cette incertitude.
- Nous avons mesuré ici la surface de plasticité à très faible offset. La compréhension des phénomènes d'écroûissage passe peut-être par l'étude des vitesses d'écoulement plastique et du module d'écroûissage à offset faible (inférieur à  $2 \cdot 10^{-4}$ ) tout autour du point courant. L'écriture des modèles de comportement pourrait ensuite être confrontée aux résultats obtenus.
- Un phénomène néfaste pour la maîtrise de la durabilité des structures est la déformation progressive, ou accroissement de la déformation à chaque cycle sous chargement en contrainte non-symétrique. L'amplitude et la direction de la déformation progressive sont conditionnées par la direction d'écoulement plastique. La compréhension de ce phénomène passe alors par l'étude de l'évolution de la surface de plasticité. A plus long terme, il serait intéressant de modéliser cette évolution par des modèles de comportement prenant en compte la distorsion de la surface seuil.
- L'acier duplex étudié a une structure biphasée, isotrope transverse. Une modélisation plus physique de cette structure s'avère alors indiquée et pourrait permettre l'obtention d'un modèle robuste répondant à plusieurs classes de chargements. La connaissance des évolutions microstructurales du matériau est nécessaire pour choisir et identifier un tel modèle.



# Bibliographie



- Abdul-Latif 1994** Abdul-Latif A., Clavel M., Ferney V. et Saanouni K., "*On the modeling of nonproportional cyclic plasticity of waspaloy*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 116, p. 35-44, 1994
- Abdul-Latif 1996a** Abdul-Latif A. et Saanouni K., "*Micromechanical modeling of low cycle fatigue under complex loadings - Part II. Applications*", International Journal of Plasticity, Vol. 12, p. 1123-1149, 1996
- Abdul-Latif 1996a** Abdul-Latif A., "*Constitutive equations for cyclic plasticity of waspaloy*", International Journal of Plasticity, Vol. 12, p. 967-985, 1996
- Akdut 1994** Akdut N. et Foct J., "*Deformation of (high) nitrogen alloyed austenitic-ferritic duplex stainless steels*", Proceedings of the Fourth International Conference on Duplex Stainless Steels, Vol. 1, Paper 117, 1994
- Akdut 1999** Akdut N., "*Phase morphology and fatigue lives of nitrogen alloyed duplex stainless steels*", International Journal of Fatigue, Vol. 21, p. 97-103, 1999
- Armstrong 1966** Armstrong P.J. et Frederick C.O., "*A mathematical representation of the multiaxial Baushinger effect*", CEGB Report RD/B/N731, Berkeley Nuclear Laboratories, 1966
- Aubin 1998** Aubin V., "*Etude de la déformation progressive d'un acier inoxydable - Couplage avec l'érouissage*", Mémoire de DEA, ENS de Cachan, 1998
- Aubin 2001** Aubin V., Quaegebeur P. et Degallajx S., "*Cyclic behavior of a duplex stainless steel under multiaxial loading*", Proceedings of the Sixth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, Manuel de Freitas Ed., ESIS, Lisbonne, Vol. 2, p. 911-920, 2001
- Baczanski 2000** Baczanski A., Braham C., Lohmi A. et Wierzbanski K., "*Evolution of microstresses in plastically deformed duplex steel*", Materials Science Forum, Vol. 347-349, p. 253-258, 2000
- Baltov 1965** Baltov A. et Sawczuk A., "*A rule of anisotropic hardening*", Acta Mechanica, Vol. 1, p. 81-92, 1965
- Baroux 1990a** Baroux B., Béranger G. et Lemaitre C., "*Passivité et rupture de la passivité des aciers inoxydables*", Les aciers inoxydables, Editions de physique, p. 161-181, 1990
- Baroux 1990b** Baroux B., Lemaitre C. et Dabosi F., "*Corrosion par piqûres et corrosion caverneuse*", Les aciers inoxydables, Editions de physique, p. 305-331, 1990
- Bavay 1990** Bavay J.C., "*Aciers inoxydables austénitiques*", Les aciers inoxydables, Editions de physique, p. 565-609, 1990
- Benallal 1985** Benallal A., Lemaitre J., Marquis D. et Rousset M., "*Nonproportional loadings in plasticity and viscoplasticity : experimentation and modelling*", Proceeding of the International Conference on Non-linear Mechanic, Shanghai, 1985
- Benallal 1987a** Benallal A. et Marquis D., "*Constitutive equations for nonproportional cyclic elasto-viscoplasticity*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 109, p. 326-336, 1987

- Benallal 1987b** Benallal A. et Marquis D., "*An experimental investigation of cyclic hardening of 316 stainless steel under complex multiaxial loadings*", Proceedings of the 9th SMIRT Conference, Paper L10/3, 1987
- Benallal 1988** Benallal A., Legallo P. et Marquis D., "*Cyclic hardening of metals under complex loading*", International Seminar of the Inelastic Behavior of Solids : Model and Utilisation, MECAMAT, 1988
- Benallal 1989** Benallal A., "*Thermoviscoplasticité et endommagement des structures*", Thèse de doctorat, Université de Paris 6, 1989
- Bernhardsson 1991** Bernhardsson S., "*The corrosion resistance of duplex stainless steels*", Proceedings of Duplex stainless steels'91, Charles J. et Bernhardsson S. Ed., Les éditions de Physique, Vol. 1, p. 185-210, 1991
- Bocher 1997** Bocher L. et Delobelle P., "*Etude expérimentale du comportement cyclique d'un acier du type 316L sous chargement multiaxial complexe en traction-torsion pressions interne et externe*", Journal de physique III Vol. 7, p. 1755-1777, 1997
- Bocher 1998** Bocher L., Jeune D., Robinet P. et Delobelle P., "*On the utility of complex multiaxial cyclic loadings in tension-torsion-internal and external pressures, to improve the formulation of the constitutive equations*", Low-cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials, K-T Ric and P. D. Portella (Editors), Elsevier, p. 223-228, 1998
- Borodii 1994** Borodii M., Kucher N. et Strizhalo A., "*Development of a constitutive model for describing complex histories of a nonproportional deformation of the materials*", Proceedings of the Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, SF2M, ESIS, Paris, Vol. 2, p. 143-154, 1994
- Borodii 1996** Borodii M.V., Kucher N.K. et Strizhalo V.A., "*Development of a constitutive model for biaxial low-cycle fatigue*", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 19, p. 1169-1179, 1996
- Boucher 1994** Boucher M. et Cordebois J.P., "*Incremental evolution of induced anisotropy*", International Journal of Plasticity, Vol. 10, p. 909-933, 1994
- Boucher 1995** Boucher M., Cayla P. et Cordebois J.P., "*Experimental studies of yield surfaces of aluminium alloy and low carbon steel under complex biaxial loadings*", European Journal of Mechanics A/Solids, Vol. 14, p. 1-17, 1995
- Bouchou 1996** Bouchou A. et Delobelle P., "*Behaviour and modeling of a 17-12 SPH stainless steel under cyclic, uni and bidirectionnal, anisothermal loadings. Part I : behavior*", International Journal of Plasticity, Vol. 12, p. 295-309, 1996
- Bourgain 1990** Bourgain P. et Pédaré P., "*Fabrication des aciers inoxydables*", Les aciers inoxydables, Editions de physique, p. 881-914, 1990
- Bugat 1999** Bugat S., Besson J. et Pineau A., "*Micromechanical modelling of the behaviour of duplex stainless steels*", Computational materials science, Vol. 16, p. 158-166, 1999
- Bugat 2000** Bugat S., Besson J. et Pineau A., "*Micromechanical modelling of the behaviour of duplex stainless steels*", Proceedings d'EUROMAT 2000, p. 1391-1396, 2000

- Cailletaud 1984** Cailletaud G., Kaczmarek H. et Policella H., "Some elements on multiaxial behaviour of 316L stainless steel at room temperature", *Mechanics of Materials*, Vol. 3, p. 333-347, 1984
- Cailletaud 1991** Cailletaud G., Doquet V. et Pineau A., "Cyclic multiaxial behaviour of an austenitic stainless steel : microstructural observations and micromechanical modelling", *Fatigue under biaxial and multiaxial loading*, ESIS10 (Edited by K. Kussmaul, D. McDiarmid and D. Socie), Mechanical Engineering Publications, London, p. 131-149, 1991
- Cailletaud 1992** Cailletaud G., "A micromechanical approach to inelastic behaviour of metals", *International Journal of Plasticity*, Vol. 8, p. 55-73, 1992
- Calloch 1997** Calloch S., "Essais triaxiaux non-proportionnels et ingénierie des modèles de plasticité cyclique", Thèse de doctorat, ENS de Cachan, 1997
- Calloch 1999** Calloch S. et Marquis D., "Triaxial tension-compression tests for multiaxial cyclic plasticity", *International Journal of Plasticity*, Vol 15, p. 521-549, 1999
- Calonne 2001** Calonne V., "Propagation de fissure par fatigue dans les austéno-ferritiques moulés : influence de la microstructure, du vieillissement et de la température d'essai", Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2001
- Cayla 1992** Cayla P., "Analyse expérimentale de la surface de plasticité en chargements complexes", Thèse de doctorat, Université de Paris 6, 1992
- Chaboche 1980** Chaboche J.L., Kaczmarek H. et Raine P., "Sur les effets d'interaction de l'écroutissage et de l'endommagement dans l'acier 316L", *La Recherche aérospatiale*, N 3, p.177-196, 1980
- Chaboche 1983** Chaboche J.L. et Rousselier G., "On the plastic and viscoplastic constitutive equations", *ASME, Journal of Pressure Vessel Technology*, Vol. 105, p. 153-164, 1983
- Chaboche 1986** Chaboche J.L., "Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity", *International Journal of Plasticity*, Vol. 2, p. 149-188, 1986
- Chaboche 1989** Chaboche J.L., Nouailhas D., Paulmier P. et Policella H., "Sur les problèmes posés par la description des effets de rochet en plasticité et viscoplasticité cycliques", *La recherche aérospatiale*, Vol. 1, p. 63-79, 1989
- Chaboche 1991** Chaboche J.L., Nouailhas D., Pacou D. et Paulmier P., "Modeling of the cyclic response and ratchetting effects on inconel-718 alloy", *European Journal of Mechanics A/Solids*, Vol. 10, p. 101-121, 1991
- Chaboche 1994** Chaboche J.L., "Modeling of ratchetting : evaluation of various approaches", *European Journal of Mechanics A/Solids*, Vol. 13, p. 501-518, 1994
- Chaboche 1998** Chaboche J.L. et Jung O., "Application of a kinematic hardening viscoplasticity model with thresholds to the residual stress relaxation", *International Journal of Plasticity*, Vol. 13, p. 785-807, 1998
- Choteau 1999** Choteau M., "Caractérisation de l'effet Bauschinger en sollicitations uniaxiales d'un acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2", Thèse de doctorat, Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 1999
- Christ 1991** Christ H.J. et Mughrabi H., "Microstructure and fatigue", , 1991

- Clavel 1989** Clavel M., Pilvin P. et Rahouadj R., "*Analyse microstructurale de la déformation plastique sous sollicitations non-proportionnelles dans un alliage base nickel*", Comptes rendus de l'Académie des sciences de Paris, Série II, p. 689-694, 1989
- Clavel 1994** Clavel M. et Feaugas X., "*Micromechanisms of plasticity under multiaxial cyclic loading*", Proceedings of the Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, SF2M, ESIS, Paris, Vol. 1, p. 17-30, 1994
- Clavel 1996** Clavel M. et Feaugas X., "*Micromechanisms of plasticity under multiaxial cyclic loading*", Multiaxial Fatigue and Design, ESIS 21, Edited by A. Pineau, G. Cailletaud and T. C. Lindley, Mechanical Engineering Publications, London, p. 21-41, 1996
- Colombié 1991** Colombié M., "*Aciers inoxydables*", Techniques de l'Ingénieur, M320, 1991
- Cottrell 1953** Cottrell, "*Dislocations and plastic flow in crystals*", Oxford University Press, London, 1953
- Dafalias 1975** Dafalias Y. F. et Popov E. P., "*A model of nonlinearly hardening materials for complex loading*", Acta Mechanica, Vol. 21, p. 173-192, 1975
- de los Rios 1985** de los Rios E. R., Kandil F. A., Miller K. J. et Brown M. W., "*A metallographic study of multiaxial creep-fatigue behavior in 316 stainless steel*", Multiaxial Fatigue, ASTM STP 853, K. J. Miller and M. W. Brown, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p. 669-687, 1985
- Degallaix 1986** Degallaix S., "*Rôle de l'azote interstitiel et combiné sur le comportement en plasticité cyclique et monotone d'aciers inoxydables austénitiques Z2 CND 17-12 (AISI 316L - 316LN)*", Thèse de 3e cycle, Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 1986
- Degallaix 1990** Degallaix S. et Soussan A., "*Effet combiné de l'azote interstitiel et de la taille de grain sur les contraintes d'écoulement d'aciers inoxydables austénitiques type Z2 CND 17-12*", Revue de Métallurgie, p. 443-456, 1990
- Degallaix 1995** Degallaix S., Seddouki A., Degallaix G., Kruml T. et Polák J., "*Fatigue damage in austenitic-ferritic duplex stainless steels*", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 18, p. 65-77, 1994
- Delobelle 1989** Delobelle P., "*Etude expérimentale de l'effet de rochet de traction-torsion d'un acier inoxydable 17-12 Mo-SPH, de 20 à 650 C*", Journal of Nuclear Materials, Vol. 166, p. 364-378, 1989
- Delobelle 1990** Delobelle P., "*Synthèse sur le comportement et la modélisation viscoplastique d'un acier inoxydable 17-12 SPH aux températures intermédiaires ;  $20 < T < 700$  C*", Revue de physique appliquée, Vol. 25, p. 977-999, 1990
- Delobelle 1993** Delobelle P., "*Synthesis of the elastoviscoplastic behavior and modelization of an austenitic stainless steel over a large temperature range, under uniaxial and biaxial loadings, part I : behavior*", International Journal of Plasticity, Vol. 9, p. 65-85, 1993

- Delobelle 1994** Delobelle P. et Bocher L., "*Experimental study and phenomenological modelization of uni-and-multidirectional ratchet*", Proceedings of the Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, SF2M, ESIS, Paris, Vol. 1, p. 255-268, 1994
- Delobelle 1995** Delobelle P., Robinet P. et Bocher L., "*Experimental study and phenomenological modelization of ratchet under uniaxial and biaxial loading on an austenitic stainless steel*", International Journal of Plasticity, Vol. 11, p. 295-330, 1995
- Desestret 1990** Desestret A. et Charles J., "*Aciers inoxydables austéno-ferritiques*", Les aciers inoxydables, Editions de physique, p. 631-677, 1990
- Dingli 2000** Dingli J. P., Abdul-Latif A. et Saanoumi K., "*Predictions of the complex cyclic behavior of polycrystals using a self-consistent modeling*", International Journal of Plasticity, Vol. 16, p. 411-437, 2000
- Doong 1990** Doong S.-H., Socie D. F. et Robertson I. M., "*Dislocation substructures and nonproportional hardening*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 112, p. 456-464, 1990
- Doong 1991a** Doong S.-H. et Socie D. F., "*Constitutive modeling of metals under nonproportional cyclic loading*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 113, p. 23-30, 1991
- Doong 1991b** Doong S. H. et Socie D. F., "*Deformation mechanisms of metals under complex non-proportional cyclic loading*", Fatigue under biaxial and multiaxial loading, ESIS10 (Edited by K. Kussmaul, D. McDiarmid and D. Socie), Mechanical Engineering Publications, London, p. 305-320, 1991
- Doquet 1989** Doquet V., "*Comportement et endommagement de deux aciers à structure cubique centrée et cubique à face centrée en fatigue oligocyclique sous chargement multiaxial non-proportionnel*", Thèse de doctorat, Ecole Supérieure des Mines de Paris, 1989
- Doquet 1990** Doquet V. et Pineau A., "*Extra hardening due to cyclic non-proportionnel loading of an austenitic stainless steel*", Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 24, p. 433-438, 1990
- Doquet 1991** Doquet V. et Pineau A., "*Multiaxial low-cycle fatigue behaviour of a mild steel*", Fatigue under biaxial and multiaxial loading, ESIS10 (Edited by K. Kussmaul, D. McDiarmid and D. Socie), Mechanical Engineering Publications, London, p. 81-101, 1991
- Doquet 1993** Doquet V., "*Twinning and multiaxial cyclic plasticity of a low stacking-fault-energy FCC alloy*", Acta Metallurgica Materiala, Vol. 41, p. 2451-2459, 1993
- Doquet 1996** Doquet V. et Clavel M., "*Stacking-fault energy and cyclic hardening of FCC solid solutions under multiaxial non-proportional loadings*", Multiaxial Fatigue and Design, ESIS 21, Edited by A. Pineau, G. Cailletaud and T. C. Lindley, Mechanical Engineering Publications, London, p. 43-60, 1996
- Edelman 1951** Edelman F. et Drucker D.C., "*Some extensions of elementary plasticity theory*", J. Franklin Inst., Vol. 251, p. 581-605, 1951
- Eisenberg 1984** Eisenberg M. A. et Yen C.-F., "*The anisotropic deformation of yield surfaces*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 106, p. 355-360, 1984

- Ellis 1983** Ellis J. R., Robinson D. N. et Pugh C. E., "Time dependence in biaxial yield of type 316 stainless steel at room temperature", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 105, p. 250-256, 1983
- Fan 1991** Fan J. et Peng X., "A physically based constitutive description for nonproportional cyclic plasticity", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 113, p. 245-262, 1991
- Fan 1999** Fan J., "A micro/macroscopic analysis for cyclic plasticity of dual phase materials", Journal of Applied Mechanics, Vol. 66, p. 124-136, 1999
- Feugas 1994** Feugas X., "Microstructure et modélisation du comportement en fatigue uniaxiale et multiaxiale d'un alliage de titane biphasé", Thèse de doctorat, Université de Technologie de Compiègne, 1994
- Feugas 1999** Feugas X., "Contribution à la compréhension des mécanismes de déformation plastique et d'endommagement des matériaux", Thèse d'habilitation, Université de Technologie de Compiègne, 1999
- Foet 1991** Foet J., Magnin T., Perrot P. et Vogt J. B., "Nitrogen alloying of duplex stainless steels", Proceedings of Duplex stainless steels'91, Charles J. et Bernhardsson S. Ed., Les éditions de Physique, Vol. 1, p. 49-66, 1991
- Franciosi 1978** Franciosi P., "Plasticité à froid des monocristaux CFC - Etude du durcissement latent", Thèse de doctorat, Université Paris XIII, 1978
- Franciosi 1982** Franciosi P. et Zaoui A., "Multislip in FCC crystals, a theoretical approach compared with experimental data", Acta Metallurgica, Vol. 30, p. 1672-1637, 1982
- François 1991** François D., Pineau A. et Zaoui A., "Comportement mécanique des matériaux", Hermès, 1991
- François 2001** François M., "A plasticity model with yield surface distortion for non-proportional loading", International Journal of Plasticity, Vol. 17, p. 703-717, 2001
- Friedel 1964** Friedel J., "Dislocations", Pergamon Press, 1964
- Gaudin 2000** Gaudin C. et Feugas X., "On the origin of the ratchetting process in austenitic stainless steel AISI 316L at  $T < 0,4 T_m$ ", Proceedings d'EUROMAT 2000, p. 1039-1045, 2000
- Germain 1973** Germain P., "Cours de mécanique des milieux continus", Masson, 1973
- Gieseke 1994** Gieseke W. et Lange G., "Yield surface and dislocation structures of the materials AlMg3 and copper after biaxial plastic cyclic loadings", Proceedings of the Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, SF2M, ESIS, Paris, Vol. 2, p. 155-168, 1994
- Glinka 1995** Glinka G., Wang G. et Plumtree A., "Mean stress effects in multiaxial fatigue", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 18, p. 755-764, 1995
- Gorlier 1984** Gorlier C., "Mécanismes de fatigue plastique de l'acier 316L sous formes monocristalline et polycristalline", Thèse de doctorat, Ecole des Mines de St-Etienne, 1984

- GT2-SF2M 1997** GT2-SF2M, "*Description d'installations d'essais multiaxiaux*", Document préparé par le groupe de travail de la SF2M sur la fatigue multiaxiale, 1997
- Guillemer-Neel 2001** Guillemer-Neel C., Feaugas X., Laird C. et Clavel M., "*Mechanical behaviour under complex cyclic loading in 6246 a/b titanium alloy*", Proceedings of the Sixth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, Manuel de Freitas Ed., ESIS, Lisbonne, Vol. 2, p. 939-948, 2001
- Gunn 1997** Gunn R.N., "*Duplex stainless steels*", Woodhead Publishing Ltd, 1997
- Gupta 1995** Gupta N. K., Meyers A. et Wichtmann A., "*A function for representing experimental yield surfaces*", European Journal of Mechanics A/Solids, Vol. 14, p. 45-53, 1995
- Hassan 1975** Hasegawa T. et Yakou T., "*Deformation behavior and dislocation structures upon stress reversal in polycrystalline aluminium*", Materials Science and Engineering, Vol. 20, p. 267-276, 1975
- Hassan 1992a** Hassan T. et Kyriakides S., "*Ratcheting in cyclic plasticity - Part I : uniaxial behavior*", International Journal of Plasticity, Vol. 8, p. 91-116, 1992
- Hassan 1992b** Hassan T., Corna E. et Kyriakides S., "*Ratcheting in cyclic plasticity - Part II : multiaxial behavior*", International Journal of Plasticity, Vol. 8, p. 117-146, 1992
- Haupt 1996** Haupt A. et Schinke B., "*Experiments on the ratcheting behavior of AISI 316L(N) austenitic at room temperature*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 118, p. 281-284, 1996
- Hautefeuille 1991** Hautefeuille L., "*Etude des modes de déformation d'alliages d'aluminium sous sollicitations monotones et cycliques (chargements proportionnels et non-proportionnels)*", Thèse de doctorat, Université de Technologie de Compiègne, 1991
- Hautefeuille 1992** Hautefeuille L., Ferney V., Clavel M., Pilvin P. et Cailletaud G., "*Mechanical and microstructural modelling under multiaxial loading application to 2024 alloy and to waspaloy*", International Seminar on Multiaxial Plasticity, MECAMAT, p. 73-98, 1992
- Helling 1986** Helling D. E., Miller A. K. et Stout M. G., "*An experimental investigation of the yield Loci of 1100-0 aluminum, 70:30 brass, and an overaged 2024 aluminum alloy after various prestrains*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 108, p. 313-320, 1986
- Helling 1987** Helling D. E. et Miller A. K., "*The incorporation of yield surface distortion into a unified constitutive model, Part 1 Equation development*", Acta Mechanica, Vol. 69, p. 9-23, 1987
- Hoc 1999** Hoc T., "*Etudes expérimentale et numérique de la localisation de la déformation lors de changements de trajets dans un acier doux*", Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Paris, 1999
- Hug 1998** Hug J. et Zenner H., "*Influence of multi-axial loading on the lifetime in LCF strength*", Low-cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials, K-T Rie and P. D. Portella (Editors), Elsevier, p.217-222, 1998

- Hull 1965** Hull D. et Bacon D. J., *"Introduction to dislocations"*, Pergamon Press, 1965
- Inal 1996** Inal K., *"Etude de l'hétérogénéité des contraintes résiduelles et appliquées dans un acier austéno-ferritique"*, Thèse de doctorat, Université de Paris 11, 1996
- Inal 1998** Inal K. et Lebrun J.L., *"Approches numériques et expérimentales du passage micro-macro dans des aciers austéno-ferritiques"*, Journal de physique IV, Vol. 8, p. 69-74, 1998
- Inal 2000** Inal K., M'cirdi L., Lebrun J.L. et Barbier G., *"Mechanical behaviour analysis of phase interaction in a rolled and a cast duplex stainless steels"*, Proceedings of the Sixth International Conference on Duplex Stainless Steels, Venise, p. 173-182, 2000
- Ishikawa 1997** Ishikawa H., *"Subsequent yield surface probed from its current center"*, International Journal of Plasticity, Vol. 13, p. 533-549, 1997
- Itoh 1992** Itoh T., Sakane M., Ohnami M. et Ameyama K., *"Additional hardening due to nonproportional cyclic loading - A contribution of stacking fault energy"*, International Seminar on Multiaxial Plasticity, MECAMAT, p. 43-50, 1992
- Itoh 1995** Itoh T., Sakane M., Ohnami M. et Socie D. F., *"Nonproportional low cycle fatigue criterion for type 304 stainless steel"*, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 117, p. 285-292, 1995
- Itoh 2000** Itoh T., Chen X., Nakagawa T. et Sakane M., *"A simple model for stable cyclic stress-strain relationship of type 304 stainless steel under nonproportional loading"*, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 122, p. 1-9, 2000
- Jiang 1994** Jiang Y. et Sehitoglu H., *"Multiaxial cyclic ratchetting under multiple step loading"*, International Journal of Plasticity, Vol. 10, p. 849-870, 1994
- Jiang 1997** Jiang Y. et Kurath P., *"Nonproportional cyclic deformation critical experiments and analytical modeling"*, International Journal of Plasticity, Vol. 13, p. 743-763, 1997
- Jin 1990** Jin N. Y., Zhong C. et Chen X. F., *"Cyclic deformation of AISI-310 stainless steel II. Saturation dislocation structures"*, Acta Metallurgica Materiala, Vol. 38, p. 2141-2148, 1990
- Johansson 2000** Johansson J. et Odén M., *"Micro- and macrostress evolution in a duplex stainless steel during uniaxial loading"*, Materials Science Forum, Vol. 347-349, p. 603-608, 2000
- Khan 1986** Khan A. S. et Parikh Y., *"Large deformation in polycrystalline copper under combined tension-torsion, loading, unloading and reloading or reverse loading : a study of two incremental theories of plasticity"*, International Journal of Plasticity, Vol. 2, p. 379-392, 1986
- Khan 1990** Khan A. S. et Wang X., *"An experimental study of large finite plastic deformation in annealed 1100 aluminum during proportional and nonproportional biaxial compression"*, International Journal of Plasticity, Vol. 6, p. 485-504, 1990

- Khan 1993** Khan A. S. et Wang X., *"An experimental study of subsequent yield surface after finite shear prestraining"*, International Journal of Plasticity, Vol. 9, p. 889-905, 1993
- Khan 2000** Khan A. S. et Liang R., *"Behaviors of three BCC metals during non-proportional multi-axial loadings : experiments and modeling"*, International Journal of Plasticity, Vol. 16, p. 1443-1458, 2000
- Klepaczko 1986** Klepaczko J.R. et Chiem C.Y., *"On rate sensitivity of fcc metals, instantaneous rate sensitivity and rate sensitivity of strain hardening"*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, p. 29-54, 1986
- Kowalsky 1999** Kowalsky U., Ahrens H. et Dinkler D., *"Distorted yield surface modelling by higher order anisotropic hardening tensors"*, Computational materials science, Vol. 16, p. 81-88, 1999
- Krempf 1975** Krempf E., *"On the interaction of rate and history dependence in structural metals"*, Acta Metallurgica, Vol. 22, p. 53, 1975
- Krempf 1983** Krempf E. et Lu H., *"Comparison of the stress responses of an aluminum alloy tube to proportional and alternate axial and shear paths at room temperature"*, Mechanics of Materials, Vol. 2, p. 183-192, 1983
- Krempf 1984** Krempf E. et Lu H., *"The hardening and rate-dependant behavior of fully annealed AISI type 304 stainless steel under biaxial in-phase and out-of-phase strain cycling at room temperature"*, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 106, p. 376-382, 1984
- Krempf 1993** Krempf E. et Cheng S., *"The experimental determination of the stress response of an Al/Mg alloy to a polygonal strain path after three levels of prestraining"*, Acta Mechanica, Vol. 101, p. 93-109, 1993
- Krieg 1975** Krieg R. D., *"A practical two surface plasticity theory"*, Journal of Applied Mechanics, Vol. 42, p. 641-646, 1975
- Kruml 1997** Kruml T., Polák J., Obrtlík K. et Degallaix S., *"Dislocation structures in the bands of localised cyclic plastic strain in austenitic 316L and austenitic-ferritic duplex stainless steels"*, Acta Metallurgica, Vol. 45, p. 5145-5151, 1997
- Kruml 2000** Kruml T., Polák J. et Degallaix S., *"Microstructure in 316LN stainless steel fatigued at low temperature"*, Materials Science and Engineering, Vol. A293, p. 275-280, 2000
- Kuroda 1999** Kuroda M. et Tvergaard V., *"Use of abrupt strain path change for determining subsequent yield surface : illustrations of basic idea"*, Acta Materialia, Vol. 47, p. 3879-3890, 1999
- Kuroda 2000** Kuroda M. et Tvergaard V., *"Effect of strain path change on limits to ductility of anisotropy metal sheets"*, International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 42, p. 867-887, 2000
- Kurtyka 1985** Kurtyka T. et Zyczkowski M., *"A geometric description of distortional plastic hardening of deviatoric materials"*, Archives of Mechanics, Vol. 37, p. 383-395, 1985
- Kurtyka 1996** Kurtyka T. et Zyczkowski M., *"Evolution equations for distortional plastic hardening"*, International Journal of Plasticity, Vol. 12, p. 191-213, 1996

- Kuwabara 2000** Kuwabara T., Kuroda M., Tvergaard V. et Nomura K., "Use of abrupt strain path change for determining subsequent yield surface : experimental study with metal sheets", Acta Materiala, Vol. 48, p. 2071-2079, 2000
- Lacombe 1990** Lacombe L., Baroux B. et Béranger G., "Les aciers inoxydables", Editions de physique, 1990
- Lamba 1978a** Lamba H. S. et Sidebottom O. M., "Cyclic plasticity for nonproportional paths : Part I - Cyclic hardening, erasure of memory, and subsequent strain hardening experiments" Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 100, p. 96-103, 1978
- Lamba 1978b** Lamba H. S. et Sidebottom O. M., "Cyclic plasticity for nonproportional paths : Part II - Comparison with predictions of three incremental plasticity models", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 100, p. 104-111, 1978
- Le Roux 1999** Le Roux J.-C., "Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'un acier inoxydable austéno-ferritique moulé vieilli", Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Paris, 1999
- Lee 1999** Lee Y. J., Subhash G. et Ravichandran G., "Constitutive modeling of textured body-centered-cubic (bcc) polycrystals", International Journal of Plasticity, Vol. 15, p. 625-645, 1999
- Lemaitre 1988** Lemaître J. et Chaboche J.L., "Mécanique des matériaux solides", Dunod, Bordas, 1988
- Li 1990** Li Z.H., Han J.B., Wang Y.L. et Kuang Z.B., "Low-cycle fatigue investigations and numerical simulations on dual phase steel with different microstructures", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 13, No. 3, p. 229-240, 1990
- Lian 1991** Lian J. et Chen J., "Isotropic polycrystal yield surfaces of B.C.C. and F.C.C. metals crystallographic and continuum mechanics approaches", Acta Metallurgica Materiala, Vol. 39, p. 2285-2294, 1991
- Lieurade 1986** Lieurade H.P., Ribes A. et Bollinger E., "Influence d'un précrouissage sur le comportement d'un acier Z2CND17-13 (AISI 316L) en fatigue oligocyclique", Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie, p. 547-551, 1986
- Lin 2000** Lin X., "Cyclic deformation behavior and dislocation substructures of hexagonal zircaloy-4 under out-of-phase loading", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 122, p. 42-48, 2000
- Llanes 1996** Llanes L., Mateo A., Iturgoyen L. et Anglada M., "Aging effect on the cyclic deformation mechanisms of a duplex stainless steel", Acta Materiala, Vol. 44, p. 3967-3978, 1996
- Llanes 1999** Llanes L., Mateo A., Villechaise P., Méndez J. et Anglada M., "Effect of testing atmosphere (air/in vacuo) on low fatigue characteristic of a duplex stainless steel", International Journal of Fatigue, Vol. 21, p. 119-125, 1999
- Lukas 1973** Lukas P. et Klesnil M., "Cyclic stress-strain response and fatigue life of metals in low amplitude region", Materials Science and Engineering, Vol. 11, p.345-356, 1973

- Magnin 1984a** Magnin T., Driver J., Lepinoux J. et Kubin L.P., "*Aspects microstructuraux de la déformation cyclique dans les métaux et alliages CC et CFC I. Consolidation cyclique*", Revue de physique appliquée, Vol. 19, p. 467-482, 1984
- Magnin 1984b** Magnin T., Driver J., Lepinoux J. et Kubin L.P., "*Aspects microstructuraux de la déformation cyclique dans les métaux et alliages CC et CFC II. Saturation cyclique et localisation*", Revue de physique appliquée, Vol. 19, p. 483-502, 1984
- Magnin 1988** Magnin T., Lardon J. M. et Coudreuse L., "*A new approach to low cycle fatigue behavior of a duplex stainless steel based on the deformation mechanisms of the individual phases*", Low-cycle fatigue, ASTM STP 942, H. D. Solomon, G. R. Halford, L. R. Kaisand and B. N. Leis, Eds., American society for testing and materials, Philadelphia, p. 812-823, 1988
- Marquis 1989** Marquis D., "*Phénoménologie et thermodynamique - Application au couplage entre la thermoélasticité, la plasticité, le vieillissement et l'endommagement*", Thèse de doctorat d'état, Université de Paris 6, 1989
- Mateo 1996** Mateo A., Llanes L., Iturgoyen L. et Anglada M., "*Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel*", Acta Materialia, Vol. 44, p. 1143-1153, 1996
- McDowell 1985a** McDowell D.L., "*An experimental study of the structure of constitutive equations for nonproportional cyclic plasticity*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 107, p. 307-315, 1985
- McDowell 1985b** McDowell D.L., "*A two surface plasticity model for transient nonproportional cyclic plasticity, part 1 : Development of appropriate equations*", Journal of Applied Mechanics, Vol. 52, p.298-302, 1985
- McDowell 1985c** McDowell D.L., "*A two surface plasticity model for transient nonproportional cyclic plasticity, part 2 : Comparison of theory with experiments*", Journal of Applied Mechanics, Vol. 52, p. 303-308, 1985
- McDowell 1987** McDowell D.L., "*An evaluation of recent developments in hardening and flow-rules for rate-independent, nonproportional cyclic plasticity*", Journal of Applied Mechanics, Vol. 54, p. 323-334, 1987
- McDowell 1994** McDowell D.L., "*Description of nonproportional cyclic ratchetting behavior*", European Journal of Mechanics A/Solids, Vol. 13, p.593-604, 1994
- McDowell 1995** McDowell D.L., "*Stress state dependance of cyclic ratchetting behavior of two rail steels*", International Journal of Plasticity, Vol. 11, No. 4, p. 397-421, 1995
- McGinty 1999** McGinty R. D. et McDowell D. L., "*Multiscale polycrystal plasticity*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 121, p. 203-209, 1999
- Miastkowski 1965** Miastkowski J. et Szczepinski W., "*An experimental study of yield surfaces of prestrained brass*", International Journal of Solids and Structures, Vol. 1, p. 189-194, 1965
- Michno 1976** Michno M. J. et William N. F., "*An historical perspective of yield surface investigations for metals*", International Journal of Non-linear Mechanics, Vol. 11, p. 59-82, 1976

- Moosbrugger 1989** Moosbrugger J.C. et McDowell D.L., "*On a class of kinematic hardening rules for nonproportional cyclic plasticity*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 111, p. 87-98, 1989
- Moosbrugger 1997** Moosbrugger J.C. et Morrison D.J., "*Nonlinear kinematic hardening rule parameters : direct determination from completely reversed proportional cycling*", International Journal of Plasticity, Vol. 13, p. 633-668, 1997
- Moosbrugger 2000a** Moosbrugger J. C., "*Anisotropic nonlinear kinematic hardening rule parameters from reversed proportional axial-torsional cycling*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 122, p. 18-28, 2000
- Moosbrugger 2000b** Moosbrugger J.C., Morrison D.J. et Jia Y., "*Nonlinear kinematic hardening rule parameters - relationship to substructure evolution in polycrystalline nickel*", International Journal of Plasticity, Vol. 16, p. 439-467, 2000
- Moussavi 1997** Moussavi Toorshizi S.E., "*Ecrouissage cyclique d'aciers inoxydables austénitique, ferritique et austéno-ferritique : influence de l'histoire de chargement*", Thèse de doctorat, Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 1997
- Mughrabi 1983** Mughrabi H., "*Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals*", Acta Metallurgica, Vol. 31, p. 1367-1379, 1983
- Murakami 1989a** Murakami S., Kawai M., Aoki K. et Ohmi Y., "*Temperature-dependance of multiaxial non-proportional cyclic behavior of type 316 stainless steel*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 111, p. 32-39, 1989
- Murakami 1989b** Murakami S., Kawai M. et Ohmi Y., "*Effects of amplitude-history and temperature-history on multiaxial cyclic behavior of type 316 stainless steel*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 111, p. 278-285, 1989
- Murakami 1990** Murakami S., Kawai M. et Yamada Y., "*Creep after cyclic-plasticity under multiaxial conditions for type 316 stainless steel at elevated temperature*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 112, p. 346-352, 1990
- Naghdi 1986** Naghdi P. M. et Nikkel D. J., "*Two-dimensional strain cycling in plasticity*", Journal of Applied Mechanics, Vol. 53, p. 821-830, 1986
- Nishino 1986** Nishino S., Hamada N., Sakane M., Ohnami M., Matsumura N. et Tokizane M., "*Microstructural study of cyclic strain hardening behaviour in biaxial stress states at elevated temperature*", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 9, p. 65-77, 1986
- Nouailhas 1985a** Nouailhas D., Chaboche J.L., Savalle S. et Cailletaud G., "*On the constitutive equations for cyclic plasticity under nonproportional loading*", International Journal of Plasticity, Vol. 1, p. 317-330, 1985
- Nouailhas 1985b** Nouailhas D., Cailletaud G., Policella H., Marquis D., Dufailly J., Lieurade H. P. et Ribes A., "*On the description of cyclic hardening and initial cold working*", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 21, p. 857-895, 1985

- Ohashi 1975** Ohashi Y., "Anisotropy due to plastic deformation of initially isotropic mild steel and its analytical formulation", *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 23, p 277-294, 1975
- Ohashi 1985a** Ohashi Y., Kawai M. et Kaito T., "Inelastic behavior of type 316 stainless steel under multiaxial nonproportional cyclic stressings at elevated temperature", *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 107, p. 101-109, 1985
- Ohashi 1985b** Ohashi Y., Tanaka E. et Ooka M., "Plastic deformation behavior of type 316 stainless steel subject to out-of-phase strain cycles", *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 107, p 286-292, 1985
- Ohnami 1988** Ohnami M., Sakane M. et Nishino S., "Cyclic behavior of a type 304 stainless steel in biaxial stress states at elevated temperatures", *International Journal of Plasticity*, Vol. 4, p. 77-89, 1988
- Ohno 1993a** Ohno N. et Wang J.D., "Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery. Part I : formulation and basic features for ratchetting behavior", *International Journal of Plasticity*, Vol. 9, p. 375-390, 1993
- Ohno 1993b** Ohno N. et Wang J.D., "Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery. Part II : application to experiments of ratchetting behavior", *International Journal of Plasticity*, Vol. 9, p. 391-403, 1993
- Ohno 1994** Ohno N. et Wang J.D., "Kinematic hardening rules for simulation of ratchetting behavior", *European Journal of Mechanics A/Solids*, Vol. 13, p. 519-531, 1994
- Ohno 1998a** Ohno N., "Constitutive modeling of cyclic plasticity with emphasis on ratchetting", *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 40, p. 251-261, 1998
- Ohno 1998b** Ohno N., Abdel-Karim M., Kobayashi M. et Igari T., "Ratchetting characteristics of 316FR steel at high temperature, part II : strain-controlled ratchetting experiments and simulations", *International Journal of Plasticity*, Vol. 14, p. 355-372, 1998
- Phillips 1973** Phillips A. et Kasper R., "On the foundation of thermoplasticity - An experimental investigation", *Journal of applied Mechanics*, Vol. 40, p. 891-896, 1973
- Phillips 1975** Phillips A. et Weng G. J., "An analytical study of an experimentally verified hardening law", *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 42, p. 375-378, 1975
- Phillips 1976** Phillips A. et Ricciuti M., "Fundamental experiments in plasticity and creep of aluminum - Extension of previous results", *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 12, p. 159-171, 1976
- Phillips 1977** Phillips A. et Moon H., "An experimental investigation concerning yield surfaces and loading surfaces", *Acta Mechanica*, Vol. 27, p. 91-102, 1977
- Phillips 1979** Phillips A. et Lee C.-W., "Yield surfaces and loading surfaces. Experiments and recommendations", *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 15, p. 715-729, 1979

- Pickering 1978** Pickering F. B., *"Physical metallurgy and the design of steels"*, Applied science publishers LTd, London, 1978
- Pilvin 1990** Pilvin P., *"Approches multiéchelles pour la prévision du comportement anélastique des métaux"*, Thèse de doctorat. Université de Paris 6, 1990
- Pilvin 1994** Pilvin P., *"The contribution of micromechanical approaches to the modelling of inelastic behaviour of polycrystals"*, Proceedings of the Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, SF2M, ESIS, Paris, Vol. 1, p. 31-46, 1994
- Pineau 1997** Pineau A. et Petrequin P., *"La fatigue plastique oligocyclique"*, Fatigue des matériaux et des structures, coordinateurs Bathias et Bailon, HERMES, p. 107-161, 1997
- Pohl 1980** Pohl K., May et Macherauch E., *"Persistent slip bands in the interior of a fatigued low carbon steel"*, Scripta Metallurgica, Vol. 14, p. 1167-1169, 1980
- Polák 1977** Polák J., Klesnil M. et Lukas P., *"On the cyclic stress-strain curve evaluation in low cycle fatigue"*, Materials Science and Engineering, Vol. 28, p. 109-117, 1977
- Polák 1979** Polák J. et Klesnil M., *"Cyclic plasticity and low cycle fatigue life in variable amplitude loading"*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 1, p. 123-133, 1979
- Polák 1983** Polák J. et Klesnil M., *"Cyclic stress-strain response and dislocation substructure in polycrystalline copper"*, Materials Science and Engineering, Vol. 63, p. 189-196, 1983
- Polák 1993** Polák J., Degallaix S. et Degallaix G., *"The role of cyclic slip localization in fatigue damage of materials"*, Journal de physique IV, Vol. 3, p. 679-684, 1993
- Polák 1999** Polak J., Kruml T., Degallaix S. et Nilsson J.-O., *"Fatigue damage in austenitic-ferritic duplex stainless steel"*, Proceedings of the Eight International Conference on the Mechanical Behaviour of Materials, Vol. 1, p. 47-52, 1999
- Portier 1999** Portier L., *"Contribution numérique à l'étude de la déformation progressive des structures Etude expérimentale et étude comparative de lois de comportement"*, Thèse de doctorat, ENS de Cachan, 1999
- Portier 2000** Portier L., Calloch S., Marquis D. et Geyer P., *"Ratchetting under tension-torsion loadings : experiments and modelling"*, International Journal of Plasticity, Vol. 16, p. 303-335, 2000
- Rees 1982** Rees D.W.A., *"Yield functions that account for the effects of initial and subsequent plastic anisotropy"*, Acta Mechanica, Vol. 43, p. 223-241, 1982
- Rees 1984** Rees D. W. A., *"An examination of yield surface distortion and translation"*, Acta Mechanica, Vol. 52, p. 15-40, 1984
- Robinet 2000** Robinet P., Feaugas X. et Delobelle P., *"Mechanical and microstructural investigations of an austenitic stainless steel under non-proportional loadings in tension-torsion-internal and external pressure"*, Proceedings d'EUROMAT 2000, p. 475-480, 2000
- Rousset 1985** Rousset M., *"Surface seuil de plasticité, détermination automatique et modélisation"*, Thèse de doctorat, Université de Paris 6, 1985

- Saanouni 1996** Saanouni K. et Abdul-Latif A., "*Micromechanical modeling of low cycle fatigue under complex loadings - Part I. Theoretical formulation*", International Journal of Plasticity, Vol. 12, p. 1111-1121, 1996
- Savaidis 2001** Savaidis A., Savaidis G. et Zhang C., "*FE fatigue analysis of notched elastic-plastic shaft under multiaxial loading consisting of constant and cyclic components*", International journal of fatigue, Vol. 23, p. 303-315, 2001
- Shiratori 1968** Shiratori E. et Ikegami K., "*Experimental study of the subsequent yield surface by using cross-shaped specimens*", International Journal of Solids and Structures, Vol. 16, p.373-394, 1968
- Shiratori 1976** Shiratori E., Ikegami K., Yoshida F., Kaneko K. et Koike S., "*The subsequent yield surfaces after preloading under combined axial load and torsion*", Bull. Japan Soc. Mech. Engng, Vol. 19, p. 877-883, 1976
- SiDoLo 1995** SiDoLo, "*Simulation et Identification de Lois de comportement*", notice d'utilisation, 1995
- Silberschmidt 1999** Silberschmidt V. V. et Werner E., "*Analysis of thermal residual stresses in duplex-type materials*", Computational materials science, Vol. 16, p. 39-52, 1999
- Socie 1987** Socie D., "*Multiaxial fatigue damage models*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 109, p. 293-298, 1987
- Sonsino 1985** Sonsino C.M. et Grubisic V., "*Fatigue behavior of cyclically softening and hardening steels under multiaxial elastic-plastic deformation*", Multiaxial Fatigue, ASTM STP 853, K. J. Miller and M. W. Brown, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p. 586-605, 1985
- Tanaka 1975** Tanaka M. et Miyagawa Y., "*On generalized kinematic hardening theory of plasticity*", Ing.-Arch., Vol. 44, p. 645-651, 1975
- Tanaka 1985a** Tanaka E., Murakami S. et Ooka M., "*Effects of strain path shapes on non-proportional cyclic plasticity*", Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol. 33, p. 559-575, 1985
- Tanaka 1985b** Tanaka E., Murakami S. et Ooka M., "*Effects of plastic strain amplitudes on non-proportional cyclic plasticity*", Acta Mechanica, Vol. 57, p.167-182, 1985
- Tanaka 1992** Tanaka E., "*A nonproportionality parameter and a viscoplastic constitutive model describing both cyclic hardening and cyclic softening*", International Seminar on Multiaxial Plasticity, MECAMAT, p.198-223, 1992
- Tanaka 1994** Tanaka E., "*A nonproportionality parameter and a viscoplastic constitutive model taking into account amplitude dependences and memory effects of isotropic hardening*", European Journal of Mechanics A/Solids, Vol. 13, p. 155-173, 1994
- Toth 2000** Toth L.S., Molinari A. et Zouhal N., "*Cyclic plasticity phenomena as predicted by polycrystal plasticity*", Mechanics of Materials, Vol. 99, p. 99-113, 2000
- Valanis 1980** Valanis K.C., "*Fundamental consequences of a new intrinsic time measure plasticity as a limit of the endochronic theory*", Archives of Mechanics, Vol. 32, p. 171, 1980

- Vincent 2000** Vincent L., Calloch S., François M. et Marquis D., "*Ratchetting modelling through yield surface distortion*", Proceedings d'EUROMAT 2000, p. 469-474, 2000
- Vincent 2001** Vincent L., Calloch S. et Marquis D., "*A viscoplastic constitutive model describing both multiaxial ratchetting and yield surface distortion*", Proceedings of the Sixth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, Manuel de Freitas Ed., ESIS, Lisbonne, Vol. 2, p. 931-938, 2001
- Vogt 1994** Vogt J. B., Messai A. et Foct J., "*Factors influencing the low cycle behaviour of a duplex stainless steel : effect of strain amplitude and nitrogen content*", Proceedings of the Fourth International Conference on Duplex Stainless Steels, Vol. 1, Paper 33, 1994
- Vogt 1999** Vogt J. B., Ait Saadi B. et Foct J., "*Analysis of the fatigue dislocation structures in a duplex stainless steel alloyed with nitrogen*", Zeitschrift Metallkunde, Vol. 90, p. 323-328, 1999
- Voyiadjis 1990** Voyiadjis G.Z. et Foroozesh M., "*Anisotropic distortional yield model*", Journal of Applied Mechanics, Vol. 57, p. 537-547, 1990
- Voyiadjis 1994** Voyiadjis G. Z. et Sivakumar S. M., "*A robust kinematic hardening rule for cyclic plasticity with ratchetting effects Part II. Application to nonproportional loading cases*", Acta Mechanica, Vol. 107, p. 117-136, 1994
- Wang 1994** Wang C. H. et Brown M. W., "*A study of the deformation behaviour under multiaxial loading*", European Journal of Mechanics A/Solids, Vol. 13, p. 175-188, 1994
- Weiss 1993** Weiss J. et Pineau A., "*Continuous and sequential multiaxial low-cycle fatigue damage in 316 stainless steel*", Advances in multiaxial fatigue, ASTM STP 1191, D. L. McDowell and R. Ellis, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p. 183-203, 1993
- Welman 1991** Welman W.H.M., Gadgil V.J. et Kolster B.H., "*Mechanical behaviour of duplex stainless steel*", Proceedings of Duplex stainless steels'91, Charles J. et Bernhardsson S. Ed., Les éditions de Physique, Vol. 1, p. 177-184, 1991
- White 1996** White C.S., "*A two surface plasticity model with bounding surface softening*", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 118, p. 37-42, 1996
- Williams 1971** Williams J.F. et Svensson N.L., "*A rationally based yield criterion for work hardening materials*", Meccanica, Vol. 6, p. 104-114, 1971
- Winter 1981** Winter A.T., Pedersen O B. et Rasmussen K.V., "*Dislocation microstructures in fatigued copper polycrystals*", Acta Metallurgica, Vol. 29, p. 735-748, 1981
- Wu 1991** Wu H. C. et Yeh W. C., "*On the experimental determination of yield surfaces and some results of annealed 304 stainless steel*", International Journal of Plasticity, Vol. 7, p. 803-826, 1991
- Ziebs 1994** Ziebs J., Meersmann J. et Kühn H. J., "*Effects of proportional and non-proportional straining sequences on the hardening/softening behaviour of IN 738 LC at elevated temperatures*", European Journal of Mechanics A/Solids, Vol. 13, p. 605-619, 1994

- Zong 1990** Zong C., Jin N.Y., Zhou X., Meng E. et Chen X.F., "*Cyclic deformation of AISI-310 stainless steel I. Cyclic stress-strain responses*", *Acta Metallurgica Materiala*, Vol. 38, p. 2135-2140, 1990
- Zyczkowski 1984** Zyczkowski M. et Kurtyka T., "*Generalized Ilyushin's spaces for a more adequate description of plastic hardening*", *Acta Mechanica*, Vol. 52, p. 1-13, 1984



## **Annexes**



## **Dimensionnement de l'ensemble mors-éprouvette de traction-torsion**

### **A-1 Choix du système d'amarrage de traction-torsion**

Différentes contraintes sont imposées au niveau de l'éprouvette : elle doit être creuse à parois minces, de manière à avoir des contraintes les plus homogènes possibles. Les diamètres intérieur et extérieur sont fixés respectivement à 22 et 25 mm après étude de dimensions dans la littérature et de la capacité de la machine [GT2-SF2M 1997]. Les moyens d'usinage limitent d'autre part la longueur de l'éprouvette à 160 mm, longueur maximale qu'il est possible de percer avec des forets standards.

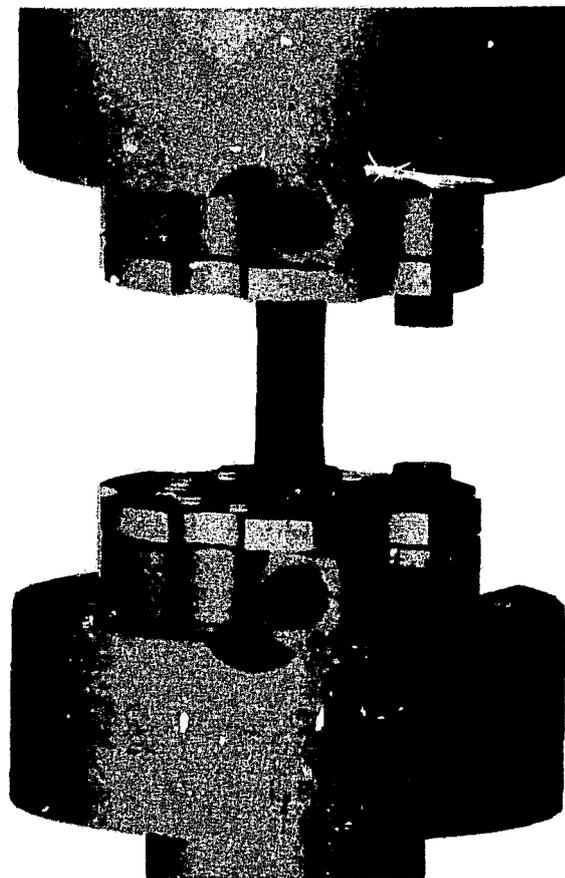
Nous avons étudié différentes solutions utilisées par ailleurs [GT2-SF2M 1997]. Nous cherchions un système où les contraintes d'usinage sur l'éprouvette soient minimales et qui puisse garantir la coaxialité de la partie utile de l'éprouvette par rapport au vérin et à la cellule de charge, et son maintien sans jeu pendant l'essai. Nous avons pour cela écarté les systèmes où le couple était repris par 2 surfaces parallèles sur chacune des têtes de l'éprouvette car cela impliquait des conditions drastiques d'usinage pour éviter d'avoir un jeu. Pour éliminer le jeu, il aurait fallu mettre en place un système de cales pentées symétriques qui aurait rendu l'ensemble trop complexe. Après des essais, le système de serrage d'un mandrin fendu sur une surface cylindrique a été lui aussi abandonné car il ne garantissait pas l'absence de glissement pendant l'essai.

En définitive nous avons opté pour un système où les reprises de l'effort et du couple sont découplées (voir schéma Figure A-1 et plan de l'éprouvette Figure A-2). La rotation de l'éprouvette est empêchée par une cale pentée appuyée sur un méplat pratiqué sur la tête de l'éprouvette. Une plaque fendue maintenue par des vis empêche la translation de l'éprouvette.

Ce système élimine le jeu au niveau des têtes et limite les contraintes d'usinage. En effet la distance méplat-axe de l'éprouvette ne nécessite pas une très grande précision car la cale pentée peut rattraper tout jeu. Il est cependant toujours important de garder une différence de diamètre entre les têtes de l'éprouvette et les mors aussi faible que possible même si les jeux sont rattrapés. En effet la pression de contact est d'autant plus faible que la surface en

conçut est plus élevée. En outre si la différence de diamètre est trop importante, on ne garantit plus la coaxialité entre les mors et la partie utile de l'éprouvette.

La coaxialité de l'ensemble [vérin, partie utile de l'éprouvette, cellule d'effort] est déterminante pour la précision des mesures effectuées. Les contraintes géométriques sur l'éprouvette sont donc importantes. Nous avons de plus offert une possibilité de réglage de la concentricité pour remédier aux défauts de l'ensemble montage + machine. Ce réglage est découplé suivant deux axes perpendiculaires suivant le principe du joint de Oldham pour plus de facilités de réglage. Le réglage complet de la coaxialité incluant le parallélisme des axes n'était pas réalisable simplement, nous nous sommes donc contentés du réglage de la concentricité.



*Figure A-1 : Schéma du système d'amarrage de traction-torsion.*

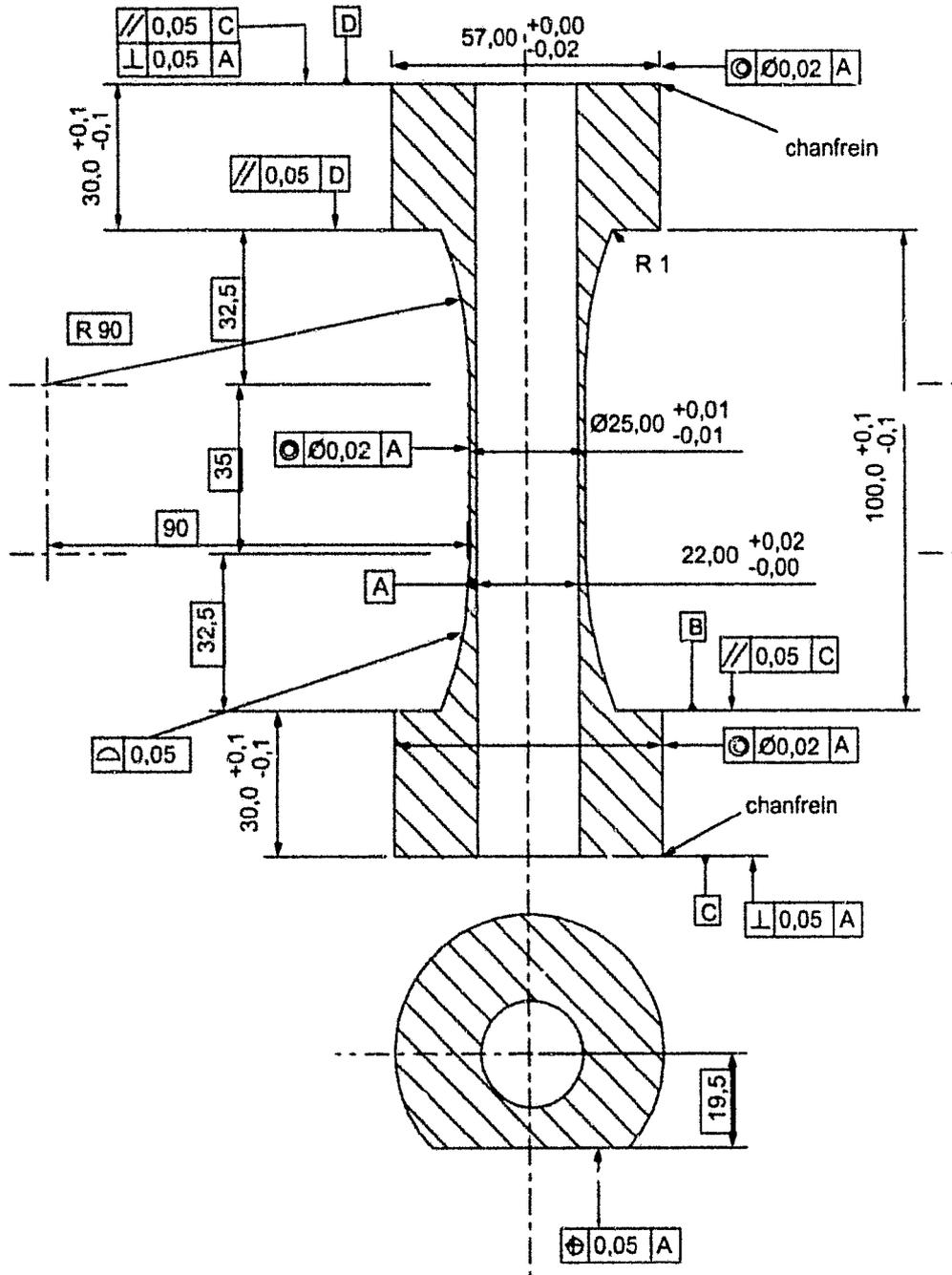


Figure A-2 : Plan de l'éprouvette

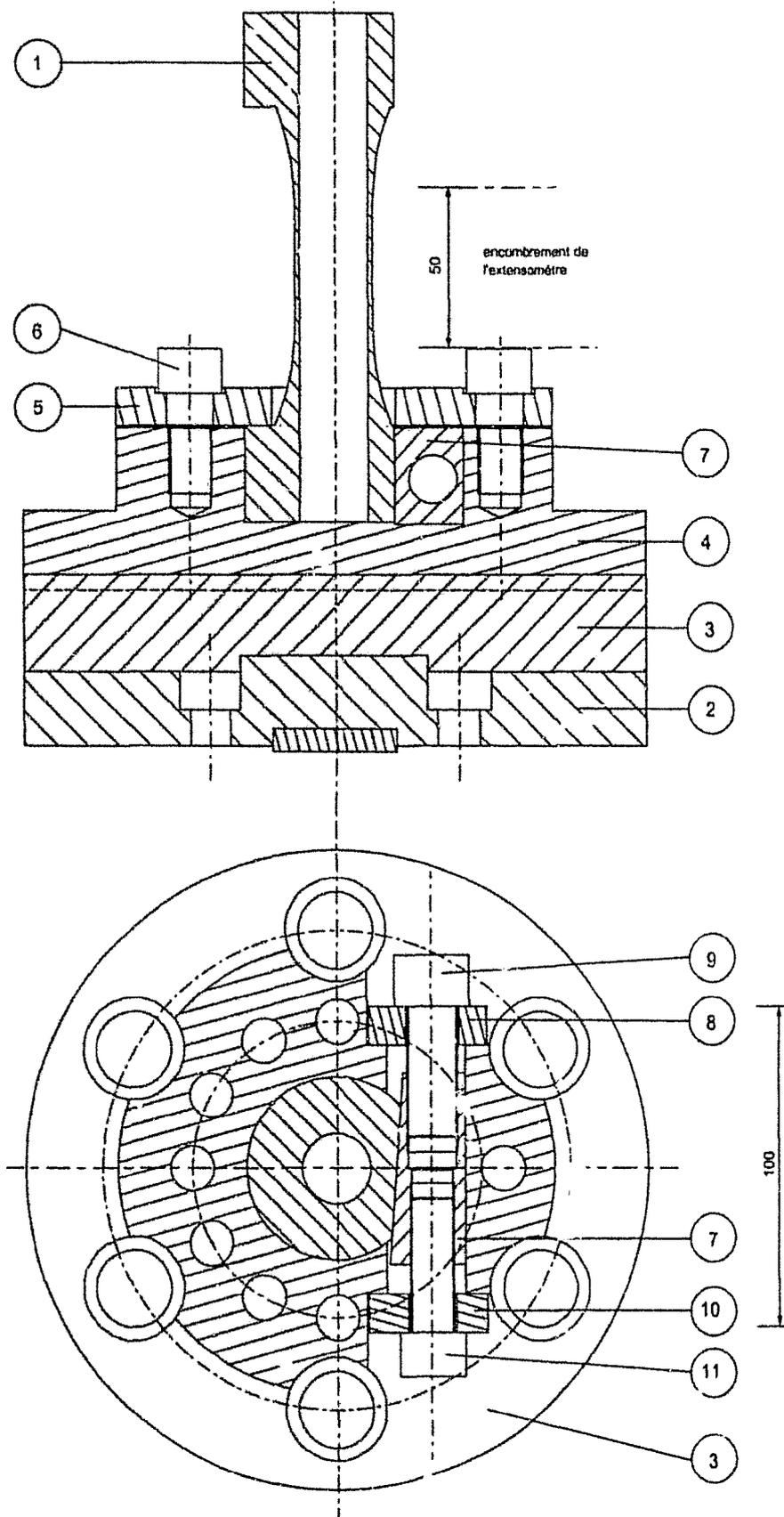


Figure A-3: Plan du montage

## A-2 Présentation du montage mors + éprouvette

La solution retenue pour le montage mors + éprouvette est présentée Figure A-3. L'éprouvette 1 est amarrée au vérin par l'intermédiaire des 2 plaques 2 et 3 et du mors inférieur 4. La plaque d'appui 2 est centrée sur le vérin et fixée à l'aide de 12 vis M12. La plaque intermédiaire 3 joue le rôle d'un joint de Oldham entre la plaque d'appui 2 et le mors inférieur 4. Celui-ci est fixé à la plaque d'appui 2 grâce à 6 vis M20. L'éprouvette 1 est positionnée dans le mors inférieur 4 par un centrage long et un appui plan perpendiculaire à celui-ci. La cale pentée 7 permet d'immobiliser l'éprouvette en rotation, elle est plaquée contre l'éprouvette à l'aide de la vis 9 appuyée sur la rondelle 8. La vis 11 permet d'extraire la cale pentée 7 lors du démontage. La plaque de pression 5 maintient axialement l'éprouvette en position grâce aux 8 vis 6, elle est fendue pour permettre sa mise en position sur l'éprouvette.

L'éprouvette est fixée sur la cellule de charge par un système similaire à celui présenté plus haut. La seule différence est l'absence des plaques 2 et 3 puisqu'un seul réglage de la concentricité est nécessaire. Le mors supérieur est fixé directement sur la cellule de charge biaxiale à l'aide d'un appui plan et d'un centrage court.

Les mors ont été usinés en Z30C13 puis trempés et revenus.

## A-3 Choix des dimensions de l'éprouvette

Nous avons effectué le dimensionnement de telle sorte que nous puissions utiliser des éprouvettes en acier inoxydable austénitique ou austéno-ferritique. Pour d'autres matériaux, il faudra vérifier que la géométrie convient ou la modifier à défaut.

Paramètres matériaux utilisés pour le dimensionnement :

	Limite d'élasticité à 0,02 % (MPa)	Résistance à rupture (MPa)
Acier inox austénitique	160	750
Acier inox duplex	450	900

Pressions admissibles pour un acier (Précis de construction mécanique) :

Sans matage	< 100 MPa
Matage léger	< 150 MPa
Matage important	> 250 MPa

Toutes les pièces sont en acier, le coefficient de frottement sera supposé partout égal à 0,1, valeur usuelle pour un contact acier/acier.

### A-1.1 Zone utile et zone de raccordement

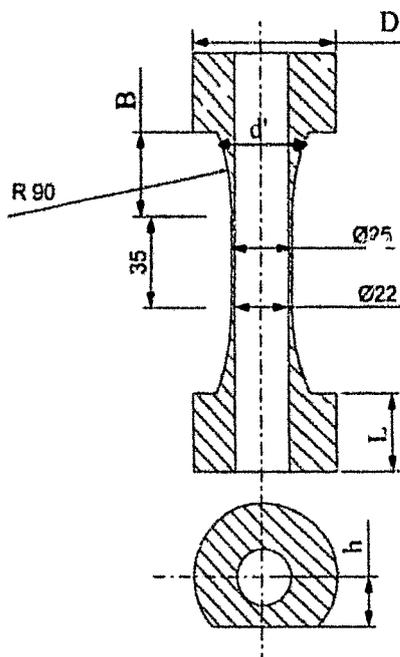


Figure A-3 : Dimensions critiques de l'éprouvette

La zone utile de l'éprouvette est complètement déterminée par le cahier des charges. Les longueurs à dimensionner sont représentées Figure A-3.

A effort maximal pour un des aciers considérés, les têtes doivent rester élastiques. Ceci nous conduit à une valeur minimale de  $d'$ .

Pour chacun des aciers nous avons déterminé l'effort à rupture dans la section utile et la section nécessaire sous les têtes pour que la contrainte y soit élastique.

$$F_M = \sigma_M S$$

où  $F_M$  est l'effort à rupture,  $\sigma_M$  la résistance à rupture et  $S$  la section utile de l'éprouvette

$$S' = \frac{F_M}{R_E}$$

où  $R_E$  est la limite d'élasticité et  $S'$  la section nécessaire sous les têtes.

On détermine alors le diamètre extérieur minimum  $d'$  nécessaire.

$$d' = \sqrt{4 \frac{S'}{\pi} + d^2}$$

avec  $d$  et  $d'$  les diamètres extérieurs respectifs de la section utile et de la section sous les têtes.

On garde la plus grande des 2 valeurs obtenues pour d' de façon que la forme de l'éprouvette soit valable pour les 2 aciers.

L'extensomètre utilisé pendant les essais a un encombrement vertical de 50 mm. Il faut alors allonger la zone d'attache B à 32,5 mm ce qui porte le diamètre d' à 40 mm.

### **A-1.2 Caractéristiques des têtes de l'éprouvette**

Il est nécessaire que la surface en contact entre l'éprouvette et la plaque d'appui ne soit pas matée, donc que la pression superficielle n'excède pas 100 MPa. Ceci conduit à un diamètre extérieur minimal des têtes de l'éprouvette.

Les têtes sont alors entièrement déterminées lorsqu'on connaît leur hauteur et la distance du méplat à l'axe.

Sur le plat on considère une répartition de la pression normale linéaire le long du méplat et homogène sur la hauteur de la tête. Le frottement est celui d'un contact acier/acier, égal à 0,1. Il existe alors une répartition de pression de cisaillement de même type que la répartition de pression normale. Le point d'application de l'effort équivalent se trouve à une distance  $\frac{l}{6}$  de la médiatrice du méplat, où l est la largeur du plat. La hauteur des têtes s'écrit donc en fonction de la largeur du méplat :

$$L = \frac{C}{p l \left( \frac{1}{\sqrt{2}} + \frac{h f}{2} \right)}$$

où C est le couple à rupture pour chacun des matériaux, l la largeur du méplat, p la pression normale admissible, h la distance méplat-axe et f le coefficient de frottement.

Nous cherchons à éviter le matage pour le couple à rupture. La valeur de 100 MPa pour la pression de contact est une valeur que nous ne pouvons pas tenir au vu des contraintes d'encombrement. Le méplat a donc été dimensionné pour 110 MPa.

En prenant comme précédemment la valeur maximale pour les 2 aciers considérés, on obtient une longueur de 30 mm. On vérifie alors la pression en cas de couple maximal autorisé par la cellule de charge, elle est de 180 MPa, il y a donc un risque de matage.

## A-4 Dimensionnement des mors

### A-1.3 Plaque de pression

Le plan de la plaque de pression est représenté Figure A-4.

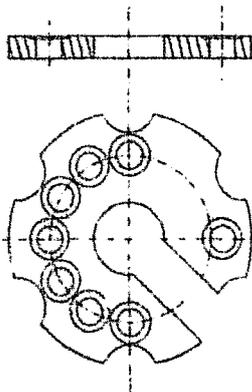


Figure A-4 : Plaque de pression

Les vis auront à exercer un effort au moins aussi grand que l'effort de traction développable par la machine, soit 110 kN.

Pour 8 vis M14, la contrainte dans chacune sera alors de 110 MPa.

La répartition spatiale des vis s'est faite la de manière la plus homogène possible, en tenant compte des zones rendues inutilisables par le passage de la cale pentée.

On vérifie de plus la tenue au cisaillement de la plaque de pression.

$$\tau = \frac{F}{S}$$

où  $\tau$  est la contrainte de cisaillement,  $F$  l'effort sur la plaque et  $S$  la section cisailée.

Avec une épaisseur de la plaque de 12 mm, la contrainte de cisaillement est inférieure à 50 MPa.

### A-1.4 Dimensions de la cale pentée

Le plan de la cale pentée est donnée Figure A-5.

L'angle de la cale pentée est de  $4^\circ$  de manière à ce que le montage soit irréversible, c'est-à-dire que la cale ne puisse partir d'elle-même. La condition est ici  $\alpha < 2\varphi$  où  $\varphi$  est l'angle de frottement. Ici le coefficient de frottement vaut 0,1, la condition devient :  $\alpha < 12^\circ$ .

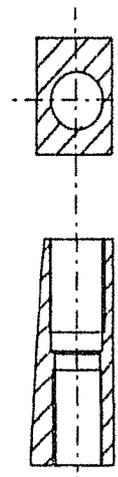


Figure A-5 : Cale pentée

Pour éviter un matage de la cale du côté opposé au plat, donc pour que la pression de contact soit inférieure à 100 MPa, on choisit une longueur de la cale supérieure à 45 mm.

Pour engager la cale, il faut une vis capable de développer un effort de 18 kN. Pour une vis M16, la contrainte sera alors de 110 MPa. Pour dégager ce coin, une vis M14 suffit à imposer les 9 kN nécessaires.

### A-1.5 Mors

Chaque mors est entaillé pour le passage de la cale qui exerce un effort sur une faible section (Figure A-6), il faut vérifier la tenue de cette "poutre" en flexion. Le diamètre extérieur des mors est choisi de telle sorte qu'une vis M14 puisse passer dans la partie de faible section, pour respecter au maximum l'homogénéité de la répartition des vis.

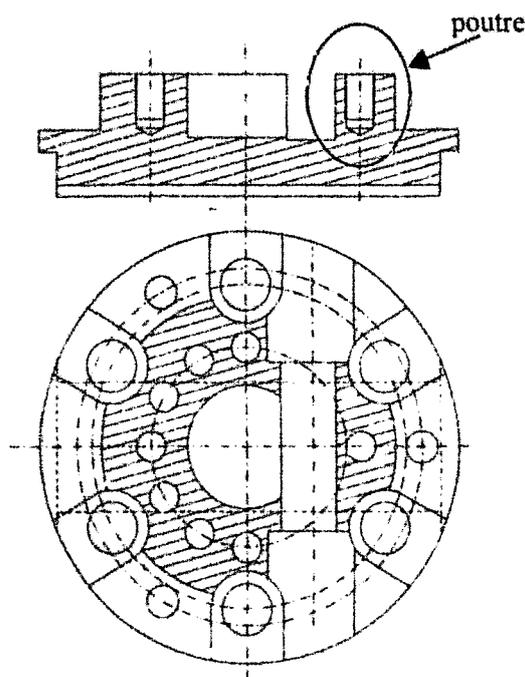


Figure A-6 : Mors

Le moment fléchissant est déterminé en fonction de l'effort normal à la poutre exercé au milieu de celle-ci.

$$M_0 = \frac{L}{2} F$$

où  $M_0$  est le moment fléchissant,  $L$  la longueur de la poutre et  $F$  l'effort appliqué.

Les caractéristiques géométriques de la section sont telles que :

$$S = R^2 \alpha - r h$$

$$OG = \frac{2 R^3 \sin \alpha - r^2 h}{3 S}$$

$$I_{Gy} = \frac{R^4}{4} \left( \frac{\sin 2\alpha}{2} + \alpha \right) - \frac{r^3 h}{2} S - OG^2$$

avec  $S$  section de la poutre,  $G$  centre de gravité de la section,  $O$  centre du mors et  $I_{Gy}$  le moment quadratique de la surface par rapport à l'axe  $(G,y)$ .

$R$ ,  $\alpha$ ,  $r$  et  $h$  sont des paramètres géométriques de la section, définis Figure A-6.

On calcule alors la contrainte normale et la contrainte de cisaillement à l'aide des formules de résistance des matériaux :

$$\sigma_M = \frac{M_O}{I_{Gy}} v$$

$$\tau_M = \frac{F}{S}$$

où  $\sigma_M$  et  $\tau_M$  sont respectivement les contraintes maximales de traction et de cisaillement et  $v$  est la distance maximale d'un point de la matière à l'axe neutre.

La contrainte de traction maximale est alors de 137 MPa tandis que la contrainte de cisaillement maximale est de 30 MPa. La contrainte équivalente obtenue vaut 146.5 MPa pour les dimensions choisies.

## A-5 Vérification du dimensionnement de l'éprouvette

La première vérification du dimensionnement de l'éprouvette consiste à vérifier l'homogénéité des contraintes dans la zone utile de l'éprouvette. Cette vérification a été réalisée par éléments finis sur ABAQUS. Des éléments de type CGAX6 et CGAX8R ont été utilisés. Ce sont des éléments axisymétriques autorisant en plus une rotation hors plan. Leur utilisation évite d'avoir à mailler tout le volume pour simuler la rotation de la tête de l'éprouvette. Le chargement imposé est un déplacement de la ligae supérieure de l'éprouvette dans la direction axiale et en rotation. Une loi de comportement élastique a été utilisée pour la vérification du dimensionnement. La contrainte axiale et la contrainte de cisaillement sont données dans l'épaisseur de l'éprouvette sur les figures A-7 et A-8. elles sont homogènes dans la zone utile de l'éprouvette.

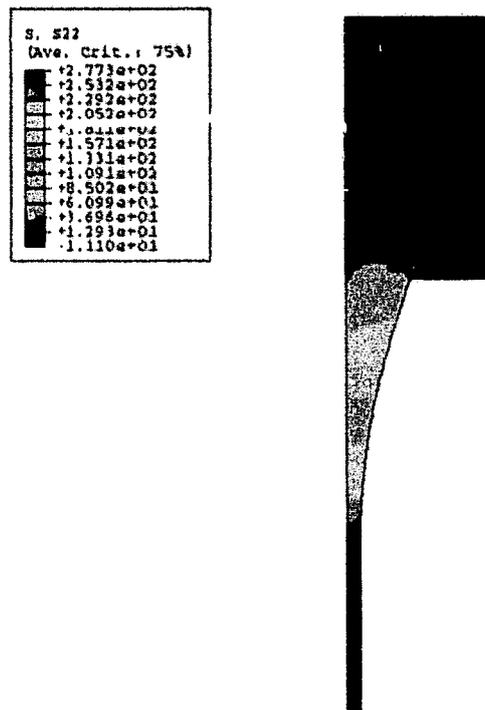


Figure A-7 : Contrainte axiale dans l'épaisseur de l'éprouvette

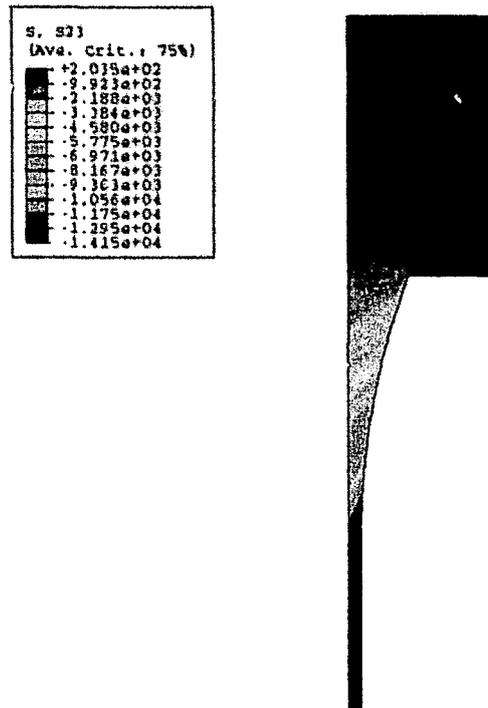
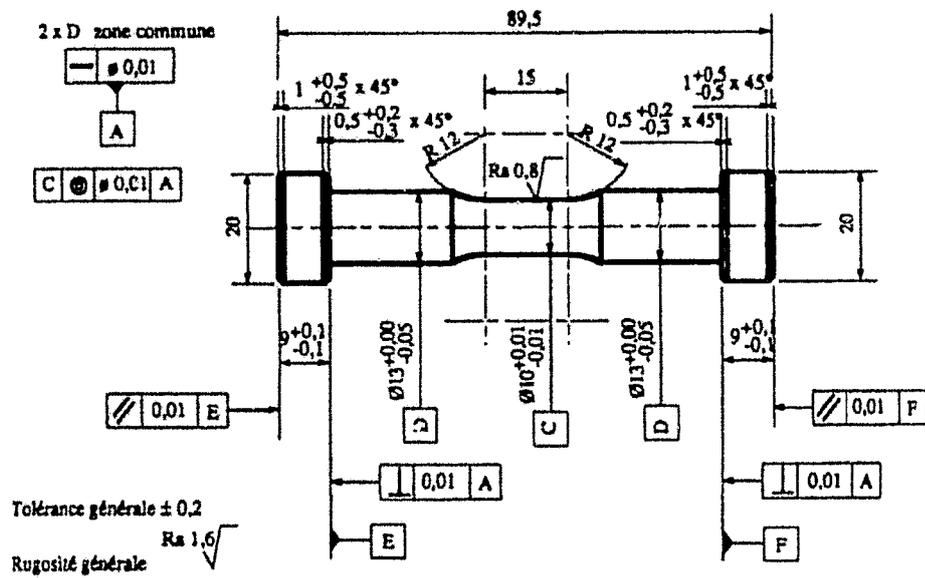
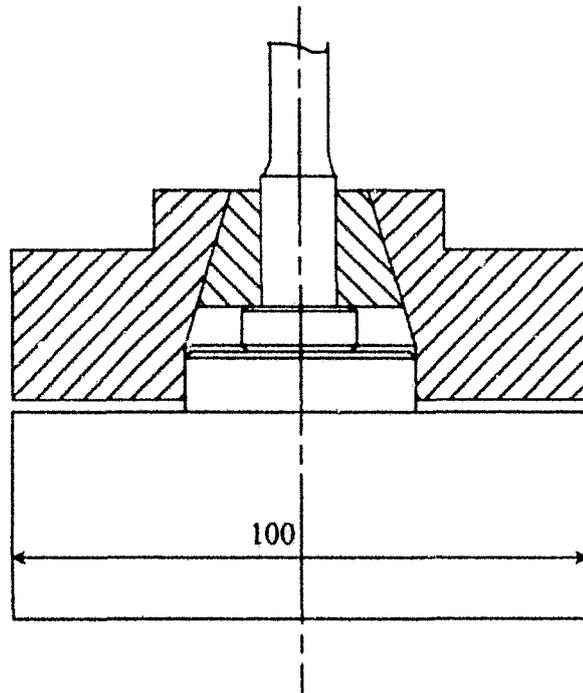


Figure A-8 : Contrainte de cisaillement dans l'épaisseur de l'éprouvette

La deuxième vérification du dimensionnement porte sur l'ensemble éprouvette-mors. Elle a été effectuée après montage des mors et d'une éprouvette sur la machine d'essai. Nous avons constaté l'absence de jeu entre les différents éléments. Après une trentaine d'essais, certaines surfaces sont matées légèrement le long des lignes où le premier contact a lieu. Aucune fissure ne s'est développée dans les têtes de l'éprouvette.

A-6 Plans de l'éprouvette et des mors de traction-compression





## Quantification de l'erreur expérimentale

Nous avons utilisé durant les essais deux ensembles expérimentaux comprenant chacun une machine hydraulique INSTRON, une cellule de charge et un extensomètre, une géométrie d'éprouvette. Les caractéristiques des capteurs et des éprouvettes étant différentes, nous traiterons successivement des incertitudes dues aux deux ensembles expérimentaux.

### B-1 Essais uniaxiaux

Dans ce paragraphe nous donnerons une estimation de l'incertitude sur les mesures des valeurs de déformation et de contrainte. Dans un souci d'allègement du texte, nous utiliserons également les termes d'erreur et d'écart pour exprimer l'incertitude sur les mesures. La valeur réelle se situe dans l'intervalle [valeur mesurée - incertitude, valeur mesurée + incertitude].

Le constructeur garantit l'exactitude de ses appareils à une incertitude près. Celle-ci est donnée Figure B-1 pour les différents capteurs de la machine de traction-compression.

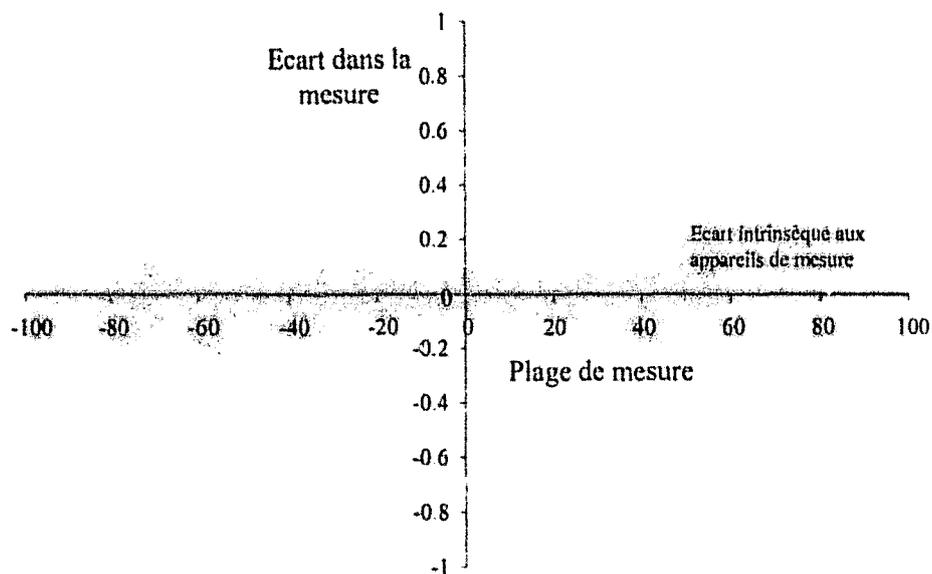


Figure B-1 : Incertitude des appareils de mesure donnée par le constructeur

#### B-1.1 Erreurs sur la mesure de la déformation axiale

Les erreurs effectuées sur la mesure de la déformation proviennent en premier lieu des défauts intrinsèques à l'extensomètre : erreurs de justesse, de linéarité, d'hystérésis, de

répétabilité. Le fabricant garantit que la somme de ces écarts est majorée par la courbe Figure B-1. La qualité de la mise en place de l'extensomètre est laissée à l'habileté de l'expérimentateur. En particulier le réglage du parallélisme de l'axe de l'extensomètre avec l'axe de l'éprouvette est délicat. La déformation mesurée s'exprime en fonction de la déformation exacte par :

$$\varepsilon_{\text{mes}} = \frac{\varepsilon_{\text{th}}}{\cos \alpha}$$

où  $\alpha$  est l'angle entre l'axe de l'extensomètre et l'axe de l'éprouvette.

En utilisant les développements limités en  $\alpha$ , on obtient

$$\varepsilon_{\text{mes}} = \varepsilon_{\text{th}} (1 - \alpha^2 + o(\alpha^2))$$

L'écart sur la déformation est proportionnel à celle-ci. Les défauts d'orientation de l'extensomètre peuvent être estimés à  $2^\circ$ . L'écart sur la déformation mesurée est alors égal à 0,12 % de la déformation réelle. Ces deux causes d'erreur mises en évidence sont représentées Figure B-2. Pour une déformation de 0,1, l'écart sur la mesure est de  $6 \cdot 10^{-4}$ . Durant tous les essais cycliques, la déformation demeure inférieure à  $10^{-2}$ , l'écart sur la déformation ne dépasse donc pas  $10^{-4}$ .

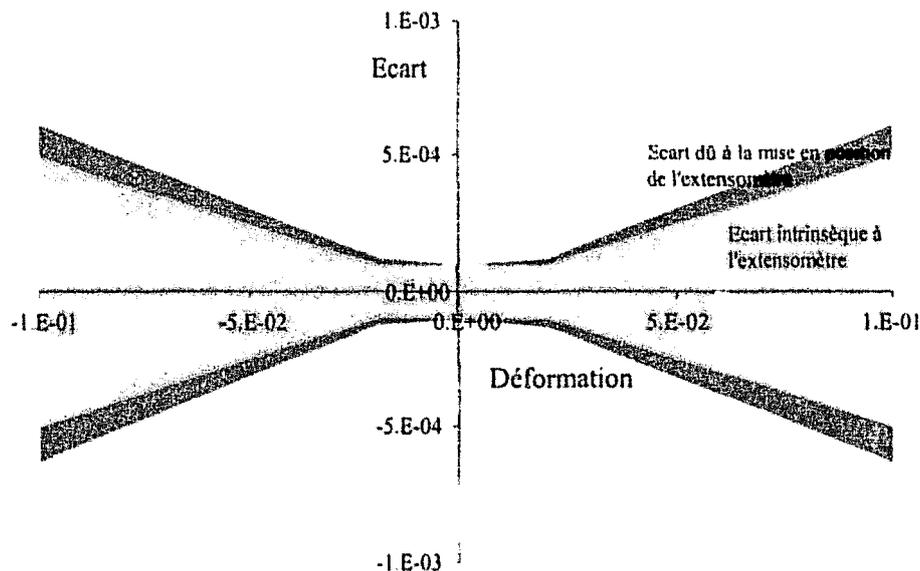


Figure B-2 : Ecart dans la mesure de la déformation axiale

Les valeurs mesurées sont numériques, la discrétisation s'effectuant sur 16 bits, l'incertitude induite sur la mesure de la déformation est de  $2 \cdot 10^{-6}$ . Cette valeur est largement inférieure aux erreurs des instruments de mesure. Nous la négligerons donc.

### B-1.2 Erreurs sur la mesure de la contrainte axiale

Comme pour la déformation, la première et principale cause d'erreur sur la mesure de contrainte est l'incertitude de mesure de la cellule d'effort. Ses caractéristiques données par le constructeur sont quantifiées de la même manière que celles de l'extensomètre (Figure B-1). Pour passer de la mesure d'effort sur l'éprouvette à la connaissance de la contrainte subie par l'éprouvette, il est nécessaire de connaître le diamètre de celle-ci avec précision :

$$\sigma = \frac{F}{\frac{\pi}{4} (d + \delta)^2}$$

où  $d$  est le diamètre de l'éprouvette et  $\delta$  l'erreur commise lors de la mesure de celui-ci.

Après un développement limité en  $\frac{\delta}{d}$ , on obtient :

$$\sigma = \frac{F}{\pi \frac{d^2}{4}} \left( 1 - 2 \frac{\delta}{d} + o\left(\frac{\delta}{d}\right) \right)$$

Avec les micromètres utilisés, l'erreur possible sur la mesure est de 10  $\mu\text{m}$ . Le diamètre de l'éprouvette vaut 10 mm, l'erreur induite sur la contrainte est de 0,2 % de la contrainte réelle. Le bilan des erreurs commises est représenté Figure B-3. L'effort sur l'éprouvette a été traduit en contrainte pour une éprouvette de diamètre 10 mm. Pour l'effort maximal admissible sur la cellule de charge, la contrainte est de 1300 MPa et l'erreur commise est inférieure à 9 MPa. Durant les essais, la contrainte atteint 1000 MPa, l'incertitude sur la contrainte reste alors inférieure à 7 MPa.

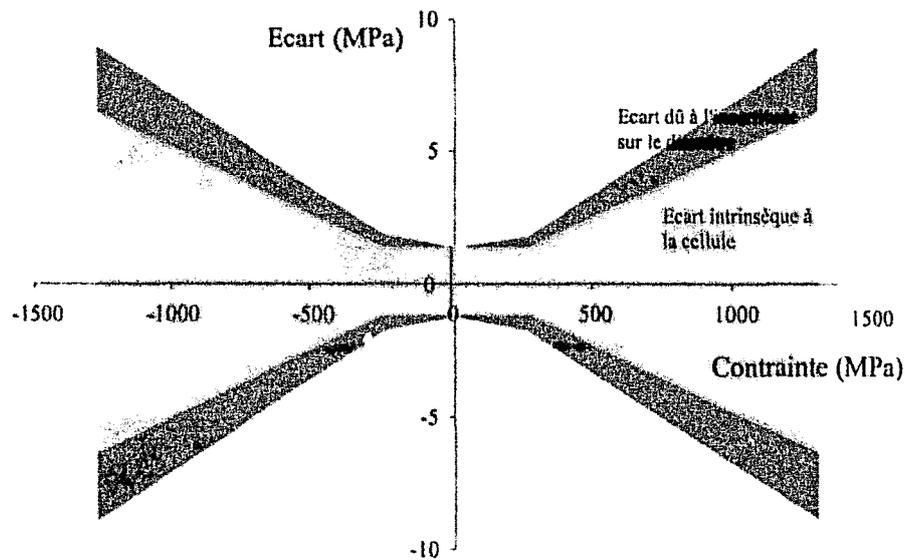


Figure B-3: Ecarts sur la mesure de la contrainte axiale

Les valeurs mesurées sont numériques, la discrétisation s'effectue sur 16 bits, l'incertitude induite sur la mesure de la contrainte vaut 0,019 MPa. Nous la négligerons par rapport aux erreurs dues aux instruments de mesure.

### B-1.3 Autres sources d'erreurs

#### ➤ Influence des fluctuations de température

Lors d'un essai long (4 jours) à température ambiante, nous avons constaté des fluctuations dans les mesures des contraintes au cours du temps. Les contraintes extrémales au cours des cycles fluctuent tandis que l'amplitude de contrainte reste constante (Figure B-4). L'amplitude des fluctuations est de 20 MPa, les plateaux ont des durées de 10 à 15 heures. Nous avons pu corréler en partie ces variations au cycle de fonctionnement du chauffage du laboratoire. L'acier inoxydable a un coefficient de dilatation d'environ  $14 \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$  et un module d'élasticité voisin de 200 GPa à température ambiante. La variation de température nécessaire pour produire une différence de contrainte de 20 MPa est  $7^\circ$ , ordre de grandeur de la différence entre températures diurne et nocturne dans les bâtiments au mois de février.

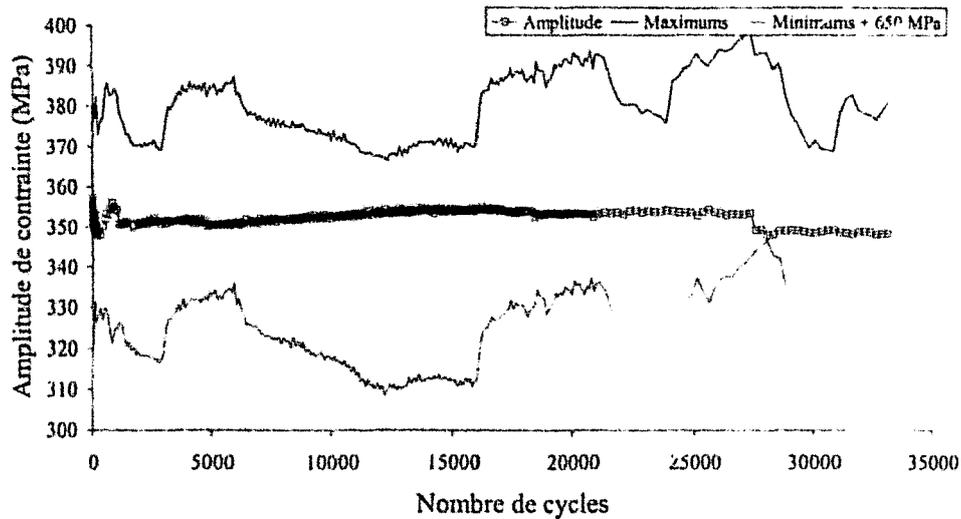


Figure B-4: Influence de la température  
L'amplitude de contrainte se conserve alors que les bornes varient.

➤ Influence de la discrétisation de l'enregistrement

Sur la courbe Figure B-5 concernant un essai à 0,2 % de déformation imposée, l'évolution de l'amplitude des contraintes n'est pas strictement monotone, il existe des oscillations. Cette observation se retrouve de façon plus importante dans l'évolution des extremums de chaque cycle. Les boucles d'hystérésis contrainte-déformation sont fermées, la déformation plastique est quasi nulle.

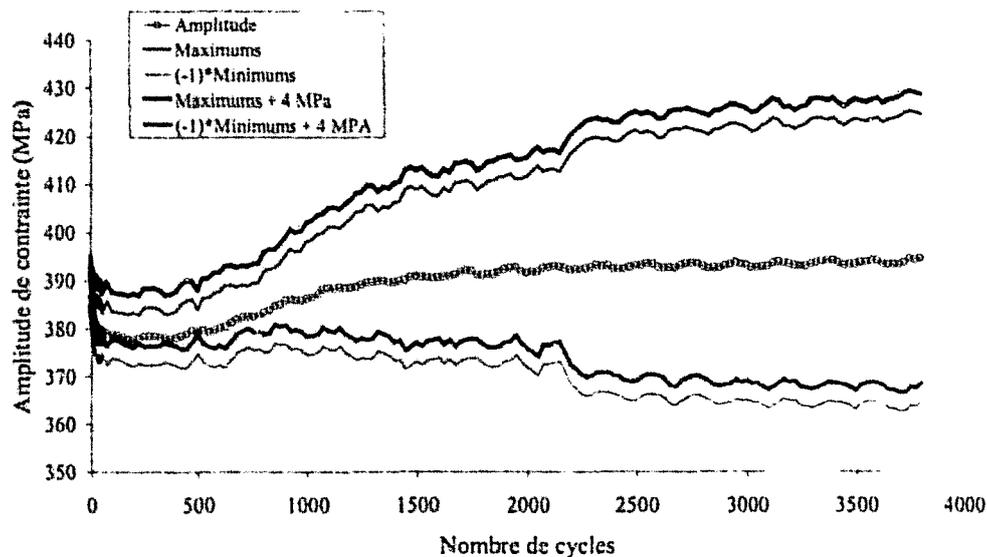


Figure B-5: Evolution des contraintes maximales enregistrées au cours des cycles lors d'un essai à 0,2 % de déformation imposée. 200 points sont enregistrés par cycle.

Les points servant à définir l'extrémité supérieure de la boucle d'hystérésis pour 5 cycles enregistrés consécutifs sont représentés Figure B-6. Pour certains de ces cycles, la boucle est tronquée, la contrainte maximale réelle n'est pas enregistrée. Ceci est vrai pour tous les essais, même si le phénomène est moins apparent qu'ici où les déformations plastiques sont faibles. Ici le cycle peut presque être assimilé à un segment de droite. 200 points ont été enregistrés à chaque cycle, ce qui donne un écart entre 2 points consécutifs de 8 MPa en contrainte. La contrainte maximale réelle sur le cycle est supérieure au maximum observé d'une valeur qui peut aller jusqu'à 4 MPa, de même la contrainte minimale peut valoir jusqu'à 4 MPa de moins que le minimum enregistré. Figure B-5 sont représentées ces zones d'existence pour les extremums à chaque cycle. L'écriture de ces deux inégalités nous montre que l'amplitude de contrainte pour chaque cycle conserve ce même écart : elle est comprise entre l'amplitude calculée et l'amplitude calculée + 4 MPa.

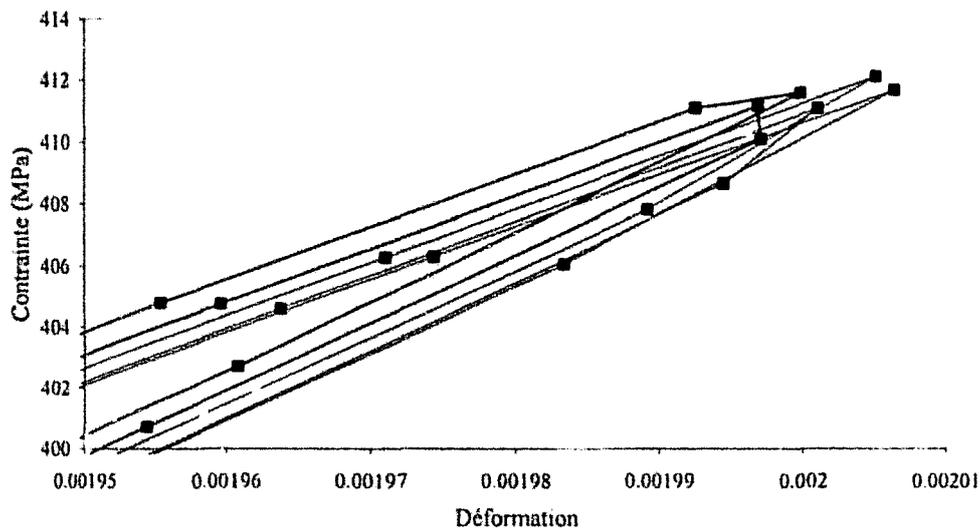


Figure B-6: Extrémité supérieure de la boucle d'hystérésis pour un essai à 0,2 % de déformation imposée 200 points sont enregistrés par cycle.

Pour cet essai, l'incertitude sur la connaissance de la contrainte vaut 1 % de la valeur à mesurer. Cette incertitude de 4 MPa est à comparer avec l'erreur sur la détermination de la contrainte qui est de 2 MPa pour une contrainte de 400 MPa. Pour que l'incertitude due à la discrétisation puisse être considérée comme négligeable, par exemple inférieure à 10 % de l'erreur globale, il faudrait enregistrer un minimum de 4000 points par cycle. Cette solution n'a pas été retenue, faute de place mémoire.

Le problème se pose moins pour les essais à déformation plus élevée. Dans la partie plastique, la phase d'écrouissage manifeste une pente beaucoup plus faible que la partie élastique, l'imprécision sur la contrainte maximale  $\sigma$  est donc plus faible. Pour un essai à 0,5 % de déformation imposée où 200 points sont enregistrés (Figure B-7), l'écart en contrainte entre 2 points consécutifs sur la partie plastique est de 3 MPa ce qui donne une incertitude de 1,5 MPa sur la connaissance des extremums. L'erreur relative est ici de 0,25 % sur la contrainte à mesurer.

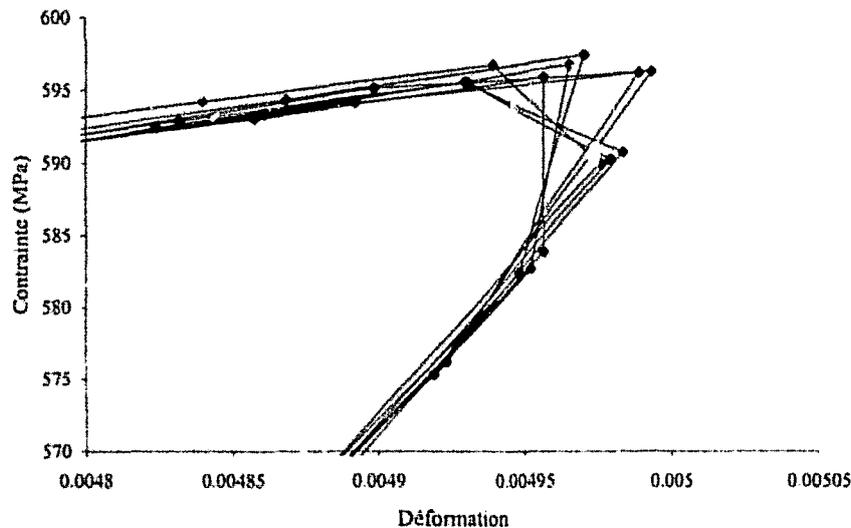


Figure B-7: Extrémité supérieure des boucles d'hystérésis pour un essai à 0,5 % de déformation imposée 200 points sont enregistrés par cycle.

## B-2 Essais biaxiaux

### B-2.1 Vérification de l'extensomètre biaxial

L'extensomètre biaxial est fixé sur l'éprouvette grâce à 4 pointes coniques en vis-à-vis. Ces cônes doivent être positionnés sur l'éprouvette le long de 2 génératrices diamétralement opposées. L'extensomètre est maintenu en place à l'aide de 2 ressorts. Il mesure directement la déformation axiale  $\epsilon_{11}$  et l'angle de distorsion  $\gamma_{12}$ . Les déformations de l'éprouvette sont découplées par 4 capteurs à jauges dont les mesures sont ensuite moyennées.

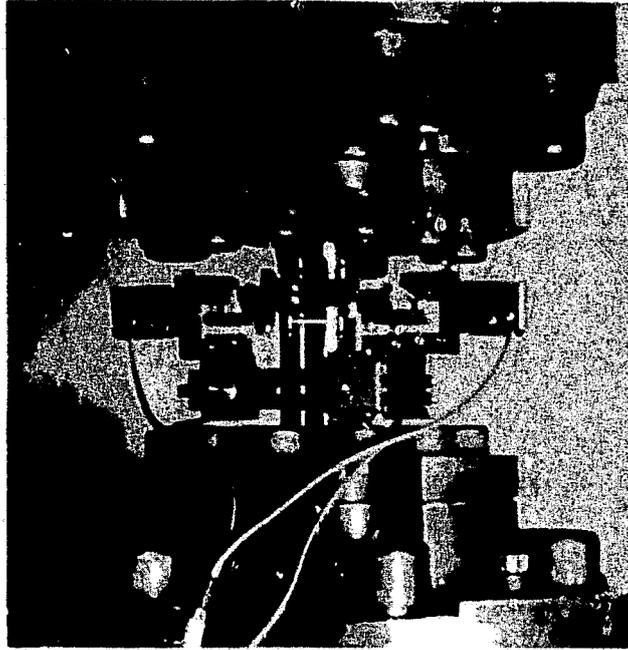


Figure B-8: Installation de l'extensomètre

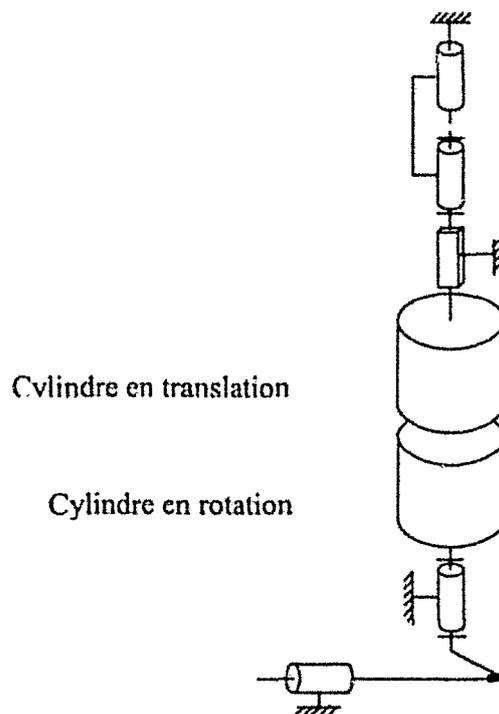


Figure B-9: Schéma du banc d'étalonnage biaxial

Les qualités de l'extensomètre ont été vérifiées à l'aide d'un dispositif d'étalonnage biaxial représenté schématiquement Figure B-9. Il permet d'imposer séparément le déplacement axial et la rotation sur deux cylindres coaxiaux de même diamètre. Les mesures sont effectuées dans le domaine  $[\pm 0,2 \text{ mm} ; \pm 2^\circ]$ . Ceci correspond au domaine  $[\pm 0,8 \% ; \pm$

2°] dans l'espace des déformations ( $\epsilon_{11}$ ,  $\gamma_{12}$ ). A partir de ces données sont identifiées les qualités de l'appareil tant en linéarité qu'en hystérésis.

Nous avons tout d'abord étudié la différence entre la valeur indiquée par l'extensomètre et la valeur réelle de déformation imposée par l'appareil d'étalonnage. Pour faire les mesures, nous avons parcouru le domaine suivant ses lignes ou ses colonnes en partant de 0 pour revenir à 0. Chaque point est alors la moyenne de 2 valeurs mesurées pour s'affranchir de l'hystérésis de l'appareil, ou de 3 valeurs s'il s'agit du point de départ et du point d'arrivée. Les résultats sont montrés Figure B-10 et Figure B-11. Les écarts ne sont pas répartis aléatoirement dans l'espace étudié, les déformations axiales et angulaires mesurées dépendent donc des déformations axiales et angulaires réelles.

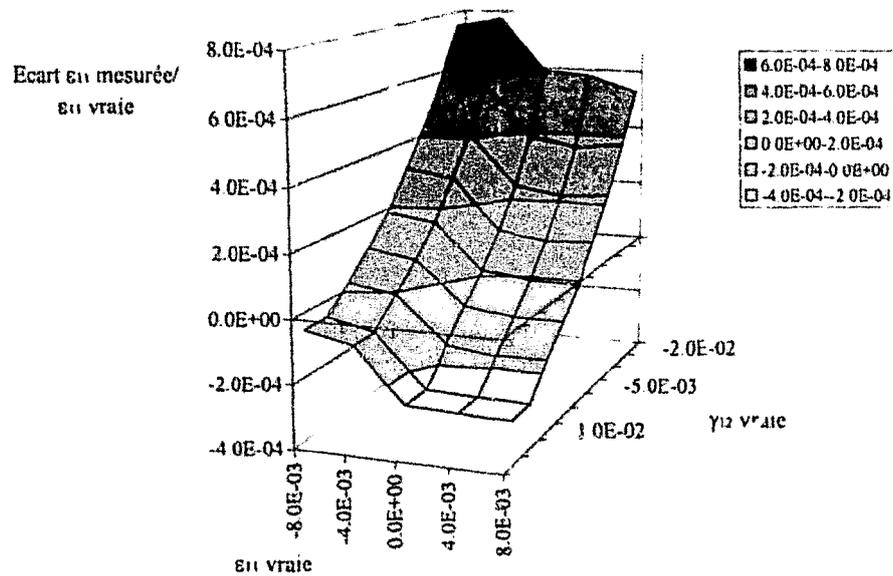


Figure B-10: Erreur sur la déformation axiale

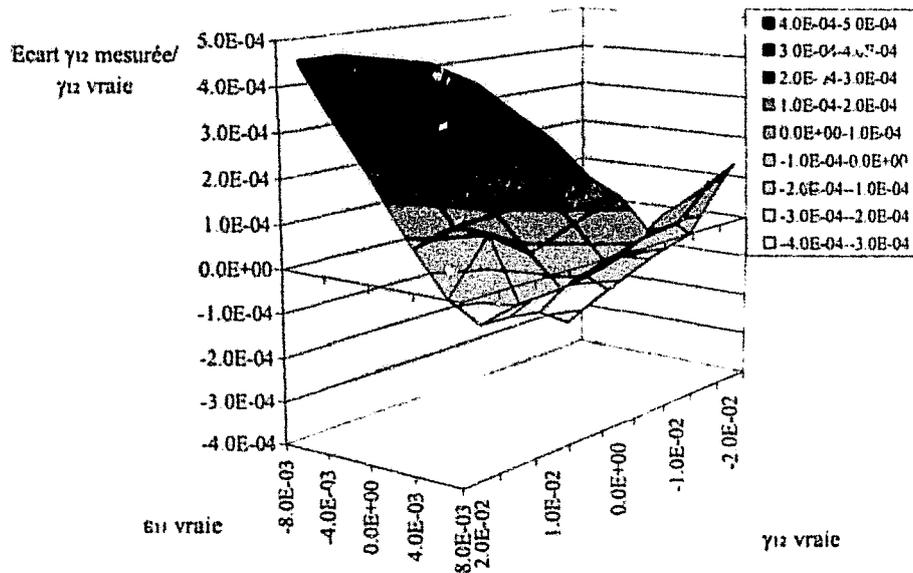


Figure B-11: Erreur sur la déformation angulaire

Sur le domaine  $\pm 8 \cdot 10^{-3}$  de déformation axiale  $\epsilon_{11}$  et  $\pm 2 \cdot 10^{-2}$  de déformation angulaire  $\gamma_{12}$ , l'écart entre la déformation axiale lue et la déformation axiale imposée varie entre  $7,8 \cdot 10^{-4}$  et  $-2,7 \cdot 10^{-4}$ , ceci représente jusqu'à 9,8 % de la valeur maximale de la déformation axiale imposée. Sur le même domaine, l'écart entre déformation angulaire lue et déformation angulaire imposée parcourt l'intervalle  $[4,7 \cdot 10^{-4}, -3,4 \cdot 10^{-4}]$ , c'est à dire jusqu'à 2,4 % de la valeur maximale de la déformation angulaire sur le domaine. Ces écarts ne sont pas acceptables, tant pour le pilotage des essais que pour leur post-traitement.

Le logiciel FastTrack qui effectue la communication avec la machine permet de définir des capteurs virtuels dont la valeur est une combinaison linéaire des capteurs réels.

Nous avons étudié la dépendance linéaire des valeurs affichées par rapport aux déformations réelles et intégré une interaction entre les deux déformations mesurées. Les surfaces les plus proches de la réponse expérimentale ont été recherchées par la méthode des moindres carrés. L'analyse donne :

$$\begin{aligned} \epsilon_{11} &= a_0 + a_1 \epsilon_{11 \text{ vraie}} + a_2 \gamma_{12 \text{ vraie}} + a_{12} \epsilon_{11 \text{ vraie}} \gamma_{12 \text{ vraie}} \\ \gamma_{12} &= b_0 + b_1 \epsilon_{11 \text{ vraie}} + b_2 \gamma_{12 \text{ vraie}} + b_{12} \epsilon_{11 \text{ vraie}} \gamma_{12 \text{ vraie}} \end{aligned}$$

avec :

$a_0 = 0,0134$	$a_1 = 0,985$	$a_2 = -0,021$	$a_{12} = 0,0003$
$b_0 = 0,0064$	$b_1 = 0,016$	$b_2 = 1,0147$	$b_{12} = -0,0065$

Les valeurs prédites par ce modèle sont alors calculées sur tout le champ expérimental et les différences par rapport aux valeurs observées présentées Figure B-12 et Figure B-13. On peut d'abord constater que l'amplitude d'erreur est plus faible désormais qu'avant la correction (elle est divisée par 3,5). Sur le domaine considéré, les erreurs maximales sont de  $1,7 \cdot 10^{-4}$  en déformation axiale et de  $1,4 \cdot 10^{-5}$  en déformation angulaire. Ces valeurs représentent respectivement 2 % et 0,7 % des déformations maximales sur le domaine. Pour le pilotage, ce résultat sera considéré comme satisfaisant. Cependant on peut noter qu'il semble exister une dépendance de degré 2 de chacun des écarts par rapport à la déformation angulaire.

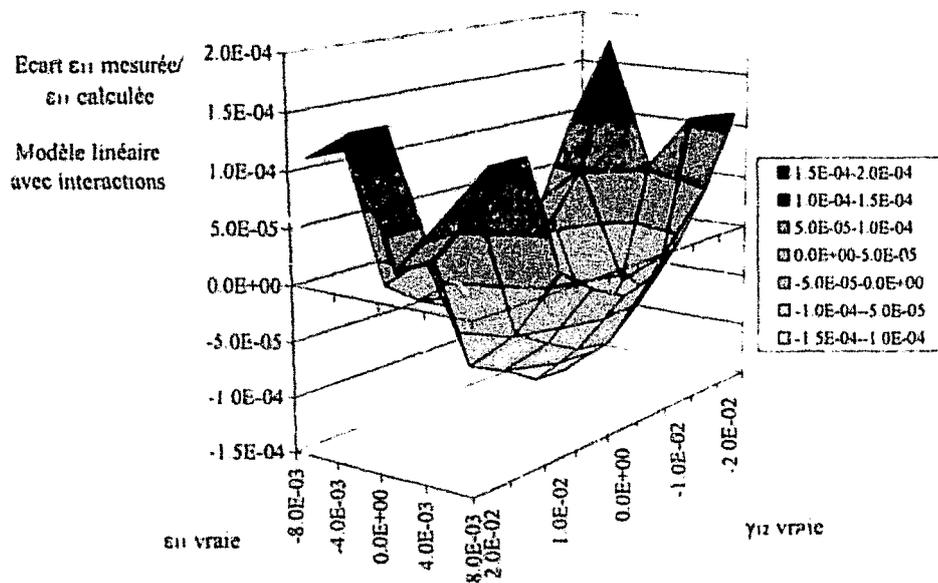


Figure B-12: Erreur sur la déformation axiale après prédiction par le modèle linéaire avec interactions

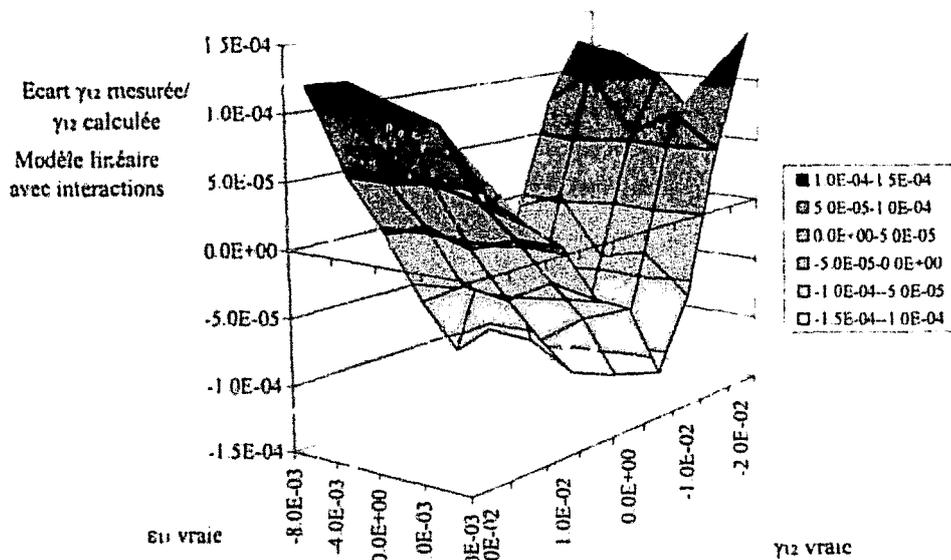


Figure B-13: Erreur sur la déformation angulaire après prédiction par le modèle linéaire avec interactions

Utilisant la même démarche que précédemment, nous avons étudié la différence entre les valeurs mesurées et les surfaces quadratiques déterminées par la méthode des moindres carrés dont les équations sont données ci-dessous :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{11} &= a_0 + a_1 \varepsilon_{11 \text{ vraie}} + a_2 \gamma_{12 \text{ vraie}} + a_{11} \varepsilon_{11 \text{ vraie}} \varepsilon_{11 \text{ vraie}} + a_{22} \gamma_{12 \text{ vraie}} \gamma_{12 \text{ vraie}} + a_{12} \varepsilon_{11 \text{ vraie}} \gamma_{12 \text{ vraie}} \\ \gamma_{12} &= b_0 + b_1 \varepsilon_{11 \text{ vraie}} + b_2 \gamma_{12 \text{ vraie}} + b_{11} \varepsilon_{11 \text{ vraie}} \varepsilon_{11 \text{ vraie}} + b_{22} \gamma_{12 \text{ vraie}} \gamma_{12 \text{ vraie}} + b_{12} \varepsilon_{11 \text{ vraie}} \gamma_{12 \text{ vraie}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} a_0 &= 0,0042 & a_1 &= 0,9854 & a_2 &= -0,0205 & a_{11} &= 0,0079 & a_{22} &= 0,004 & a_{12} &= 0,0003 \\ b_0 &= -0,0029 & b_1 &= 0,0161 & b_2 &= 1,0147 & b_{11} &= 0,0011 & b_{22} &= 0,0054 & b_{12} &= -0,0065 \end{aligned}$$

Les valeurs prédites par ce modèle sont alors calculées sur tout le champ expérimental et les erreurs par rapport aux valeurs observées présentées Figure B-14 et Figure B-15. L'amplitude des écarts en déformation axiale est désormais de  $1,46 \cdot 10^{-4}$  et en déformation angulaire de  $1,49 \cdot 10^{-4}$ . On peut aussi noter que les points sont désormais bien répartis dans l'espace, le modèle est satisfaisant. L'analyse des résidus confirme ce diagnostic leur répartition est normale, hormis un point aberrant que nous avons par la suite supprimé.

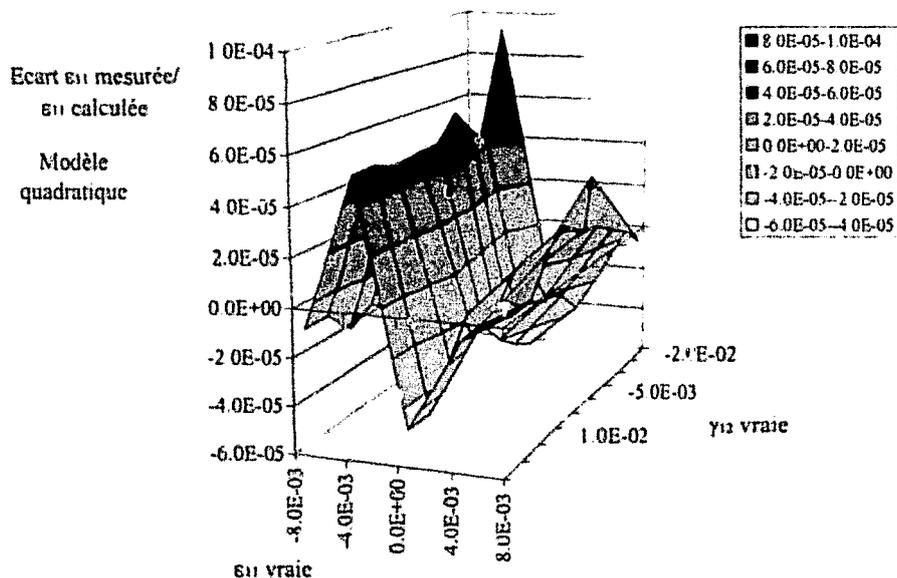


Figure B-14: Erreur sur la déformation axiale après prédiction par le modèle quadratique

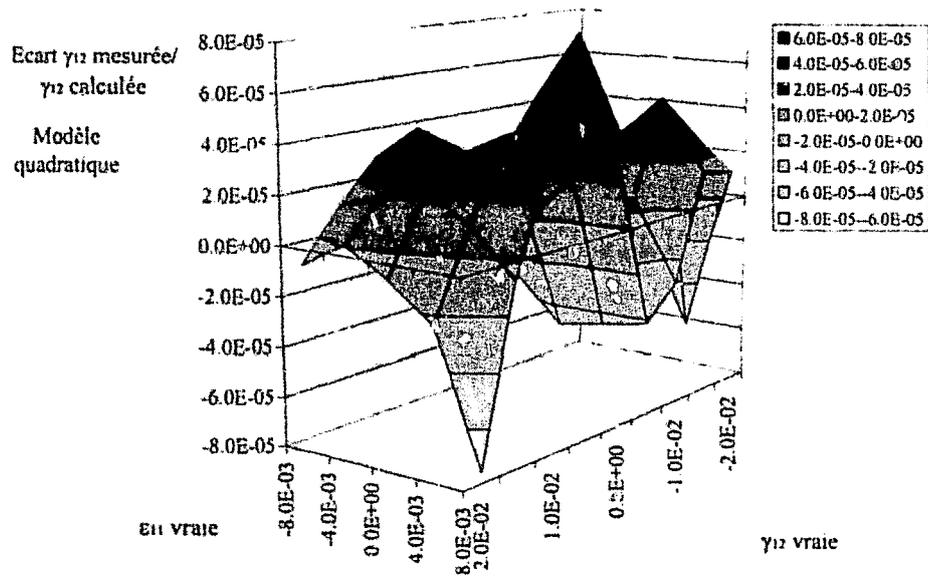


Figure B-15: Erreur sur la déformation angulaire après prédiction par le modèle quadratique

La mesure de la déformation s'effectue sur 16 bits à 40 kHz, les mesures consécutives sont moyennées par groupe de 5 sur 19 bits à 5 kHz. L'incertitude sur la mesure de la déformation est de  $10^{-7}$  sur chaque voie, elle est donc négligeable devant les erreurs mises en avant plus haut.

## B-2.2 Evaluation de l'erreur commise sur le calcul des contraintes

Nous avons vu quelles étaient les sources d'erreur liées à la mesure des déformations. Etudions désormais l'incertitude sur les contraintes. Comme la cellule d'effort utilisée pour les essais de traction-compression, la cellule biaxiale a des défauts intrinsèques. Ceux-ci sont donnés Figure B-16.

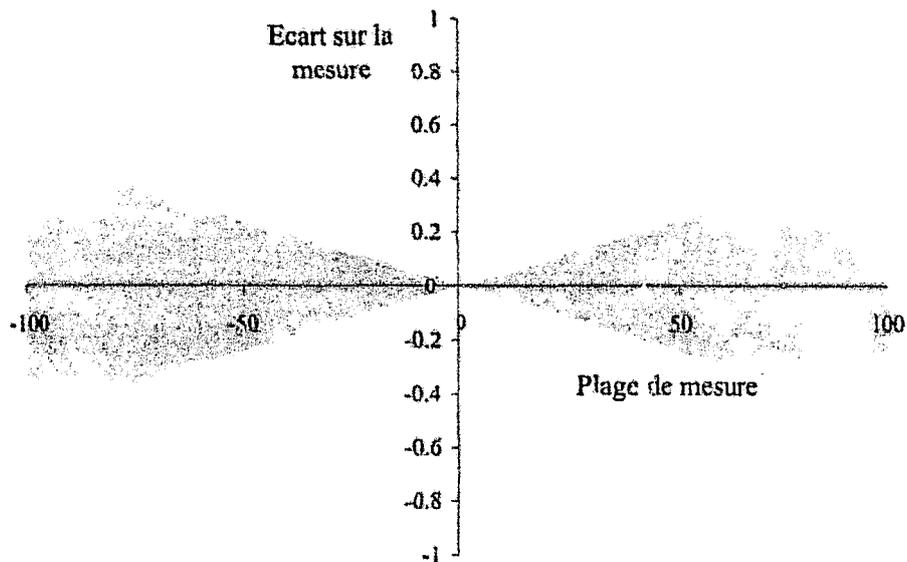


Figure B-16: Défauts intrinsèques à la cellule d'effort biaxiale

A partir des valeurs d'effort et de couple mesurées, on peut déterminer les contraintes à l'aide des relations suivantes :

$$\sigma_{11} = \frac{F}{S} \quad \text{où} \quad S = \pi \frac{\Phi_{\text{ext}}^2 - \Phi_{\text{int}}^2}{4}$$

$$\tau_{12} = \frac{C}{I_0} r_{\text{moy}} \quad \text{où} \quad I_0 = \pi \frac{\Phi_{\text{ext}}^4 - \Phi_{\text{int}}^4}{32}$$

$$r_{\text{moy}} = \frac{\Phi_{\text{ext}} + \Phi_{\text{int}}}{4}$$

Pour établir ces relations, un certain nombre d'hypothèses sont nécessaires :

- Les diamètres sont connus exactement.
- Les cylindres intérieur et extérieur sont parfaits.
- L'épaisseur du tube est très faible.
- Les cylindres sont coaxiaux.
- La mesure de l'effort et le déplacement axial s'effectuent dans l'axe de l'éprouvette.
- La rotation et la mesure du couple sont coaxiales à l'axe de l'éprouvette

- Il n'y a pas d'interaction entre les valeurs mesurées d'effort et de couple au niveau de la ce lule.
- La valeur numérique lue est la valeur vraie.
- La contrainte tangentielle en un point est proportionnelle à la distance au centre de rotation.

Nous examinerons un certain nombre de ces hypothèses et déterminerons les incertitudes induites par cette remise en cause.

- Validité de la mesure des diamètres

Chacun des diamètres est connu à l'erreur de mesure près.

$$\Phi_{\text{ext}} = \Phi_{\text{extR}} + \varepsilon_1$$

$$\Phi_{\text{int}} = \Phi_{\text{intR}} + \varepsilon_2$$

Ces défauts sont estimables à 10  $\mu\text{m}$  pour  $\varepsilon_1$  et  $\varepsilon_2$ . Après avoir effectué un développement limité par rapport à ces deux incertitudes, on obtient une erreur relative valant 0,68 % de la contrainte normale réelle  $\sigma_{11}$  et de la contrainte tangentielle réelle  $\tau_{12}$ .

- Défaut de forme de la partie utile de l'éprouvette

Le défaut de conicité d'un cylindre intérieur sera considéré comme négligeable devant celui du cylindre extérieur, au vu des moyens d'usinage employés. L'existence de ce défaut cause une incertitude sur la connaissance du diamètre extérieur.

$$r_{\text{ext moy}} - \frac{\delta}{2} < r_{\text{ext}} < r_{\text{ext moy}} + \frac{\delta}{2}$$

On estime le défaut de conicité  $\delta$  sur le diamètre à 0,02 mm. L'erreur relative causée sur la connaissance de  $\sigma_{11}$  est de 0,03 % et sur  $\tau_{12}$  de 0,09 %.

- Interaction des mesures d'effort et de couple

L'interaction entre les mesures de l'effort et du couple a été déterminée par le constructeur, la valeur affichée du couple dépend de celle de l'effort à hauteur de  $0,015 \cdot 10^{-3} \text{ Nm N}^{-1}$ . La dépendance de l'effort par rapport au couple est de  $5 \cdot 10^{-6} \text{ N Nm}^{-1}$ . Dans les

configurations les plus pessimistes, l'écart par rapport à la valeur vraie est alors de  $4,5 \cdot 10^{-3}$  MPa pour  $\sigma_{11}$  et de 1,15 MPa pour  $\tau_{12}$ .

➤ Défaut de coaxialité entre la partie utile de l'éprouvette et le vérin

Le défaut de coaxialité n'intervient que sur la mesure de la contrainte de cisaillement. Nous avons fait l'hypothèse que la distorsion en un point est proportionnelle à la distance au centre de rotation. Pour calculer la contrainte de cisaillement, nous avons utilisé la loi de comportement de torsion monotone uniaxiale de l'acier duplex linéarisée par morceaux. Il faut tout d'abord exprimer le contour réel de la section pour ensuite effectuer l'intégration de la contrainte de cisaillement sur la section.

$$\rho_1(\theta) = e_1 \cos(\theta) + \sqrt{r_1^2 - \sin^2(\theta) e_1^2}$$

$$\rho_2(\theta) = e_2 \cos(\theta) + \sqrt{r_2^2 - \sin^2(\theta) e_2^2}$$

où  $\rho_1$  et  $\rho_2$  sont les distances à l'axe des points intérieurs et extérieurs à la surface,  $r_1$  et  $r_2$  les rayons intérieur et extérieur des deux cylindres et  $e_1$  et  $e_2$  les distances de chacun des cylindres à l'axe de rotation.

La condition la plus défavorable est celle où les 2 axes des cylindres et l'axe de rotation sont alignés. On peut alors calculer les contraintes de cisaillement maximale et minimale à partir des relations suivantes :

$$\tau_{th} = C \gamma_{th} + A$$

$$\tau_{max} = \tau_{th} \left( 1 + \frac{e_1 + e_2}{r_1 + r_2} \right) - A \frac{e_1 + e_2}{r_1 + r_2}$$

$$\tau_{min} = \tau_{th} \left( 1 - \frac{e_1 + e_2}{r_1 + r_2} \right) + A \frac{e_1 + e_2}{r_1 + r_2}$$

où  $\tau_{th}$  et  $\gamma_{th}$  désignent les valeurs théoriques de la contrainte de cisaillement et de la distorsion et  $\tau_{max}$  et  $\tau_{min}$  les valeurs réelles maximale et minimale de la contrainte de cisaillement. A et C sont des coefficients identifiés sur la courbe de torsion monotone par morceaux.

Le défaut de coaxialité entre l'axe de rotation et l'axe du cylindre intérieur de l'éprouvette est estimé à 25  $\mu\text{m}$  tandis que celui entre les deux cylindres intérieur et extérieur

vaut 15  $\mu\text{m}$ . L'écart sur la valeur de la contrainte tangentielle est alors de 0,2 MPa au maximum.

➤ Variation de contrainte dans l'épaisseur de la partie utile

Calculer la contrainte de cisaillement moyenne ne suffit pas pour connaître l'étendue des contraintes de cisaillement. Avec un tube d'épaisseur de peau 1,5 mm, la différence entre les contraintes maximale et minimale dans le tube et la contrainte moyenne vaut jusqu'à 5 MPa pour un acier duplex en prenant une hypothèse de distorsion linéaire dans l'épaisseur.

Les écarts induits par ces différents défauts sont additionnées Figure B-17 pour  $\sigma_{11}$  et Figure B-18 pour  $\tau_{12}$ , ils permettent de déterminer l'écart total.

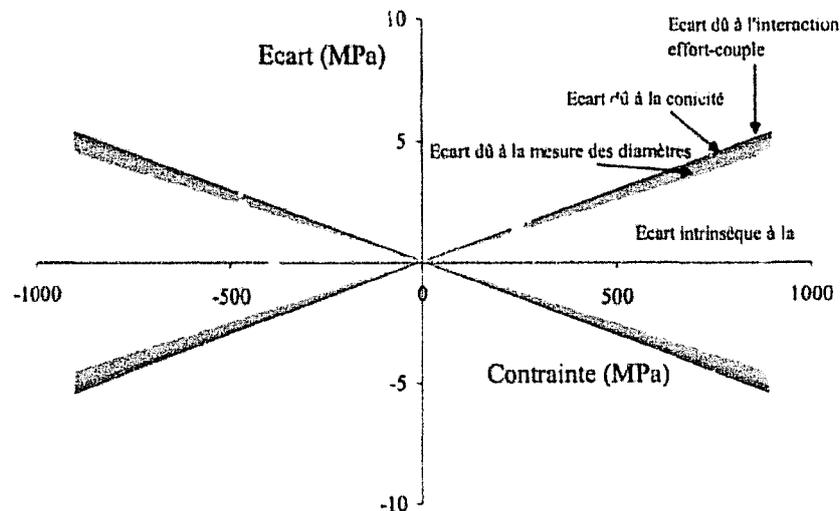


Figure B-17: Incertitudes sur la détermination de la contrainte axiale

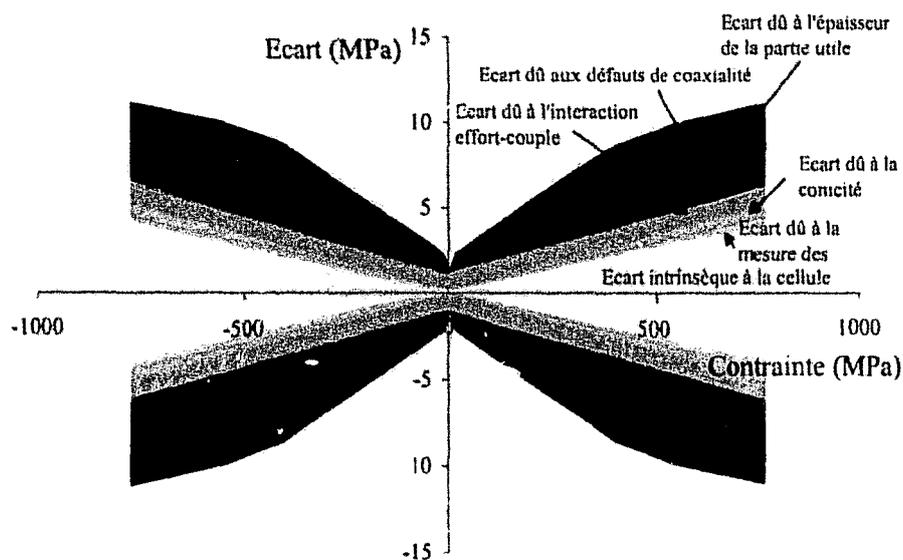


Figure B-18: Incertitude sur la détermination de la contrainte tangentielle

Les mesures de l'effort et du couple s'effectuent sur 16 bits à 40 kHz, les mesures consécutives sont moyennées par groupe de 5 sur 19 bits à 5 kHz. Les incertitudes dues à la discrétisation sont de l'ordre de  $10^{-3}$  MPa, donc tout à fait négligeables par rapport aux autres erreurs.

L'erreur totale sur la mesure de la contrainte axiale est de 5,4 MPa, l'erreur totale sur la mesure de la contrainte de cisaillement est de 11,2 MPa.

## Résultats expérimentaux de fatigue plastique

Les essais de traction-compression/torsion cycliques sont présentés ici. Les conditions expérimentales et les résultats de chaque essai sont spécifiées.

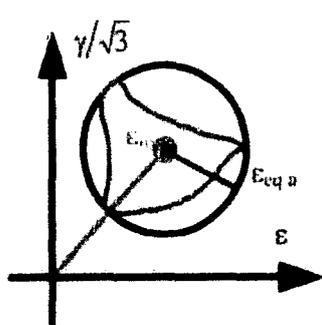
### Conditions expérimentales :

- ☞  $\dot{\epsilon}$  : vitesse de déformation
- ☞  $T$  : température
- ☞ trajet de chargement
- ☞  $\epsilon_{eq a}$  : amplitude de déformation équivalente
- ☞  $\epsilon_m$  : déformation moyenne

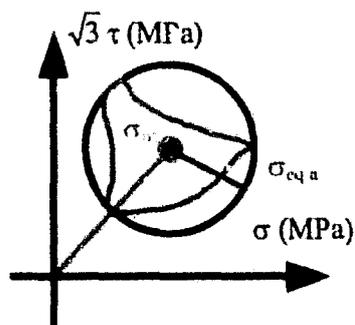
### Résultats :

- ☞  $\sigma_{eq a}$  : amplitude de contrainte équivalente
- ☞  $\epsilon_{eq a}^P$  : amplitude de déformation plastique équivalente
- ☞  $\sigma_m$  : contrainte moyenne
- ☞  $N$  : nombre de cycles effectués
- ☞  $N_R$  : nombre de cycles à rupture (la durée de vie est définie par la chute de l'amplitude de contrainte équivalente de 10% par rapport à la valeur stabilisée).
- ☞ Courbe de durcissement/adoucissement cyclique : évolution de l'amplitude de contrainte équivalente

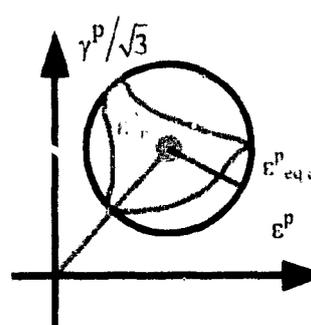
### Définition des amplitudes équivalentes et des valeurs moyennes :



Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^P, \gamma^P/\sqrt{3})$

## *Annexe C : Résultats expérimentaux de fatigue plastique*

---

<i>Essais de traction monotone</i>	311
Trac1, Trac2	311
Visco	312
<i>Essai de compression monotone</i>	313
Comp	313
<i>Essais de traction-compression cyclique à 1 éprouvette par niveau</i>	314
TC <sub>n</sub>	314
<i>Essais de traction-compression cyclique</i>	316
TC1	316
TC2	317
TC3	318
TC4	319
TC5	320
<i>Essai de torsion monotone</i>	321
Tors	321
<i>Essais de torsion alternée</i>	322
TA1	322
TA2	323
TA3	324
<i>Essais de traction-compression/torsion</i>	325
TTC1	325
TTC2	327
TTC3	329
TTC4	332
TTC5	337
TTC6	339
TTC7	342
TTC8	346
TTC9	349
TTC10	352

## Essais de traction monotone

### Trac1, Trac2

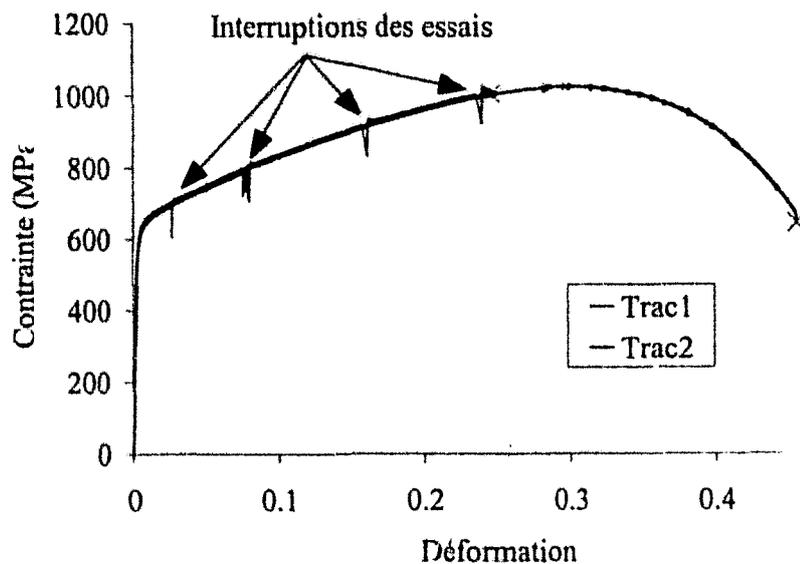
➤ *Caractéristiques de pilotage*

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

➤ *Résultats*

Numéro de l'essai	Limite d'élasticité à 0,02 % (MPa)	Résistance à la rupture (MPa)	Module d'élasticité (GPa)	Allongement à rupture
Trac1	424	1023,7	202	
Trac2	445	1025,4	193	46 %

➤ *Courbes de traction monotone*



## Visco

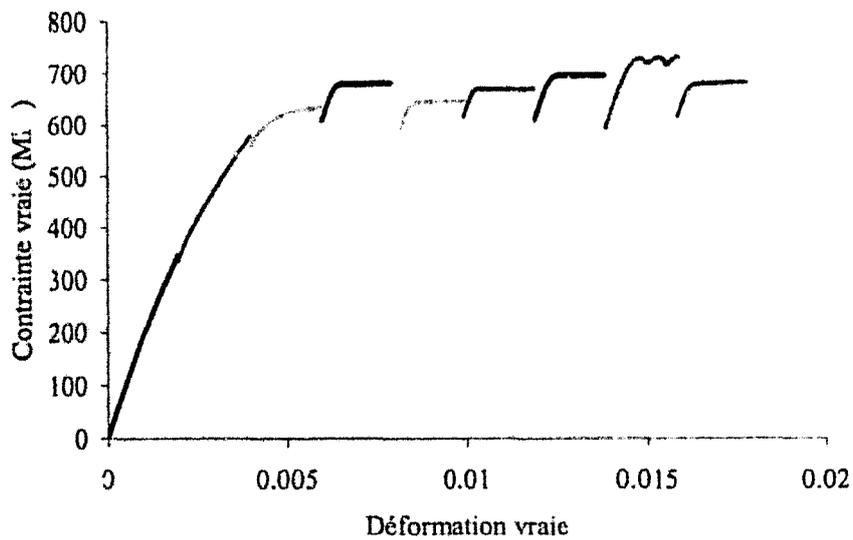
➤ *Caractéristiques de pilotage*

T = 20°C

➤ *Paramètres de pilotage et résultats*

Palier n°	$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	incrément de déformation (%)	contrainte à la fin du palier (MPa)
1	$6,6 \cdot 10^{-4}$	0,2	347
2	$6,6 \cdot 10^{-5}$	0,2	576
3	$6,6 \cdot 10^{-6}$	0,2	635
4	$6,6 \cdot 10^{-4}$	0,2	682
5	$6,6 \cdot 10^{-6}$	0,2	648
6	$6,6 \cdot 10^{-5}$	0,2	672
7	$6,6 \cdot 10^{-4}$	0,2	698
8	$6,6 \cdot 10^{-3}$	0,2	734
9	$6,6 \cdot 10^{-5}$	0,2	684

➤ *Courbe de traction monotone à vitesse variable*



## Essai de compression monotone

### Comp

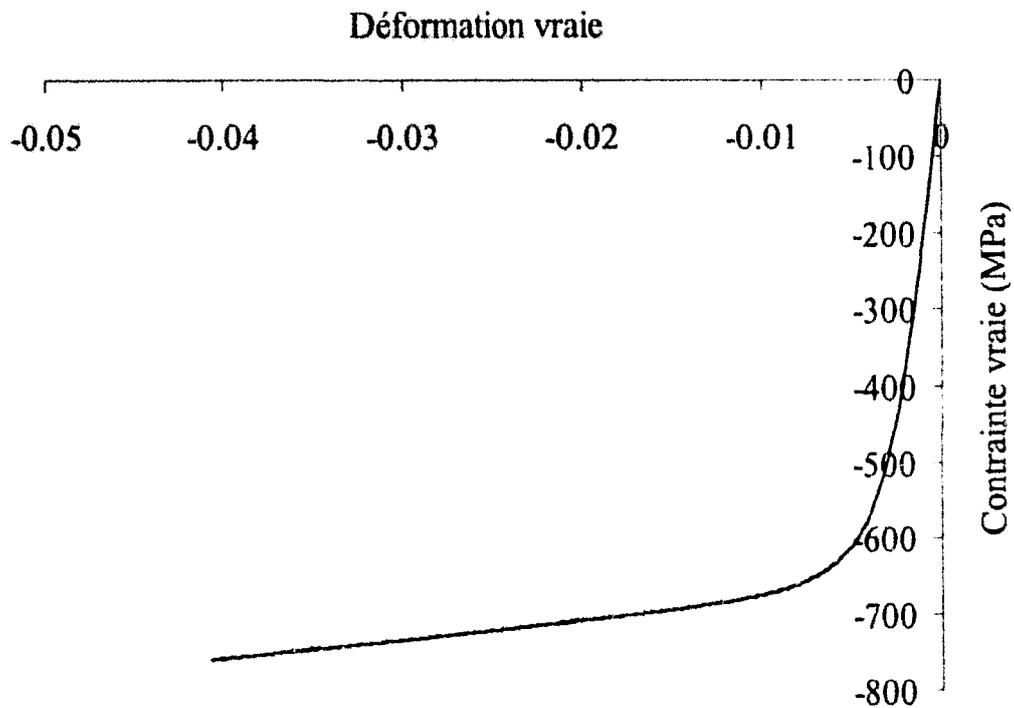
➤ *Caractéristiques de pilotage*

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

➤ *Résultats*

Limite d'élasticité à 0,02 % (MPa)	Module d'élasticité (GPa)
-400	194

➤ *Courbe de compression monotone*



## Essais de traction-compression cyclique à 1 éprouvette par niveau

### TCn<sub>i</sub>

➤ *Caractéristiques de pilotage*

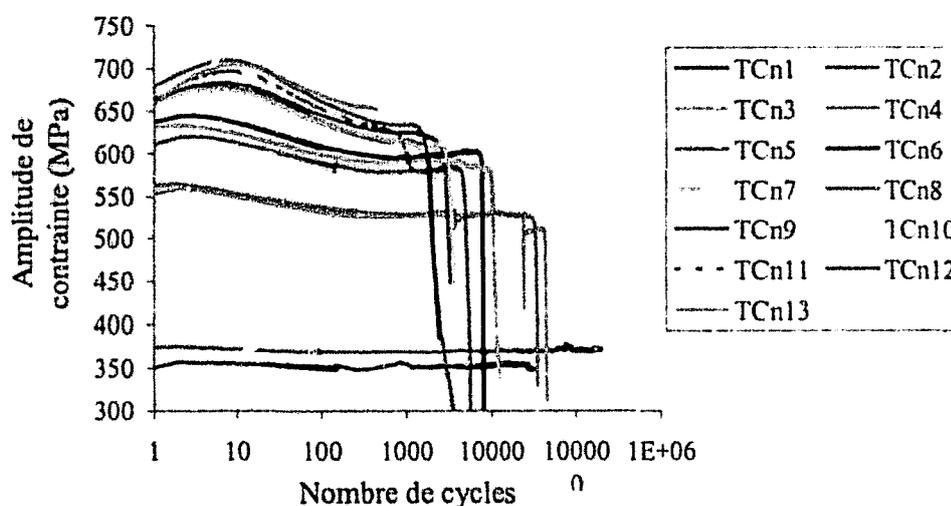
$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

➤ *Paramètres de pilotage et résultats*

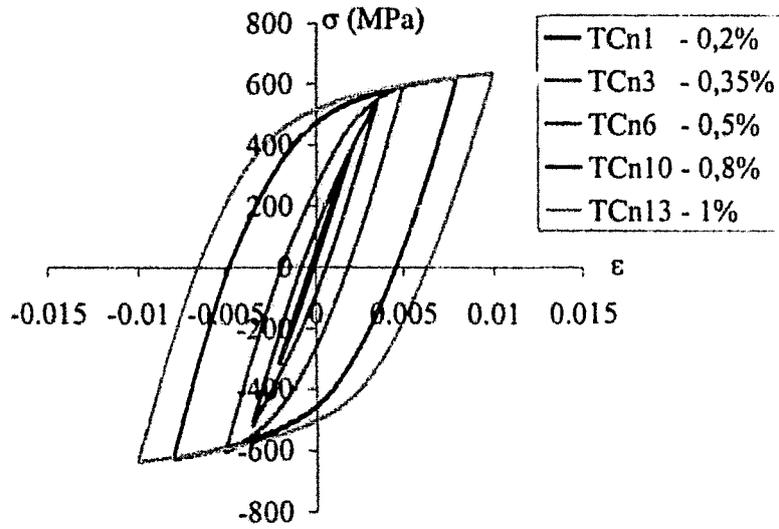
N°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N <sub>R</sub>
	trajet	$\epsilon_a$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_a^P$	$\sigma_a$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
TCn1	traction	0,2	0;0	0,000164	349	33	> 35000
TCn2★	traction	0,2	0;0	0,000095	372	-25	> 200000
TCn3★	traction	0,35	0;0	0,007533	527	10	44760
TCn4★	traction	0,35	0;0	0,007416	529	2	35000
TCn5	traction	0,5	0;0	0,002154	578	-5	4900
TCn6★	traction	0,5	0;0	0,001924	599	-4	7864
TCn7★	traction	0,5	0;0	0,002039	586	-5	10500
TCn8	traction	0,8	0;0	0,004987	608	-6	1950
TCn9★	traction	0,8	0;0	0,004808	623	-1	3024
TCn10★	traction	0,8	0;0	0,004851	609	-1	3390
TCn11	traction	1,0	0;0	0,006700	633	-5	1200
TCn12★	traction	1,0	0;0	0,006697	634	1	463
TCn13★	traction	1,0	0;0	0,006662	652	-2	1865

★ signifie : éprouvette polie

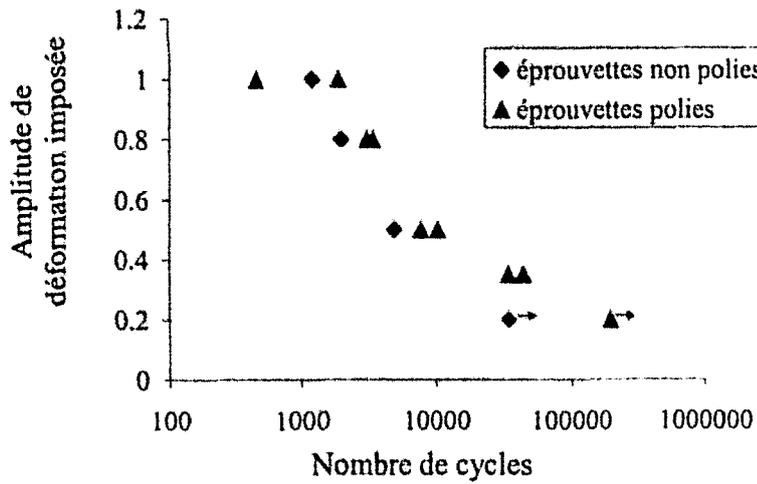
➤ *Courbes de durcissement/adoucissement cyclique*



➤ **Boucles d'hystérésis sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**



➤ **Courbe de résistance à la fatigue**



## Essais de traction-compression cyclique

### TC1

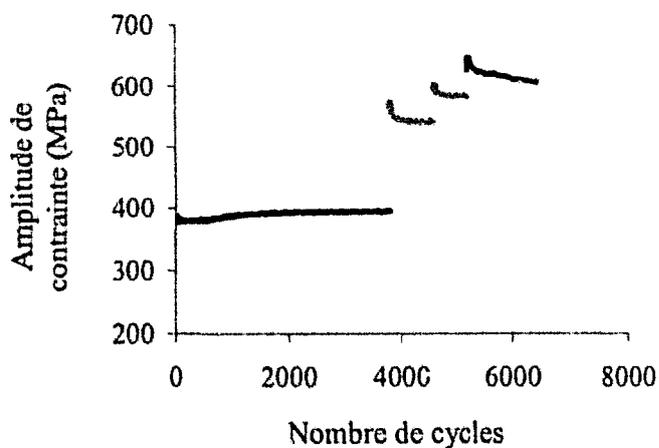
➤ **Caractéristiques de pilotage**

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

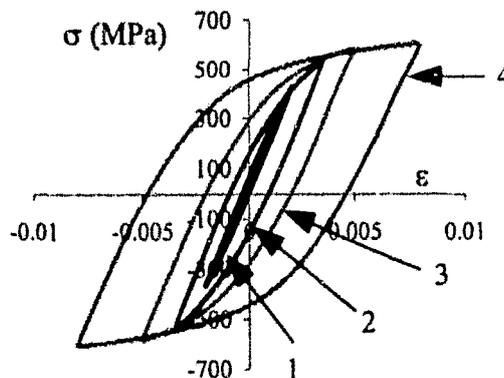
➤ **Paramètres de pilotage et résultats**

Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\epsilon_a$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_a^P$	$\sigma_a$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	traction	0,2	0;0	0,000179	394	30	3800
2	traction	0,35	0;0	0,000875	541	-2	780
3	traction	0,5	0;0	0,00203	584	0	600
4	traction	0,8	0;0	0,00486	606	-2	1257

➤ **Courbes de durcissement/adoucissement cyclique**



➤ **Boucles d'hystérésis sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**



## TC2

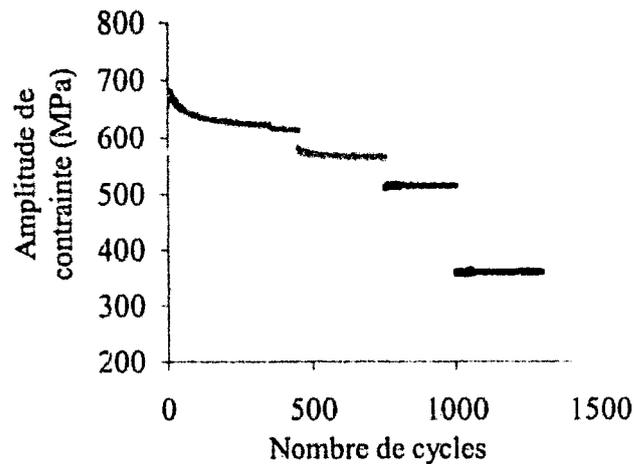
➤ **Caractéristiques de pilotage**

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

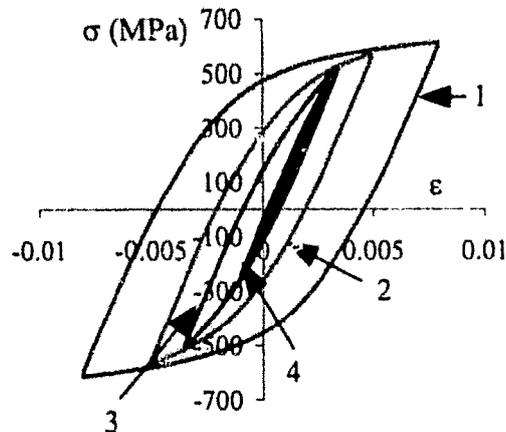
➤ **Paramètres de pilotage et résultats**

Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\epsilon_a$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_a^P$	$\sigma_a$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	traction	0,8	0;0	0,00482	614	2	450
2	traction	0,5	0;0	0,00207	565	3	300
3	traction	0,35	0;0	0,00085	514	8	250
4	traction	0,2	0;0	0,00015	360	106	300

➤ **Courbes de durcissement/adoucissement cyclique**



➤ **Boucles d'hystérésis sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**



## TC3

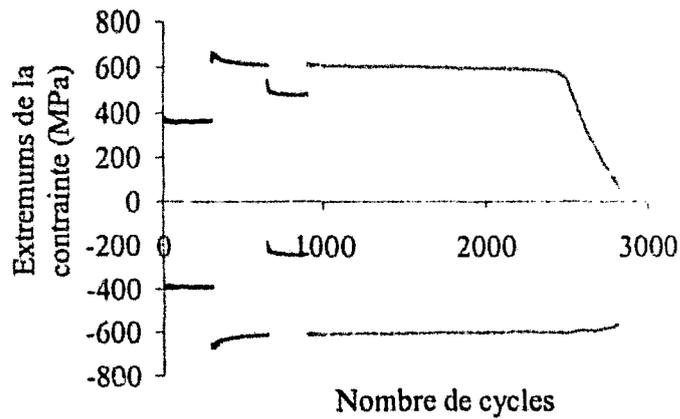
➤ **Caractéristiques de pilotage**

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

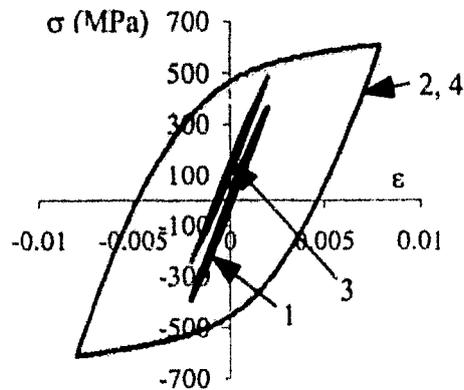
➤ **Paramètres de pilotage et résultats**

Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\epsilon_a$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_a^P$	$\sigma_a$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	traction	0,2	0;0	0,00013	376	-13	300
2	traction	0,8	0;0	0,0049	616	-2	350
3	traction	0,2	0;0	0,00014	363	119	250
4	traction	0,8	0;0	0,0049	605	-2	1923

➤ **Courbes de durcissement/adoucissement cyclique**



➤ **Boucles d'hystérésis sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**



## TC4

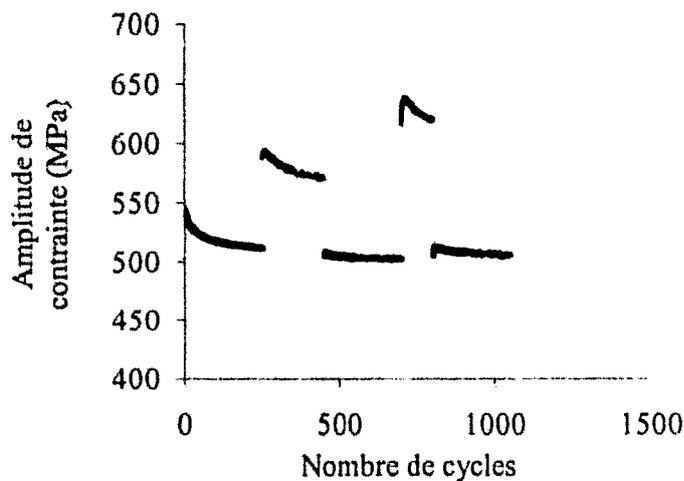
➤ **Caractéristiques de pilotage**

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

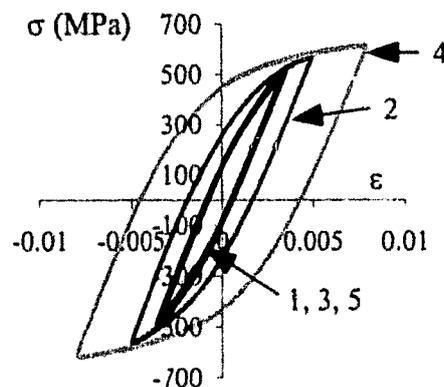
➤ **Paramètres de pilotage et résultats**

Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\epsilon_a$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_a^P$	$\sigma_a$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	traction	0,35	0;0	0,00079	511	11	250
2	traction	0,5	0;0	0,00199	570	3	150
3	traction	0,35	0;0	0,00086	502	11	250
4	traction	0,8	0;0	0,00476	620	0	100
5	traction	0,35	0;0	0,00084	506	24	250

➤ **Courbes de durcissement/adoucissement cyclique**



➤ **Boucles d'hystérésis sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**



## TC5

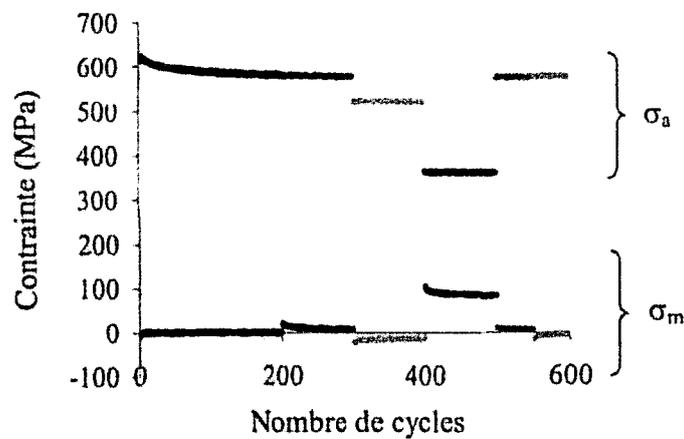
➤ **Caractéristiques de pilotage**

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

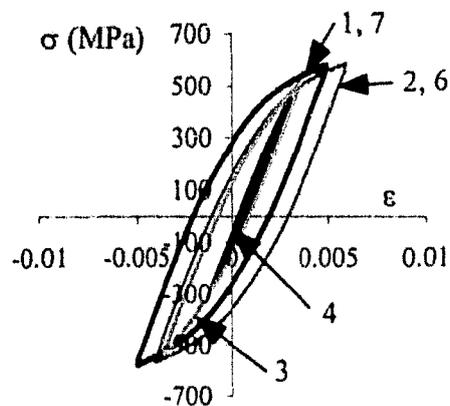
➤ **Paramètres de pilotage et résultats**

Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\epsilon_a$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_a^P$	$\sigma_a$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	traction	0,5	0;0	0,00201	580	0	200
2	traction	0,5	0,1;0	0,00202	577	9	100
3	traction	0,35	0;0	0,00083	521	-14	100
4	traction	0,2	0,1;0	0,00016	363	86	100
5	traction	0,5	0,1;0	0,00204	578	50	
6	traction	0,5	0;0	0,00203	575	-4	50

➤ **Courbes de durcissement/adoucissement cyclique**



➤ **Boucles d'hystérésis sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**



## Essai de torsion monotone

### Tors

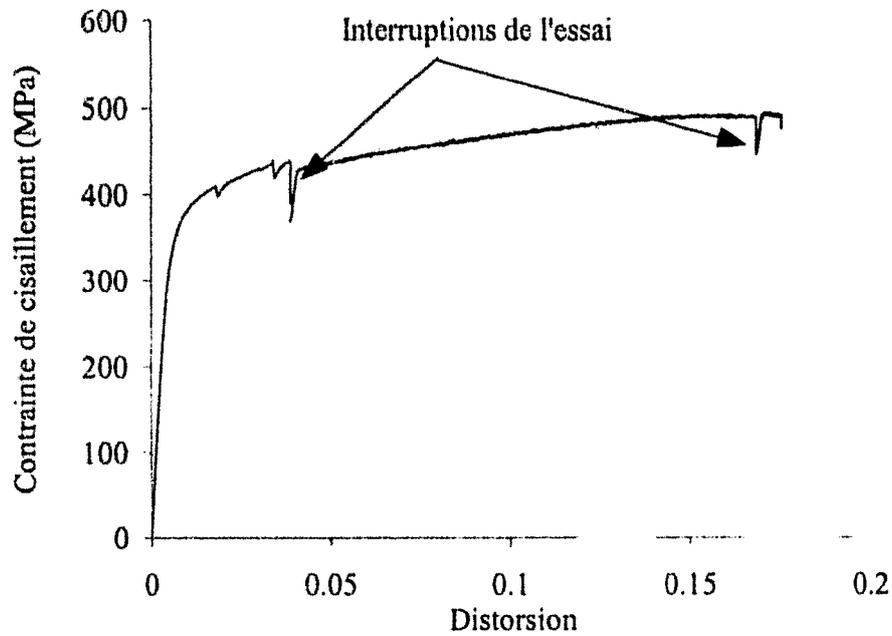
➤ *Caractéristiques de pilotage*

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

➤ *Résultats*

Limite d'élasticité à 0,02 % (MPa)	Résistance à la rupture (MPa)	Module de cisaillement (GPa)
312	493	63

➤ *Courbe de torsion monotone*



## Essais de torsion alternée

### TA1

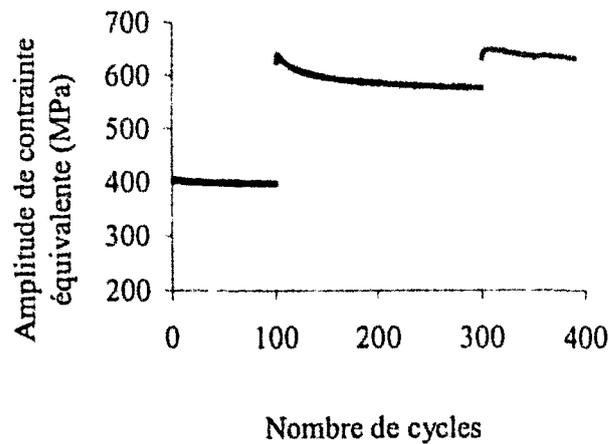
➤ *Caractéristiques de pilotage*

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

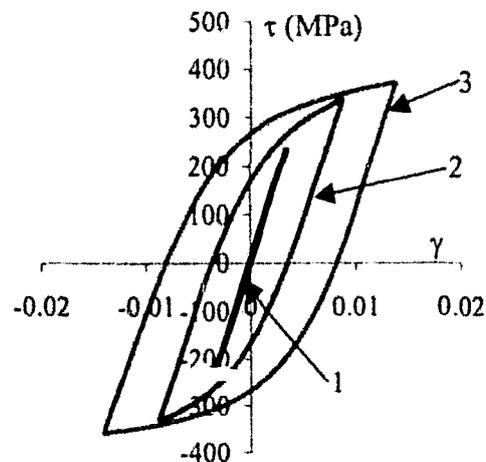
➤ *Paramètres de pilotage et résultats*

Palier n°	trajet	$\epsilon_{\text{eq a}}$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_{\text{eq a}}^P$	$\sigma_{\text{eq a}}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	N
1	torsion	0,2	0;0	0,000077	396	(-16; 1)	100
2	torsion	0,5	0;0	0,002143	577	(-38; 2)	200
3	torsion	0,8	0;0	0,004866	631	(-31; 5)	90

➤ *Courbes de durcissement/adoucissement cyclique*



➤ *Boucles d'hystérésis sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier*



## TA2

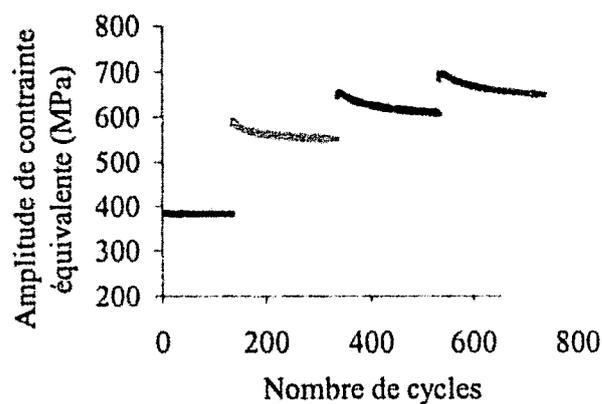
➤ **Caractéristiques de pilotage**

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

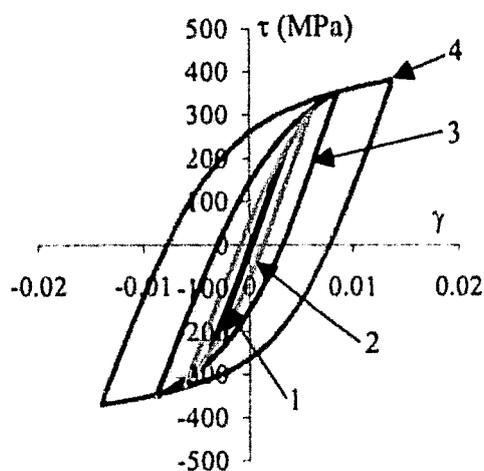
➤ **Paramètres de pilotage et résultats**

Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\epsilon_{\text{eq a}}$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_{\text{eq a}}^P$	$\sigma_{\text{eq a}}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	torsion	0,2	0;0	0,000044	383		135
2	torsion	0,35	0;0	0,000717	551		200
3	torsion	0,5	0;0	0,001939	609		200
4	torsion	0,8	0;0	0,004744	650		200

➤ **Courbes de durcissement/adoucissement cyclique**



➤ **Boucles d'hystérésis sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**



## TA3

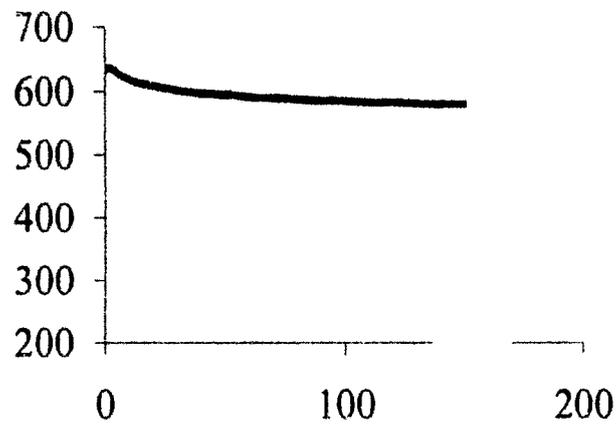
➤ **Caractéristiques de pilotage**

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

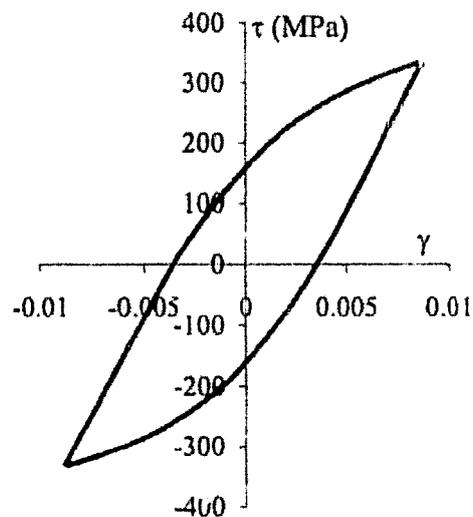
➤ **Paramètres de pilotage et résultats**

Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\epsilon_{\text{cqa}}$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_{\text{cqa}}^P$	$\sigma_{\text{cqa}}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	torsion	0,5	0;0	0,002198	576		150

➤ **Courbes de durcissement/adoucissement cyclique**



➤ **Boucles d'hystérésis sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**



## Essais de traction-compression/torsion

### TTC1

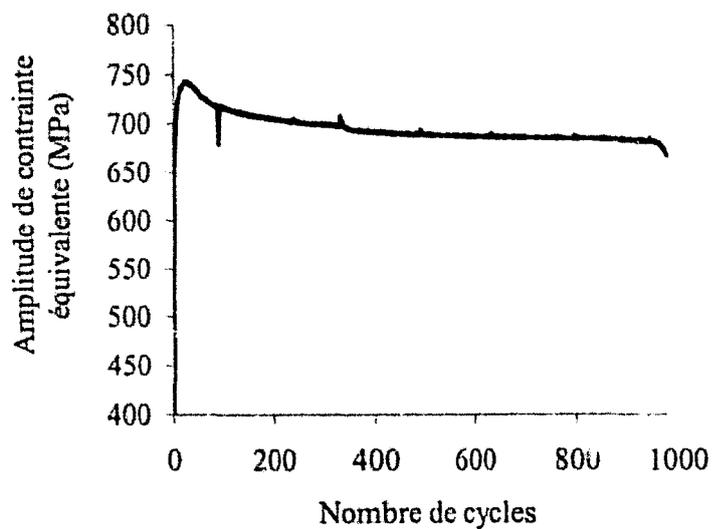
➤ *Caractéristiques de pilotage*

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

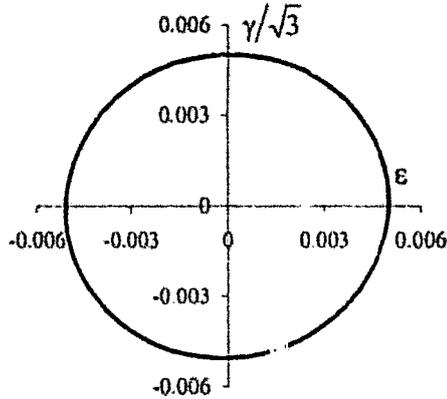
➤ *Paramètres de pilotage et résultats*

Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N <sub>R</sub>
	trajet	$\epsilon_{eq a}$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_{eq a}^P$	$\sigma_{eq a}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	cercle	0,5	0;0	0,00249	691	(0; 6)	980

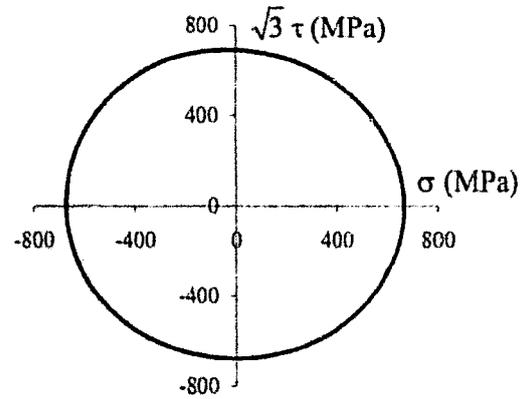
➤ *Courbes de durcissement/adoucissement cyclique*



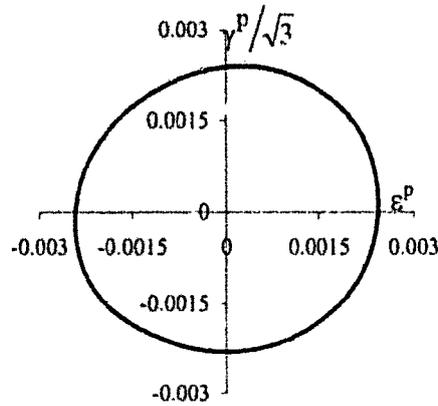
➤ Trajet de chargement et réponses sur le cycle stabilisé



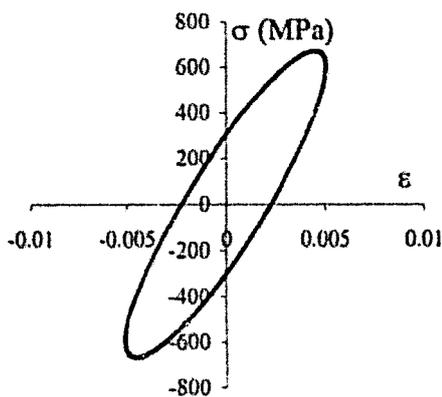
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



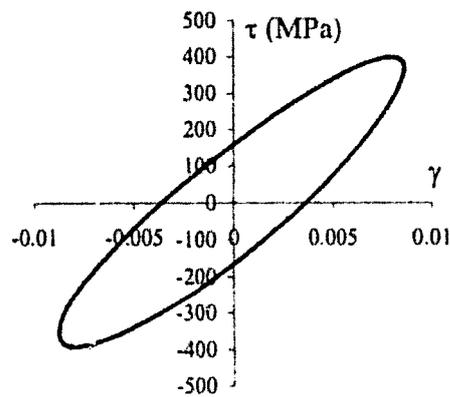
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^P, \gamma^P/\sqrt{3})$



Boucle d'hystérésis dans la direction de traction



Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

## TTC2

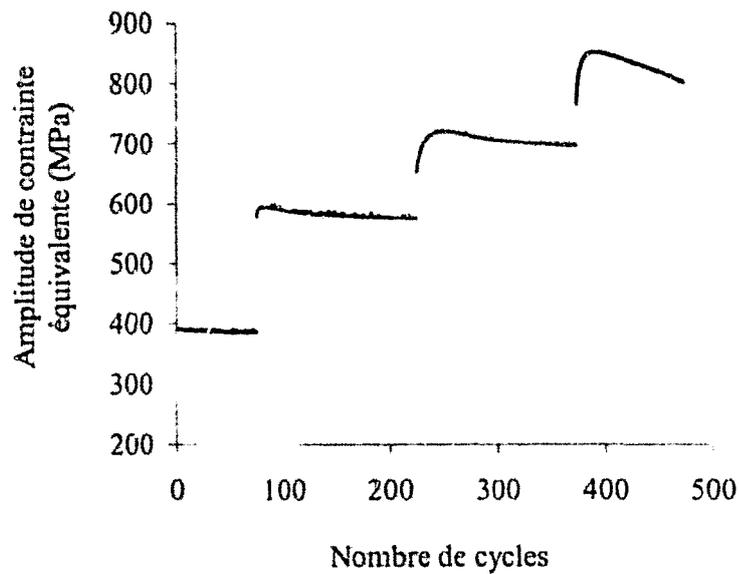
➤ *Caractéristiques de pilotage*

$$\dot{\varepsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

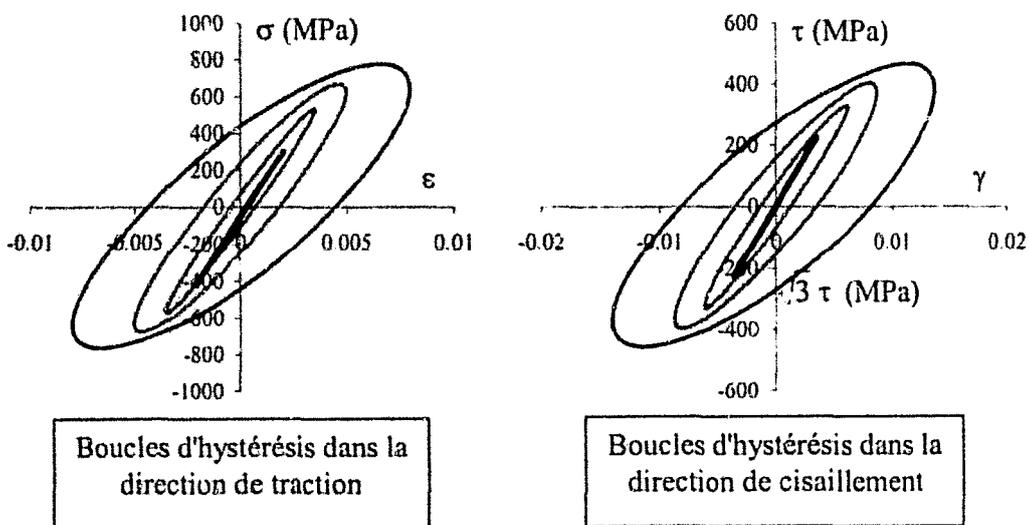
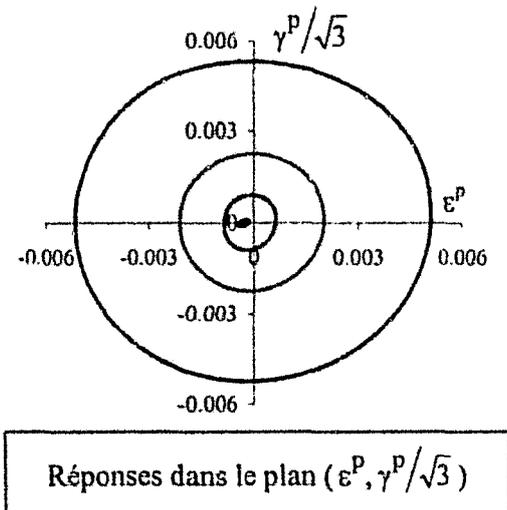
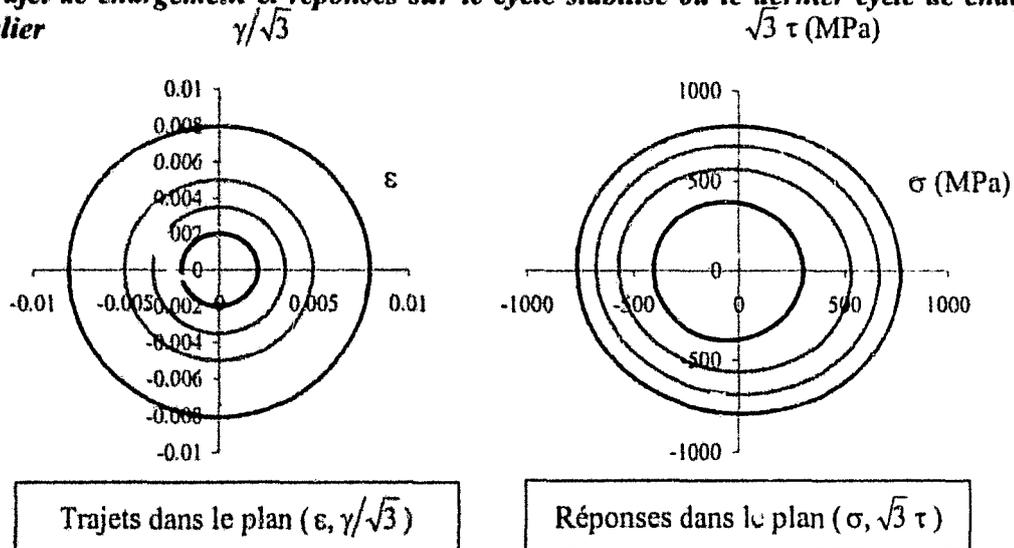
➤ *Paramètres de pilotage et résultats*

Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\varepsilon_{\text{eq a}}$ (%)	$\varepsilon_{\text{m}}$ (%)	$\varepsilon_{\text{eq a}}^{\text{P}}$	$\sigma_{\text{eq a}}$ (MPa)	$\sigma_{\text{m}}$ (MPa)	
1	cercle	0,2	0;0	0,00014	387	(-53; -1)	74
2	cercle	0,35	0;0	0,0009	575	(-16; 2)	150
3	cercle	0,5	0;0	0,0023	698	(1; 5)	150
4	cercle	0,8	0;0	0,0053	803	(2; 5)	100

➤ *Courbes de durcissement/adoucissement cyclique*



➤ Trajet de chargement et réponses sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier



## TTC3

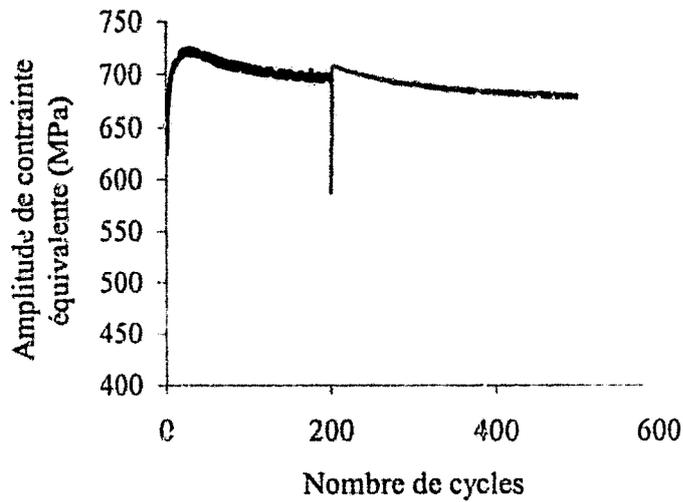
➤ **Caractéristiques de pilotage**

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

➤ **Paramètres de pilotage et résultats**

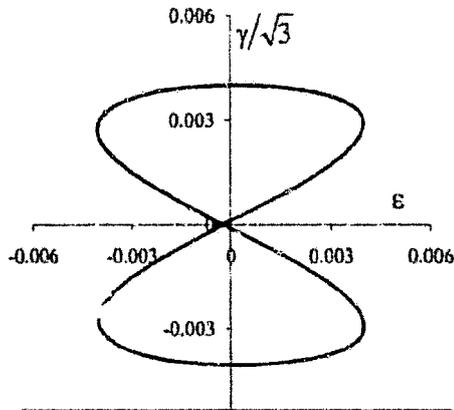
Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\epsilon_{eq a}$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_{eq a}^P$	$\sigma_{eq a}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	sablier	0,5	0;0	0,0019	699	(11; 8)	200
2	carré	0,5	0;0	0,002	680	(4; 2)	300

➤ **Courbes de durcissement/adoucissement cyclique**

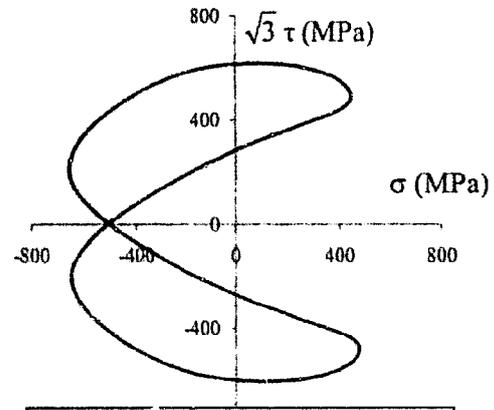


➤ **Trajet de chargement et réponses sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**

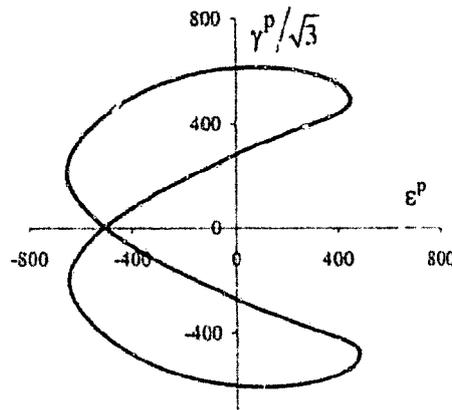
- Trajet sablier



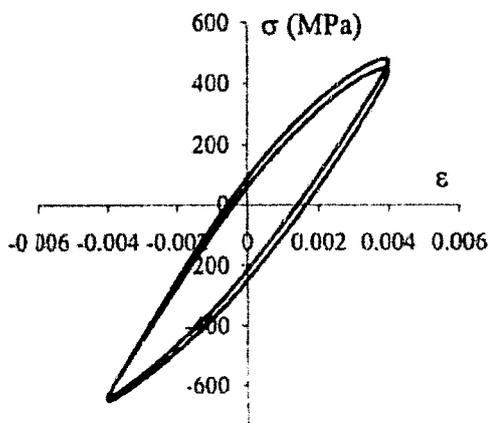
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



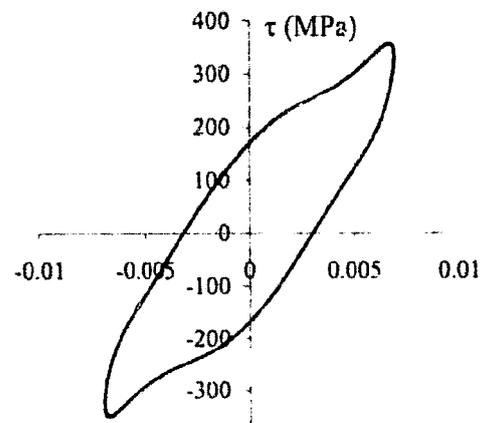
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$

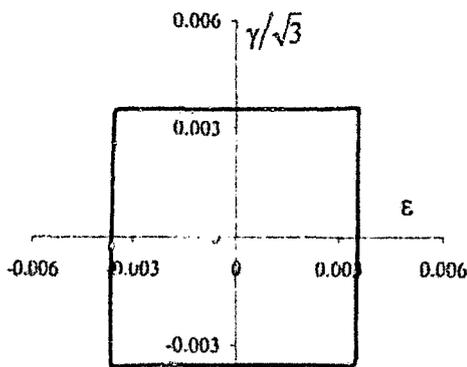


Boucle d'hystérésis dans la direction de traction

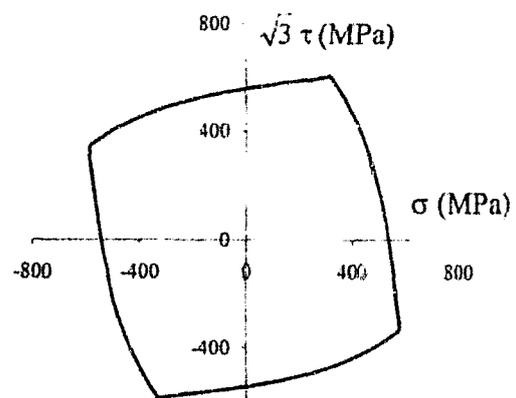


Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

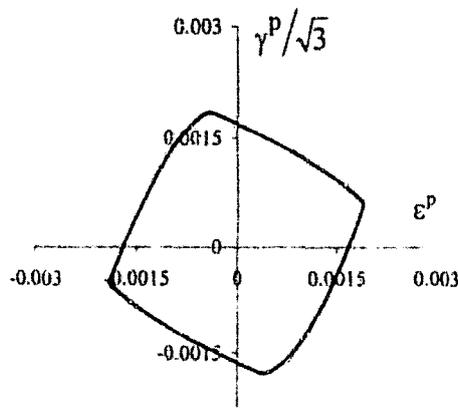
- Trajet carré



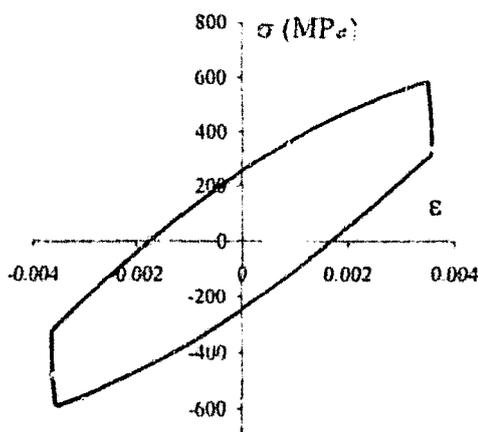
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



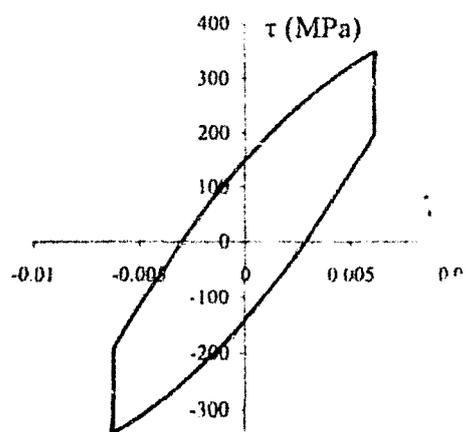
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$



Boucle d'hystérésis dans la direction de traction



Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

## TTC4

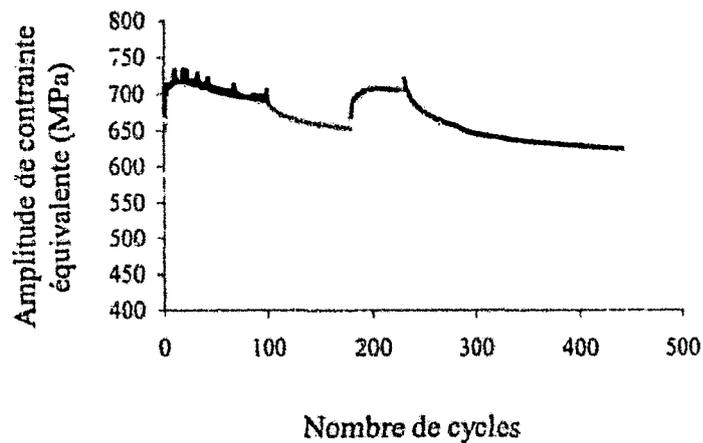
➤ *Caractéristiques de pilotage*

$$\dot{\varepsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

➤ *Paramètres de pilotage et résultats*

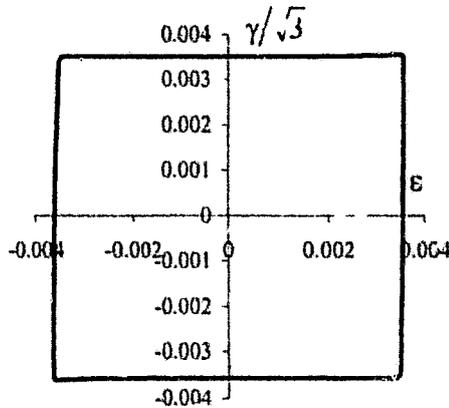
Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\varepsilon_{\text{eq a}}$ (%)	$\varepsilon_m$ (%)	$\varepsilon_{\text{eq a}}^P$	$\sigma_{\text{eq a}}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	carré	0,5	0;0	0,0019	692	(5; 6)	100
2	trèfle	0,5	0;0	0,0018	655	(-13; 6)	80
3	sablé	0,5	0;0	0,0018	705	(-18; -5)	50
4	torsion	0,5	0;0	0,0019	625	(-1; 5)	210

➤ *Courbes de durcissement/adoucissement cyclique*

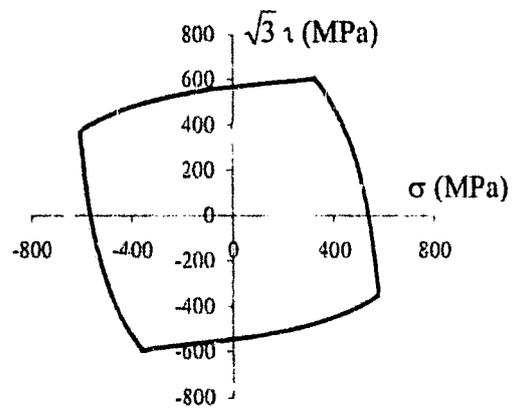


➤ **Trajet de chargement et réponses sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**

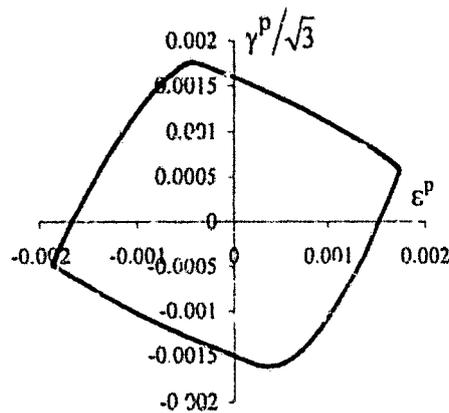
- Trajet carré



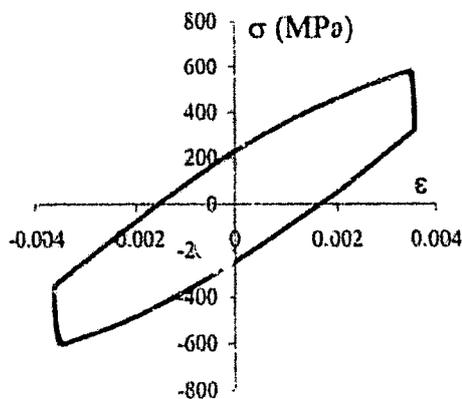
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



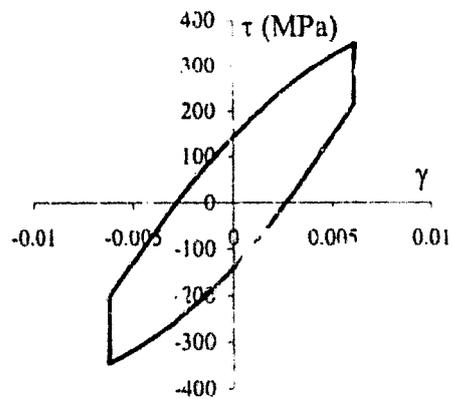
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$

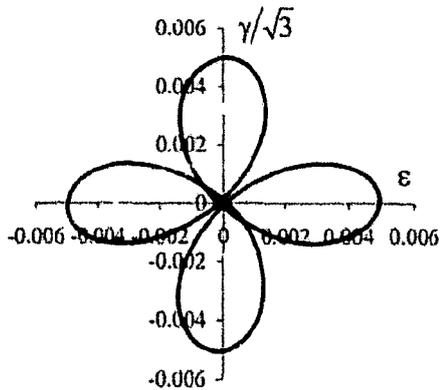


Boucle d'hystérésis dans la direction de traction

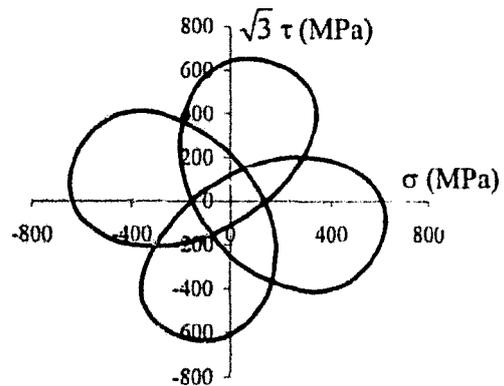


Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

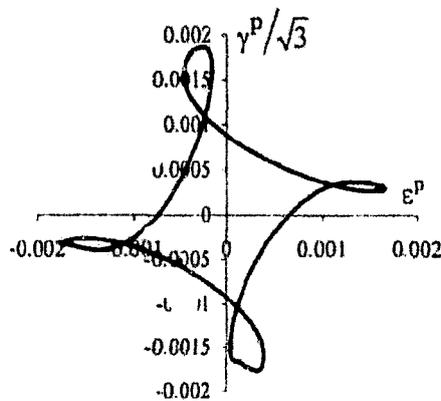
▪ Trajet trèfle



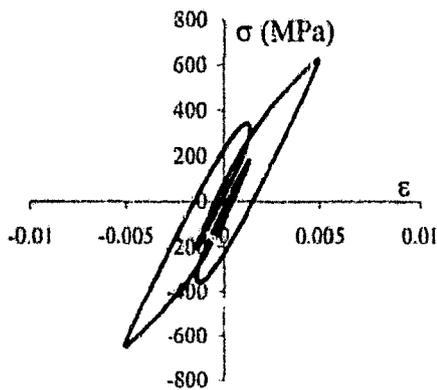
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



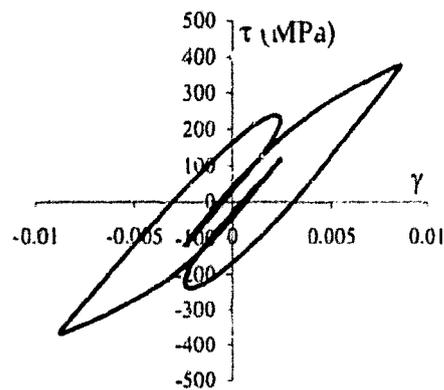
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



trajet dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$

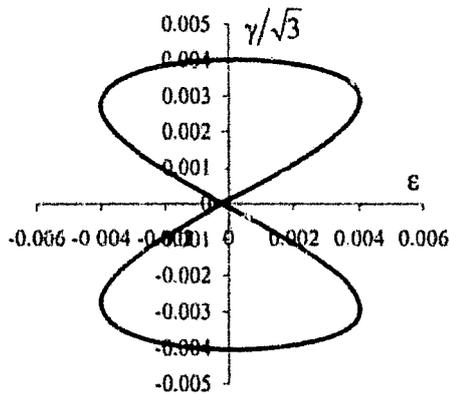


Boucle d'hystérésis dans la direction de traction

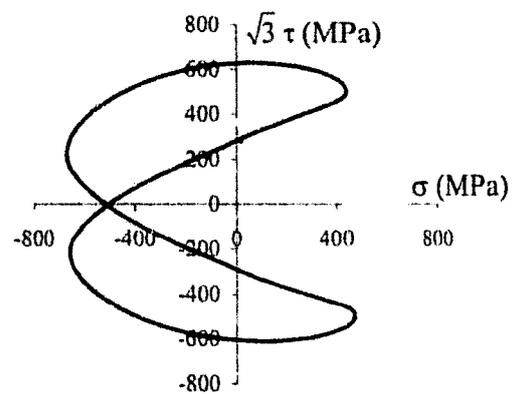


Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

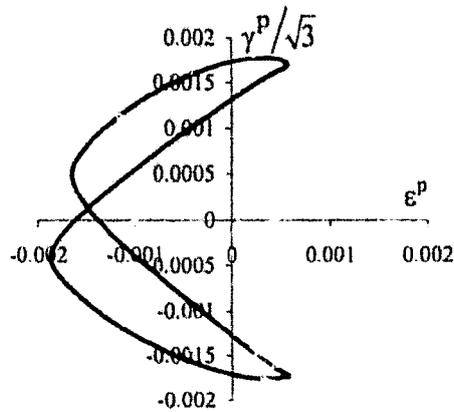
• Trajet sablier



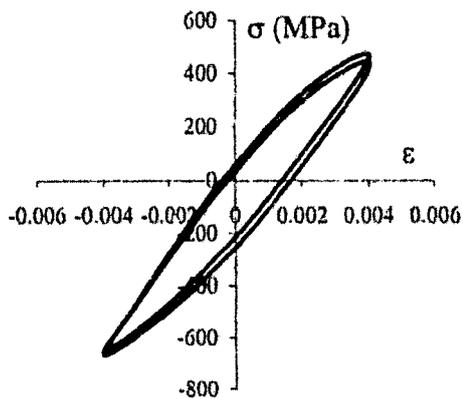
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



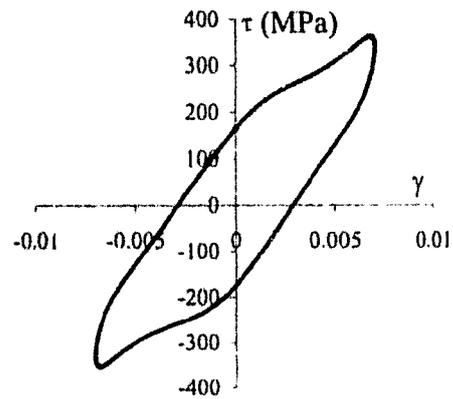
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^P, \gamma^P/\sqrt{3})$

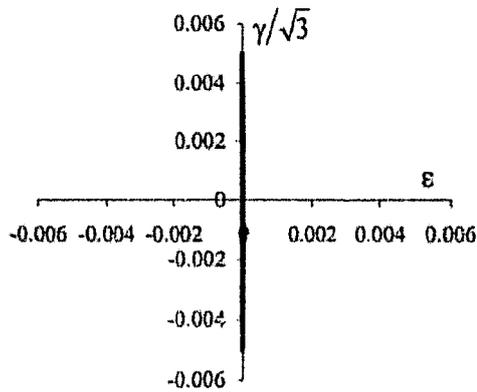


Boucle d'hystérésis dans la direction de traction

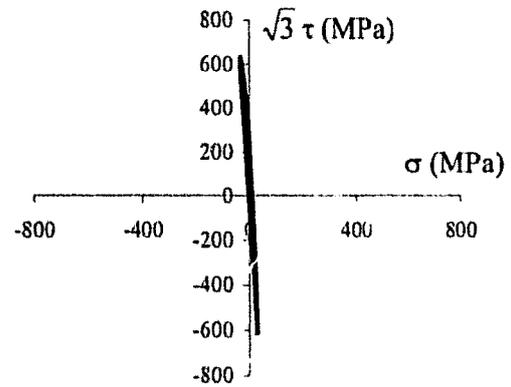


Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

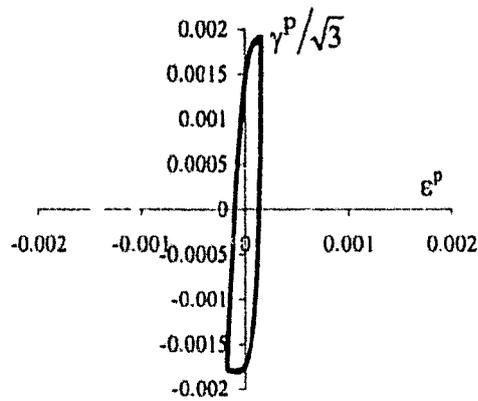
• Trajet torsion



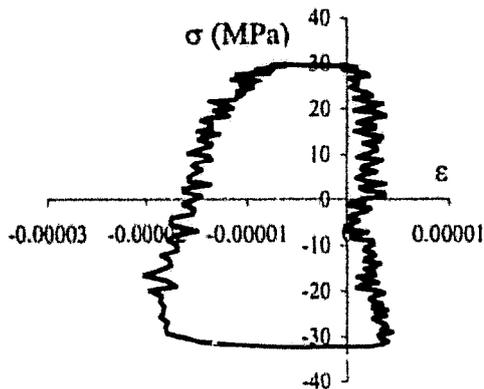
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



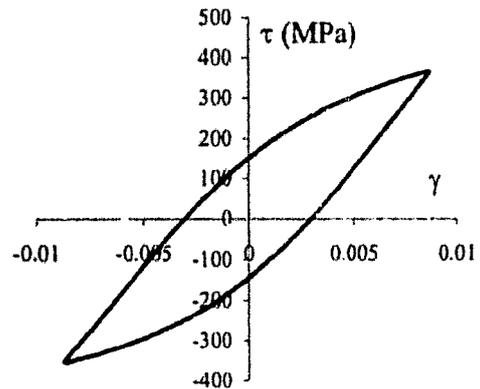
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$



Boucle d'hystérésis dans la direction de traction



Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

## TTC5

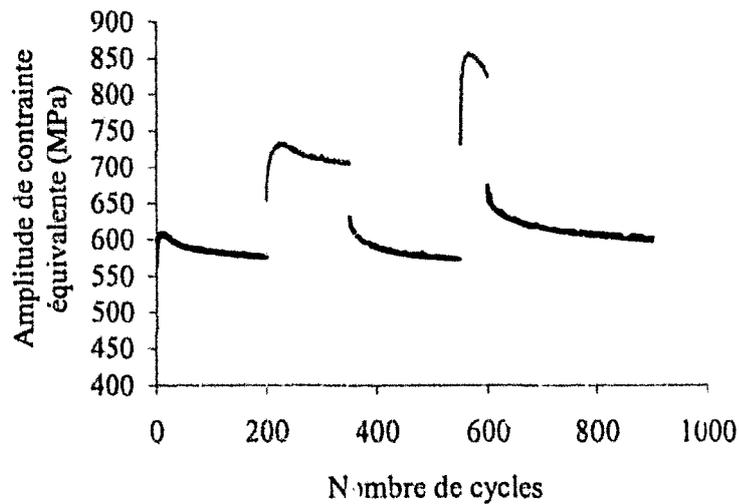
➤ **Caractéristiques de pilotage**

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

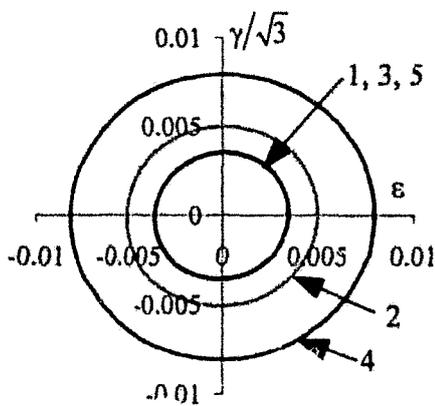
➤ **Paramètres de pilotage et résultats**

Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\epsilon_{\text{eq a}}$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_{\text{eq a}}^P$	$\sigma_{\text{eq a}}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	cercle	0,35	0;0	0,0010	576	-17; 3	200
2	cercle	0,5	0;0	0,0024	705	-12; 3	150
3	cercle	0,35	0;0	0,00098	573	-13; 3	200
	cercle	0,8	0;0	0,0057	825	-6; 3	50
	cercle	0,35	0;0	0,00095	601	-4; 14	300

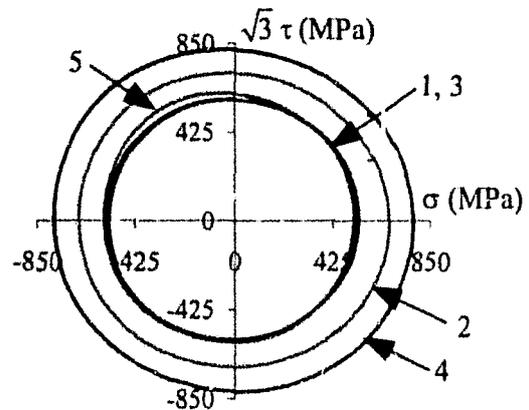
➤ **Courbes de durcissement/adoucissement cyclique**



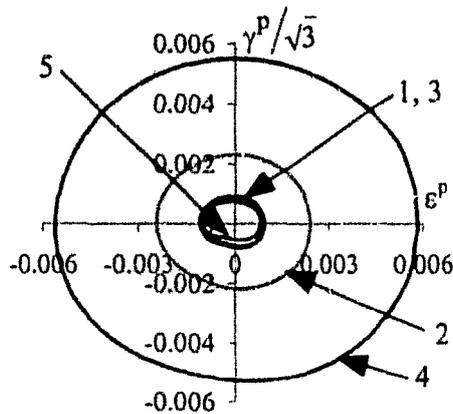
➤ **Trajet de chargement et réponses sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**



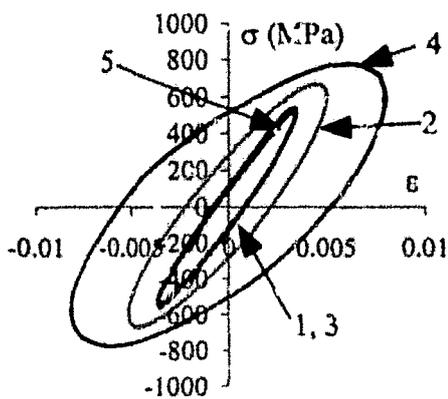
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



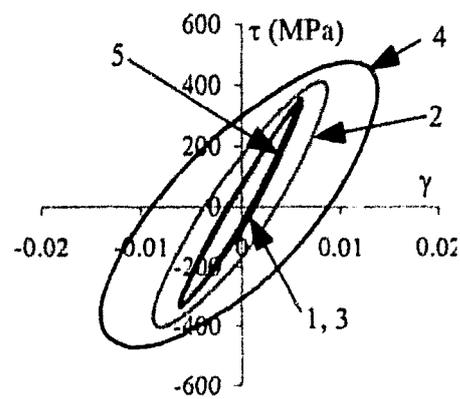
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$



Boucle d'hystérésis dans la direction de traction



Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

## TTC6

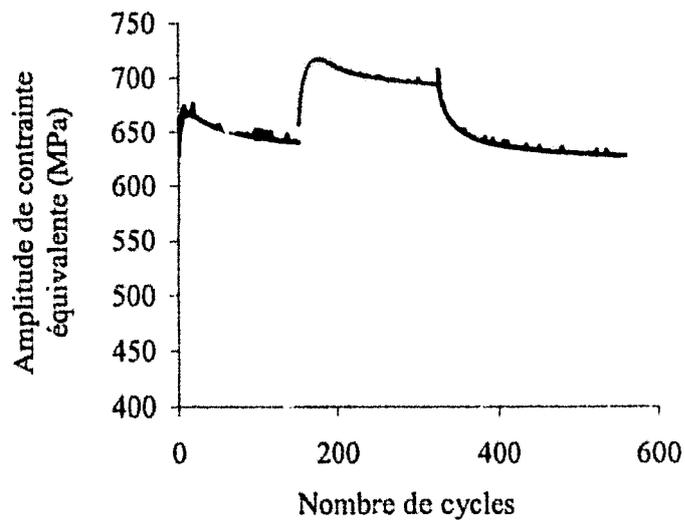
➤ **Caractéristiques de pilotage**

$$\dot{\varepsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^{\circ}\text{C}$$

➤ **Paramètres de pilotage et résultats**

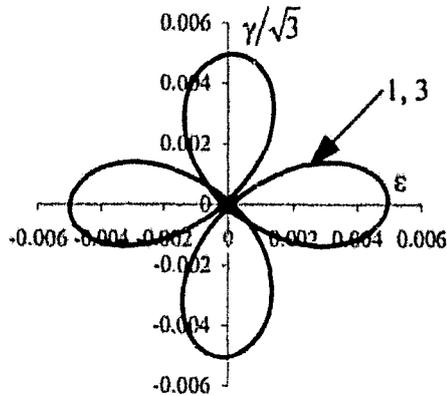
Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\varepsilon_{eq a}$ (%)	$\varepsilon_m$ (%)	$\varepsilon_{eq a}^P$	$\sigma_{eq a}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	trèfle	0,5	0;0	0,0019	640	-9; 2	150
2	cercle	0,5	0;0	0,0024	694	-2; 4	175
3	trèfle	0,5	0;0	0,0019	628	-2; 1	235

➤ **Courbes de durcissement/adoucissement cyclique**

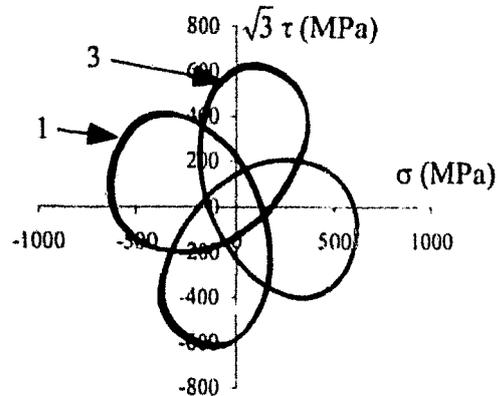


➤ **Trajet de chargement et réponses sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**

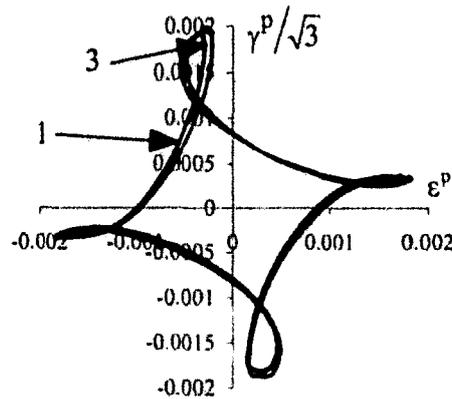
- Trajets trèfle



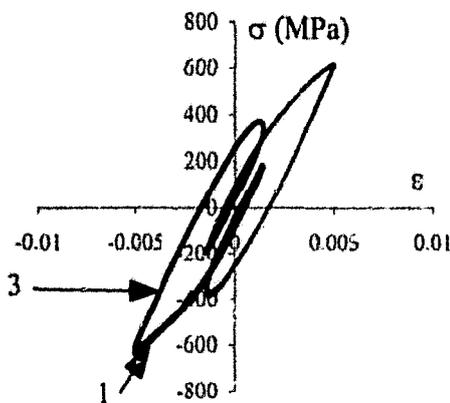
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



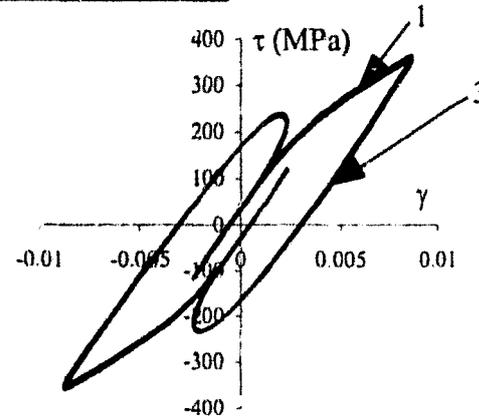
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$

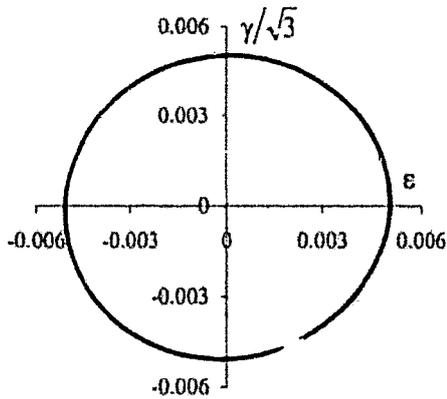


Boucle d'hystérésis dans la direction de traction

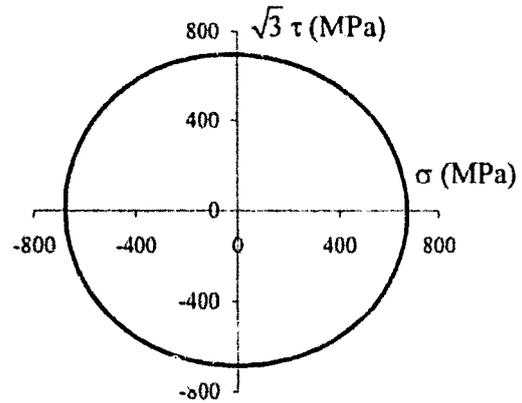


Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

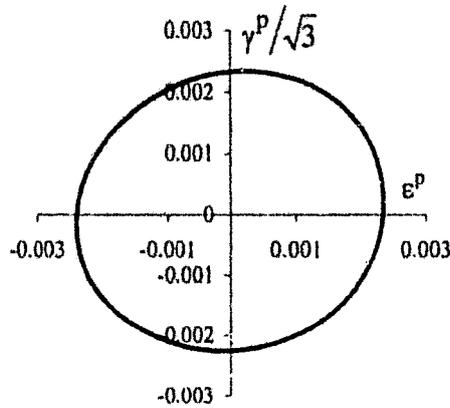
▪ Trajet cercle



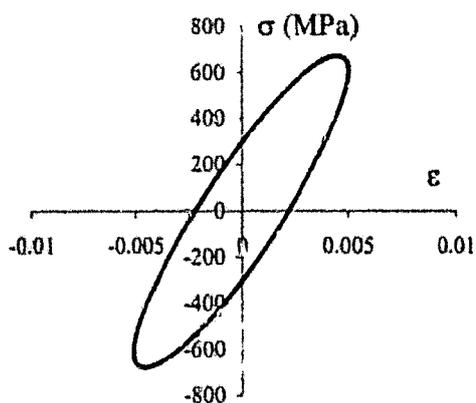
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



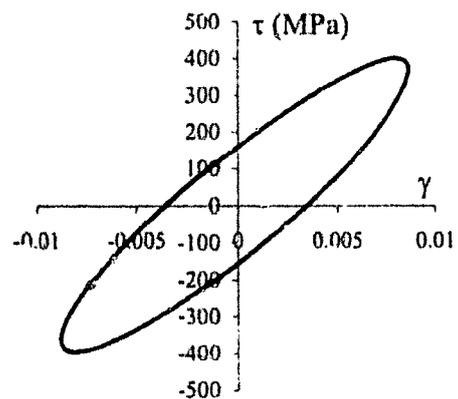
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$



Boucle d'hystérésis dans la direction de traction



Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

## TTC7

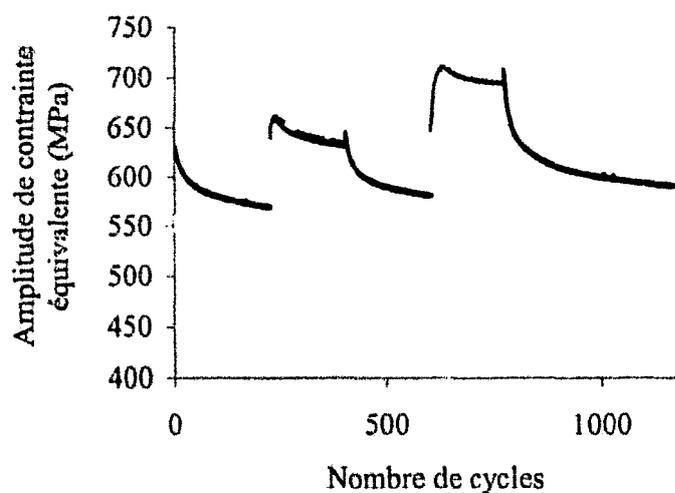
➤ *Caractéristiques de pilotage*

$$\dot{\varepsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

➤ *Paramètres de pilotage et résultats*

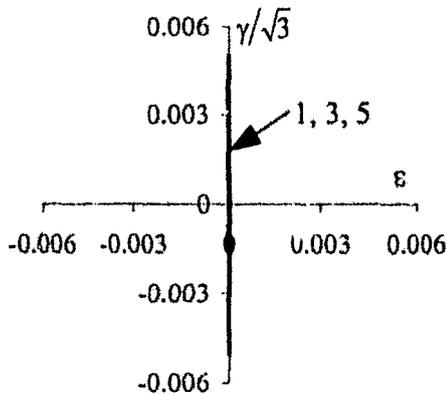
Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\varepsilon_{eq a}$ (%)	$\varepsilon_m$ (%)	$\varepsilon_{eq a}^P$	$\sigma_{eq a}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	torsion	0,5	0;0	0,0022	569	-20; 1	228
2	trèfle	0,5	0;0	0,0020	633	-2; 2	175
3	torsion	0,5	0;0	0,0021	581	50; 2	200
4	cercle	0,5	0;0	0,0025	694	3; 5	170
5	torsion	0,5	0;0	0,0021	591	-54; 4	400

➤ *Courbes de durcissement/adoucissement cyclique*

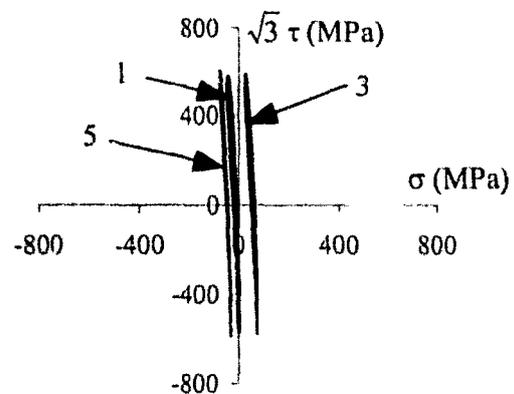


➤ **Trajet de chargement et réponses sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**

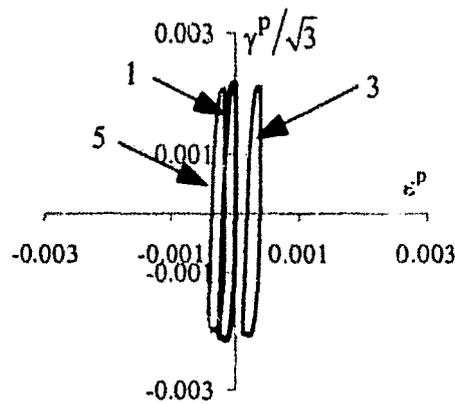
- Trajets torsion



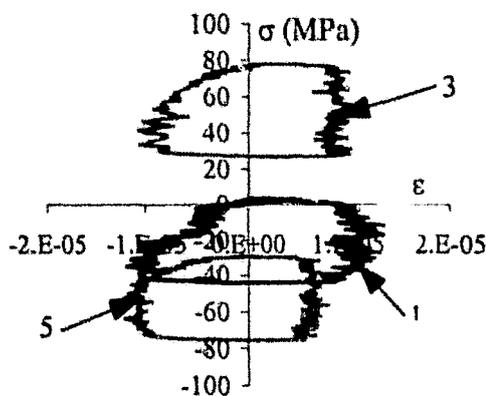
Trajet dans le plan ( $\epsilon, \gamma/\sqrt{3}$ )



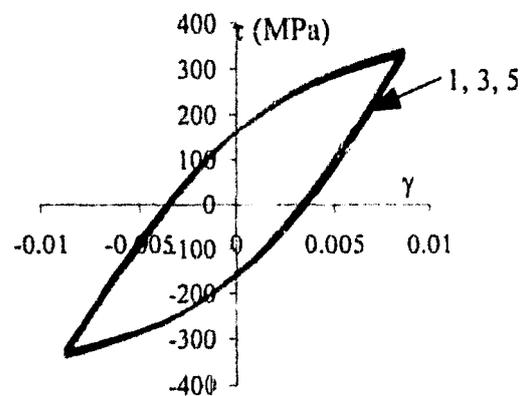
Réponse dans le plan ( $\sigma, \sqrt{3} \tau$ )



Réponse dans le plan ( $\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3}$ )

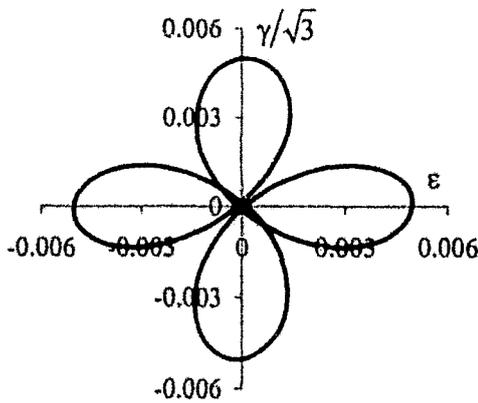


Boucle d'hystérésis dans la direction de traction

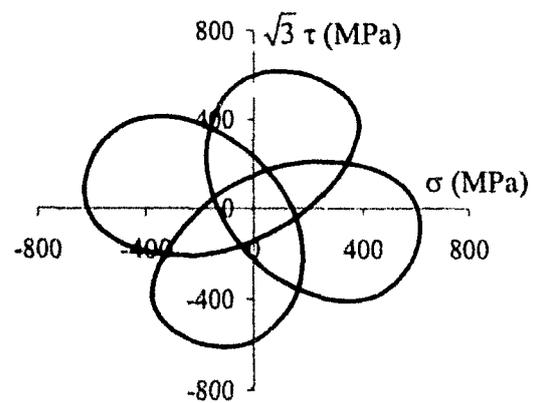


Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

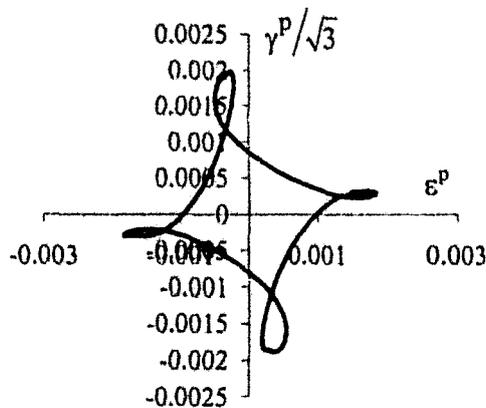
▪ Trajet trèfle



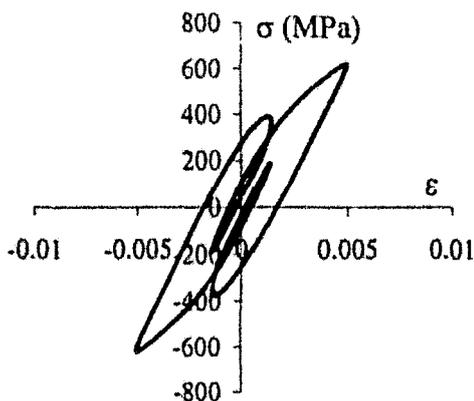
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



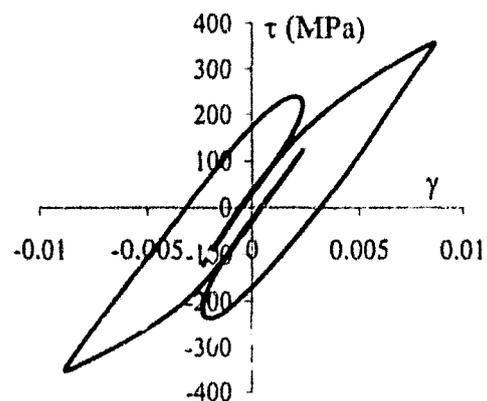
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$

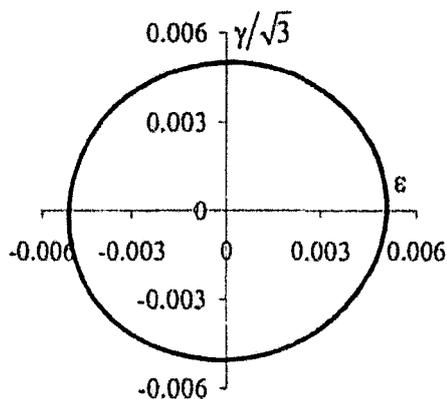


Boucle d'hystérésis dans la direction de traction

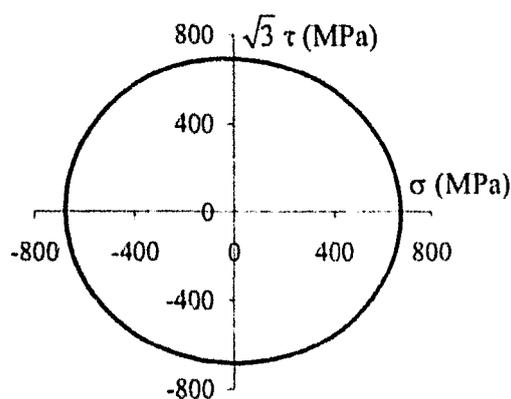


Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

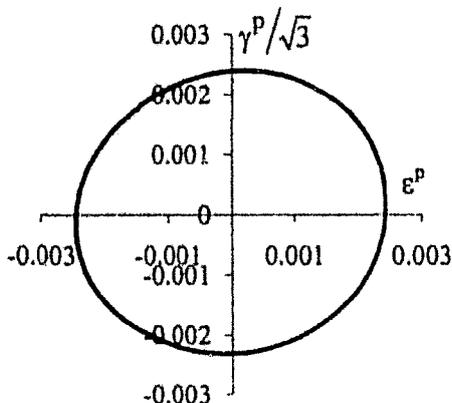
▪ Trajet cercle



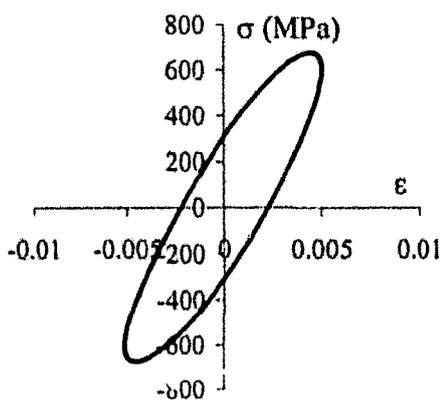
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



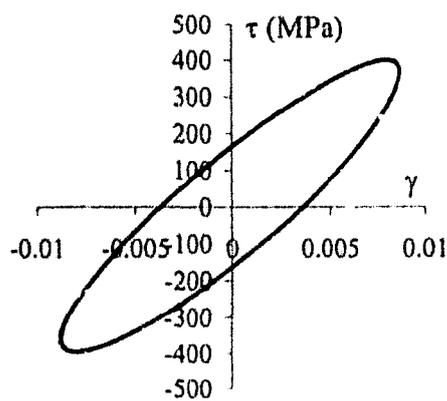
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^P, \gamma^P/\sqrt{3})$



Boucle d'hystérésis dans la direction de traction



Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

## TTC8

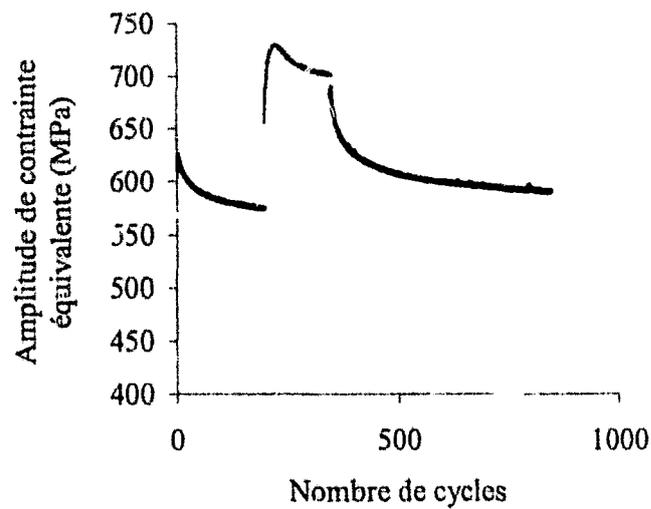
➤ *Caractéristiques de pilotage*

$$\dot{\varepsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

➤ *Paramètres de pilotage et résultats*

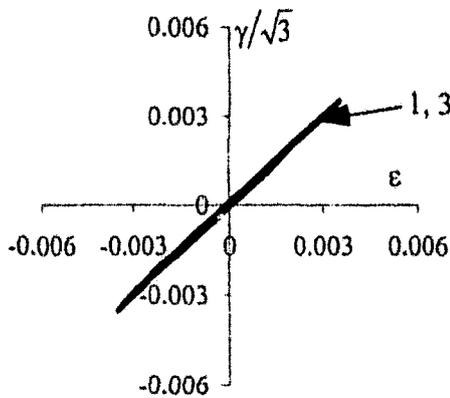
Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\varepsilon_{eq a}$ (%)	$\varepsilon_m$ (%)	$\varepsilon_{eq a}^p$	$\sigma_{ca}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	prop 45	0,5	0;0	0,0020	574	-17; 6	200
2	cercle	0,5	0;0	0,0024	702	-14; 1	150
3	prop 45	0,5	0;0	0,0020	590	-33; 19	500

➤ *Courbes de durcissement/adoucissement cyclique*

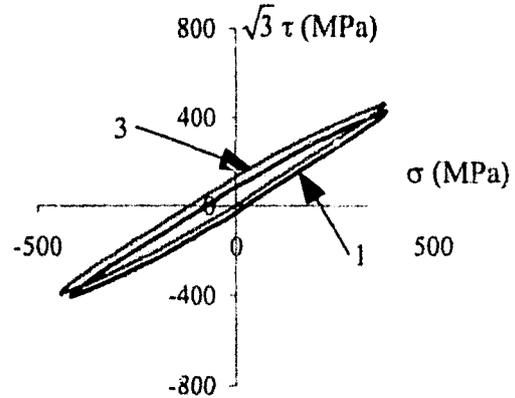


➤ **Trajet de chargement et réponses sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**

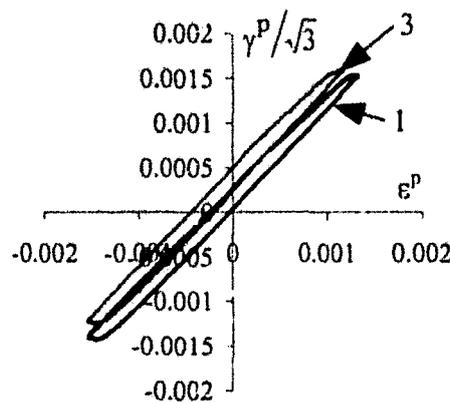
- Trajets proportionnel 45



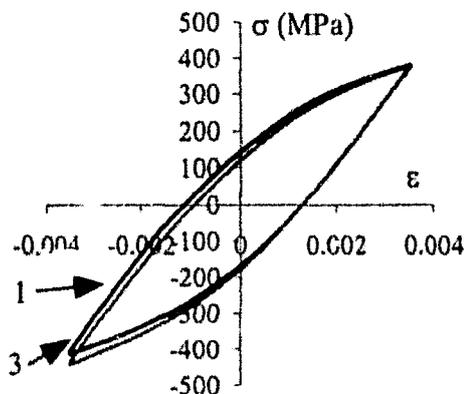
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



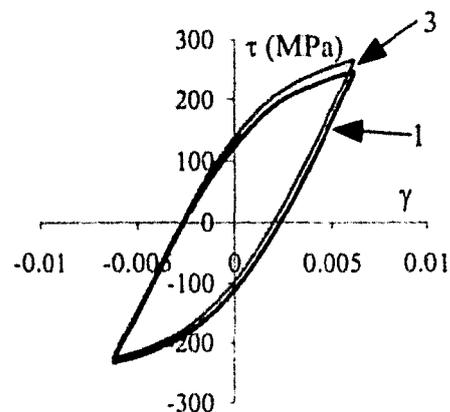
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$

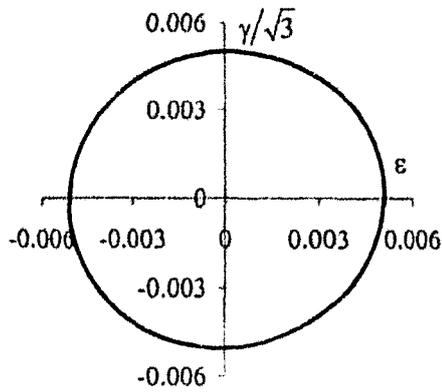


Boucle d'hystérésis dans la direction de traction

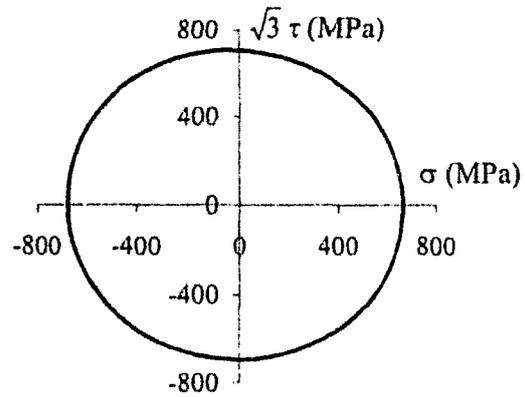


Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

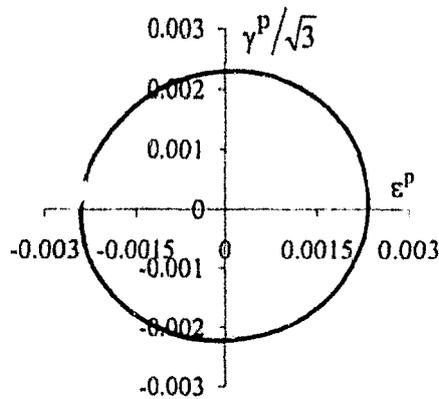
- Trajet cercle



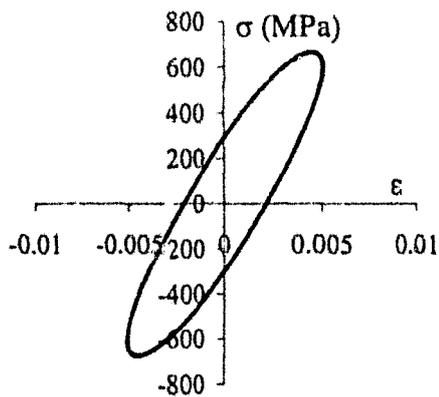
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



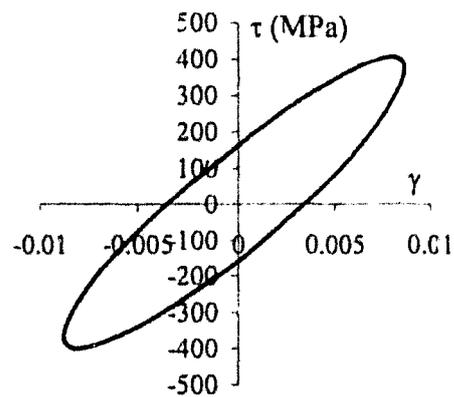
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$



Boucle d'hystérésis dans la direction de traction



Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

## TTC9

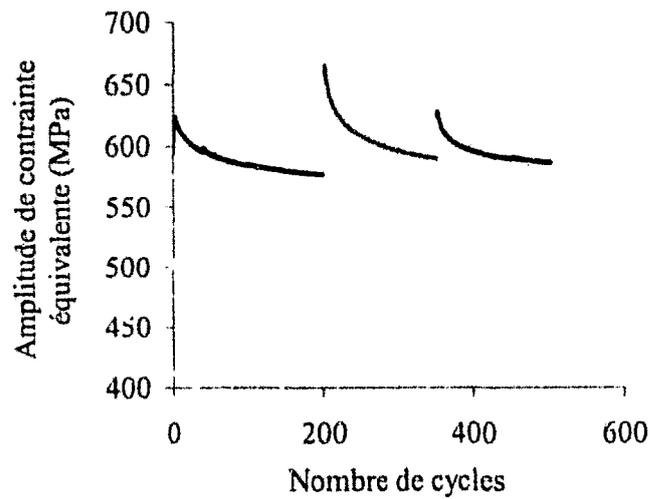
➤ *Caractéristiques de pilotage*

$$\dot{\varepsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

➤ *Paramètres de pilotage et résultats*

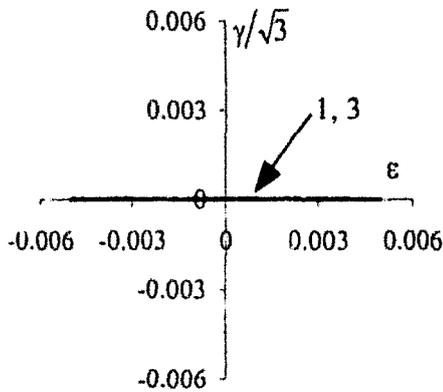
Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\varepsilon_{\text{eq a}}$ (%)	$\varepsilon_m$ (%)	$\varepsilon_{\text{eq a}}^P$	$\sigma_{\text{eq a}}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	traction	0,5	0;0	0,0020	577	-7; -2	200
2	torsion	0,5	0;0	0,0020	590	43; 2	150
3	traction	0,5	0;0	0,0019	587	-6; 23	150

➤ *Courbes de durcissement/adoucissement cyclique*

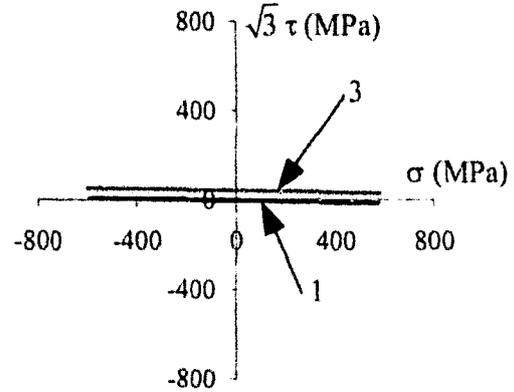


➤ **Trajet de chargement et réponses sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**

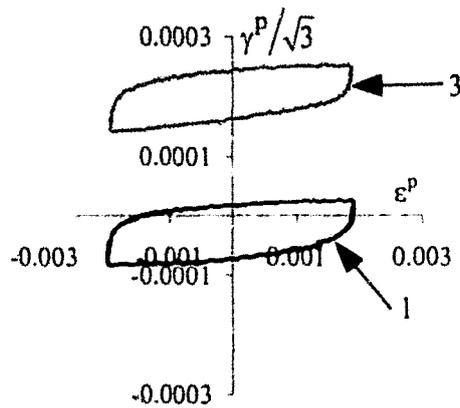
- Trajets traction



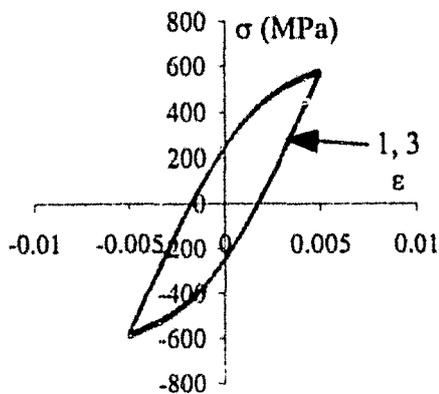
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



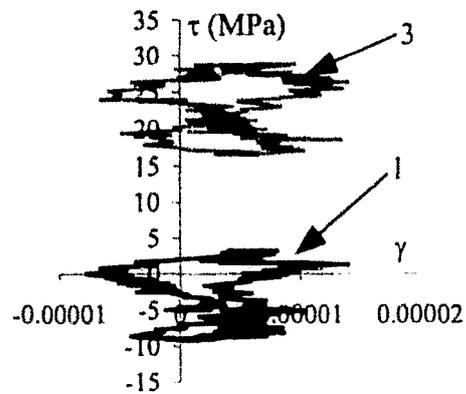
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$

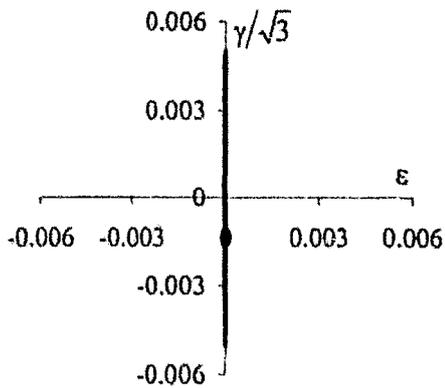


Boucle d'hystérésis dans la direction de traction

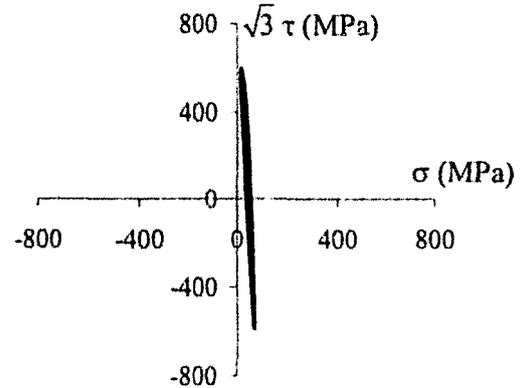


Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

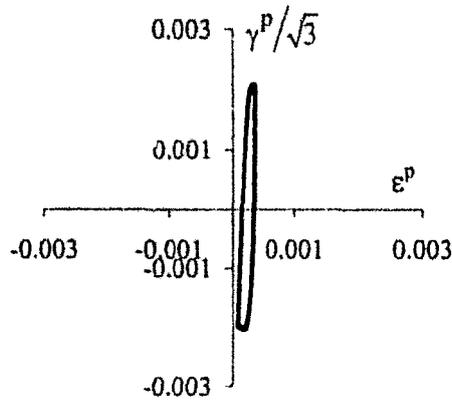
▪ Trajet torsion



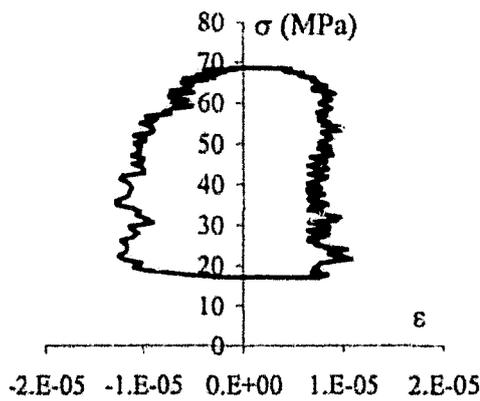
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



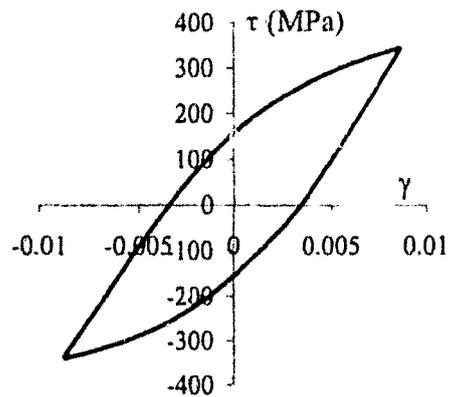
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3} \tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$



Boucle d'hystérésis dans la direction de traction



Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement

## TTC10

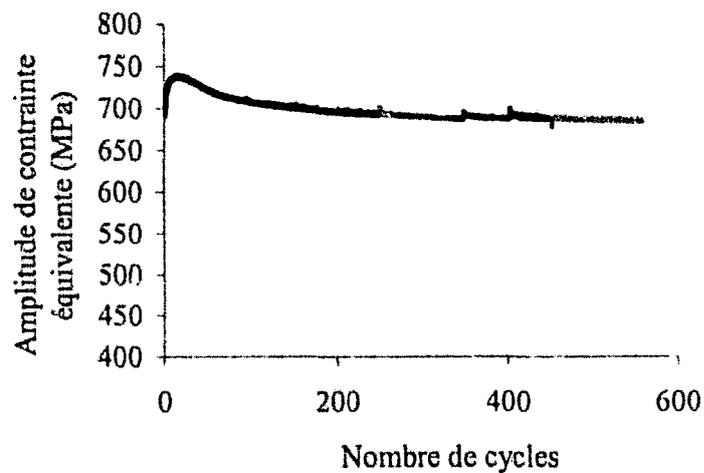
➤ *Caractéristiques de pilotage*

$$\dot{\epsilon} = 6,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1} \quad T = 20^\circ\text{C}$$

➤ *Paramètres de pilotage et résultats*

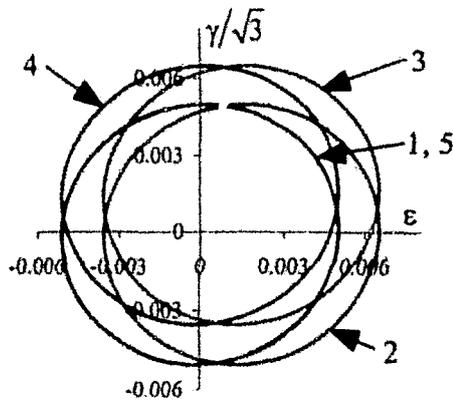
Palier n°	Paramètres de pilotage			Résultats sur le cycle stabilisé			N
	trajet	$\epsilon_{\text{eq a}}$ (%)	$\epsilon_m$ (%)	$\epsilon_{\text{eq a}}^p$	$\sigma_{\text{eq a}}$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	
1	cercle	0,5	0;0	0,0023	694	-14; 0	250
2	cercle	0,5	0,15;0	0,0024	687	-1; 2	100
3	cercle	0,5	0,15;0,15	0,0024	688	1; 6	50
4	cercle	0,5	0;0,15	0,0024	688	-6; 6	50
5	cercle	0,5	0;0	0,0024	685	-5; 3	100

➤ *Courbes de durcissement/adoucissement cyclique*

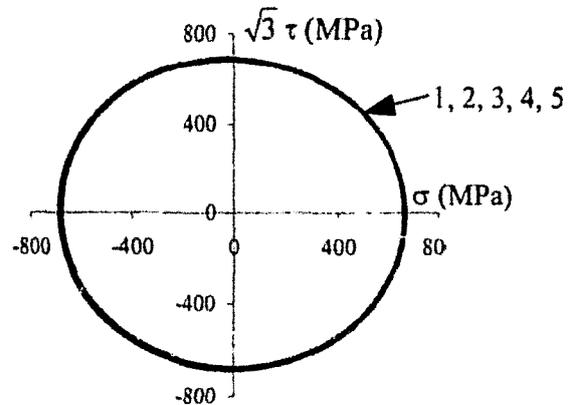


➤ **Trajet de chargement et réponses sur le cycle stabilisé ou le dernier cycle de chaque palier**

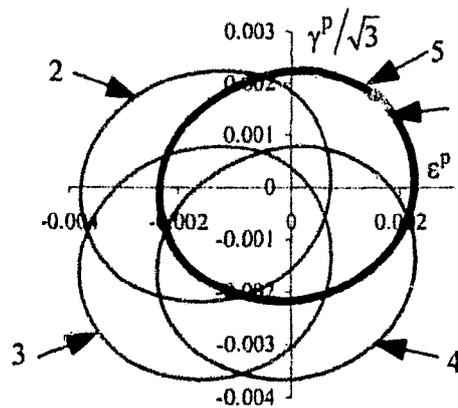
- Trajets cercle



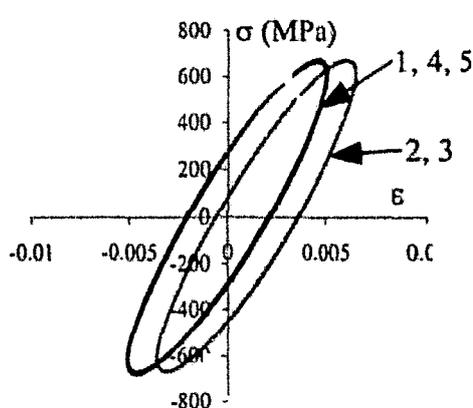
Trajet dans le plan  $(\epsilon, \gamma/\sqrt{3})$



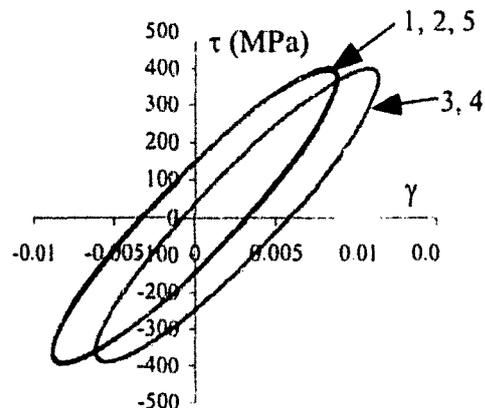
Réponse dans le plan  $(\sigma, \sqrt{3}\tau)$



Réponse dans le plan  $(\epsilon^p, \gamma^p/\sqrt{3})$



Boucle d'hystérésis dans la direction de traction



Boucle d'hystérésis dans la direction de cisaillement



## Cahier des clauses techniques particulières

### Eléments recherchés :

Machine de fatigue hydraulique de traction-torsion  
de capacité 100 kN en traction et 1000 Nm en torsion  
Extensométrie biaxiale associée  
Pilotage et acquisition informatisés

### I. Machine hydraulique de traction/compression-torsion

Caractéristiques :

- \* Traverse mobile :
  - levage hydraulique
  - verrouillage hydraulique
  - immobilisation de la traverse en cas de fuite d'huile
- \* Capacité de la machine :
  - en traction/compression,  $\pm 100$  kN,  $\pm 50$  mm
  - en torsion,  $\pm 1000$  Nm,  $\pm 45^\circ$
- \* Vérins hydrauliques à paliers hydrostatiques de traction et de torsion pilotés par deux servovalves

La machine fonctionnera sous les caractéristiques suivantes :

fréquence	amplitude de traction-compression	amplitude de torsion
0,01 Hz	1 mm	1°
1 Hz	1 mm	1°
10 Hz	0,2 mm	0,2°

- \* Connexion au groupe hydraulique existant de caractéristiques : 43 l/min 230 bars, référence : INSTRON 3411

Le fournisseur apportera tout son soin à l'exécution de cette partie tant en terme de compatibilité qu'en terme de maintenance et le justifiera expressément dans son offre.

Le groupe alimente en parallèle une autre machine de traction/compression. La mise en route de chacune des machines doit être indépendante.

2 modes de fonctionnement sont envisagés : les deux machines fonctionnant en traction pure ou bien la machine biaxiale fonctionnant en traction-torsion.

- \* Isolateur hydraulique à haute et basse pression
  
- \* Distance maximale vérin-capteur de charge : 1000 mm  
Espace entre les colonnes minimal : 500 mm
  
- \* Caractéristiques géométriques de la machine  
Défaut de coaxialité entre l'axe du vérin et l'axe de la cellule de charge :
  - à écartement maximal de la traverse (1000mm) :
  - à mi-hauteur :Rigidité en traction supérieure à  $2.5 \cdot 10^8$  N/m  
Rigidité en torsion supérieure à  $7.5 \cdot 10^6$  Nm/rd
  
- \* Capteurs de déplacement linéaire et angulaire étalonnés sur 10 % et 100 % de la pleine échelle  
capacités de  $\pm 50$  mm et  $\pm 45^\circ$   
classe de précision : 0.5
  
- \* Capteur d'effort de traction/compression et de torsion  
en traction/compression :
  - capacité  $\pm 100$  kN
  - classe de précision : 0.5en torsion :
  - capacité  $\pm 1000$  Nm
  - classe de précision : 0.5Etalonnage à 10% et 100% de la pleine échelle

## **II. Contrôleur numérique et pilotage**

- \* Interfaces entre capteurs et le contrôle numérique pour :
  - capteurs d'effort de traction et de torsion
  - capteurs de déplacement axial et angulaire
  - extensomètre en traction et en torsion
  - jauges de déformation

La machine fonctionnera alternativement dans les deux configurations suivantes : soit avec un extensomètre biaxial et une jauge d'extensométrie, soit avec 3 jauges d'extensométrie.

Le pilotage de la machine doit pouvoir être effectué à partir du signal provenant de l'un quelconque de ces capteurs.

Contrôle des limites des capteurs et de leurs échelles, de leur zéro et de la position de leur filtre

Signal amplifié-conditionné de faible bruit, faible dérive et de haute précision

- \* Synchronisation des deux voies de pilotage en traction/compression et en torsion.

- \* Changement de mode d'asservissement automatique  
Fréquence d'actualisation de la boucle d'asservissement : 5 kHz  
Possibilité de piloter en déplacement limité par la force
  
- \* Réglage automatique des paramètres d'asservissement en cours d'essai  
Visualisation possible de l'évolution de ces paramètres.  
Possibilité de réglage manuel des paramètres d'asservissement
  
- \* Génération de signaux : sinus, carré, triangle, rampe et signaux chargés par ailleurs en mémoire.
  
- \* Différents modes d'acquisition sont envisagés :
  - Acquisition à 150 Hz pendant 5 heures.
  - Acquisition à 500 Hz pendant 1 heure.La résolution sera de 16 bits minimum.
  
- \* Affichage des données  
Compteur de cycles
  
- \* Détection programmable d'événements permettant le déclenchement rapide d'actions

Le pilotage s'effectuera à l'aide d'un micro-ordinateur acheté par ailleurs. Ses caractéristiques sont à préciser par le candidat dans le cadre de son offre.

- \* Logiciel ou drivers pour logiciel de pilotage compatible avec les essais que nous voulons réaliser. La liste de ces essais est donnée ci-après paragraphe 7.  
Fichiers d'exemples de pilotage d'essai de fatigue oligocyclique classiques à l'aide du logiciel fourni.

### **III. Extensomètre**

- \* Extensomètre biaxial (traction/compression-torsion)
- \* Diamètre de l'éprouvette 25.4 mm
- \* Base de mesure 25 mm
- \* +5% / -2% de déformation axiale
- ± 4° de déformation de torsion
- \* Etalonné sur 10% et 100% de la pleine échelle
- \* classe de précision : 0.5

#### **IV. Réception provisoire en usine**

La machine d'essai sera assemblée en usine. Une réception permettant de vérifier les performances demandées, notamment les caractéristiques géométriques, l'étalonnage et la précision des différents capteurs sera effectuée.

Cette réception devra intervenir au plus tard 1 semaine avant la livraison fixée dans l'article 2-5 du règlement particulier d'appel d'offre et dans l'article 3 de l'acte d'engagement. Elle sera conduite pour l'Ecole Centrale de Lille par deux représentants de la maîtrise d'œuvre qui effectueront le déplacement aux frais du fournisseur par accord sur la date.

#### **V. Livraison, mise en service et formation**

La machine de traction-torsion sera livrée dans les locaux de l'Ecole Centrale de Lille à Villeneuve d'Ascq. Le transport, le conditionnement et l'assurance sont à la charge du candidat. La machine d'essai sera installée dans ses conditions de fonctionnement.

Il sera assuré une formation comprenant les éléments suivants :

- Présentation des fonctions des équipements hydromécaniques
- Présentation du mode opératoire et des principales commandes du contrôleur et de son interface avec l'ordinateur
- Présentation du logiciel
- Réalisation des essais suivants à l'aide du contrôleur numérique et du logiciel sur des éprouvettes et des mors fournis par l'Ecole Centrale : essai de traction monotone, essai de torsion monotone, essai de traction-torsion cyclique en phase, essai de traction-torsion cyclique hors phase

Matériel conforme à la réglementation européenne

#### **VI. Maintenance**

Pendant la période de garantie : le fournisseur présentera les renseignements détaillés sur son offre en matière de maintenance ( limite de garantie, etc...)

Hors garantie : le fournisseur doit être capable d'intervenir sur site en 48h maximum. Le fournisseur indiquera le type de prestation envisageable (contrat de maintenance) en en détaillant précisément le cadre.

L'offre de maintenance qui ne fait pas expressément partie du marché constituera néanmoins un critère de jugement en vue de déterminer le candidat mieux-disant.

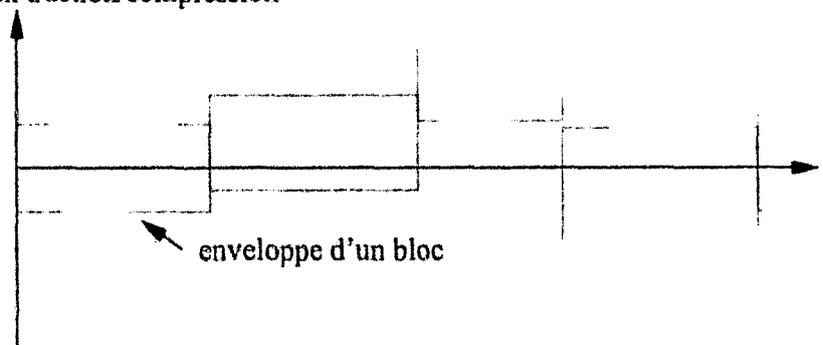
## VII. Essais permettant le choix d'un logiciel de pilotage

Durant chacun de nos essais les variables asservies restent les mêmes pendant toute la durée de l'essai.

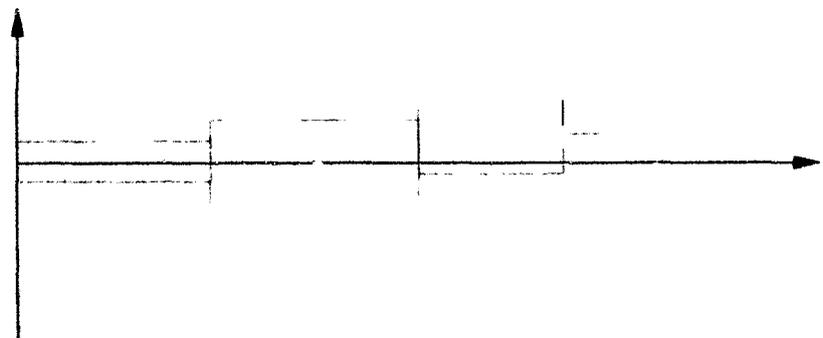
### VII.1. Essais par blocs

Nous envisageons de réaliser des essais par blocs. C'est-à-dire que pendant un certain nombre de cycles on définit un chargement puis un second sur une autre durée, etc...

chargement en traction/compression



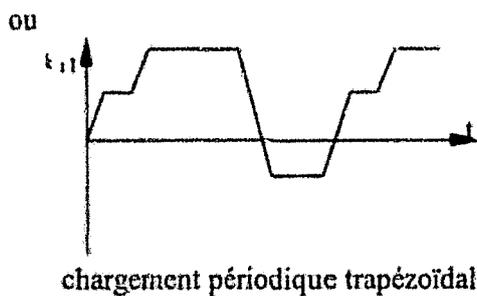
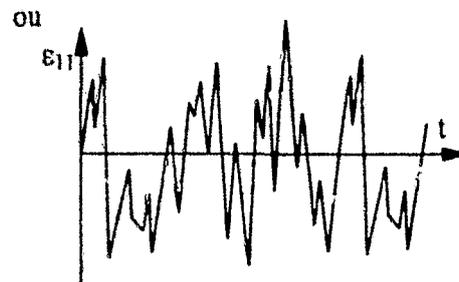
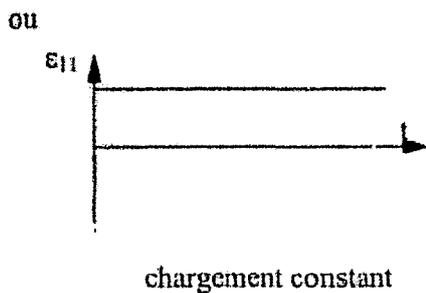
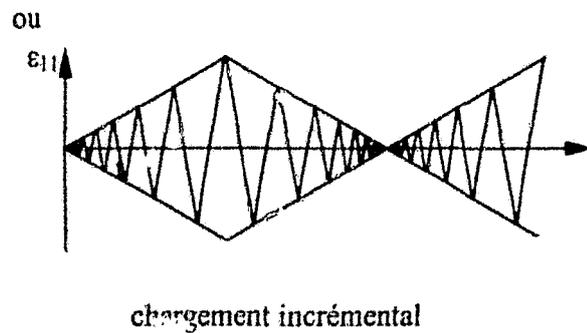
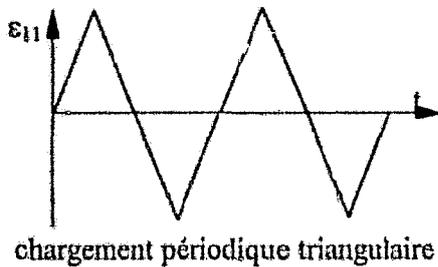
chargement en torsion



## VII.2. Définition des blocs

Un bloc donné est défini par le chargement imposé sur chacune des deux voies de pilotage, à savoir traction/compression et torsion. Ce chargement peut être constant ou constitué d'une série de cycles. Le bloc est alors défini par la donnée du cycle de base et du nombre de cycles à effectuer. Sur chacune des deux voies de pilotage l'essai peut être contrôlé en déplacement, effort ou déformation indépendamment de l'autre voie.

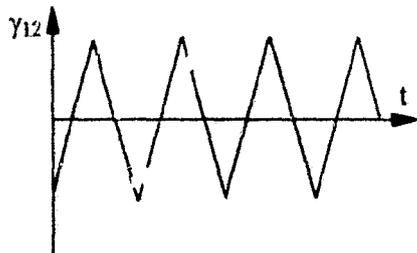
### Voie de traction/compression .



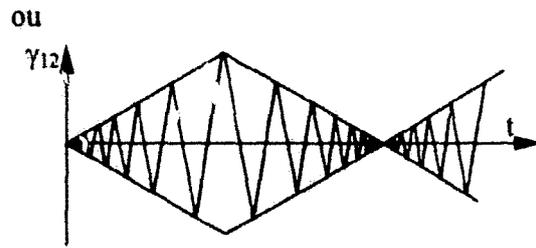
On veut pouvoir décrire aussi le même type de chargement que les chargements triangulaire et incrémental à l'aide cette fois de portions de sinusoides et non plus de portions de droites.

On souhaite pouvoir piloter en effort ou en déplacement avec des trajets de chargement de type correspondant à ceux définis ci-dessus.

Voie de torsion :

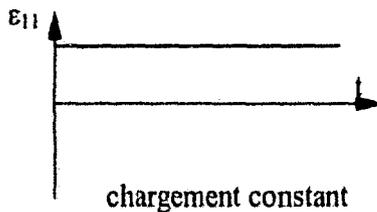


chargement périodique triangulaire

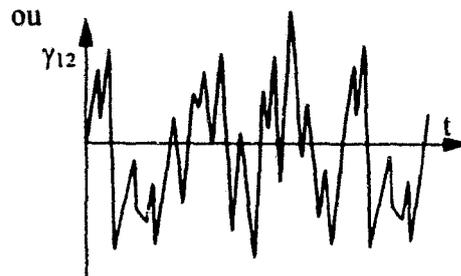


chargement incrémental

ou

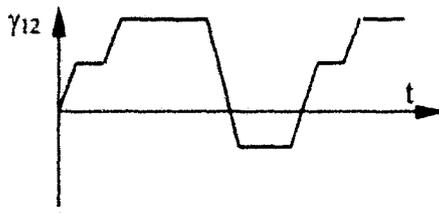


chargement constant



chargement périodique à base 'aléatoire'

ou



chargement périodique trapézoïdal

Nous voulons pouvoir décrire aussi le même type de chargement que les chargements triangulaire et incrémental à l'aide cette fois de portions de sinusoides et non plus de portions de droites.

On souhaite pouvoir piloter en couple ou en rotation avec des trajets de chargement de type correspondant à ceux définis ci-dessus.

La fréquence (ou la durée d'un cycle) de chacune des voies sont indépendantes l'une de l'autre. On doit pouvoir définir un déphasage entre les deux voies.

### VII.3. Durée d'un bloc

La durée d'un bloc doit pouvoir être définie en fonction du nombre de cycles effectués sur l'une des voies de pilotage ou en fonction d'une durée donnée. De plus il doit être possible d'arrêter manuellement le bloc avant que cette limite soit atteinte.

#### VII.4. Passage d'un bloc à un autre

Ceci concerne le départ lors du premier bloc ainsi que le passage d'un bloc à l'autre et la fin de l'essai après le dernier bloc.

On doit pouvoir passer de façon linéaire sur chacune des voies du point courant au point de départ du bloc suivant.

Gestion du déphasage entre les deux voies de pilotage :

Au début d'un nouveau bloc et à la fin d'un bloc, on doit pouvoir décrire une partie du cycle de l'une des composante tandis que l'autre reste constante.

#### VII.5. Acquisition des données

Nous désirons pouvoir faire l'acquisition de certains cycles en entier. Le choix des cycles à mémoriser est fait au départ de l'essai. Nous souhaitons pouvoir déterminer la périodicité de ces cycles par tranches. Exemple : {1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10}, {15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 60, 65, 70, 75, 80, 85, 90, 95, 100}, {110, 120, 130, 140, 150, 160, 170, 180, 190, 200}, etc...

Nous souhaitons avoir plusieurs fichiers de points à la suite les uns des autres pour un même essai et non un seul fichier par essai.

#### VII.6. Contrôle de la vitesse de déformation

Lors d'essais à déformation imposée, il est important de pouvoir s'affranchir de l'influence de la vitesse de déformation, en particulier dans le cas de matériau fortement visqueux. Pour cela il est utile que le pilotage intègre cette donnée, quelle que soit la manière d'y arriver : donnée de points de passage accostés à vitesse constante, recalcul des incréments de temps en tenant compte de la vitesse...

#### VII.7. Pilotage en déformation plastique imposée

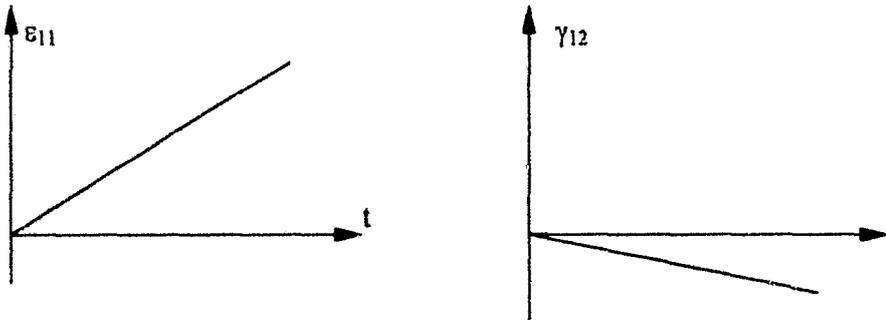
Nous souhaitons avoir la possibilité de piloter la variable de déformation plastique. La donnée du module d'Young aura été déterminée grâce à des essais antérieurs. Nous souhaitons pouvoir piloter l'essai grâce à  $\varepsilon_{11}^p = \varepsilon_{11} - \frac{\sigma_{11}}{E}$  et  $\gamma_{12}^p = \gamma_{12} - \frac{\tau_{12}}{G}$ , c'est-à-dire à l'aide de variables recalculées à partir des données observées.

### VII.8. Détection de non-linéarité

D'autre part nous souhaitons aussi réaliser des blocs permettant de détecter une non-linéarité dans la réponse du matériau.

#### Methodologie :

L'essai est piloté à l'aide de la déformation en traction et en torsion de façon linéaire. Le pilotage s'effectue par une suite d'incrément.

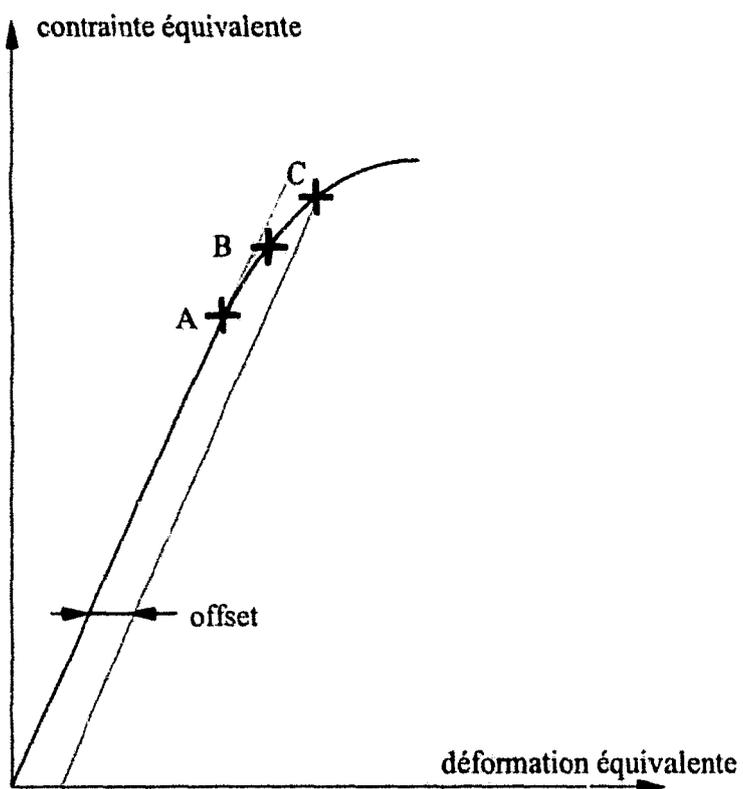


L'effort, le couple, les déformations axiales et de cisaillement sont mesurées. On calcule une contrainte équivalente et une déformation équivalente à l'aide de ces valeurs. Le problème est alors semblable à un problème uniaxial, je parlerai donc de contrainte et de déformation sans préciser davantage.

La pente  $E$  de la courbe est calculée pendant le début du chargement (avant d'arriver au point A).

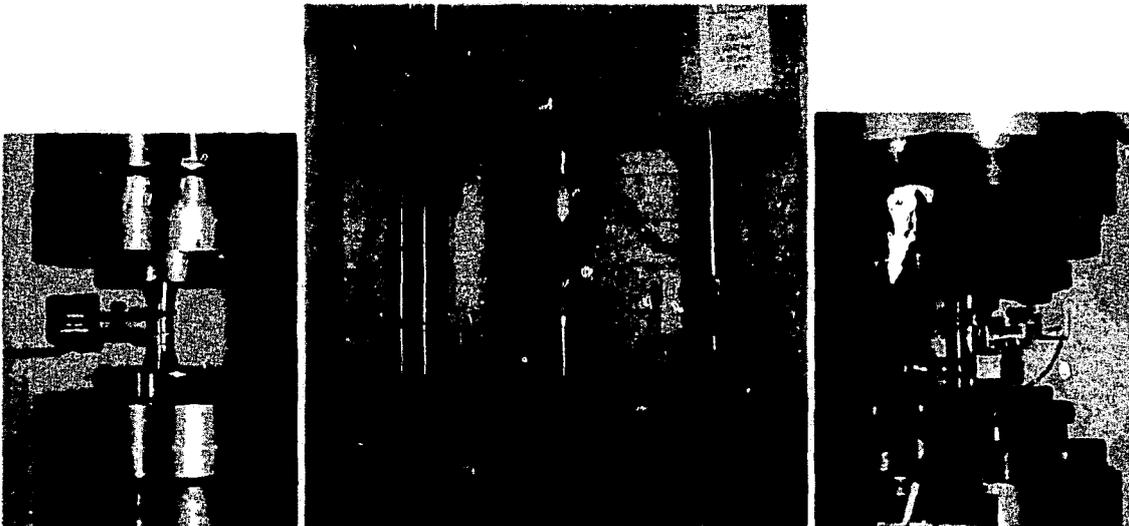
La déformation est incrémentée jusqu'à ce que  $\epsilon - \frac{\sigma}{E} = \text{offset de déformation}$  (point C). A ce moment-là la déformation est décrémentée avec la même pente que pour la montée.

Il s'agit donc ici de piloter en déformation totale imposée jusqu'à ce que la déformation plastique atteigne une valeur limite et de faire ensuite demi-tour.



# Notice d'utilisation des machines hydrauliques INSTRON

Mars 2001



## Protocole d'usage d'une machine hydraulique INSTRON

Avant de réaliser un essai, assurez-vous d'avoir toutes les éléments nécessaires le moment venu. C'est à dire évidemment une éprouvette, les mors adéquats, l'extensomètre qui va bien. Il faudra aussi le mode de pilotage, le (les) niveaux de chargement (amplitude et valeur moyenne), la forme du cycle à piloter, la vitesse de pilotage (traduite en terme de fréquence de pilotage), le nombre de points à enregistrer par cycle (qui donnera la fréquence d'acquisition), le nombre de cycles total de l'essai, les cycles à enregistrer et dernière valeur qui n'est, elle, pas indispensable, la durée totale de l'essai.

### ***I Réalisation d'un essai***

Avant tout essai, il faut vérifier que la ventilation est en route et que la circulation d'eau fonctionne.

#### **1. Allumer l'électronique**

L'électronique doit chauffer pendant au moins ½ heure avant de commencer un essai. Quelle que soit la machine utilisée, il faut allumer la machine de traction/compression. Laisser la tour faire ses initialisations avant toute autre manip.

#### **2. Allumer le groupe**

Le groupe ne peut être allumé qu'à partir de la machine de traction/compression. Appuyer sur le bouton vert pendant une quinzaine de secondes jusqu'à ce que le groupe démarre et que les tuyaux soient sous pression.

#### **3. Pour la traction/torsion, lancer FastTrack.**

Pour l'autre, on se sert de la console. On ne peut pas utiliser FastTrack tant que l'électronique n'est pas allumée et initialisée. Pour plus d'explications sur les données offertes par la console, cf. "La console INSTRON sur machine hydraulique".

Pour plus d'infos sur FastTrack, cf. "Utilisation de FastTrack".

#### **4. Effectuer le rappel de calibration des axes d'effort.**

**TC** : la LED verte clignote pour rappeler que c'est nécessaire. **SET-UP**, **ETALON**, **ETALON**, **AUTO**, **GO**.

**TTC** : R dans rond jaune pour les capteurs dont la calibration doit être rappelée. Click droit sur les capteurs d'effort, **Restaurer calibration**.

### 5. Mettre le vérin sous basse puis haute pression.

**TC** : appuyer sur **STAND-BY** (rouge), **LOW** (jaune), **HIGH** (vert). Si le vérin se met à monter quand il est en stand-by, c'est normal, il se stabilisera sous pression basse.

**TTC** : appuyer sur **I** puis sur **II**.

On peut désormais bouger la traverse et le vérin.

Lors d'un essai il est préférable que le vérin se trouve au voisinage du zéro en déplacement (et en angle) car c'est là qu'il y a le moins d'erreur du capteur LVDT.

**Attention** : ne jamais oublier de verrouiller la traverse après l'avoir bougée.

### 6. Brancher l'extensomètre

Si on utilise un extensomètre pendant l'essai, il faut le brancher pendant le temps de chauffe du vérin pour qu'il puisse être à température d'utilisation dès le début du test.

**TTC** : attention au sens dans lequel vous branchez l'extensomètre ! N'inversez pas les broches !

### 7. Faire le rappel de la calibration de l'extensomètre

### 8. Faire cycler le vérin pendant 2 heures minimum avant de commencer un essai.

Avant de lancer le générateur de fonctions, il faut déplacer le vérin jusqu'à la valeur moyenne d'où débiteront les cycles. Il est conseillé de faire cycler le vérin autour de sa position médiane et de réaliser les essais ensuite autour de cette valeur médiane.

**TC** : **WAVEFORM** (en position), régler les différents paramètres (fréquence, amplitude, type de cycle) à l'aide du menu déroulant. Lancer la consigne cyclique par **START**, l'arrêter par **FINISH**.

**TTC** : click droit sur un des vérins, **Consigne**, régler les différents paramètres (fréquence, amplitude, type de signal, rapport de fréquence, phase) du menu. Ne pas faire cycler la torsion toute seule si ce n'est pas pour un essai, il y a un risque d'abîmer le vérin par frottement sur le joint.

### 9. Mettre une protection en charge

Il s'agit d'un mode de pilotage particulier, le vérin est sous contrôle de position avec interdiction de dépasser en effort la valeur de la protection. Si vous cherchez à déplacer le

vérin et qu'il est soumis à une surcharge, il s'arrêtera de lui-même et à l'inverse si en serrant les vis, l'effort devient trop grand, le vérin se déplacera de manière à rentrer dans la plage permise.

**TC** : **LOAD PROTECT**, choisir la valeur de la protection, activer.

**TTC** : cliquer sur les deux icônes de protection de l'éprouvette. Choisir la valeur de la protection et du gain, activer.

Classiquement on met une valeur de 1 à 2 kN. Le mettre à 0.3 kN (valeur mini) peut entraîner une résonance, la machine n'arrive plus à se caler.

Remarque : la protection empêche qu'un effort trop important soit imposé à l'éprouvette avant l'essai. L'effort subi pourra dépasser la valeur indiquée selon la manière dont se fait l'approche, le dépassement est réglable avec le gain (seulement TTC). Quand on a dépassé la valeur de charge, le vérin ajuste sa position pour se trouver dans la tolérance.

Valable uniquement en asservissement de position.

Le vérin peut bouger sans qu'on l'ait demandé.

## 10. Monter l'éprouvette à tester.

Asservissement : position (et angle). Ne pas passer en effort tant que les vis ne sont pas serrées.

Avant de monter l'éprouvette à tester, il est nécessaire de mesurer son diamètre (diamètres extérieur et intérieur) au micromètre ( ou le cas échéant, son épaisseur et sa longueur).

### ***Pour une éprouvette cylindrique :***

Mettre les mors et l'éprouvette en place sur la machine sans trop serrer les vis. Venir en contact sur l'éprouvette avec le vérin jusqu'à imposer une compression légère, serrer les vis en croix en réajustant de temps en temps la position de manière à être toujours en compression. Pendant le montage, vérifier le parallélisme des mors par rapport à la cellule de charge et par rapport au vérin.

### ***Pour une éprouvette plate :***

Serrer le haut de l'éprouvette dans le mors supérieur par un serrage des vis en croix. Venir ensuite serrer le mors inférieur de la même façon.

### ***Pour une éprouvette de traction-torsion :***

Placer l'éprouvette dans le mors inférieur, venir en contact avec la cale pentée pour avoir la rotation approximative de l'éprouvette. Avec le vérin, mettre l'éprouvette en contact avec la cellule. Venir positionner les 2 plaques inférieure et extérieure sur les mors (celle avec 2 taches vertes en haut, l'autre en bas) et visser les vis jusqu'au contact. Les trous verts reçoivent des vis vertes. Placer la cale pentée supérieure en contact. Serrer les 8 vis des plaques en formant une croix. Serrer les 2 vis M16.

Enlever la protection en charge.

## 11. Installer l'extensomètre sur l'éprouvette.

Ne vous concerne que si vous utilisez un extensomètre, sinon passez au paragraphe 15

Passer en asservissement d'effort (et de couple). Se mettre à effort nul.

**TC** : positionner les couteaux de l'extensomètre sur l'éprouvette à l'aide d'élastiques. Utiliser les élastiques noirs pour la traction monotone et les élastiques de couleur avec de la colle cyanolite sur les couteaux pour un essai cyclique. Enlever la goupille au bout de 5 min de séchage. Le séchage complet prend environ 15 minutes.

**TTC**: régler le diamètre utile de l'extensomètre si ce n'est déjà fait à l'aide de cales étalons. Oter la goupille dite "de diamètre" à côté du ressort. Positionner les deux pointes inférieures de l'extensomètre diamétralement opposées. Vérifier que l'extensomètre est bien symétrique et horizontal. Installer ensuite la barrette sur les deux pointes supérieures de manière à ce que celles-ci soient chacune sur une génératrice. Les deux tiges doivent être parallèles, il faut sinon régler leur écartement. Oter les 4 goupilles.

**12. Installer la cale de protection de l'extensomètre.**

**13. Rappeler la calibration de l'extensomètre**

**14. Vérifier que l'extensomètre est bien placé**

En asservissement d'effort (et de couple), faire varier le set-point d'une faible valeur. Vérifier que la valeur affichée par l'extensomètre bouge d'une valeur compatible.

**15. Affecter des limites pour protéger l'éprouvette et le matériel**

**TC** : appuyer sur chaque bouton de limite supérieure (**MAX**) et inférieure (**MIN**), choisir la valeur, l'action en cas de déclenchement et armer la limite. Il est possible de modifier valeur et action d'une limite armée.

**Action des limites :**

Rien	clignote.
Remise à zéro	revient au point imposé.
Décharge	le vérin passe en asservissement de position et active la protection en charge.
Transfert et maintien	le vérin passe asservi sur le canal de détection, se maintient à la valeur détectée.
Arrêt	le vérin passe en asservissement de position, se maintient à la valeur actuelle, il faut appuyer sur <b>FONCTION</b> pour pouvoir bouger le vérin.
Arrêt hydraulique	la pression dans le vérin est coupée.

**TTC** : click droit sur chaque capteur concerné, **LIMITES**, choisir la valeur, l'action en cas de déclenchement et activer la limite.

**Action des limites :**

Rien	signale juste que la limite est passée en clignotant.
Arrêt vérin	alimentation hydraulique coupée, vérin sur off.

Arrêt système	tous les axes commutent en asservissement de position et maintiennent la position courante.
Transfert et maintien	l'axe commute dans le mode de régulation où la limite a été déclenchée.
Reset	l'axe retourne au niveau de consigne dans le temps défini dans Rampe de début:fin de consigne.
Déchargement	l'axe commute en asservissement de position et met une petite valeur de protection en charge.
Reset système	tous les axes retournent au niveau de consigne dans le temps défini dans Rampe de début:fin de consigne.
Déchargement système	tous les axes passent en asservissement de position et mettent une petite valeur de protection en charge.

Ici les deux vérins font partie du même système. Ils sont alimentés en même temps donc un arrêt hydraulique d'un vérin correspond à l'arrêt du système.

**16. Se placer dans le mode d'asservissement et à la valeur de départ de l'essai**

**17. Déconnecter l'économiseur d'écran**

**18. Lancer l'essai à l'aide de MAX ou de LabVIEW.**

**MAX** : pour plus d'informations, se référer à la documentation "Utilisation de MAX".

**LabVIEW** : pour plus d'informations, se référer à la documentation.

**Attention** : quand l'essai est terminé, ne couper le groupe que si la machine d'à côté ne tourne pas !!

**19. Démonter l'extensomètre**

Si l'éprouvette est rompue ou partiellement rompue, il est interdit de passer en asservissement d'effort, il faut passer en asservissement de position (et de rotation) ! Sinon passer en asservissement de charge (et de couple).

Enlever les limites en déformation.

**TC** : Enlever l'extensomètre et lui remettre sa goupille. S'il a été collé, enlever la colle à l'aide d'acétone. Le ranger.

**TTC** : Enlever la barrette de l'extensomètre puis l'extensomètre. Remettre toutes les goupilles. Ranger l'ensemble.

**20. Démonter l'éprouvette**

Bouger le vérin afin que l'effort (et le couple) soit nul ou quasi nul (ce sera plus facile à démonter).

Transférer l'asservissement en position (et en rotation).

**TC** : Enlever les vis en commençant par celles du bas. Lorsque les 4 vis sont enlevées, faire descendre le vérin. Finir de démonter.

**TTC** : Oter les 2 vis M16 des cales pentées, visser les vis M14 de l'autre côté pour démonter les cales. Enlever toutes les vis, descendre le vérin et ôter l'éprouvette.

### 21. Couper la pression du vérin

**TC** : appuyer sur **LOW** (jaune), **STAND-BY** (rouge).

**TTC** : appuyer sur **1** puis sur **0**.

### 22. Couper le groupe

Appuyer sur le bouton rouge du panneau de contrôle.

### 23. Couper l'électronique

### 24. Récupérer les données, c'est gagné !

## II Comment faire pour...

### 1. Atteindre une valeur donnée en position, effort ou déformation (angle, couple, déformation angulaire). Set point.

**TC** : **SETPOINT**, tourner la mollette pour avoir un déplacement progressif ou donner une valeur pour un déplacement instantané. Eviter les changements immédiats.

**TTC** : click sur une des icônes du **SETPOINT** ou click droit sur le vérin et **SETPOINT**. 2 possibilités : changement de position en un temps déterminé ou changement immédiat. Il est fortement conseillé de ne pas faire de changement immédiat ! Note : les 2 icônes sont équivalentes, on peut modifier les 2 voies en même temps.

En position il est aussi possible de faire bouger le vérin à l'aide de la télécommande située à côté de la machine, on fait bouger chacun des vérins alternativement dans le sens désiré de façon grossière ou fine à l'aide de la mollette.

### 2. Changer de mode d'asservissement

**TC** : appuyer sur le bouton de l'asservissement désiré. Il propose 2 modes : changement immédiat à la valeur actuelle ou changement en imposant une valeur à atteindre.

**TTC** : cliquer droit sur le capteur de l'asservissement désiré, **Changer asservissement**. Les 2 choix changement immédiat ou à une valeur à atteindre sont possibles. Autre méthode : choisir le mode de contrôle désiré dans le set point avec la valeur à atteindre.

## III Méthode avancée

### 1. Réglage des paramètres d'asservissement

Il s'agit des fameux P, I, D, R.

Rappel : P = gain proportionnel, I = gain intégral, D = gain de la dérivée. R (retard) est un filtre passe-bas.

P permet d'augmenter la vitesse de réponse du système. On le règle sur un créneau de manière à avoir dépassement sans oscillations. I permet d'éviter une erreur statique, la réponse à un triangle doit donner des droites parallèles à celles de la consigne. S'il est trop élevé, il peut engendrer une instabilité. D permet d'éviter un dépassement trop grand à une réponse à un échelon mais augmente le bruit du système.

Les réglages se font traditionnellement à 2% de la pleine échelle du mode considéré et à la fréquence la plus rapide utilisée par la suite.

Pour effectuer le réglage des différents paramètres, il faut se placer au départ à des valeurs qui ne risquent pas de provoquer l'instabilité du système, classiquement 0 dB pour P, 0 pour I et 0,8 pour D et R.

Le réglage du PID se fait en haute pression et à la température de travail, c'est-à-dire que l'huile doit avoir cyclé avant

**TC** : on peut régler les paramètres P, I, D de chaque boucle. Le réglage automatique ne marche bien que pour la boucle de position. Appuyer sur le **SET UP** du mode considéré, **ASSERV**

**TTC** : on peut régler les paramètres P, I, D et R.

### 2. Réglage du dither

Dither : excitation imposée à la servo-valve pour qu'elle soit plus réactive. On évite ainsi les problèmes de frottement. Pour une servo-valve neuve, l'amplitude est de 1 à 1,5% à une fréquence de 350 à 400Hz. L'amplitude est un pourcentage du courant de servo-valve maximal. Avec le temps la servo-valve peut s'encrasser, il est alors nécessaire d'augmenter le dither.

**TC** : le dither est réglé sur la voie de déplacement. **SET-UP**, **DITHER**, choisir la valeur de l'amplitude et de la fréquence, valider.

**TTC** : le dither est réglé sur chacun des vérins. Click droit sur l'icône de chaque vérin, **dither**, choisir la valeur de l'amplitude et de la fréquence, valider.

### 3. Remplacement d'un signal capteur par un signal calculé

Avec FastTrack uniquement.

C'est ce qu'on appelle la régulation modale. Exemples d'application : le découplage entre force et couple n'est pas parfait sur la cellule de charge, on peut par ce biais les découpler complètement à l'aide des caractéristiques de calibration, de même pour les deux voies

d'extensométrie. Ceci permet aussi de piloter la moyenne de la valeur de 2 jauges ou bien la déformation plastique sur chaque axe.

FastFrack permet aussi de piloter en déformation vraie et contrainte vraie.

#### **4. Apprenez à monter vos mors vous-même**

Le montage des mors comporte 2 parties : le montage lui-même et le réglage de la coaxialité.

**TC** : le montage/démontage est délicat : il faut monter avec une éprouvette à la charge maximale (il existe un barreau qui supporte 100 kN) et desserrer les anneaux de chaque côté des mors. On peut ensuite démonter les mors. Le réglage de la coaxialité se fait en déplaçant la cellule de charge par rapport à la traverse. Il faut pour cela avec les 4 petites vis au-dessus de la traverse écraser l'intérieur de l'écrou qui maintient la cellule. Quand la position est juste, desserrer à nouveau ces petites vis.

Attention, manip délicate !

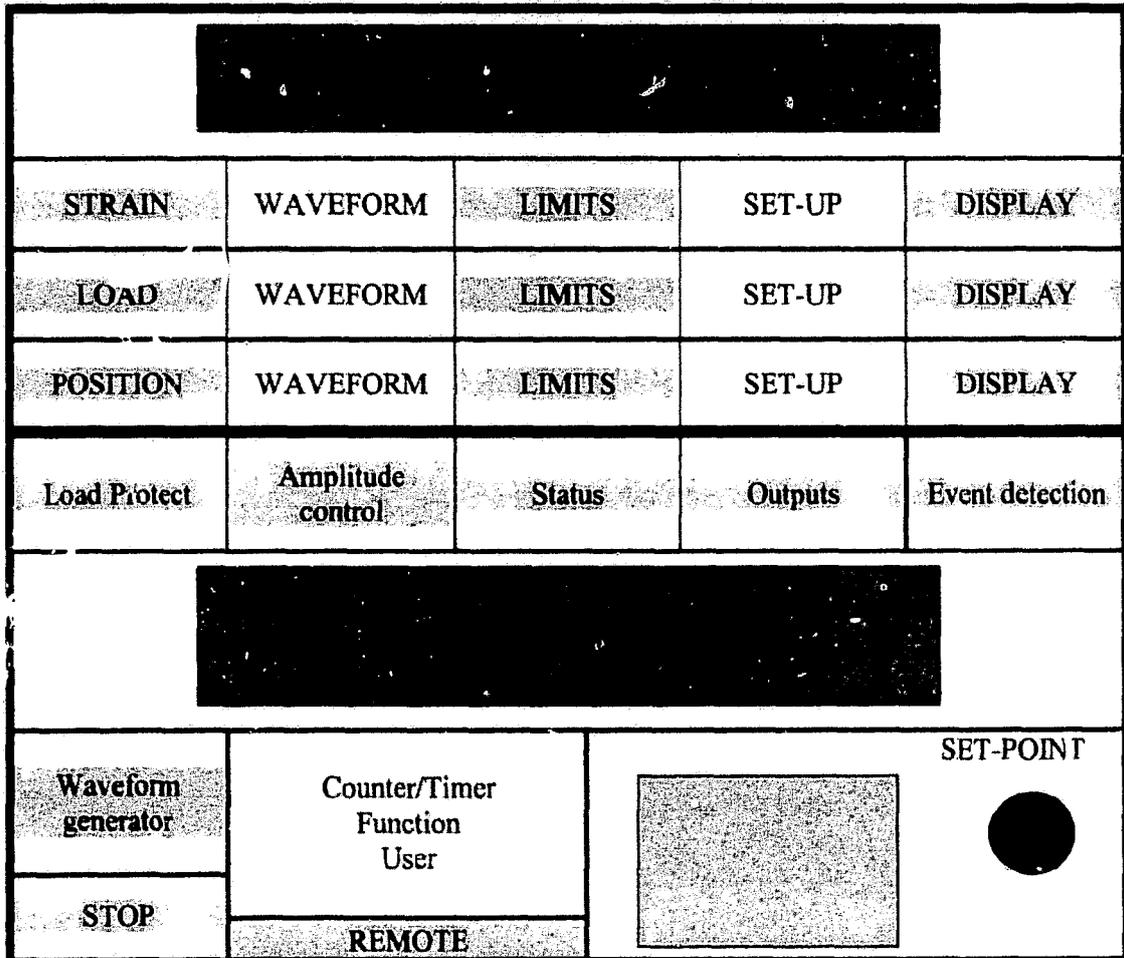
**TTC** : Pour le montage des mors, il suffit de mettre en place toutes les vis. Par contre un réglage de la coaxialité est indispensable, il se fait avec un système type joint de Oldham sur le mors inférieur. Mettre les rondelles belleville légèrement sous pression avant d'effectuer le réglage puis serrer les vis.

#### **5. Changement de la base de mesure d'un extensomètre**

**TC** : Démontez un des couteaux (la clé est dans la boîte de l'extensomètre), mettez la rallonge choisie et remontez à l'aide des vis contenues dans la boîte de l'extensomètre. Attention : la rallonge et les couteaux doivent être en contact avec le corps de l'extensomètre sur leur face postérieure, ce qui permet de garantir leur parallélisme.

**TTC** : On ne peut pas changer la base de mesure de l'extensomètre, seulement le diamètre de l'éprouvette sur laquelle il s'adapte. Installez la goupille dite "de diamètre". Dévissez la vis de réglage et adaptez le diamètre à la longueur désirée à l'aide d'un empilage de cales étalon, resserrer la vis, ôter la goupille.

## La console INSTRON sur machine hydraulique



La console est séparée en 2 parties : partie supérieure qui contient les informations relatives à chacune des voies et la partie inférieure qui s'intéresse au vérin.

## Partie supérieure

1 bandeau par voie (position, effort, déformation), exemple de la voie de position.

**POSITION** : permet de voir la voie qui pilote le vérin grâce à la LED, le bouton permet de changer de voie de pilotage.

**WAVEFORM** : détermine les paramètres du générateur de fonctions.

**LIMITS** : permet de choisir les limites inférieures et supérieures de la voie à ne pas dépasser et l'action déclenchée en cas de dépassement. Les LED allumées permettent de savoir qu'une limite est active.

**SET-UP** : permet de régler les caractéristiques propres à chaque voie tels la calibration, les paramètres d'asservissement et pour la voie de position le dither.

**DISPLAY** : permet l'affichage de la voie considérée sur le bandeau supérieur.

Bandeau supérieur : affiche les informations courantes sur les différents capteurs.

## Partie inférieure

Le bandeau supérieur permet de gérer des fonctions particulières comme la protection en charge ou le contrôle d'amplitude.

Le bandeau central établit la communication avec l'utilisateur, en affichant les menus relatifs à chaque touche et fonction.

Sur le bandeau inférieur coexistent 3 pavés différents.

Le pavé de gauche permet de lancer ou d'arrêter le générateur de fonctions avec les paramètres définis plus haut. Le bouton STOP est un bouton d'arrêt.

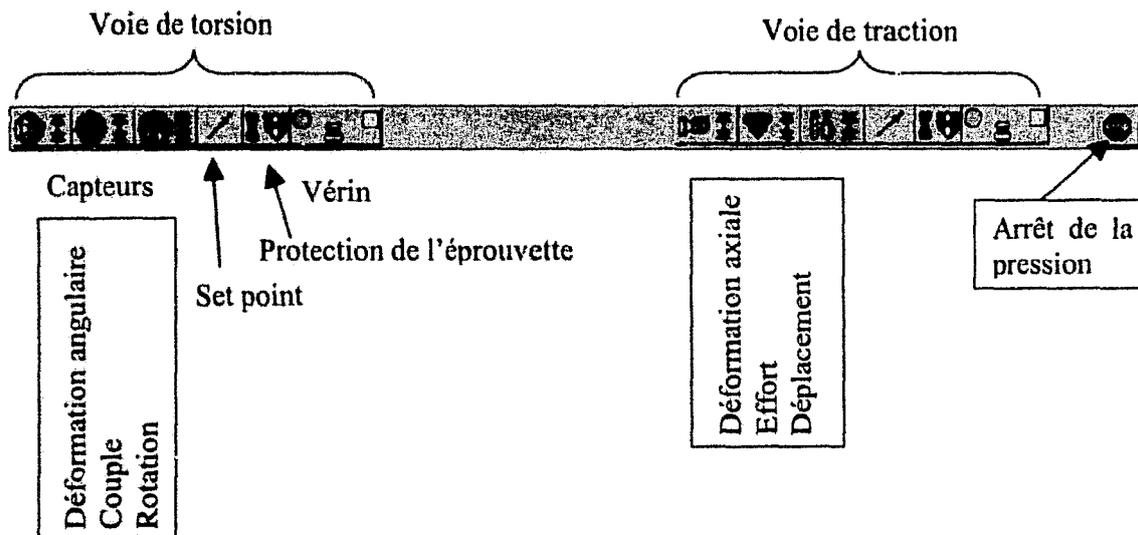
Sur le pavé de droite, le SET-POINT permet de définir la valeur à atteindre par le vérin, de façon progressive en bougeant la mollette ou immédiate en donnant une valeur à l'aide du pavé numérique. De manière générale, toute indication numérique peut être donnée à la machine par ces deux modes.

Le pavé du milieu rassemble des fonctions permettant la gestion de la machine tels que la gestion de profils utilisateurs (**USER**), le mode de comptage du temps ou des cycles (**COUNTER/TIMER**), la gestion des arrêts, des unités, de la langue, etc... (**FUNCTION**). Le dernier bouton (**REMOTE**) permet de passer la main au PC pour le pilotage d'un essai.

## Utilisation de FastTrack

### Menus

#### Barre de menu

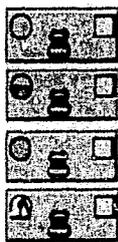


#### Lecture des icônes

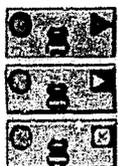
##### Icônes liées au vérin



Protection en charge active



Vérin off  
 Vérin sous pression basse  
 Vérin sous pression haute  
 Problème



Vérin au travail  
 Vérin esclave au travail  
 Vérin esclave arrêté



Set point



Protection en charge inactive

**Icônes liées aux capteurs**



Pas de capteur branché



Capteur inconnu



Capteur non calibré,



Capteur calibré



Pas de limites activées



Limites activées



Limites déclenchées



Capteur pilotant l'asservissement

Utilisation : pour avoir les infos concernant un capteur, le vérin ou pour activer le set point ou la protection en charge, cliquer sur l'icône. Pour obtenir le menu déroulant des tâches courantes, cliquer droit sur le vérin ou le capteur. Sur chaque feuille, il y a normalement une aide qui n'est pas trop mal faite.



### Barre d'afficheurs temps réel

La barre d'afficheurs temps réel s'obtient par un click droit sur une icône vérin, puis Afficheurs temps réel.



En cliquant droit sur la barre, on a accès à un menu permettant d'ajouter des afficheurs, de changer la nature des données affichées (type de capteur, type d'affichage). Il est possible de sauvegarder le type d'affichage dans un fichier.

### Barre de menu inférieure

Icône permettant l'accès à l'enregistreur d'événements



Carte GPIB

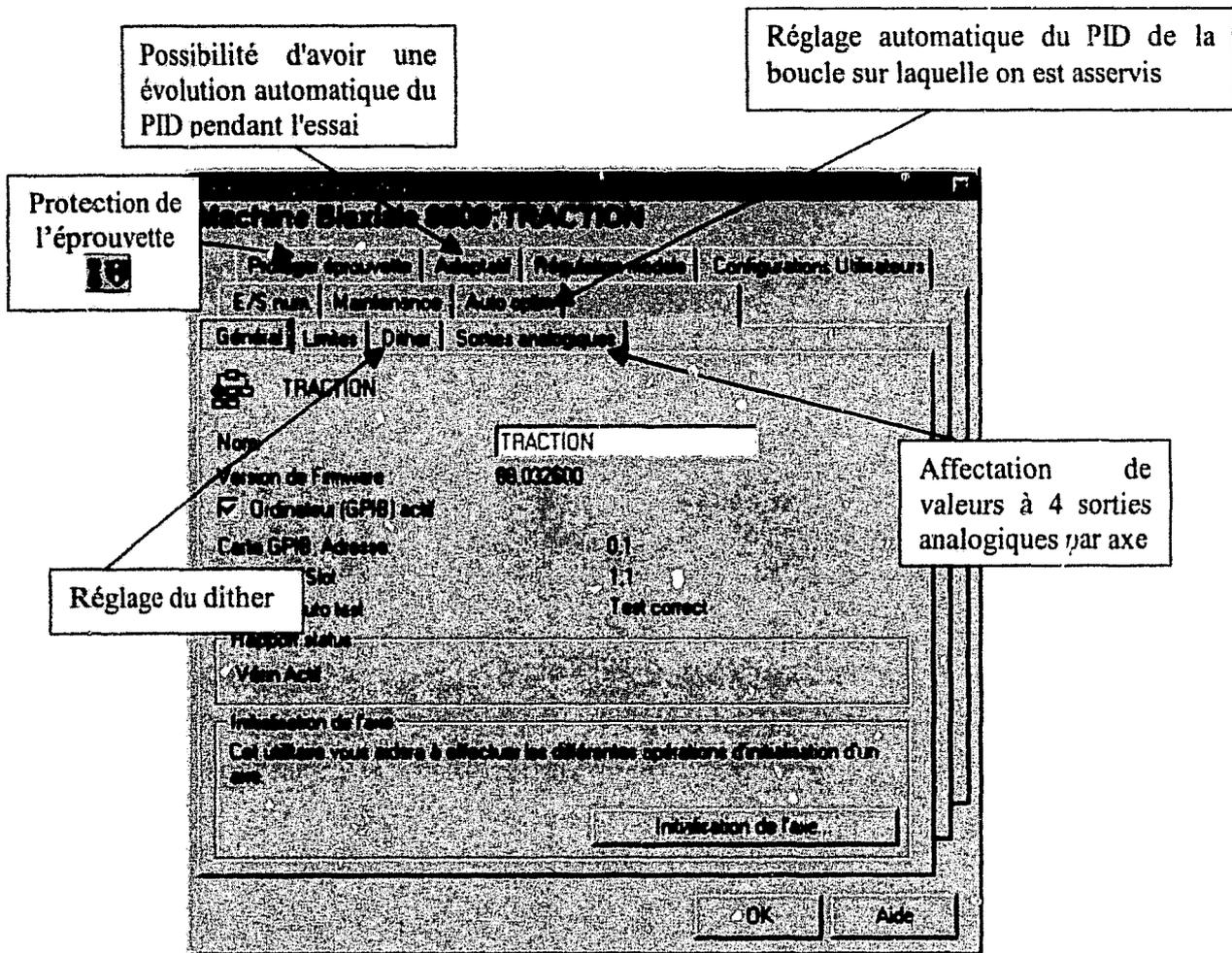
Logiciel d'événement, pour test

Fichier [Ouv] [Ajout]

Tous événements | Hydraulique | Machine Série 8000

Date	Date	03-03-2000
17:21:12	Départ Test Log	Départ application
17:21:12	FT Canalis	Sans Pression
17:21:13		Sans Pression
17:21:36	TRACTION Hydraulique	Vérin sous pression
17:21:36	ROTATION Hydraulique	Vérin sous pression
17:22:56	TRACTION Hydraulique	
17:22:56	ROTATION Hydraulique	
17:24:05	TRACTION Consigne Acté	1.1
17:24:05	ROTATION Consigne Acté	1.1
17:24:21	TRACTION Consigne MAINTENU	1.2
17:24:21	ROTATION Consigne MAINTENU	1.2
17:24:21	TRACTION Consigne Arrêté	1.0
17:24:21	ROTATION Consigne Arrêté	1.0
17:37:46	TRACTION Canal indisponible pour le	44.2.0.16
17:38:34	TRACTION Hydraulique	Traverse non verrouillée. Vérin sous pression
17:38:08	TRACTION Hydraulique	Vérin sous pression
17:38:44	TRACTION Hydraulique	Traverse non verrouillée. Vérin sous pression
17:56:57	TRACTION Hydraulique	Vérin sous pression
18:02:05	TRACTION Hydraulique	Traverse non verrouillée. Vérin sous pression
18:02:39	TRACTION Hydraulique	Vérin sous pression

## Paramètres liés au vérin



Ne pas utiliser le contrôle adaptatif des paramètres d'asservissement sur la machine de traction-torsion car les axes ne sont pas réellement indépendants.

## Paramètres liés à un capteur

The screenshot shows the 'Machine Blaxiale 9800 TRACTION: Position' configuration window. The window has a title bar and several tabs: 'Caractéristiques', 'Maintenance', 'Mode', 'Général', 'Calibration', 'Limite', and 'Recherche de réparation'. The 'Calibration' tab is active. The main content area is titled 'TRACTION: Position 98.000 mm'. It contains the following fields and options:

- Etat capteur:** A dropdown menu set to 'Position'.
- Unités:** A dropdown menu set to 'mm'.
- Longueur gauge:** A dropdown menu set to '100,000 mm'.
- Options:** A checked checkbox for 'Credible' and an unchecked checkbox for 'Déformation réelle'.
- Version de Firmware:** '2.02'.
- Capteur calibré:** A section for sensor calibration.
- Icone capteur:** A dropdown menu set to 'Général'.

Callout boxes provide additional information:

- 'Calibration du capteur' points to the 'Calibration' tab.
- 'Affectation à cette voie d'une valeur calculée à partir des différents capteurs' points to the 'Etat capteur' dropdown.
- 'Réglage du PID' points to the 'Credible' checkbox.
- 'Limites de protection pour le montage de l'éprouvette' points to the 'Longueur gauge' dropdown.
- 'Ne pas décocher cette case, sinon on ne pourra plus piloter ce mode.' points to the 'Credible' checkbox.

At the bottom of the window are 'OK' and 'Aide' buttons.

## Calibration du capteur

La calibration du capteur peut se faire par différents moyens :

Restauration de calibration (si R)

Click droit, Restaurer calibration.

Dans le feuillet calibration, Restaurer maintenant.

Si le capteur est inconnu il faut définir la calibration

Dans le feuillet calibration, Calibration. Un message d'avertissement peut apparaître mais l'appui sur cette touche n'est pas irréversible, il est possible d'abandonner la calibration par la suite. Ceci fait apparaître un menu du genre suivant :



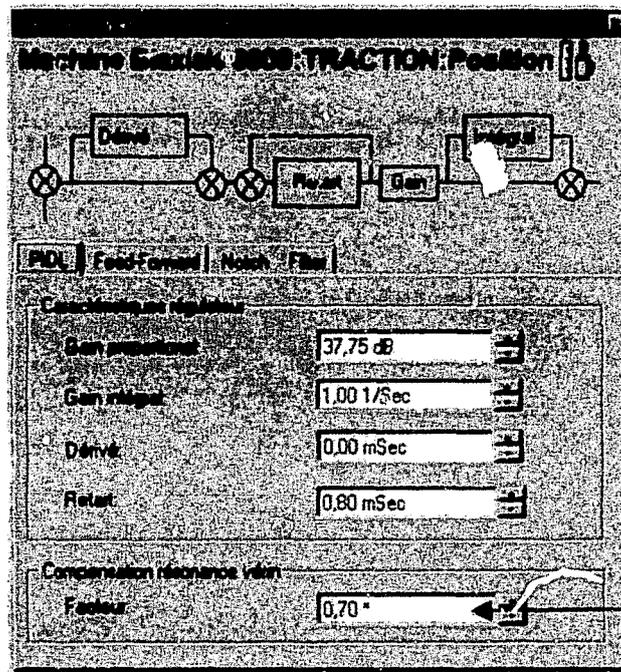
On choisit en général la calibration automatique.

Il est également possible de sauver chaque calibration par ce moyen.

Pour redéfinir simplement le zéro avant de commencer un essai, choisir "zéro" dans le menu ci-dessus. Il faut qu'une calibration ait déjà été effectuée, sinon vous aurez droit à la totale.

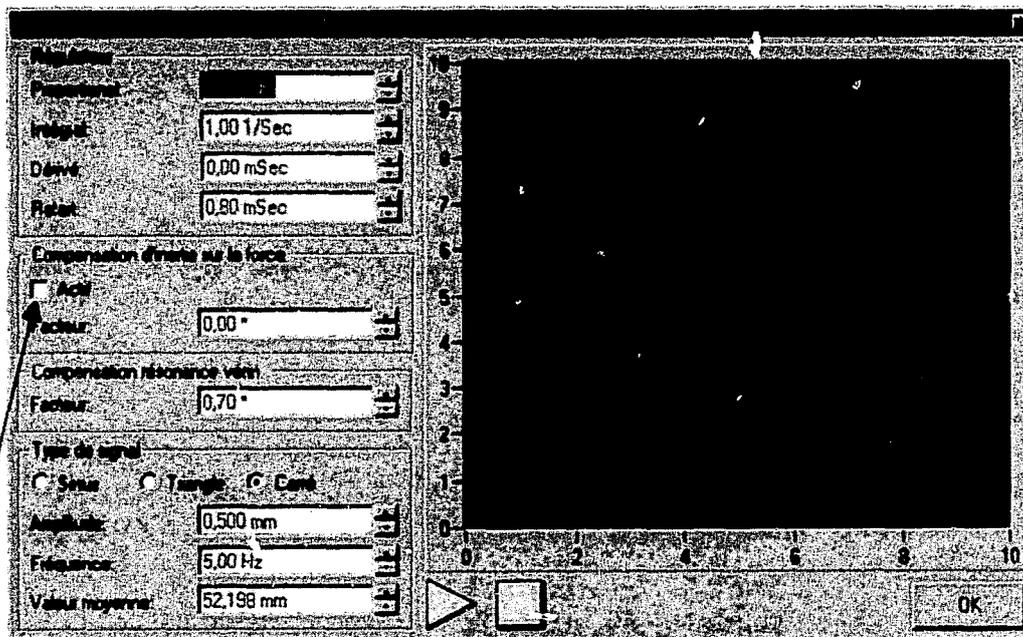
## Réglage des paramètres d'asservissement

Pour connaître les paramètres d'asservissement, il faut, dans la feuille Boucle de régulation cliquer sur **Initialisation**.



Par défaut 1/1.4159  
Pourquoi ????

L'appui sur **Outil d'optimisation de boucle** dans la feuille Boucle de régulation permet de modifier les paramètres de régulation aisément.



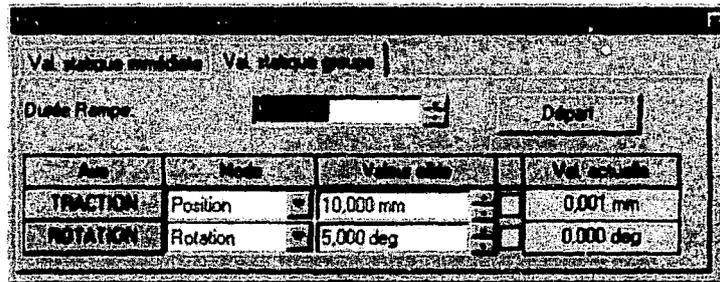
Ne pas cocher.  
Permet d'éviter les problèmes d'inertie dus à des grandes masses  
en mouvement. Fonctionne uniquement avec un accéléromètre

## Agir sur le système

### Atteindre une valeur donnée

En appuyant sur l'icône , on obtient le menu suivant :

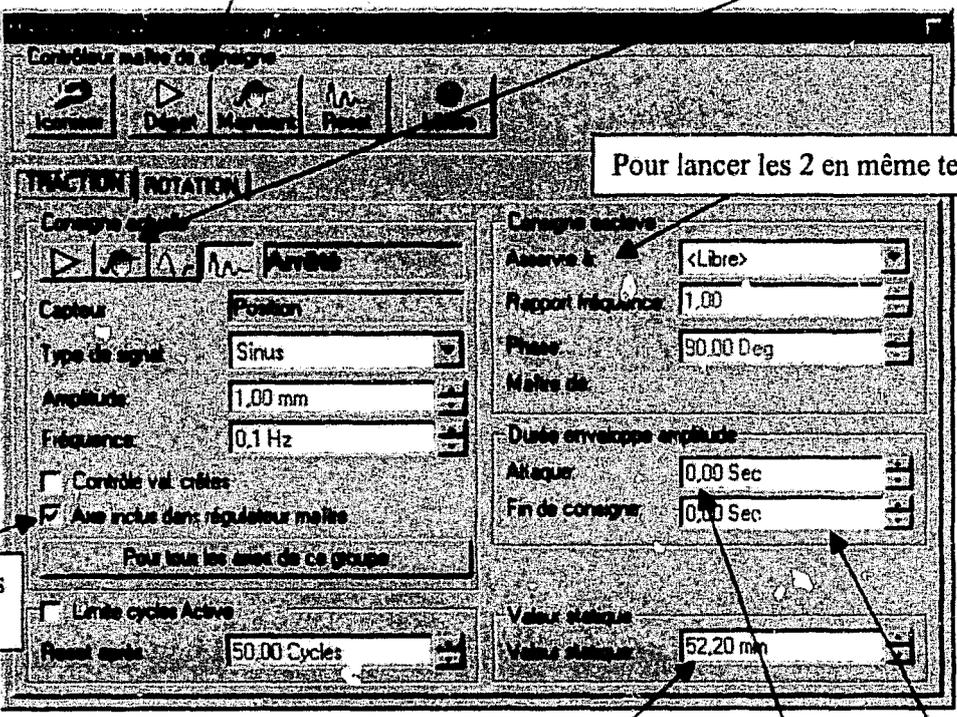
(accessible aussi par un click droit sur , puis Valeur statique)



On effectue alors une rampe de 5 s sur chacun des 2 axes de la valeur initiale (valeur actuelle) à la valeur cible selon le mode de pilotage indiqué. Il est aussi possible de changer la valeur de façon instantanée à l'aide de la fenêtre "Valeur statique immédiate" mais cette méthode est fortement déconseillée. Il est possible de changer ici de mode d'asservissement en choisissant le mode désiré dans le menu déroulant.

### Effectuer des cycles

Cliquer droit sur , choisir **Consigne**.



Barre d'action mettant en jeu les 2 vérins

Barre d'action actionnant chaque vérin indépendamment l'un de l'autre

Pour lancer les 2 en même temps...

Ne pas décocher

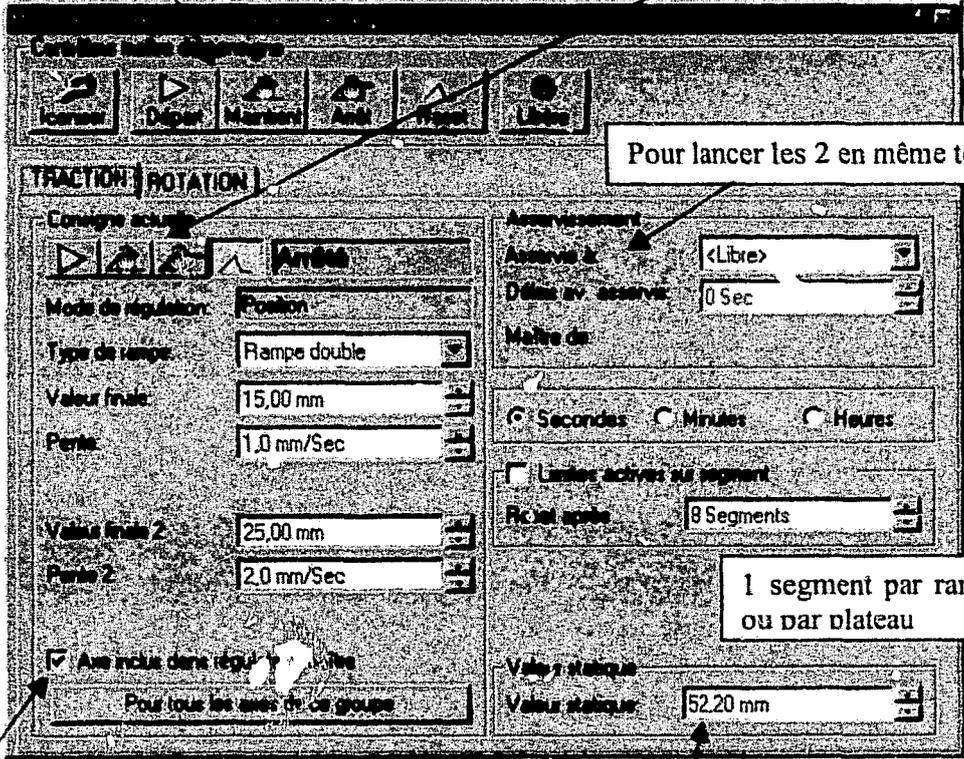
Valeur moyenne. Attention ! si on la modifie, le changement est instantané.

La valeur 0.0 pour l'enveloppe est déconseillée.

Détails de l'interface :  
- Titre : Contrôleur maître de régulation  
- Onglets : TRACTION | ROTATION  
- Paramètres de consigne :  
 - Amplitude : 1,00 mm  
 - Fréquence : 0,1 Hz  
 - Type de signal : Sinus  
 - Rapport fréquence : 1,00  
 - Phase : 90,00 Deg  
 - Durée enveloppe amplitude :  
 - Atteint : 0,00 Sec  
 - Fin de consigne : 0,00 Sec  
 - Valeur d'attente : 52,20 min  
 - Réglage après : 50,00 Cycles  
- Paramètres de vérin :  
 - Asservie à : <Libre>  
 - Contrôle val crêtes :   
 - Axes inclus dans régulateur maître :   
 - Lente cycles Active :   
- Bouton : Pour tous les axes de ce groupe

### Effectuer des rampes, trapèzes

Cliquer droit sur , choisir **Générateur de rampe**.



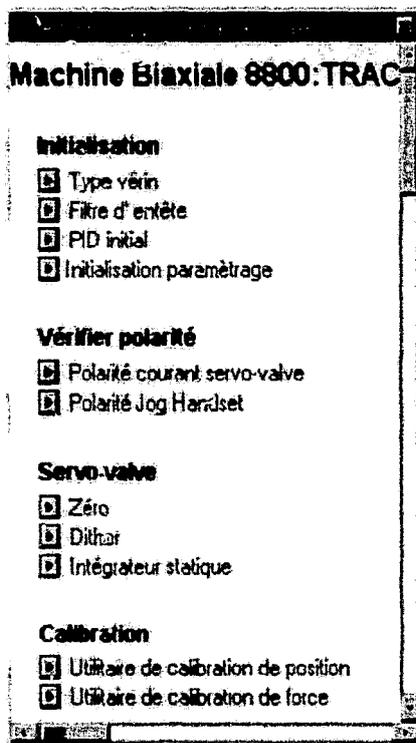
The screenshot shows the 'Générateur de rampe' (Ramp Generator) window in the INSTRON software. The window is divided into several sections:

- Barre d'action**: A toolbar at the top with icons for 'Course', 'Départ', 'Marcher', 'Arrêt', 'Rampes', and 'Libre'. A callout points to the 'Rampes' icon, stating: "Barre d'action mettant en jeu les 2 vérins".
- TRACTION | ROTATION**: A tabbed interface with 'TRACTION' selected.
- Compte à rebours**: A section with a play button and a 'Libre' button. A callout points to the 'Libre' button: "Barre d'action actionnant chaque vérin indépendamment l'un de l'autre".
- Mode de régulation**: Set to 'Position'.
- Type de rampe**: Set to 'Rampe double'.
- Valeur finale**: 15,00 mm.
- Pente**: 1,0 mm/Sec.
- Valeur finale 2**: 25,00 mm.
- Pente 2**: 2,0 mm/Sec.
- Asservissement**: Set to '<Libre>'. A callout points to this section: "Pour lancer les 2 en même temps...".
- Décalage av. asservis**: 0 Sec.
- Maître de**: A section with radio buttons for 'Secondes', 'Minutes', and 'Heures'.
- Unités actives au segment**: A checkbox that is currently unchecked.
- Réglé après**: 8 Segments. A callout points to this: "1 segment par rampe ou par plateau".
- Unités**: A section with a checked checkbox and the text "Pour tous les axes de ce groupe". A callout points to this: "Ne pas décocher".
- Valeur statique**: 52,20 mm. A callout points to this: "Valeur moyenne. Attention ! si on la modifie, le changement est instantané."

Pour aller plus loin...

*Check-list*

Click droit sur  vérin.

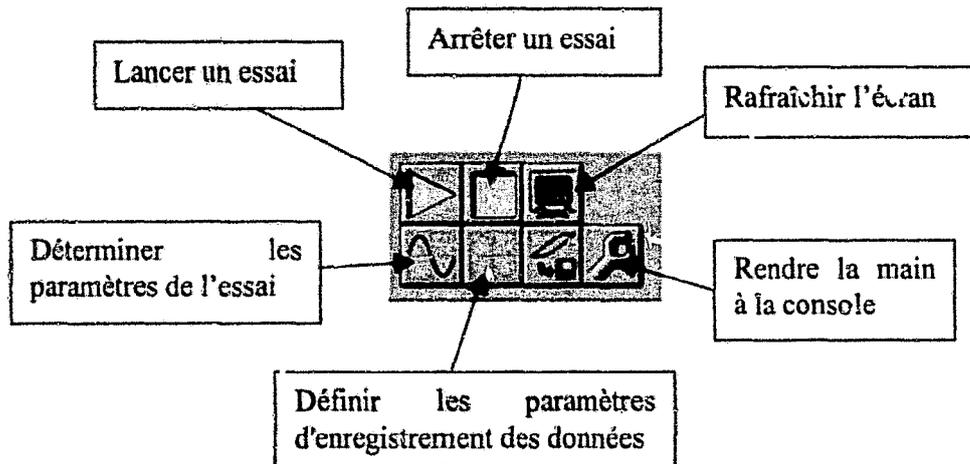


Cette check-list n'est utile que pour des cas hyper particuliers, installation par exemple.

## Utilisation de MAX

Ne pas lancer MAX sur la traction-torsion si FastTrack ne fonctionne pas.

### Barre d'outils générale



Suivant la machine et le PC, différentes versions de MAX sont installées, les fenêtres auront alors un aspect légèrement différent, toutes les fonctionnalités ne sont pas disponibles sur la machine de traction-compression.

## Définition du pilotage de l'essai

Si cette case n'est pas cochée, il prend la valeur actuelle comme valeur moyenne.

**Départ d'un essai**

Déchargement et lavage

Départ temps: 2.0 Sec

**Fin de l'essai**

No. de cycles: 50 Cyc

OU

Amplitude de: Force

Vitesse de: 20,00%

**Fin d'un essai**

Arrêt

Arrêt. Niveau moyen

Position. Niveau de charge

Zéro Charge

Fin DV

**Paramètres de contrôle**

Mode contrôle: Position

Amplitude: 1,000 mm

Niveau moyen: 0,000 mm

Fréquence: 1,0 Hz

Rapport: 1,0

Phase: 0,0 Deg

**Forme**

Sinusoïdale

Triangulaire

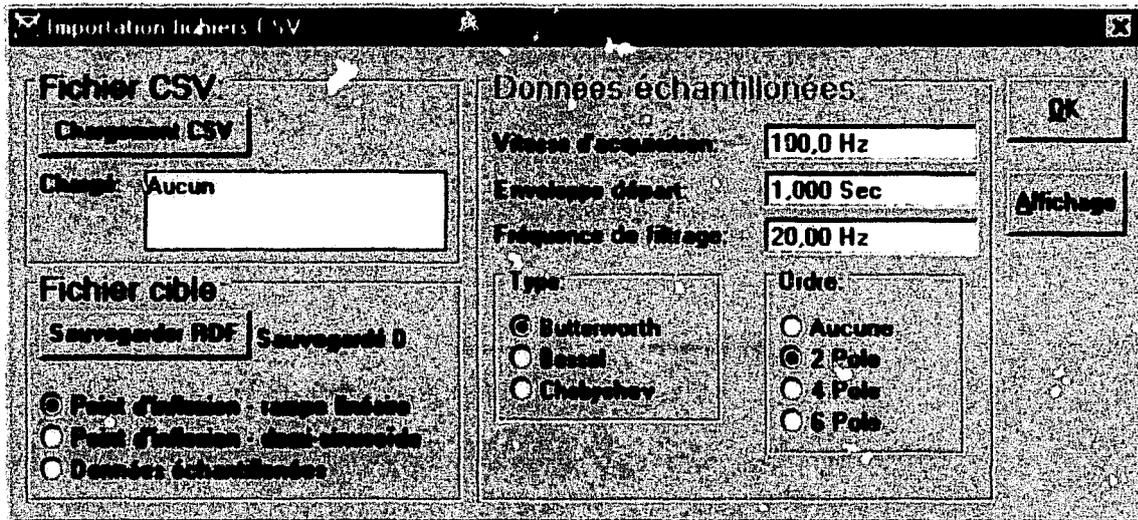
Carre

Définition arbitraire

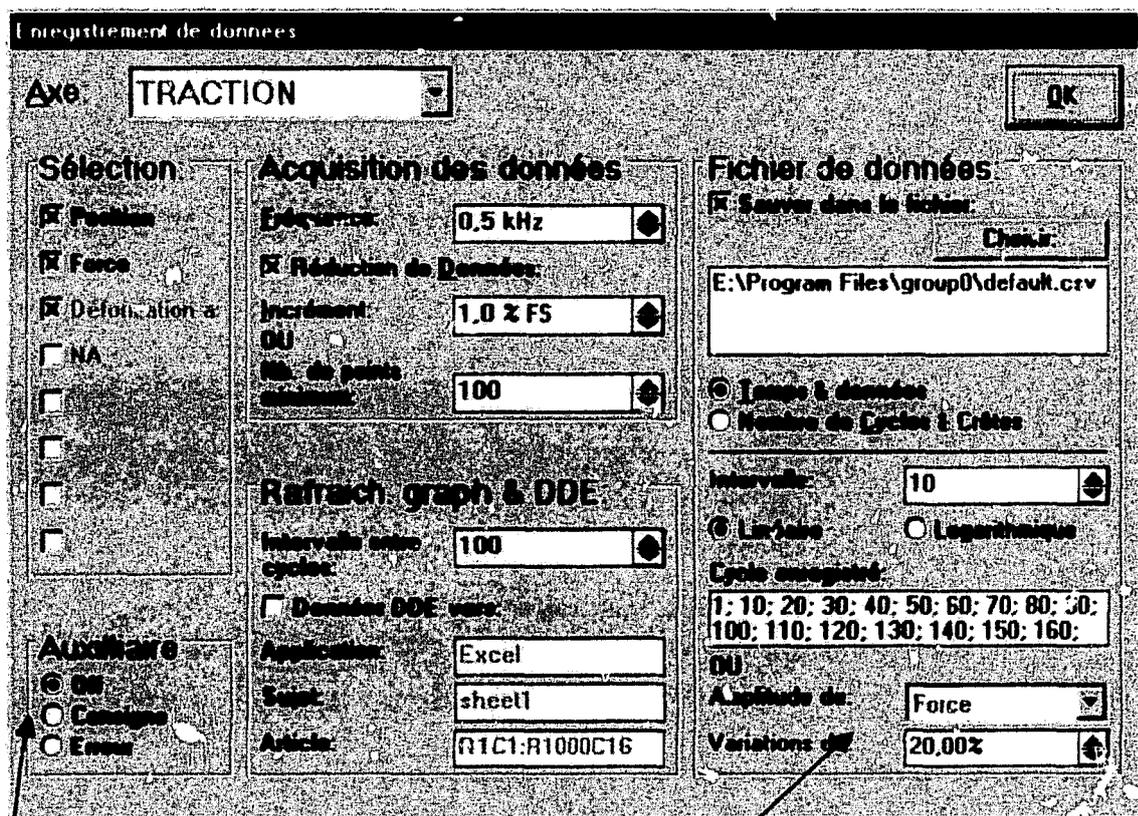
Amplitude constante:

A éviter

Si les formes définies par défaut ne vous conviennent pas, vous pouvez définir la forme de cycle qui vous convient dans un fichier Excel, l'enregistrer sous format csv puis le rouvrir dans MAX à l'aide de la fenêtre suivante qui le convertira en fichier rdf, lisible par MAX. Accès à cette fenêtre dans **Fichier**, **Importation fichier csv**.



### Définition des paramètres d'acquisition pendant l'essai



Choisir d'enregistrer la consigne plutôt que l'erreur pour contrôler ce qui s'est passé. On ne sait pas trop comment l'erreur est définie.

Enregistre le cycle en plus de ce qui était prévu si l'amplitude de force a une variation de 20 % par rapport à l'amplitude précédente ?

## Régulation des valeurs de crête

Fonction avancée de régulateur de valeurs de crête

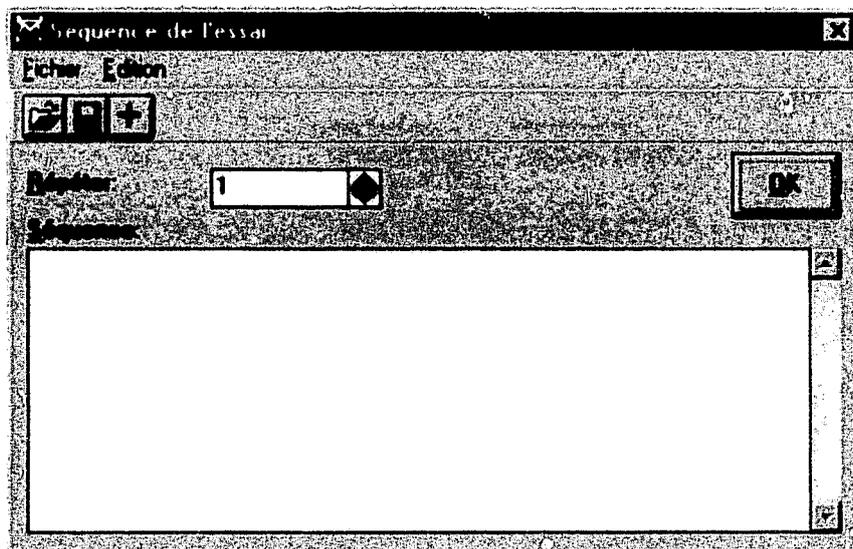
Axe

Activer Fonction avancée de régulateur de valeurs de crête

Régulateur de Crête Positive		Régulateur de Crête Négative	
Canal	<input type="text" value="Position"/>	Canal	<input type="text" value="Position"/>
Crête	<input type="text" value="0,000 mm"/>	Crête	<input type="text" value="0,000 mm"/>
Gain	<input type="text" value="0,1"/>	Gain	<input type="text" value="0,1"/>

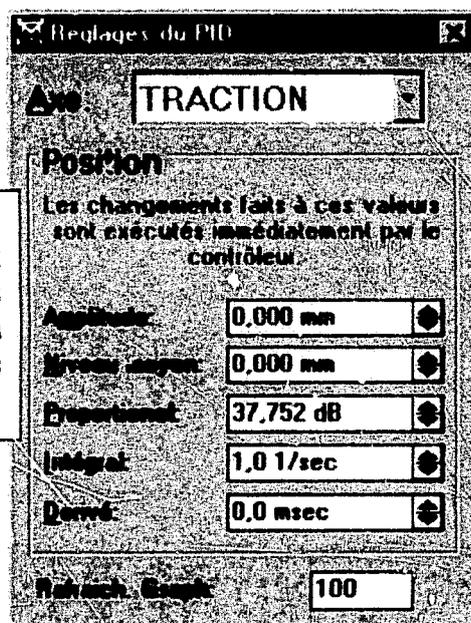
## Définition d'un essai par séquences

Pour exécuter un essai par morceaux. N'existe pas sur l'ancienne version de MAX.



## Gestion des paramètres d'asservissement

Ne pas utiliser.  
Pour la TTC FastTrack est beaucoup plus pratique et pour la TC la console est moins dangereuse.



## Utilisation de LabView

Pour l'instant, LabView n'est utilisable qu'avec la machine de traction-torsion.  
Le fichier s'appelle "Lancement test.vi".

### Page d'accueil

The screenshot shows the LabView interface for the 'Lancement test.vi' program. It features several control panels and callouts:

- Top Callouts:**
  - "Lancement du programme" points to the Run button.
  - "Les axes auxquels on s'adresse sont surlignés." points to the selected axes in the 'Modes de contrôle' panel.
  - "Indique lorsque le programme est prêt à lancer l'essai suivant" points to the 'Lancement cycles' button.
- Modes de contrôle:** A panel with a dropdown menu showing 'Déformation', 'Distorsion', 'Load', and 'Load'. Below it, 'Axes sélectionnés' shows 'TRACTION' and 'ROTATION' selected.
- Valueur moyenne (dans  $\epsilon_r/V3$ ) en %:** A numeric display showing '0.000'.
- Paramètres liés à l'éprouvette:**
  - Diamètre intérieur: 22.120
  - Diamètre extérieur: 24.904
- Paramètres de mesure de la surface:**
  - Nombre de branches: 16
  - Direction de départ: 3π/2
  - Re: 0.005, De: 0.055, Offset (%): 0.00200
  - Delta de déformation: 0.00050
- Paramètres liés à l'essai:**
  - Vitesse de pilotage (%/s): 0.00000
  - Amplitude équivalente maximale (%): 0.50
  - Trajet de chargement: Proportionnel
  - Nombre de cycles à effectuer: 100
  - Nombre de points enregistrés par cycle: 400
- Bottom Callouts:**
  - "Boutons pour lancer et arrêter le essais" points to the Run and Stop buttons.
  - "Nom générique des essais lancés, un numéro est ajouté derrière dans l'ordre chronologique." points to the file name field 'plasticité 1'.

Attention ! Pour l'instant les calculs de vitesse équivalente et d'amplitude ne sont vrais qu'à déformation imposée.

Il est possible d'effectuer des trajets cycliques de différentes natures et/ou de détecter la surface de plasticité autour d'un point donné. Attention, ce point doit être à l'intérieur de la zone élastique, on parvient à ce point à l'aide d'une rampe mais l'utilisateur doit déterminer seul sa valeur.

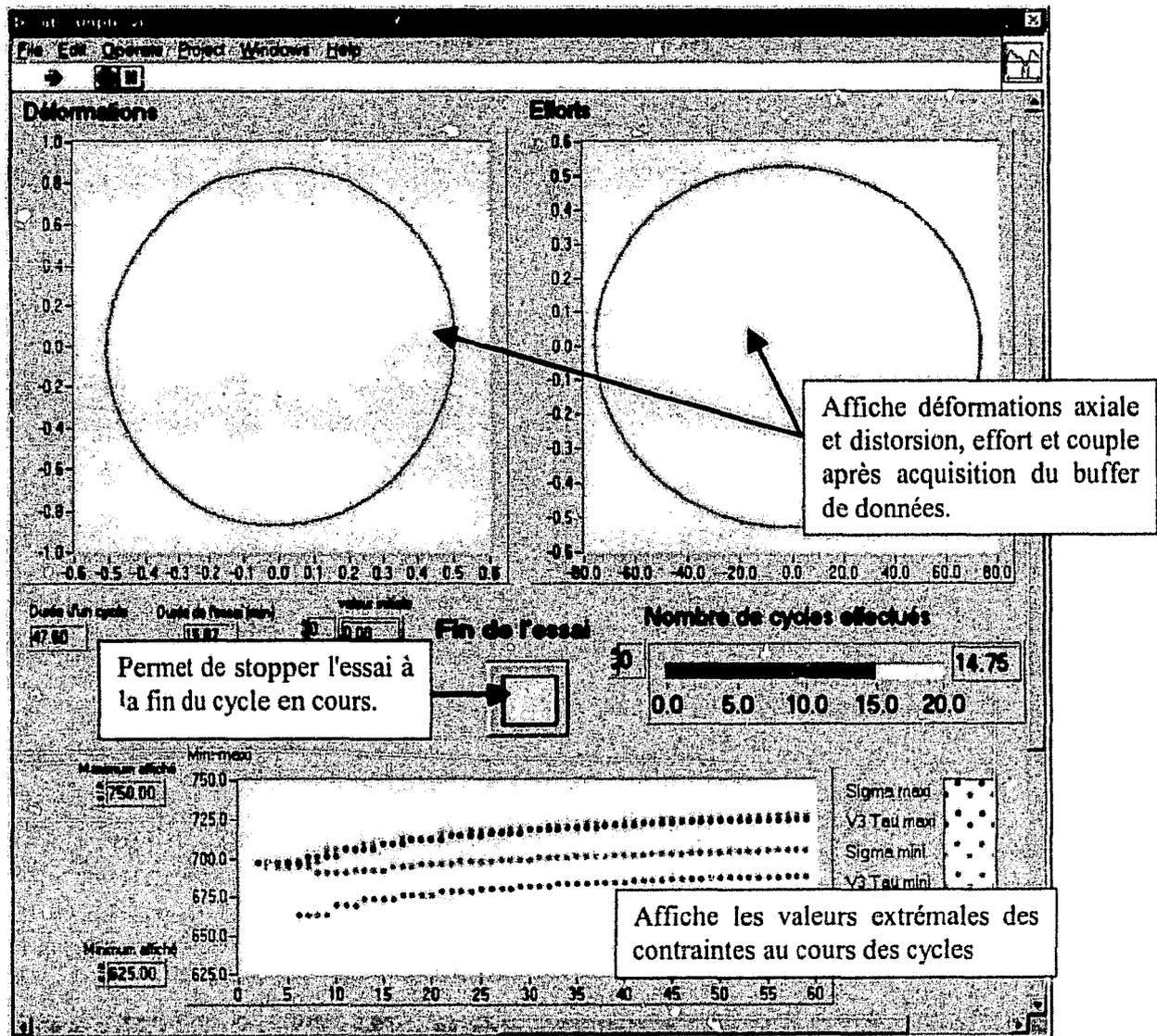
Si la valeur courante est différente de la valeur moyenne indiquée, le programme effectuera une rampe jusqu'à la valeur moyenne indiquée puis commencera à cycloer ou à détecter la surface seuil.

L'ensemble de paramètres de mesure de la surface n'est utilisé que dans le cas de détection de surface seuil, de même les paramètres d'essai sont utilisés pour réaliser des essais cycliques. La vitesse de déformation est nécessaire pour les deux types de tests, pour la détection de surface seuil, sa valeur est  $1/10^e$  de la valeur affichée.

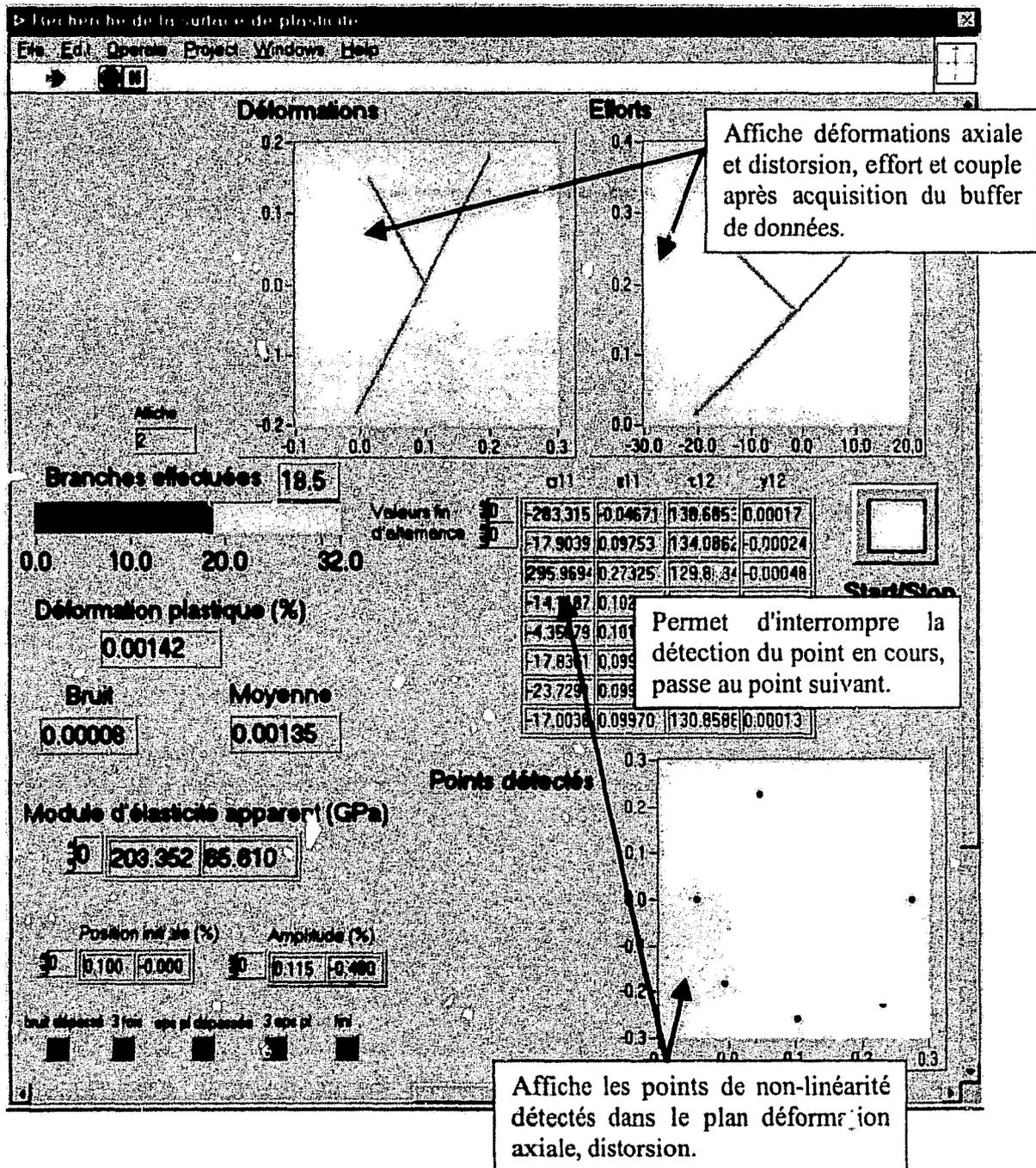
Pour les essais sablier ou trèfle, le nombre de cycles minimal est 3.

Après avoir lancé l'essai, une autre fenêtre apparaît suivant le type d'essai choisi.

## Essais cycliques



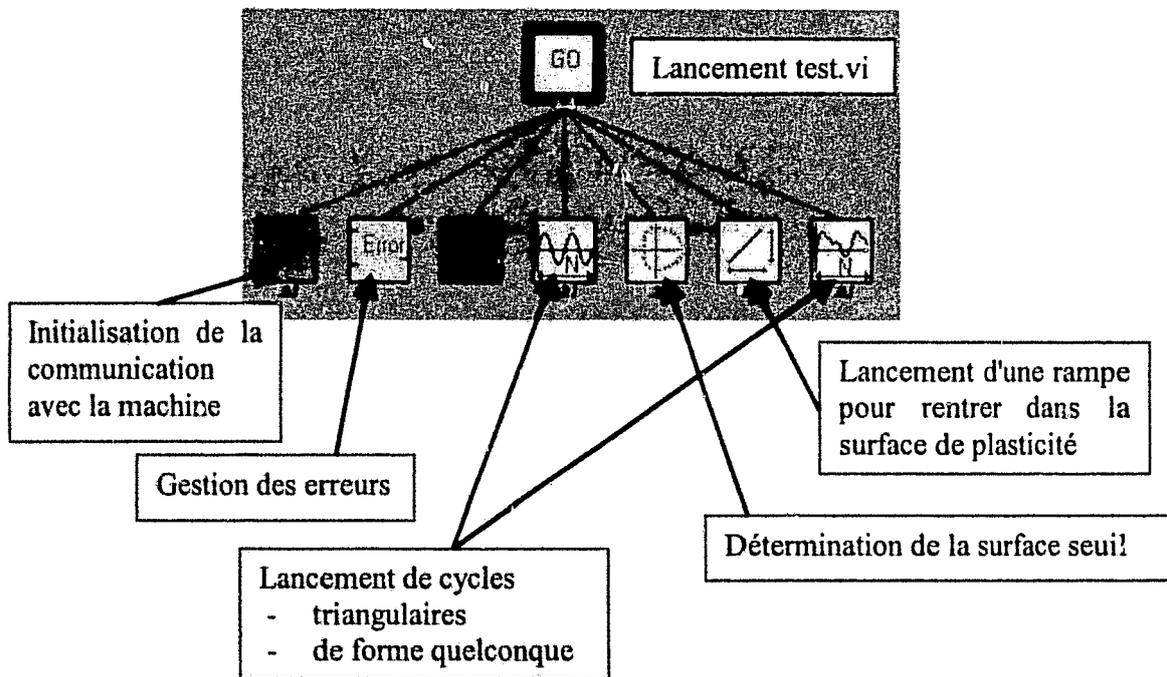
## Détection de la surface seuil



A partir d'un point situé dans le domaine élastique, on vient détecter les points qui présentent une non-linéarité donnée par rapport à la droite d'élasticité. Les modules d'élasticité sont calculés sur la longueur  $D_e$  en déformation. Tous les deltas de déformation, on vient alors calculer la déformation plastique équivalente, lorsqu'elle est 3 fois supérieure à l'offset, on décharge jusqu'à la valeur moyenne. 3 fichiers sont enregistrés : l'un contient le même type de points que pour les essais "normaux", le suivant l'ensemble des données passant par la boucle de détection de la surface seuil et le dernier les points de détection.

Les valeurs des paramètres par défaut sont des valeurs établies pour l'acier inoxydable duplex, pour un autre matériau, il peut être nécessaire de les modifier.

## Architecture de la programmation



Chacune de ces fonctions majeures fait appel à des fonctions plus ou moins élémentaires. Ces fonctions majeures sont ordonnées de la façon suivante : 2 boucles tournent en parallèle, l'une gère le pilotage et la fin de l'essai tandis que l'autre enregistre les valeurs des différents capteurs dans un fichier.

## Modifications

Pour ajouter de nouveaux types de chargement à ceux déjà prévus, il faut modifier le VI intitulé tableau cyclique.vi  et les zones de listes l'appelant. Il faut y ajouter les nouvelles possibilités dans l'ordre où elles sont traitées.



Dans tableau cyclique.vi, il faut calculer l'ensemble des points permettant de décrire le trajet de chargement. Ce tableau de points est ensuite utilisé pour piloter la machine.

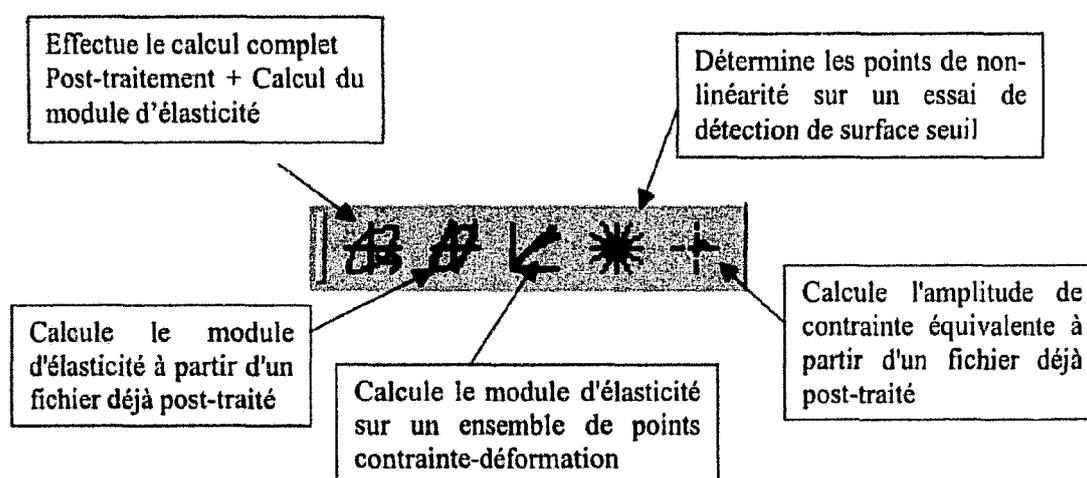
Pour modifier le nombre et le choix des points de détection de la surface seuil, il faut modifier le VI Branches.vi  et les zones de listes l'appelant ainsi que le nombre de boucles à effectuer par la 1<sup>ère</sup> boucle FOR du VI subplasticité.vi.

## Notice d'utilisation du programme de post-traitement

Ce programme est composé de 2 parties : l'une qui traite du post-traitement de fichiers d'essai bruts et l'autre qui permet le calcul du module d'élasticité au cours des cycles. Il permet de traiter au choix des essais uniaxiaux ou multiaxiaux et des essais de détection de surface seuil.

Pour utiliser ce programme, il faut lancer **EXCEL**.

Le programme est enregistré dans le fichier Post-traitement.xls . Il est exécuté à partir des icônes suivantes :



Si la barre d'outil n'est pas visible, on peut l'activer dans Excel à partir de Outils, Personnaliser, Barre d'outil et cocher Post-traitement d'essai.

### Conseils d'utilisation

Pour pouvoir utiliser le programme de post-traitement, il faut avoir en entrée un ou plusieurs fichiers consécutifs de la forme suivante :

- Données écrites en colonnes
- 1<sup>ère</sup> colonne (obligatoire) : le temps
- 2<sup>e</sup> colonne : la consigne axiale ou directement le déplacement
- 3<sup>e</sup> colonne : le déplacement
- 4<sup>e</sup> colonne : la déformation axiale en %
- 5<sup>e</sup> colonne : l'effort
- 6<sup>e</sup> colonne : la consigne de rotation ou directement la rotation

- 7<sup>e</sup> colonne : la rotation
- 8<sup>e</sup> colonne : la distorsion
- 9<sup>e</sup> colonne : le couple

Les colonnes 2 à 9 peuvent être une suite de zéros mais pour le calcul du module d'élasticité, il est nécessaire que contrainte et déformation soient non-nulles. Bien évidemment, pour un essai uniaxial, les colonnes 6 à 9 sont vides. Si on n'enregistre pas la consigne, il faut le faire pour les deux axes, il y a alors 7 colonnes.

Il est possible d'exploiter un essai réalisé avec un asservissement en déformation, en effort ou en déplacement, sur les voies de traction et de torsion indépendamment.

Les fichiers peuvent être enregistrés sous les formats suivants : csv (texte avec séparateur point-virgule), txt (texte avec séparateur tabulation) ou xls, dans ce cas c'est la première feuille qui est ouverte.

Comme les fichiers sont ouverts sous Excel, ils ne doivent pas dépasser 65536 lignes, sinon il est nécessaire de les découper à l'aide, par exemple, des logiciels Wind ou Cut-Up. Dans ce cas, il faut faire attention qu'un cycle donné ne soit pas réparti entre deux fichiers. De plus la première valeur du temps au début d'un fichier doit être nulle, sinon on comptera des cycles en trop.

## **Exécution du programme**

Au cours de l'exécution, différentes boîtes de dialogues apparaissent. Elles vont demander à l'utilisateur les renseignements nécessaires pour l'exécution du programme. Il est possible à tout moment de quitter l'exécution en cliquant sur Annuler.

## Post-traitement des données brutes

A partir des différents fichiers de données brutes la déformation vraie, la contrainte vraie et la déformation plastique sur chaque axe sont calculées pour chaque incrément de temps à l'aide des relations suivantes :

$$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon)$$

$$\sigma_v = \frac{F}{S} (1 + \varepsilon)$$

$$\varepsilon^p = \frac{\sigma_v}{E} - \varepsilon_v$$

Les déformations plastiques dans chaque directions sont calculées à l'aide de modules d'élasticité et de cisaillement moyens fournis par l'utilisateur.

Pour les essais multiaxiaux, les contraintes et déformation équivalentes sont définies de la façon suivante .

$$\varepsilon_{\text{éq}} = \sqrt{\varepsilon_{11}^2 + \frac{\gamma_{12}^2}{3}}$$

$$\sigma_{\text{éq}} = \sqrt{\sigma_{11}^2 + 3\tau_{12}^2}$$

$$\varepsilon_{\text{éq}}^p = \sqrt{\varepsilon_{11}^p{}^2 + \frac{\gamma_{12}^p{}^2}{3}}$$

De plus les numéros de chacun des cycles sont déterminés ainsi que le nombre de cycles total subi par l'éprouvette au cours de l'essai. Pour chacun de ces cycles, les extremums de la variable non-pilotés sont déterminés et un graphe affiche leurs variations en moyenne et amplitude.

D'autres graphiques affichent les évolutions dans les plans des contraintes, des déformations et des déformations plastiques, selon l'axe axial et l'axe de cisaillement.

Une boîte de dialogue permet de rentrer les paramètres déterminants pour l'essai, celle-ci est différente suivant le type d'essai, uniaxial ou biaxial.

**Caractéristiques de l'essai**

**Mode de pilotage**

- Pilotage en déformation
- Pilotage en effort
- Pilotage en déplacement

**Date de l'essai**  
15/02/2000

**Diamètre initial de l'éprouvette**  
10,02

**Module d'élasticité moyen (GPa)**  
188

**Fréquence de pilotage (Hz)**  
0,033

**Nombre moyen de points par cycle**  
200

**Indication optionnelle**  
Amplitude imposée (%)  
0,5

OK Annuler

**Caractéristiques de l'essai**

**Mode de pilotage**

**en traction**

- Pilotage en déformation
- Pilotage en effort
- Pilotage en déplacement

**en rotation**

- Pilotage en déformation
- Pilotage en couple
- Pilotage en rotation

**Date de l'essai**  
15/07/2000

**Diamètres initiaux**

extérieur 25,00

intérieur 22,00

**Module d'élasticité (GPa)**

de traction 188

de cisaillement (τ) 65

**Fréquence**  
Fréquence de pilotage de la voie de traction (Hz)  
0,033

Nombre de cycles de traction à enregistrer pour rencontrer toutes les configurations 1

Nombre moyen de points par cycle sur la voie de traction  
200

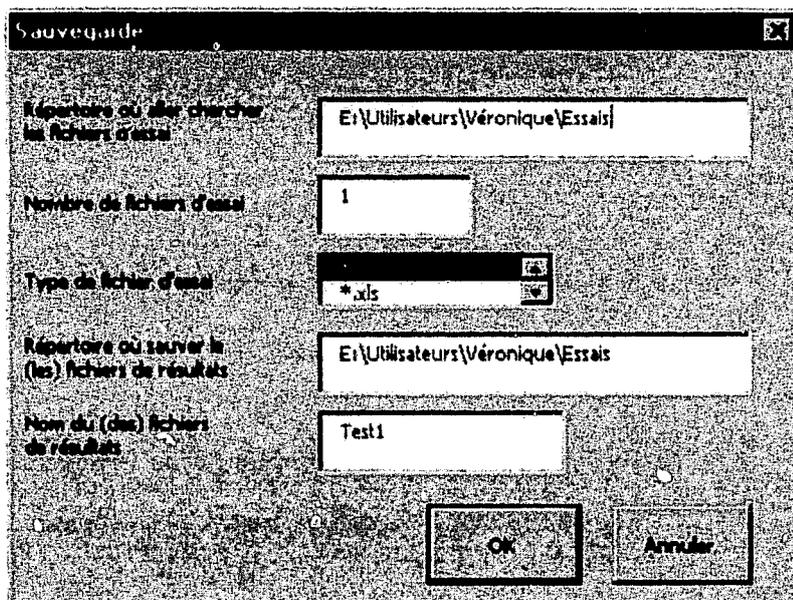
Consigne enregistrée

**Indications optionnelles**

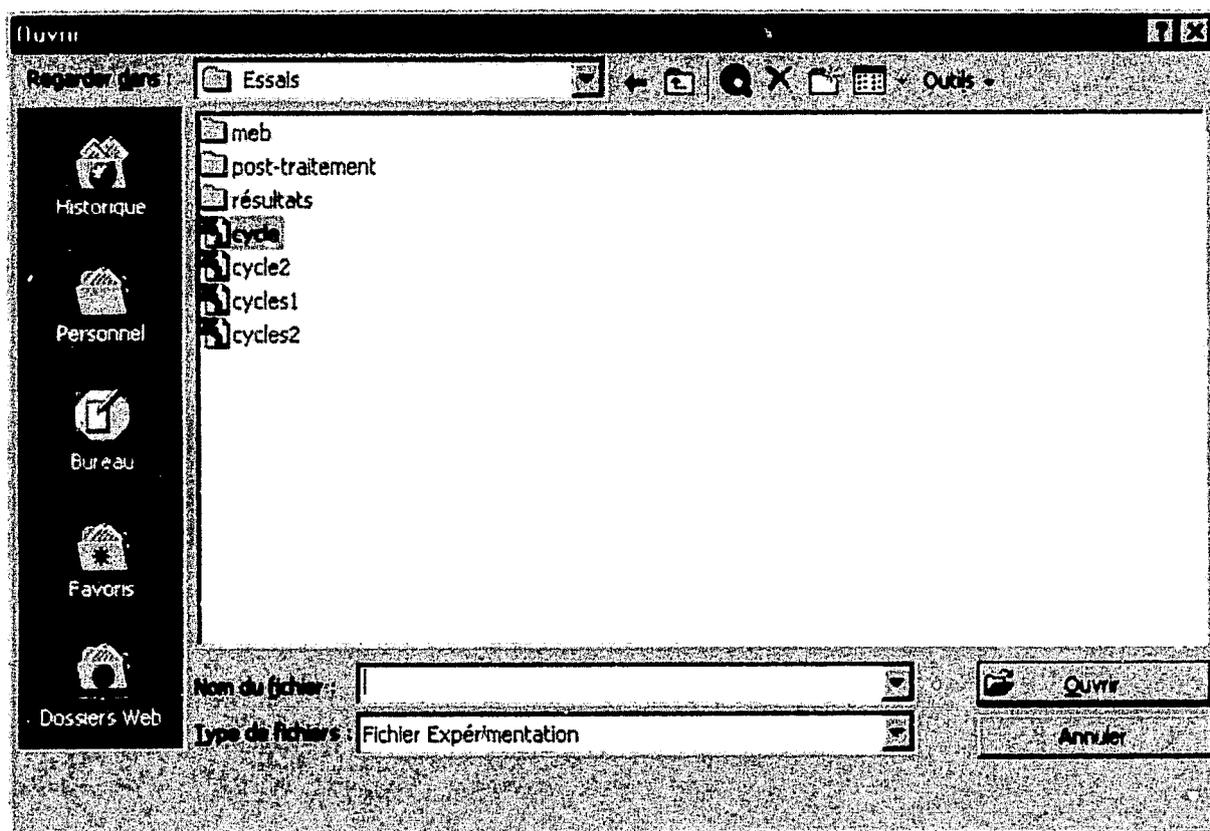
Amplitude imposée (%) (traction)  
0,5

Amplitude imposée (%) (torsion)  
0,5

OK Annuler



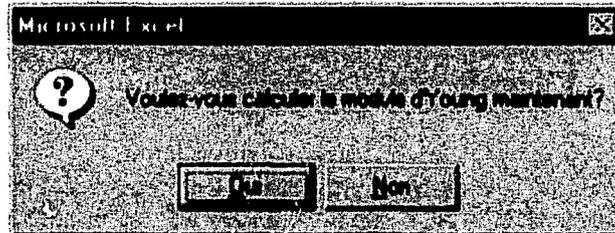
Une boîte de dialogue permettant l'ouverture de fichier du type sélectionné apparaît autant de fois qu'on a indiqué de fichiers d'essai.



il faut sélectionner les fichiers d'essai dans l'ordre où ils ont été obtenus.

## Etude du module d'élasticité et de la limite d'élasticité

Les deux parties du programme sont complètement découplées. Pour l'étude des variations du module d'élasticité, les valeurs de contrainte et de déformations sont stockées dans un nouveau fichier où seront effectués tous les calculs.



Si on a effectué un essai de traction-compression ou de torsion alternée, le programme proposera une étude du module d'élasticité. Sinon cette partie du programme peut être utilisée de façon indépendante. Il est juste nécessaire de créer un fichier sous la bonne forme, c'est à dire avec dans la première colonne les numéros d'alternance (différenciant montées et descentes) puis la déformation et la contrainte en valeur vraie (pas de pourcentage). Il suffit alors d'appuyer sur le deuxième ou le troisième bouton.

Le post-traitement d'une recherche de surface seuil s'effectue de la même manière, il est juste nécessaire de connaître le nombre de branches détectées et que chaque détection de points soit séparée par une ligne vide. Il affichera alors la surface seuil dans l'espace des déformations pour différents incréments de déformation plastique équivalente.

### *Méthode utilisée*

L'étude du module d'élasticité est effectuée  $\frac{1}{2}$  cycle par  $\frac{1}{2}$  cycle. Pour chaque plage élastique la plage de points présentant la meilleure corrélation est déterminée avec un nombre de points significatifs minimal. Ce nombre de points peut être déterminé de plusieurs manières : à l'aide d'un polynôme d'interpolation dont on cherchera le maximum sur la plage considérée ou plus simplement en cherchant le point qui donnera la meilleure interpolation. Cette deuxième méthode peut poser des problèmes dans le cas où la courbe Corrélation/nombre de points considérés présente des oscillations. Les premiers points de l'alternance peuvent présenter des non-linéarités, un certain nombre de ces points sont donc éliminés pour l'étude précédente. Ils sont réintroduits dans la plage considérée lorsqu'ils satisfont à un critère en déformation maximale. A partir de la valeur du module d'élasticité du  $\frac{1}{2}$  cycle considéré, la valeur de la limite d'élasticité est déterminée par interpolation linéaire entre les points enregistrés, connaissant la déformation plastique rémanente de référence.

Une gestion des cycles enregistrés et des fichiers d'essai est réalisée de façon à optimiser et à simplifier le calcul. Un graphe montrant l'évolution du module d'élasticité à la fois lors des montées et lors des descentes est tracé.

Caractéristiques de calcul du module d'élasticité

Nombre minimum de points nécessaires	10	Choix de la méthode d'optimisation
Nombre maximum de points nécessaires	30	
Nombre de points initiaux supprimés	2	
Paramètres d'optimisation		<input type="radio"/> Optimisation avec polynôme d'interpolation <input checked="" type="radio"/> Optimisation sans polynôme d'interpolation
Coefficient de corrélation nécessaire	0,9992	
Paramètre de déformation initiale maximale	0,00002	
Déformation résiduelle pour le calcul de la limite d'élasticité	0,0002	<input type="button" value="OK"/> <input type="button" value="Annuler"/>

Si l'étude se fait en utilisant un polynôme d'interpolation, deux choix pour le degré du polynôme sont possibles : polynôme de degré 3 ou de degré 4.

Caractéristiques de calcul du module d'élasticité

Nombre minimum de points nécessaires	10	Choix de la méthode d'optimisation
Nombre maximum de points nécessaires	30	
Nombre de points initiaux supprimés	2	
Paramètres d'optimisation		<input checked="" type="radio"/> Optimisation avec polynôme d'interpolation <input type="radio"/> Optimisation sans polynôme d'interpolation
Coefficient de corrélation nécessaire	0,9992	
Paramètre de déformation initiale maximale	0,00002	Degré du polynôme
Déformation résiduelle pour le calcul de la limite d'élasticité	0,0002	<input type="radio"/> Degré 3 <input checked="" type="radio"/> Degré 4
		<input type="button" value="OK"/> <input type="button" value="Annuler"/>

## Architecture des programmes de pilotage et de post-traitement

### F-1 Architecture du programme de pilotage

#### F-1.1 Réalisation d'un essai

Le pilotage de la machine de traction-torsion a été écrit à l'aide du logiciel LabView. Il permet de réaliser des rampes, des essais cycliques ainsi que des mesures de surface de plasticité à la suite les uns des autres sur une même éprouvette. La page d'accueil est visible ci-dessous Figure 1.

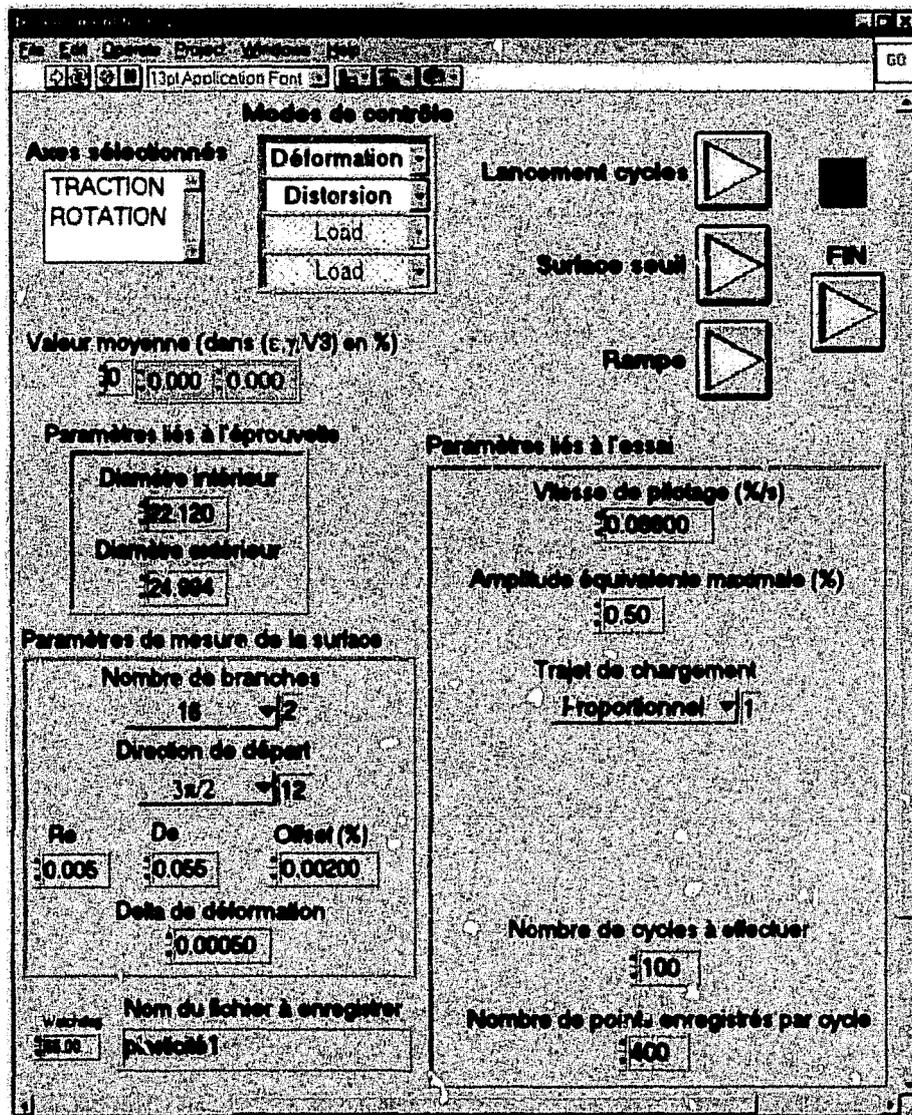
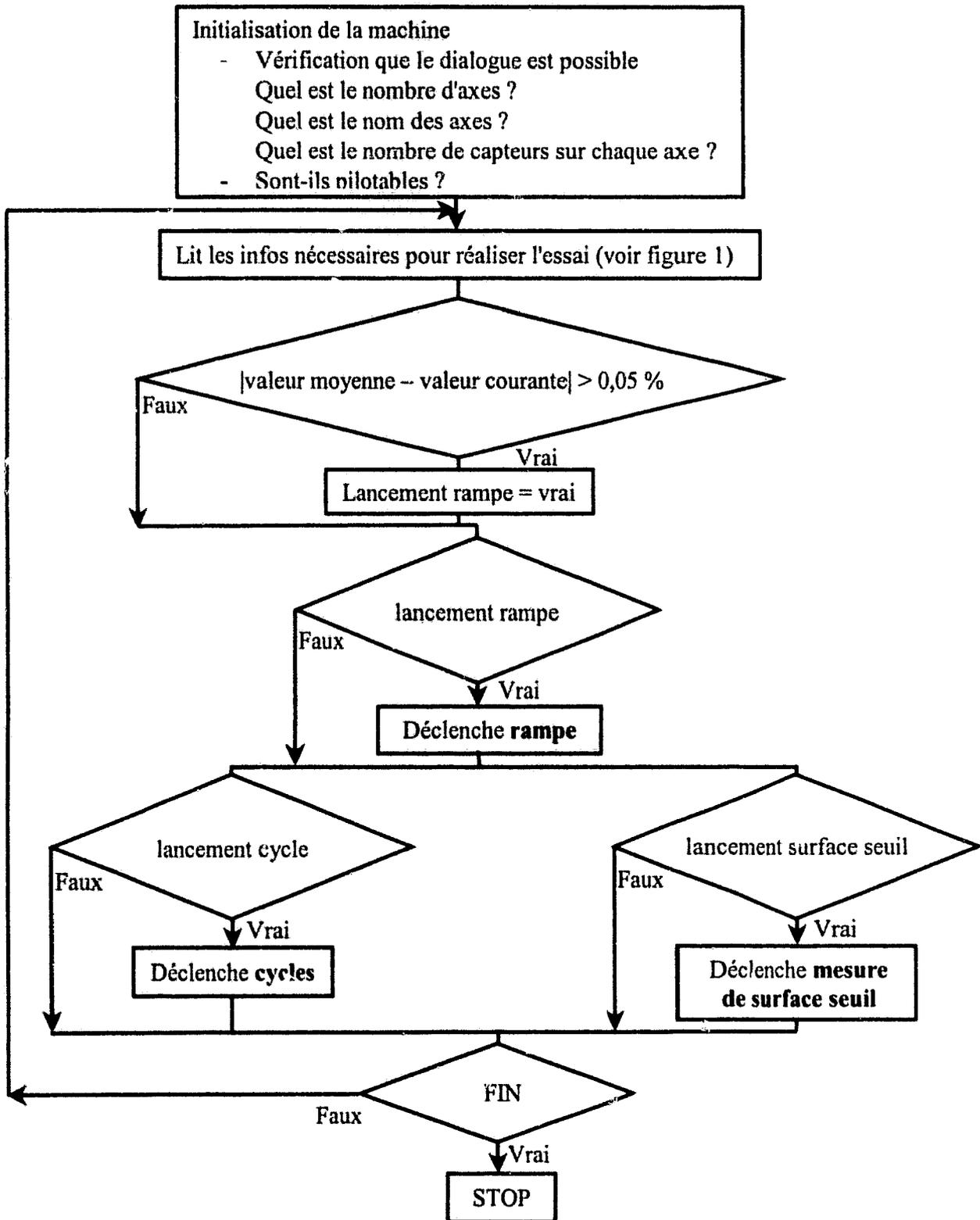


Figure 1 : Page d'accueil du pilotage

Tous les renseignements nécessaires à l'exécution des essais sont à rentrer sur cette page d'accueil, ils sont ensuite transmis aux sous-routines concernées. Le choix du type d'essai se fait en appuyant sur les 4 boutons cycles, rampe, surface seuil ou fin. L'appel des différentes sous-routines se fait alors comme suit :



Les VI (subroutines) appelés sont données Figure 2.

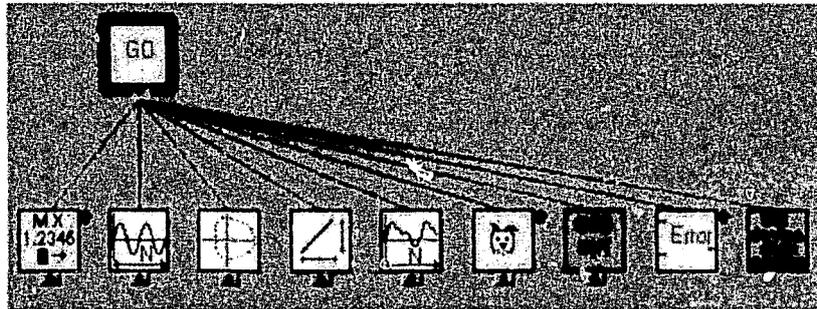


Figure 2 : Architecture du programme de pilotage - premier niveau

### F-1.2 Réalisation d'une rampe

Les informations accessibles à l'utilisateur pendant l'exécution de la rampe sont données Figure 3.

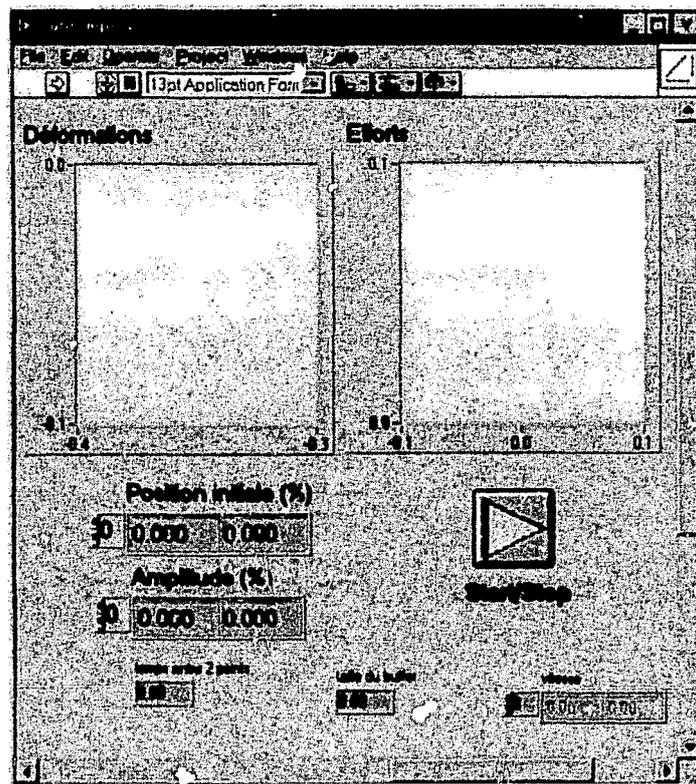
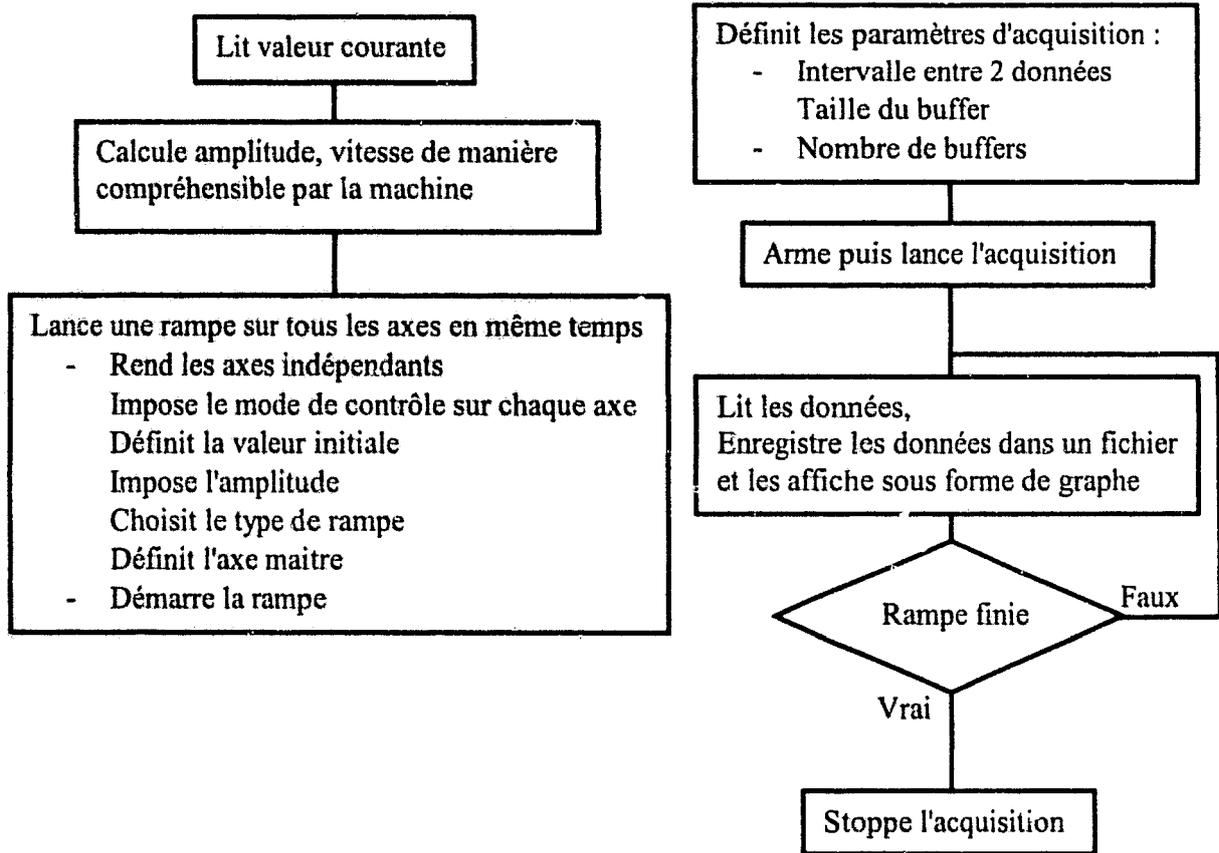


Figure 3 : Affichage des informations pendant une rampe



LabView permet de gérer les problèmes temporels : la rampe est lancée uniquement lorsque l'acquisition est active.

### F-1.3 Réalisation d'un essai cyclique

Les informations accessibles à l'utilisateur pendant l'exécution de la rampe sont données Figure 4.

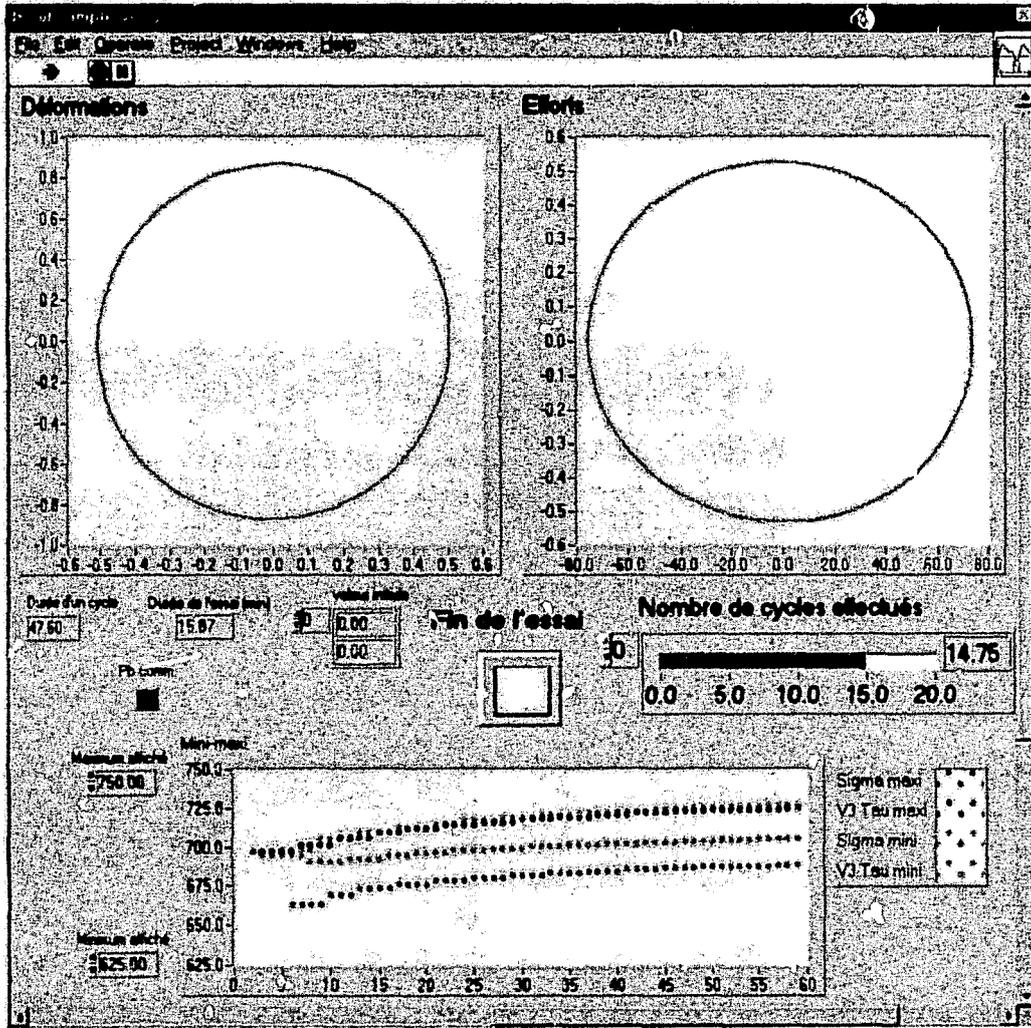
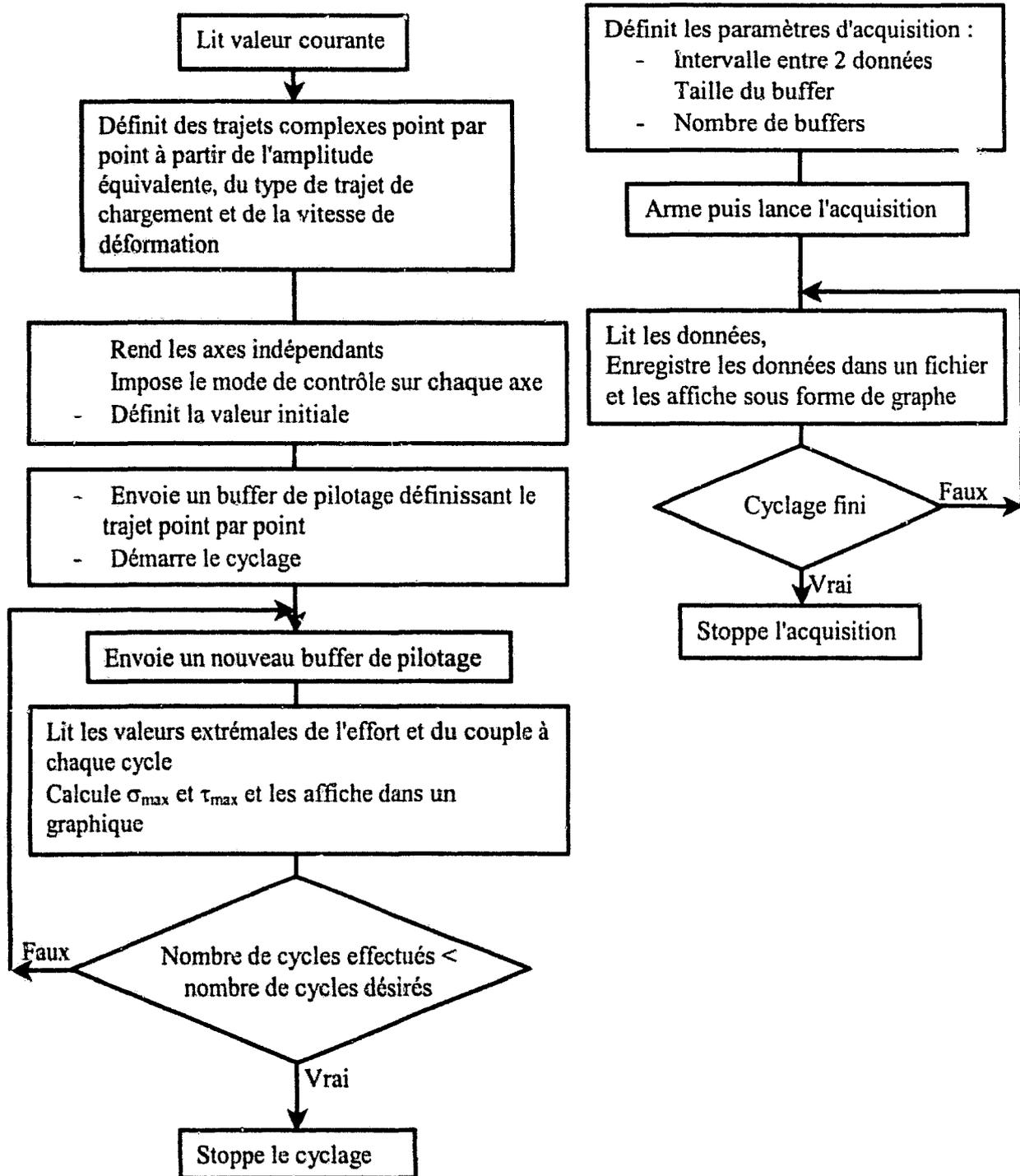


Figure 4: Affichage des informations pendant un essai cyclique



LabView permet de gérer les problèmes temporels : le cyclage est lancé uniquement lorsque l'acquisition est active.

### F-1.4 Mesure d'une surface de plasticité

Les informations accessibles à l'utilisateur pendant l'exécution de la rampe sont données Figure 5.

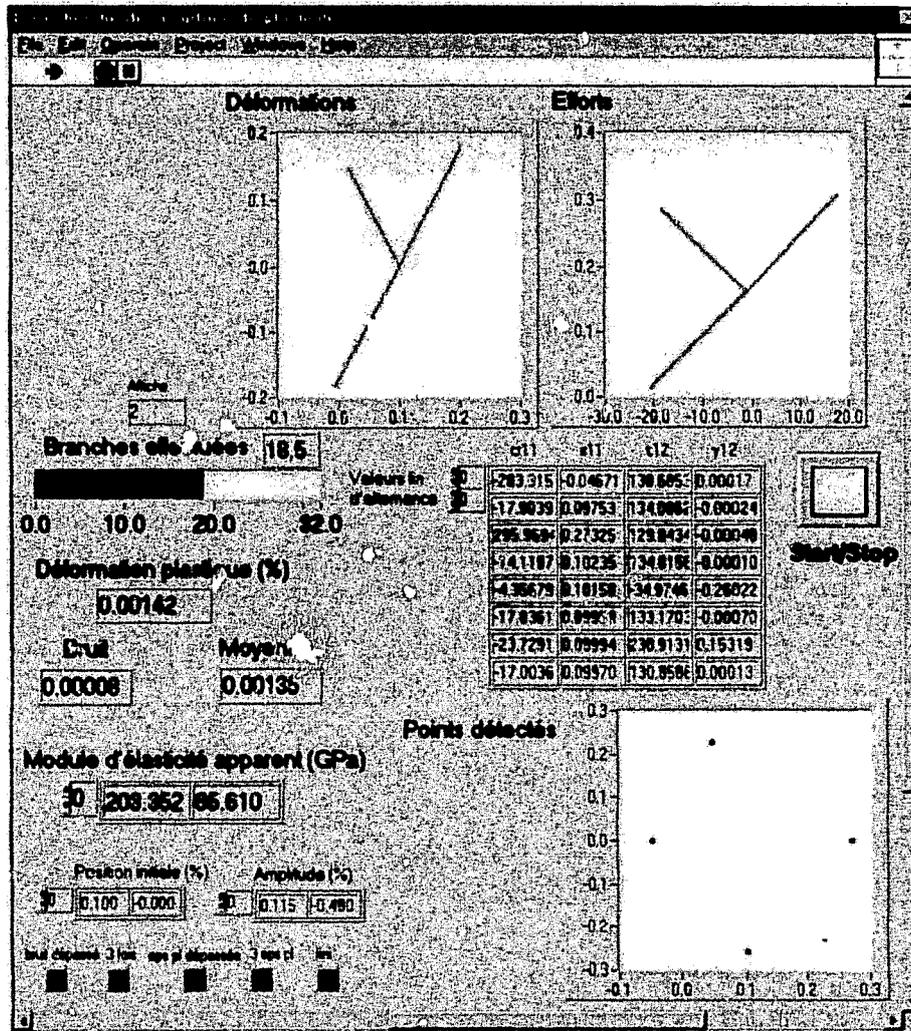
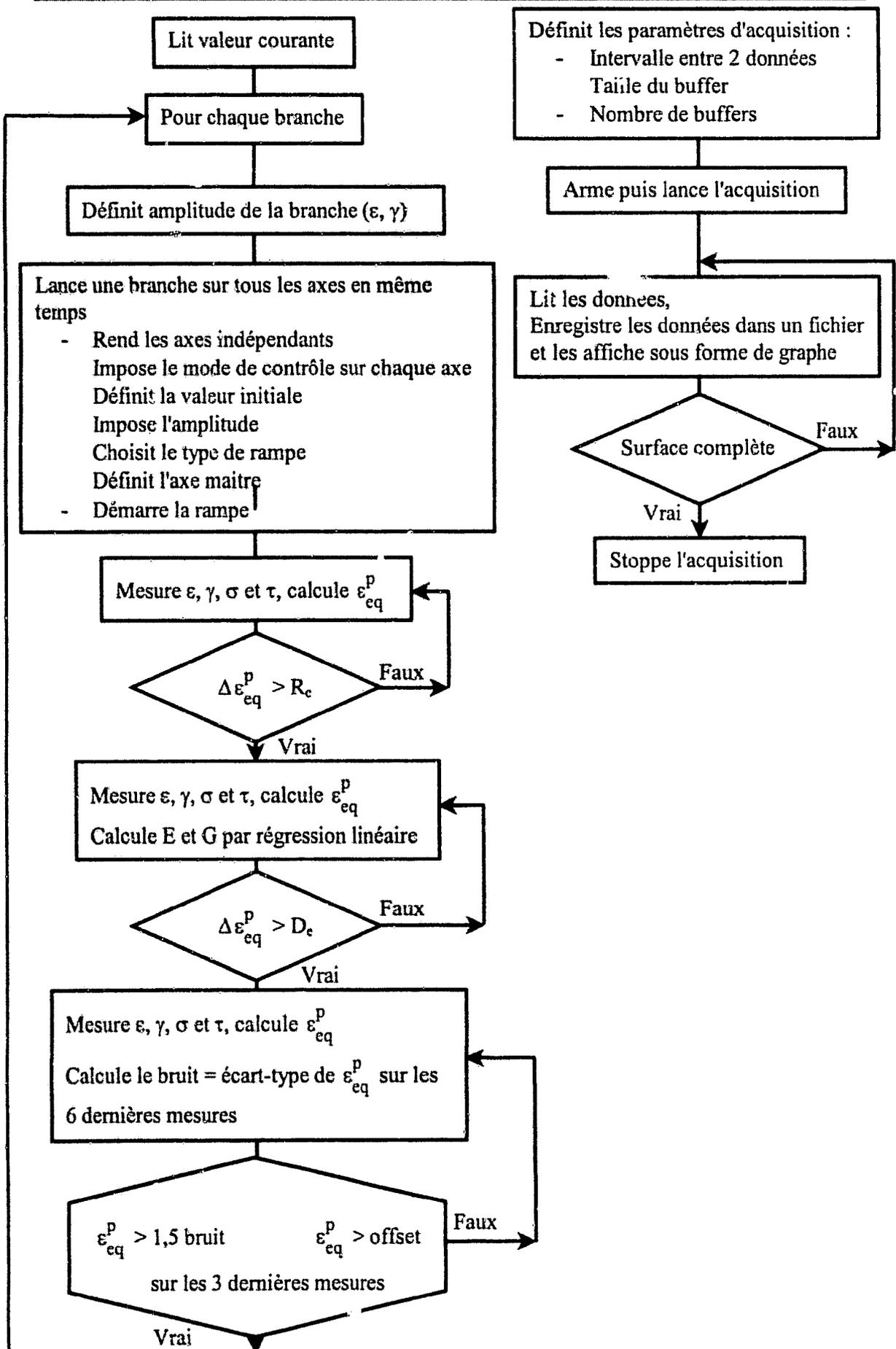


Figure 5: Affichage des informations pendant la mesure d'une surface de plasticité



## F-2 Architecture du programme de post-traitement

A partir d'un ensemble de fichiers d'essais, le post-traitement s'effectue de la manière suivante :

