



HAL
open science

Analyse du phénomène de rochet : essais et modélisation

Lynda Djimli

► **To cite this version:**

Lynda Djimli. Analyse du phénomène de rochet : essais et modélisation. Autre [cond-mat.other]. INSA de Rouen; Université Mentouri (Constantine, Algérie), 2010. Français. NNT : 2010ISAM0027 . tel-00583729

HAL Id: tel-00583729

<https://theses.hal.science/tel-00583729>

Submitted on 6 Apr 2011

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE

THESE EN COTUTELLE POUR OBTENIR LE GRADE DE DOCTEUR

**UNIVERSITE MENTOURI DE
CONSTANTINE**

**INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES
APPLIQUEES DE ROUEN**



**FACULTE DES SCIENCES DE
L'INGENIEUR**

**GROUPE DE PHYSIQUE DES
MATERIAUX**

DEPARTEMENT DE MECANIQUE

**UMR 6634
CNRS/UNIVERSITE/INSA ROUEN**

N° d'ordre :/Doct/2010

N° attribué par la bibliothèque

N° de série:/GM/2010

||_|_|_|_|_|_|_|_|_|_|_|_|_|

TITRE DE LA THESE

Analyse du phénomène de rochet : essais et modélisation

PRESENTEE PUBLIQUEMENT PAR

Lynda DJIMLI

Soutenue le : 21 Juin 2010

DEVANT LE JURY COMPOSE DE

AMROUCHE Abdelwaheb
BOUCHOUCHA Ali
CHEKROUD Said
MEFTAH Fékri
MEZIANI Salim
TALEB Lakhdar

Maître de Conférences, HDR, IUFM de Lille, France
Professeur des Universités, Université Mentouri, Constanine
Professeur des Universités, Université Mentouri, Constanine
Professeur des Universités, Univ. Cergy-Pontoise, France
Professeur des Universités, Université Mentouri, Constanine
Professeur des Universités, INSA Rouen, France

Remerciements

Ce travail a été réalisé à L'institut de génie mécanique de l'Université Mentouri de Constantine, Algérie en cotutelle avec l'Institut National des Sciences Appliquées de Rouen, France.

Avant toute chose, je désire remercier toutes les personnes que j'ai pu côtoyer pendant ces années de thèse, et qui ont, de près ou de loin, participé à leur bon déroulement.

En premier lieu,

Je tiens à remercier vivement mon directeur de thèse à Rouen le Professeur TALËB Lakhdar, qui m'a guidé durant ces années de thèse avec une extrême rigueur, je retiendrai sa grande disponibilité surtout pendant les moments de doute et de grandes difficultés. C'est grâce à son soutien, son enthousiasme, son optimisme, que j'ai pu mener à bien ce travail.

Je voudrais également remercier et exprimer toute ma gratitude à mon directeur de thèse à Constantine le Professeur MEZINI Salim pour sa confiance, sa disponibilité et le grand intérêt qu'il à toujours manifesté pour ce travail. Sa rigueur scientifique ses encouragements et son soutien m'ont permis de mener à bien ce travail dans le laboratoire dont il est le directeur

Je tiens aussi à exprimer mes sincères remerciements à Messieurs MEFTAH Fékri, AMROUCHE Abdelwaheb et CHEKROUD Saïd qui m'ont fait l'honneur d'accepter la lourde tâche d'être examinateurs de ce mémoire et pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail. Je souhaite ensuite manifester ma reconnaissance à Monsieur BOUCHOUCHA Ali qui a accepté de présider ce jury.

Je ne terminerai pas ces remerciements sans me tourner vers ma famille qui m'a toujours soutenue tout au long de mes études. Enfin, je remercie profondément mon mari qui m'a supportée (dans les deux sens du terme) pendant ces années de thèse ; un grand merci à toi, et bien plus encore.....

*Je dédie ce travail à mon
Mari TAREK et mon Chouchou LOUAI*

NOTATIONS

OPERATEURS

Opérateurs	Signification
x	Scalaire
\underline{X}	Tenseur du second ordre de composantes X_{ij}
$[X]$	Matrice
$\{X\}$	Colonne
f, g	Fonctions non identifiés
$\langle \rangle$	Parentèses de Mc Cauley: $\langle x \rangle = x$ si $x > 0$ $\langle x \rangle = 0$ si $x < 0$
J	$J_1(X) = X_1$
X_1	Premier invariant de X : $X_1 = Tr(X)$

Nomenclature

Symboles

b	: Constante indiquant la rapidité de la stabilisation.
C	: Coefficient caractéristique du matériau.
C_i	: Constante isotrope.
C_c	: Constante cinématique.
D	: Coefficient caractéristique du matériau.
E	: Module d'élasticité d' <i>YOUNG</i>
E_T	: Module tangent
F	: Force de traction.
f	: Fonction critère de plasticité.
f_y	: Fonction critère de la limite d'élasticité.
H	: Module d'écrouissage
g	: Fonction d'écrouissage.
$m(i)$: Exposant dans le modèle d'ohno et wang.
n	: La normale au domaine d'élasticité
N	: Nombre de cycles.
p	: Déformation plastique cumulée.
Q	: Variable de mémoire de l'écrouissage.
Q_0, Q_m	: Paramètres du matériau fonction de la température.
q	: Variable qui tient compte de l'amplitude de déformation plastique.
R	: Variable d'écrouissage isotrope.
r	: Rayon du cylindre de <i>VON MISES</i> .
S	: Entropie spécifique.
t	: Temps.
T	: Température absolue.
\underline{X}	: Tenseur variable d'écrouissage cinématique.
XI	: Contrainte seuil.

Symboles grecs

α	: Variables d'écrouissage cinématique.
Γ	: Fonction introduisant l'écrouissage.
δ □	: Coefficient matériau.
$\Delta\varepsilon$: Amplitude de déformation.
$\Delta\sigma$: Amplitude de contrainte.
ε	: Déformation uni axiale.
ε^e	: Déformation élastique.
ε^p	: Déformation plastique.
$\underline{\varepsilon}$: Tenseur de déformation.
$+\varepsilon, -\varepsilon$: Valeurs extrêmes de la déformation.
γ	: Terme de rappel.
v_k	: Variables internes.
ρ	: Masse volumique.

- λ : Multiplicateur plastique.
- ν : Coefficient de Poisson.
- σ : Contrainte uni axiale.
- σ_s : Contrainte seuil de plasticité.
- σ_y : Taille initiale du domaine d'élasticité.
- $\underline{\sigma}$: Tenseur de contrainte.
- σ_m : Contrainte moyenne.
- $+\sigma, -\sigma$: Valeurs extrêmes de la contrainte.
- ψ : Energie libre spécifique.
- γ : Terme de restauration dynamique.

Légende des figures

Chapitre I

Page

Figure I.1	Différents types de comportements observables lors d'un essai de traction Simple monotone.....	8
Figure I.2	Comportement élastique (éventuellement non linéaire)	9
Figure I.3	Comportement élastoplastique	10
Figure I.4	Effet Bauschinger	10
Figure I.5	Durcissement cyclique.....	11
Figure I.6	Adoucissement cyclique	11
Figure I.7	Effet d'adoucissement cyclique et de mémoire sous séquence de chargements à différentes amplitudes.....	13
Figure I.8	Phénomène d'accommodation plastique et d'adaptation élastique et phénomène de rochet.....	14
Figure I.9	Schématisation du domaine d'élasticité sans ou avec écrouissage.....	16
Figure I.10	Représentation géométrique du critère de VON MISES	18
Figure I.11	Représentation géométrique du critère de TRESCA dans le plan du déviateur.....	19
Figure I.12	$\sigma_{VM} - \sigma_0$ et $\sigma_T - \sigma_0$ dans le plan 2.....	20
Figure I.13	$\sigma_{VM} - \sigma_0$ et $\sigma_T - \sigma_0$ dans le plan $\sigma - \tau$	20
Figure I.14	Représentation schématique d'une surface d'écoulement dans l'espace des contraintes.....	22
Figure I.15	Représentation de l'écrouissage isotrope dans l'espace de contrainte	25
Figure I.16	Incrément de charge.....	26
Figure I.17	Écrouissage cinématique : (a) représentation 3D dans l'espace des contraintes en traction / compression, (b) Représentation uniaxiale.....	29
Figure I.18	Courbe d'écrouissage avec décharges et recharges sur un alliage d'Aluminium AU4G	33
Figure I.19	Simulation d'un essai de rochet avec un écrouissage isotrope.....	34
Figure I.20	Simulation du phénomène de rochet avec un écrouissage cinématique linéaire.....	35
Figure I.21	Propriétés cycliques intéressantes de l'écrouissage cinématique non linéaire.....	36
Figure I.22	Influence de l'écrouissage cyclique du matériau sur le pas de rochet uniaxial.....	42
Figure I.23	Influence de la température sur la vitesse de rochet en traction / torsion d'un acier inoxydable 17-12 Mo-SPH.....	43
Figure I.24	Influence des paramètres de chargement mécaniques sur le rochet uniaxial d'un acier inoxydable de type 316.....	44
Figure I.25	Influence de l'histoire de chargement sur le rochet uniaxial d'un acier 1070.....	46
Figure I.26	Influence des paramètres de chargement mécaniques sur le rochet biaxial d'un acier inoxydable de type 316L.....	47

Chapitre II

Figure II.1	Géométrie du spécimen utilisé dans les essais.....	52
Figure II.2	Vu de l'ensemble du dispositif expérimental	53
Figure II.3	Présentation des différentes composantes du dispositif mécanique.....	54
Figure II.4	Présentation des différentes composantes d'un extensomètre bi-axial.....	55
Figure II.5	Trajets de chargement pour les histoires H1 à H7.....	57
Figure II.6	Trajets de chargement pour les histoires de chargement réalisées dans le cadre de cette étude.....	58
Figure II.7	Résultats expérimentaux des essais à déformation imposée uniaxiale et leurs Histoires de chargement (H1) et(H2).....	59
Figure II.8	Résultats expérimentaux de l'essai à déformation imposée biaxiale évolution de la contrainte en fonction de la déformation et histoire de chargement (H4).....	60
Figure II.9	Histoire de chargement de l'histoire H5.....	61
Figure II.10	Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H5.....	61
Figure II.11	Histoire de chargement de l'histoire H6.....	62
Figure II.12	Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H6.....	62
Figure II.13	Histoire de chargement de l'histoire H7.....	63

Figure II.14	Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H7.....	63
Figure II.15	Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H8.....	64
Figure II.16	Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H9.....	65
Figure II.17	Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H10.....	65
Figure II.18	Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale pour l'histoire H11.....	66
Figure II.19	Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale pour l'histoire H12.....	66
Figure II.20	Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale pour l'histoire H13.....	67

Chapitre III

Figure III.1	Utilisation de 3 variables cinématiques pour décrire l'érouissage monotone d'un Matériau.....	71
Figure III.2	Evolution de la variable d'érouissage isotrope R en fonction de déformation Plastique cumulée p.....	74
Figure III.3	Evolution de la variable d'érouissage cinématique X en fonction de déformation plastique cumulée p.....	75
Figure III.4	Evolution de la contrainte en fonction de la déformation : Superposition de la boucle stabilisée expérimentale avec les résultats de la simulation.....	76
Figure III.5	Représentation du fonctionnement de l'optimiseur.....	78
Figure III.6	Réponses élémentaires à un chargement à déformation imposée symétrique (E= 206000).....	81
Figure III.7	Chargement à déformation imposée symétrique avec érouissage isotrope et cinématique non linéaire(E= 206000).....	82

Chapitre IV

Figure IV.1	Courbe expérimentale obtenue par le chargement H1.....	85
Figure IV.2	Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale au cours du dernier cycle pour la simulation H1 pour l'ensemble des paramètres.....	87
Figure IV.3	Courbe expérimentale obtenue par le chargement H2.....	88
Figure IV.4	Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale au cours du dernier cycle, et superposition de l'expérimentale avec la simulation.....	89
Figure IV.5	Courbe expérimentale obtenue par le chargement H4.....	90
Figure IV.6	Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale au cours du dernier cycle, et superposition de l'expérimentale avec la simulation.....	92
Figure IV.7	Résultat de l'expérience concernant le rochet uniaxial de l'acier 304L.....	93
Figure IV.8	Evolution de la déformation progressive pour l'essai uniaxial.....	94
Figure IV.9	Evolution déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour la simulation(H5).....	97
Figure IV.10	Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres.....	98
Figure IV.11	Résultat expérimental du rochet multiaxial sur l'acier 304L	99
Figure IV.12	Evolution de la déformation en fonction du nombre de cycle pour l'essai «Shear».....	100
Figure IV.13	Evolution de la déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour les différents paramètres.....	103
Figure IV.14	Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres.....	104
Figure IV.15	(a) Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale pour l'essai « cross », (b) Boude d'hystérésis pour chaque 20 cycles.....	105
Figure IV.16	Evolution de la déformation progressive en fonction du nombre de cycles.....	106
Figure IV.17	Comportement dans la direction de torsion :(a) évolution de la contrainte équivalente en fonction de la déformation équivalente,(b) évolution de la déformation équivalente en fonction du nombre de cycles.....	107
Figure IV.18	Evolution de la déformation progressive en fonction du nombre de cycles pour les trois trajets: UNIAXIAL, SHEAR et CROSS.....	107
Figure IV.19	Evolution déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour la simulation(H7).....	110
Figure IV.20	Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres.....	111
Figure IV.21	Evolution déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour la simulation (H8).....	114
Figure IV.22	Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres.....	115
Figure IV.23	Evolution déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour la simulation (H9).....	118
Figure IV.24	Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres.....	118

Figure IV.25	Evolution déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour la simulation (H10).....	121
Figure IV.26	Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres.....	122
Figure IV.27	Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale durant la seconde phase de chargement (H11).....	122
Figure IV.28	Simulation de l'histoire H11 par les différents paramètres.....	124
Figure IV.29	Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale durant la seconde phase de chargement (H12).....	124
Figure IV.30	Simulation de l'histoire H12 par les différents paramètres.....	126
Figure IV.31	Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale durant la seconde phase de chargement (H13).....	126
Figure IV.32	Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale durant la seconde phase de chargement (H13).....	128

Annexe

Figure A.1.	Observations au MO de la microstructure (Ghorbel2001)	140
--------------------	---	-----

TABLE DES MATIERES

	<i>Pages</i>
Notations	I
Nomenclature	II
Légende des figures	IV
 INTRODUCTION GENERALE	 1

Chapitre I :

Éléments de bibliographie sur le comportement cyclique des métaux

INTRODUCTION	6
I.1. ETUDES EXPERIMENTALES	6
I.1.1. Essais uniaxiaux classiques.....	7
I.1.1.1. Charge monotone.....	7
I.1.1.2. Charge – décharge.....	9
I.1.1.3. Effet Bauschinger	10
I.1.2. Essais cycliques	10
I.1.2.1. Sollicitations cycliques à déformation imposée.....	10
I.1.2.2. Sollicitations cycliques à contrainte imposée.....	13
I.2. MODELISATION	15
I.2.1. Principes généraux de modélisation.....	15
I.2.1.1. Critères de plasticité.....	15
I.2.1.2. Lois d'écoulement.....	21
I.2.1.3. Lois d'écrouissage.....	21
I.2.2. Modélisation de l'écrouissage.....	22
I.2.2.1. Lois à écrouissage isotrope.....	24
I.2.2.2. Lois à écrouissage cinématique.....	28
I.2.3. Modélisation du phénomène de rochet.....	31
I.2.3.1. Modèles phénoménologiques développés pour décrire le rochet uniaxial	32
I.2.3.2. Modélisation du rochet multiaxial.....	37
I.2.3.3. Autres modèles pour la déformation progressive.....	41
I.3. REVUE DE QUELQUES TRAVAUX DE LA LITTERATURE	41
I.3.1. Essais sur le phénomène de Rochet.....	41
I.3.1.1. Influence de l'écrouissage.....	42
I.3.1.2. Influence de la viscosité et de la température.....	42
I.3.1.3. Influence du trajet de chargement mécanique.....	43
I.4. CONCLUSION	49

Chapitre II :

Base de données expérimentales utilisées dans cette étude

INTRODUCTION	51
II.1. PROCEDURE D'ESSAIS	51
II.1.1. Description du matériau utilisé.....	51
II-1-2. Dispositif de chargement.....	52
II-1-3. Dispositif de mesure des déplacements	54
II-1-4. Dispositif d'acquisition.....	55
II.2. BASE DE DONNEES EXPERIMENTALES UTILISEES DANS CETTE ETUDE	55
II.2.1. Essais tirés de la littérature (EXP1).....	55
II.2.2. Essais réalisés dans le cadre de cette étude (EXP2).....	56
II.3. RESULTATS D'ESSAIS	58
II.3.1. Essai à déformation imposée uniaxiale.....	58
II.3.2. Essais à déformation imposée biaxial.....	60
II.3.3. Essais cycliques à contrainte imposée (essais de rochet).....	61
II.3.3.1. Essais réalisés en une phase.	61
II.3.3.2. Essais réalisés en deux phases.....	64
II.3.3.3. Essais de rochet après déformation imposée.....	66
II.4. CONCLUSION	67

Chapitre III :

Stratégie d'identification basée sur des bases de données à complexité croissante

III.1. MODELE DE CHABOCHE	69
III.2. STRATEGIE D'IDENTIFICATION	72
III.2.1. Procédure d'identification	73
III.2.2. Validation numérique des paramètres avec le code de calcul ZéBuLoN.....	76
III.2.3. Optimisation et jeux de paramètres utilisés	76
III.2.3.1. Première estimation des paramètres matériaux.....	77
III.2.3.2. Organisation des simulations.....	78
III.3. MODELE DE CHABOCHE PROGRAMME DANS ZEBULON	80
III.3.1. Résultats typiques obtenus.....	80
III.4. CONCLUSION	82

Chapitre IV

Résultats et discussions

IV.1. RESULTATS DE L'OPTIMISATION.....	84
IV.2. SIMULATION NUMERIQUE DES ESSAIS A DEFORMATION IMPOSEE.....	85
IV.2.1. Essais uniaxiaux.....	85
IV.2.1.1. Résultats de la Simulation (H1).....	85
IV.2.1.2. Résultats de la Simulation (H2).....	87
IV.2.2. Essais combinés.....	90
IV.2.2.1. Résultats de la Simulation (H4).....	90
IV.3. SIMULATION NUMERIQUE DES ESSAIS A CONTRAINTE IMPOSEE.....	92
IV.3.1. Effet de rochet en une seule phase.....	92
IV.3.1.1. Effet de rochet uniaxial (H5).....	92
IV.3.1.2. Effet de rochet multiaxial (H 6).....	99
IV.3.1.3. Effet de rochet combiné (H 7).....	104
IV.3.2. Essais de rochet composé de deux phases.....	112
IV.3.2.1. Effet de rochet uniaxial+combiné (H8).....	112
IV.3.2.2. Effet de rochet multiaxial+uniaxial (H9).....	115
IV.3.2.3. Effet de rochet combiné + uniaxial (H10).....	119
IV.4. SIMULATION NUMERIQUE DES ESSAIS DE ROCHET APRES DEFORMATION IMPOSEE.....	122
IV.4.1. Résultats de la Simulation (H11).....	123
IV.4.2. Résultats de la Simulation (H12).....	125
IV.4.3. Résultats de la Simulation (H13).....	127
IV.5. CONCLUSION.....	129
CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES.....	130
REFERNCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	133
ANNEXE.....	140

Introduction générale

Introduction générale

L'étude du comportement cyclique des matériaux a connu un grand succès avec le développement de l'outil informatique de plus en plus performant qui permet de limiter les études expérimentales coûteuses au profit des modèles numériques. Ce développement a suscité au sein de la communauté scientifique une exigence de plus en plus importante dans la précision des simulations numériques et en termes de temps de calcul. L'outil numérique permet de simuler le comportement du matériau en se basant sur des modèles de comportement plastique, viscoplastique ou élastoplastique. Historiquement, deux grandes voies d'études principales se sont dégagées pour élaborer des modèles de comportement des différents matériaux : les mécaniciens ont surtout tenté d'établir des lois phénoménologiques performantes (Boltzmann, Chaboche, Schapery, Valanis,...) et plus récemment, certains d'entre eux se sont orientés vers la prise en compte de la réalité micro structurale du matériau, avec les modèles micro-mécaniques (Kröner, Zaoui, Berveiller, Cailletaud,...).

La détermination des paramètres matériels intervenant dans les lois de comportement des matériaux est aussi une étape importante. Elle permet une meilleure représentation possible des expériences par les modèles identifiés. En effet une rigoureuse identification paramétrique avec le choix d'un modèle adéquat permet de simuler correctement le comportement du matériau lors de sa mise en service.

Pour cela, il est nécessaire de disposer d'une base de données expérimentale composée d'essais qui caractérisent le matériau. L'identification expérimentale des paramètres qui s'en suit nécessite une certaine précision et fait donc appel à des méthodes d'optimisation. C'est un des objectifs présentés dans le cadre de cette thèse. L'autre objectif est l'étude de l'effet du pré-écrouissage sur le phénomène de rochet. Dans ce travail nous proposons d'utiliser une stratégie d'identification par optimisation introduisant à chaque fois une base de données expérimentale différente. La base de données est constituée d'essais cycliques à contrainte ou à déformation imposée réalisée au sein de l'équipe Mécanique du Groupe de Physique des Matériaux (GPM, UMR 6634) à l'INSA de Rouen sur un acier inoxydable de type 304L (essais tirés de la littérature). Le modèle de comportement est une composante fondamentale dans la procédure d'identification, le modèle élastoplastique de Chaboche a été choisi. Il est basé sur la combinaison de l'écrouissage isotrope et cinématique non linéaires.

Afin de valider les paramètres matériau obtenus, des simulations numériques des essais uniaxiaux et multiaxiaux sont faites avec le code de calcul ZéBuLoN 8.3 (pour plus de détails voir <http://www.nwnumerics.com>). Une étude de sensibilité paramétrique est menée sur l'analyse du modèle où nous étudions l'influence des variations des paramètres sur la réponse du modèle.

L'étude de l'effet de la prédéformation sur la réponse du matériau vis à vis le rochet est un des objectifs de cette thèse. L'étude consiste à soumettre l'éprouvette à des chargements à déformation imposée axial et multiaxial suivis de chargements à contrainte imposée (essais réalisés dans le cadre de cette étude) . Les essais sont réalisés sur l'acier inoxydable 304L au sein de l'équipe Mécanique du Groupe de Physique des Matériaux (GPM, UMR 6634) à l'INSA de Rouen . Les résultats obtenus montrent l'effet du pré-écrouissage sur la déformation progressive.

L'Architecture du présent document s'articule sur quatre chapitres :

Le premier chapitre est une étude bibliographique portant sur le comportement cyclique des métaux et sur la modélisation de ces comportements. Il s'articule sur l'analyse du comportement des matériaux métalliques sous chargements cycliques où nous rapportons la plupart des observations phénoménologiques rencontrées lors des chargements cycliques. Une modélisation des phénomènes cycliques (écrouissages isotrope et cinématique) est ensuite présentée. Enfin, nous terminons le chapitre par la présentation de quelques modèles macroscopiques capables de représenter, au moins qualitativement, le phénomène de rochet.

Le chapitre II est dédié à la description de la base de données expérimentale utilisée dans cette étude. Après la description de quelques résultats de la littérature obtenus sur le phénomène de rochet (présentée dans le chapitre I.), une étude expérimentale est faite : On présente les essais réalisés dans le cadre de cette étude et les différents résultats obtenus.

Dans le chapitre III l'accent est mis sur la stratégie d'identification suivie pour obtenir les paramètres matériau. Cette stratégie d'identification est développée à partir des essais à déformation et à contrainte imposées. On s'attache à détailler l'identification de tous les paramètres puis on présente la méthode d'optimisation ainsi que les jeux de paramètres utilisés.

Le quatrième chapitre est consacré aux résultats de la simulation numérique, nous nous proposons d'étudier l'effet de la variation des paramètres identifiés sur les réponses simulées. Tout d'abord les résultats des simulations des essais sont présentés. Les calculs entrepris sont destinés à étudier la réponse du modèle dans divers modes de chargement et ainsi à évaluer l'effet de la finesse de l'identification sur la réponse du modèle ainsi que l'effet de la prédéformation sur le phénomène de rochet. Les calculs ont été réalisés en utilisant le code de calcul ZéBuLoN 8.3. Les calculs sont basés sur le modèle élastoplastique de Chaboche détaillé dans la première section du chapitre III.

CHAPITRE I

Éléments de bibliographie sur le comportement cyclique des métaux

Résumé : Ce chapitre présente une analyse du comportement des matériaux métalliques, avec une présentation de la plupart des observations phénoménologiques rencontrées lors des chargements cycliques. Les différentes lois de comportement élastoplastique permettant la description des phénomènes cycliques (écrouissages isotrope et cinématique) sont détaillées, avec une présentation des différents modèles permettant la description du phénomène de rochet axial et multiaxial,.

Sommaire

INTRODUCTION	6
I.1. ETUDES EXPERIMENTALES	6
I.1.1. Essais uniaxiaux classiques.....	7
I.1.1.1. Charge monotone.....	7
I.1.1.2. Charge – décharge.....	9
I.1.1.3. Effet Bauschinger	10
I.1.2. Essais cycliques	10
I.1.2.1. Sollicitations cycliques à déformation imposée.....	10
I.1.2.2. Sollicitations cycliques à contrainte imposée.....	13
I.2. MODELISATION	15
I.2.1. Principes généraux de la modélisation.....	15
I.2.1.1. Critères de plasticité.....	15
I.2.1.2. Lois d'écoulement.....	21
I.2.1.3. Lois d'écrouissage.....	21
I.2.2. Modélisation de l'écrouissage.....	22
I.2.2.1. Lois à écrouissage isotrope.....	24
I.2.2.2. Lois à écrouissage cinématique.....	28
I.2.3. Modélisation du phénomène de rochet.....	31
I.2.3.1. Modèles phénoménologiques développés pour décrire le rochet uniaxial.....	32
I.2.3.2. Modélisation du rochet multiaxial.....	37
I.2.3.3. Autres modèles pour la déformation progressive.....	41
I.3. REVUE DE QUELQUES TRAVAUX DE LA LITTERATURE	41
I.3.1. Essais sur le phénomène de Rochet.....	41
I.3.1.1. Influence de l'écrouissage.....	41
I.3.1.2. Influence de la viscosité et de la température.....	42
I.3.1.3. Influence du trajet de chargement mécanique.....	43
I.4. CONCLUSION	49

Contexte de l'étude

Le phénomène de rochet a fait l'objet de très nombreux travaux, tant du point de vue expérimental que théorique. En ce qui concerne l'aspect expérimental, on peut dire que tous les facteurs pouvant influencer la réponse du matériau, ont désormais été testés. Une large base d'essais est donc disponible dans la littérature (nous présentons quelques résultats obtenus). Cependant, l'effet de l'identification des paramètres reste peu étudié, c'est un des objectifs principaux de cette étude.

Le travail vise le problème de l'identification des paramètres d'érouissage (paramètres élastoplastiques) ainsi que l'effet de la prédéformation sur le comportement cyclique vis à vis du rochet uniaxial et multiaxial. Pour cela une méthode d'optimisation a permis de marquer le rôle très important de l'effet de la finesse de l'identification, sur les résultats obtenus. Les repères bibliographiques seront présentés dans cette partie introductive.

Repères bibliographiques

Dans le cadre de l'étude de l'effet rochet sous différentes histoires de chargement, plusieurs travaux nous ont servis de repère pour l'élaboration de la partie « identification des paramètres » : les résultats que nous avons prélevé pour l'identification des paramètres sont ceux de (Taleb et Hassen 2006), réalisés avec l'équipe Mécanique du Groupe de Physique des Matériaux (GPM, UMR 6634) à l'INSA de Rouen sur un acier inoxydable de type 304L.

A partir de ces résultats expérimentaux, l'optimisation des paramètres a été faite. Les paramètres ainsi obtenus, sont injectés dans des simulations faites avec le code de calcul ZéBuLoN 8.3, en prenant en considération les différentes histoires de chargement. Le but recherché, était de mettre en évidence l'effet de l'identification des paramètres sur la prédiction du comportement cyclique du matériau. Les résultats sont reportés sur des graphes superposant les courbes expérimentales avec ceux résultants de la simulation.

INTRODUCTION

Dans beaucoup de situations couramment rencontrées en ingénierie, les structures ou éléments de structures, sont soumis à des chargements mécaniques et/ou thermiques cycliques ou simplement variables dans le temps. Pour ces types de sollicitations, la charge limite, dont la détermination est basée sur un chargement proportionnel, n'assure pas le bon fonctionnement de la structure. En effet, les tests expérimentaux mettent en évidence, que même en dessous de cette charge limite, les structures soumises à des chargements cycliques en contraintes imposées, peuvent évoluer vers l'un des trois types d'états limites, dont deux conduisent rapidement à la ruine. Le premier d'entre eux, désigné par le terme rochet, conduit à la ruine de la structure par excès de déformations plastiques accumulées. La structure peut aussi périr par formation d'un cycle plastique stabilisé qui conduit, par fatigue à faible nombre de cycles, à la rupture. Ce phénomène est appelé accommodation ou adaptation plastique. Toutefois, la structure peut aussi endurer un grand nombre de cycles. Dans ce dernier cas, les déformations plastiques se stabilisent et le comportement cyclique redevient purement élastique avec apparition de contraintes résiduelles. On parle alors d'adaptation élastique.

Ce chapitre présente, dans un premier temps le comportement cyclique des matériaux les plus couramment utilisés par l'ingénieur. A plus petite échelle, ces matériaux présentent des mécanismes de déformation encore plus variés, qu'il est utile de connaître, pour mieux comprendre leur comportement macroscopique. Puis nous aborderons les différents modèles de comportement rencontrés dans la littérature capables de simuler la tenue en service de structures soumises à des sollicitations cycliques complexes. Plusieurs travaux, (par exemple [Krempf (1987)], [Chaboche (1989)] [Ohno (1990)], [Abdel-karim (2005)], [delobelle (1995)], [taleb et al.(1999)], [taleb et al. (a),(b) (1998)], [Dieng et al. (2005)], [gupta et al. (2005)], [hassan et al. (2001)], [Kang et al. (2002)], représentent bien l'état de l'art dans le domaine du comportement cyclique des matériaux métalliques.

I.1. ETUDES EXPERIMENTALES

La façon la plus élémentaire d'appréhender la variété de comportements des matériaux, est de les tester au moyen d'essais uniaxiaux.

I.1.1. Essais uniaxiaux classiques

Un essai est dit uniaxial lorsque le tenseur de contrainte est porté par une direction fixe \underline{u} :

$$\underline{\underline{\sigma}}(x) = \sigma(x) \underline{u} \otimes \underline{u}$$

L'état de contrainte est caractérisé par le seul champ scalaire σ . Pour être directement exploitable dans l'écriture de la loi de comportement du matériau, il est préférable que l'essai soit homogène (au moins dans une certaine région de l'échantillon test), ce qui signifie que l'état de contrainte est uniforme dans cette région (il ne dépend pas de la position x). En vertu de l'homogénéité du matériau, le champ de déformation est également uniforme dans cette région, au moins tant qu'il n'y a pas apparition d'instabilité (il peut y avoir alors plusieurs valeurs de la déformation associée à une même valeur de la contrainte, ce qui conduit à un champ de déformation non uniforme et se traduit sur le plan physique par une striction de l'éprouvette). L'essai uniaxial le plus classique est l'essai de traction simple. On soumet une éprouvette de traction à une force dans une direction fixe.

L'essai peut être piloté en contrainte (on impose une valeur à la force F donc à la contrainte σ) ou en déformation (on applique un déplacement aux têtes de l'éprouvette, de façon à atteindre une déformation prescrite dans la zone utile de l'éprouvette). Une histoire de chargement (en contrainte ou en déformation) est appliquée à l'éprouvette et les résultats des mesures sont portés dans un diagramme (σ, ε) .

Différents types de chargements, permettent de mettre en évidence différents aspects du comportement des matériaux testés. En simplifiant, les trois grands types de comportement qu'un matériau est susceptible d'exhiber (en fonction de la température, de la vitesse de déformation et du niveau des contraintes), sont le comportement élastique, le comportement plastique et le comportement visqueux.

I.1.1.1. Charge monotone

La charge monotone consiste à augmenter progressivement la contrainte σ (ou la déformation ε , si l'essai est piloté en déformation) et à mesurer la déformation qui en résulte (ou la contrainte). Cet essai permet de mettre en évidence plus précisément, les phénomènes donnés sur la figure I.1.

L'essai met en évidence un domaine (en contrainte ou en déformation) à l'intérieur duquel le comportement (c'est à dire la relation (σ, ϵ)) est linéaire et à l'extérieur duquel le comportement devient non linéaire.

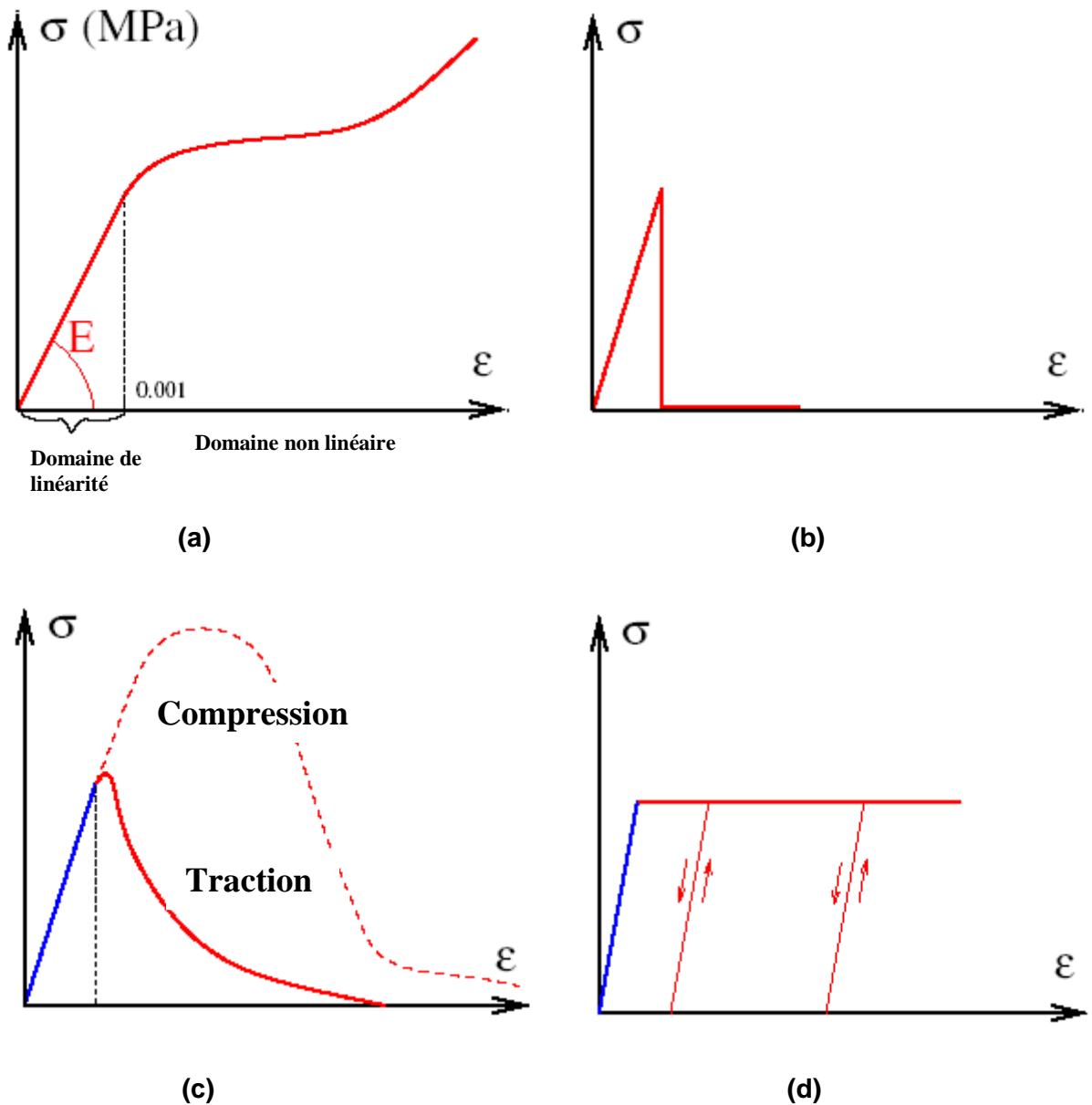


Figure I.1 Différents types de comportements observables lors d'un essai de traction simple monotone. **(a)** : Mise en évidence de la perte de linéarité dans le comportement. (Aciers inoxydables). **(b)** : Matériau élastique - fragile. **(c)** : Matériau endommageable. **(d)** comportement élastique parfaitement plastique (Aciers doux) [Suquet (1990)]

I.1.1.2. Charge - décharge

On augmente la force F puis on la ramène à zéro. Cet essai permet en particulier, de mettre en évidence le phénomène observé sur la figure I.2, à savoir :

a) **L'élasticité** : si les courbes de charge - décharge coïncident, le milieu est élastique (éventuellement non linéaire). Dans le cas contraire il est anélastique. Après décharge complète, il subsiste une déformation résiduelle. Cette déformation résiduelle peut s'effacer avec le temps, signe d'une viscosité du matériau. Dans les matériaux insensibles à la vitesse de chargement (certains métaux à froid par exemple), cette déformation résiduelle est permanente, tant que l'application d'une contrainte ne vient pas la perturber. La déformation au point **A** (figure I.3), se décompose donc en une partie ε^{el} récupérable par décharge (d'où le nom de partie élastique de la déformation) et une partie ε^p qui subsiste après décharge (c'est la partie plastique ou plus généralement anélastique, de la déformation) $\varepsilon = \varepsilon^{el} + \varepsilon^p$

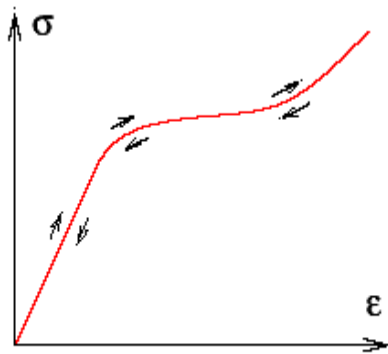


Figure I.2. Comportement élastique (éventuellement non linéaire) [Suquet (1990)].

b) **Plasticité** : qui ne se manifeste que lorsque la force atteint un certain seuil, qui est la limite d'élasticité du matériau. Initialement ce seuil est σ_0 (figure I.3). On effectue une décharge de **A** à **B** puis on recharge en **B**. Dans la plupart des métaux, la charge se fait à nouveau le long du trajet AB et de façon élastique (le trajet AB est réversible). La limite d'élasticité pour une charge à partir de **B** est donc σ_A . Si la limite d'élasticité est fixe ($\sigma_A = \sigma_0$ pour tout **A**), le milieu est *parfaitement plastique*. Si la limite d'élasticité varie ($\sigma_A \neq \sigma_0$), le matériau est *écrouissable*. L'écrouissage est positif, s'il y a durcissement (le seuil augmente avec la déformation), il est négatif, s'il y a adoucissement.

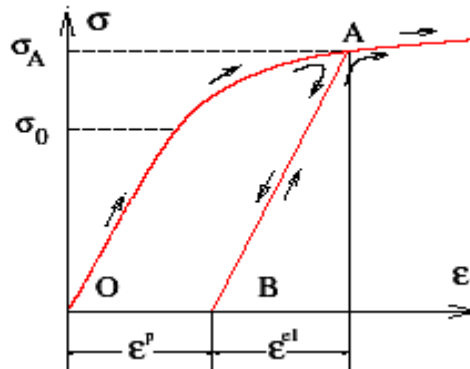


Figure I.3 *Comportement élastoplastique [Suquet (1990)]*

I.1.1.3. Effet Bauschinger

Quand on effectue un essai de compression à partir d'un état vierge (à partir du point O), on observe en général un seuil σ_0 identique en traction et en compression. En revanche si l'on déforme le matériau plastiquement, puis qu'on le décharge (à partir du point A) et que l'on prolonge la décharge par application d'une contrainte négative (compression), on observe souvent une dissymétrie du seuil d'élasticité en compression par rapport à sa valeur en traction : c'est l'effet Bauschinger (figure I.4).

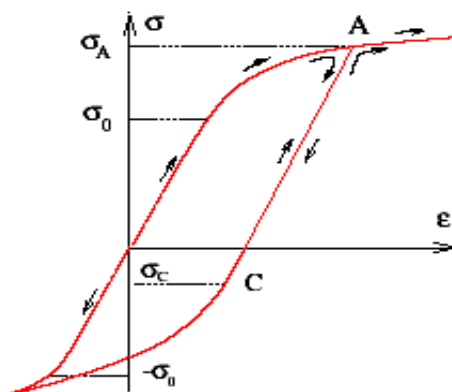


Figure I.4 *Effet Bauschinger [Suquet (1990)]*

I.1.2. Essais cycliques

I.1.2.1. Sollicitations cycliques à déformation imposée

I.1.2.1.1. Comportement sous sollicitations cycliques uniaxiales

a) Durcissement et adoucissement cyclique

Le premier effet que l'on observe sous chargement cyclique uniaxial à déformation imposée de traction-compression ou de torsion alternée, est l'effet Bauschinger. Cet effet se

manifeste par la diminution de la limite d'élasticité en compression après un chargement initial en traction et réciproquement. La plupart des matériaux et des alliages manifestent des propriétés d'érouissages variables durant le cyclage.

En général, si on réalise un essai à déformation imposée, avec une valeur moyenne nulle, on relève deux types de comportements, suivant le matériau étudié :

- Soit une augmentation de la contrainte maximale avec le nombre de cycles ; on dit que le matériau durcit, c'est le cas, par exemple, de l'acier 316L sous certaines conditions (figure I.5);
- Soit une diminution de la contrainte maximale avec le number de cycles ; on dit que le matériau s'adoucit (figure I.6).

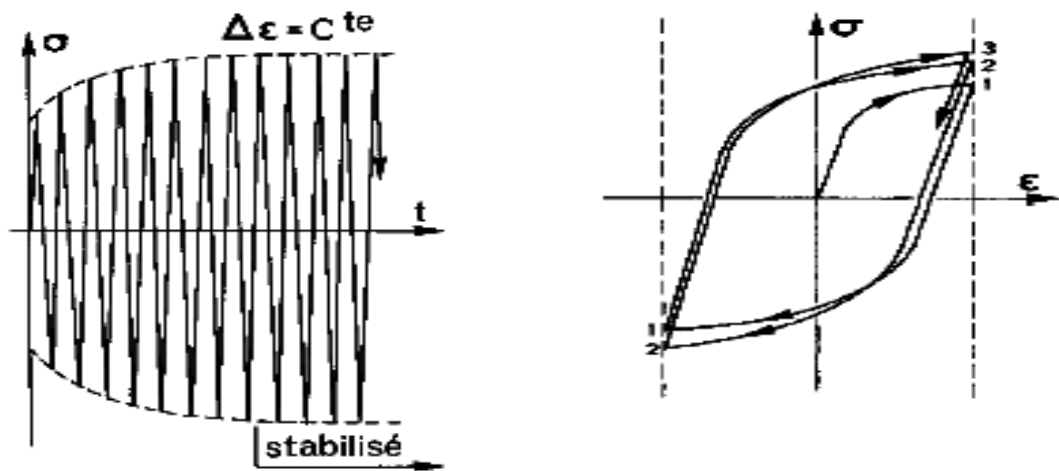


Figure I.5 Durcissement cyclique [Lemaitre et Chaboche 88]

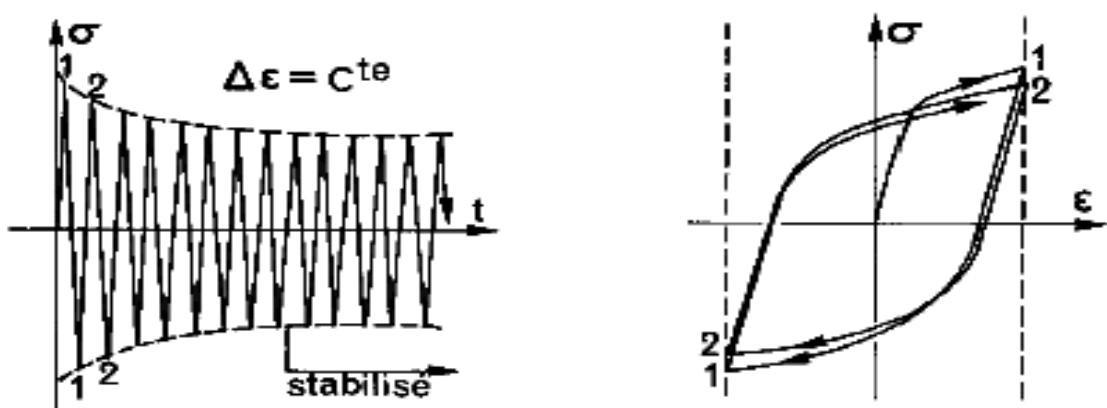


Figure I.6 Adoucissement cyclique [Lemaitre et Chaboche 88]

Dans les deux cas, on observe une stabilisation après un certain nombre de cycles, suite à une phase transitoire de durcissement ou d'adoucissement. Si après stabilisation pour une amplitude de déformation donnée, on augmente cette dernière, on constate que le matériau continue de durcir (ou s'adoucir) pour se stabiliser à un niveau différent. Si, lors de la troisième séquence, on laisse suffisamment de temps, le matériau tend vers un niveau de contrainte égale à celui que l'on aurait observé pour la même amplitude sans précyclage. C'est l'effet mémoire (figure I.7).

b) Effet de mémoire

Certains matériaux comme les aciers inoxydables austénitiques, présentent de forts «effets de mémoire» de la déformation plastique maximale, c'est-à-dire qu'à la suite d'un chargement à grande déformation, le comportement qui suit (par exemple en chargement cyclique à faible amplitude), présente un durcissement important par rapport au comportement de référence à ce même niveau de chargement. Cet effet peut se modéliser à l'aide d'une surface de charge dans l'espace des déformations plastiques, qui conserve donc en mémoire, au cours de l'histoire du chargement, la valeur la plus grande atteinte, par exemple pour la déformation équivalente de Von Mises. Le processus de mémorisation peut être total ou progressif. L'effet de mémoire se traduit par un niveau de contrainte équivalente maximale, après deux séquences de chargement (traction - compression et torsion alternée) (figure I.7), avec une moyenne de déformation nulle ($\varepsilon = 0$), supérieure à celle qui aurait été atteinte, si l'on avait effectué directement le cyclage de la seconde séquence (torsion) sur une éprouvette vierge. Cet effet a été observé expérimentalement par Tanaka et al (1985). D'un point de vue microstructural, la persistance des structures de dislocations (déplacement de défauts du réseau cristallin établies lors de la première séquence) explique l'effet mémoire observé

Il est à noter que, dans le cas de la déformation imposée, si le cyclage est réalisé avec une déformation moyenne non nulle, on peut expérimentalement observer une relaxation plus ou moins totale de la contrainte moyenne au cours des cycles [Tanaka et al (1985)].

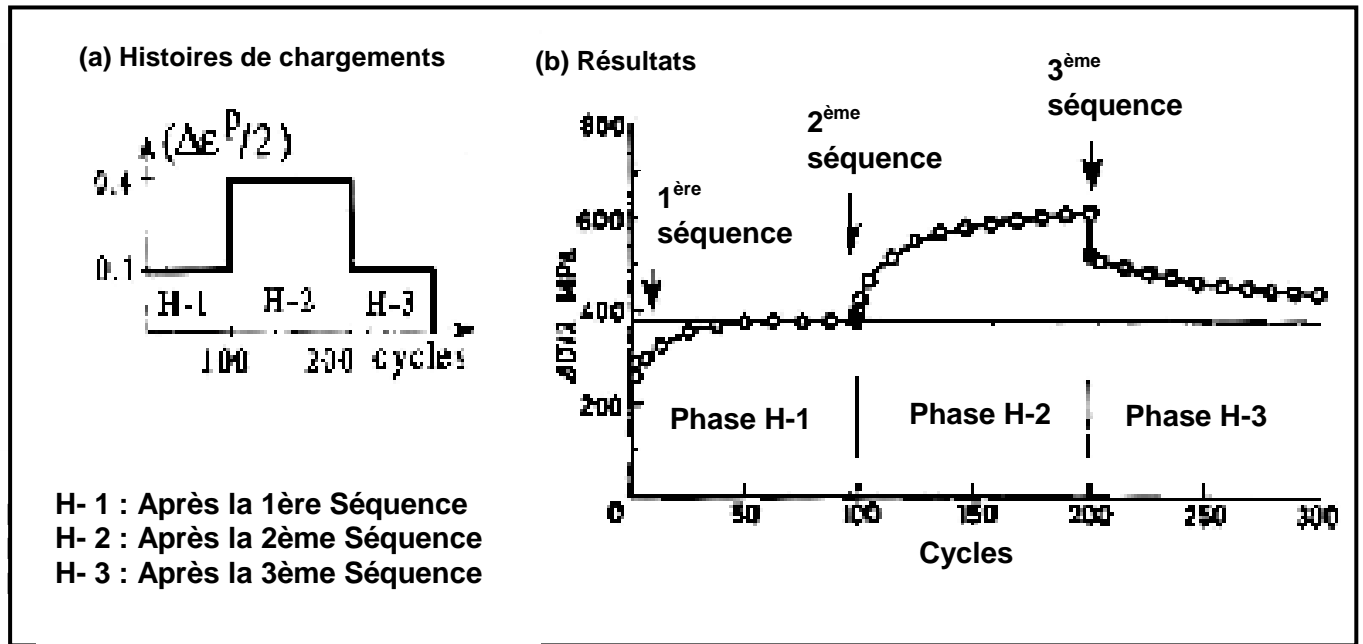


Figure 1.7 Effet d'adoucissement cyclique et de mémoire sous séquence de chargements à différentes amplitudes [Tanaka et al (1985)]

I.1.2.1.2. Comportement sous sollicitations cycliques multiaxiales

Dans le cas de sollicitations cycliques multiaxiales pilotées en déformation, on caractérise l'érouissage cyclique par l'évolution de la contrainte équivalente au cours des cycles. La forme du trajet de chargement dans l'espace des déformations influence considérablement l'érouissage cyclique.

Le phénomène de sur-érouissage, qui caractérise le comportement des matériaux sous sollicitations cycliques multiaxiales, a été abordé par un grand nombre d'équipes de recherche [Pilvin (1990), Abdul-Latif et al (1994), Calloch et Marquis (1997), [portier et al. (1999)] [Vincent et al. (2003)], [Hassen et al. (2008)], [Taleb et al. (2009)]. Le passage à des sollicitations multiaxiales, permet de révéler d'autres phénomènes liés à la multiplicité des systèmes de glissement dans le comportement cyclique des matériaux, soumis à ce type de chargement [Ferney (1994)]. Le surérouissage observé fait partie de ces phénomènes. Il se traduit par le fait que l'évolution de la contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles est fortement liée au type de trajets de chargement.

I.1.2.2. Sollicitations cycliques à contrainte imposée

Sous chargement cyclique autour d'une contrainte moyenne non nulle, on observe une accumulation de la déformation progressive, qui est l'aspect les plus rencontré lors de ce type de chargement. Cependant, trois phénomènes peuvent se manifester selon le type

de matériau et les conditions de chargement :

- Une *adaptation* : stabilisation de la déformation avec un comportement élastique au cycle stabilisé;
- Une *accommodation* : stabilisation de la déformation avec un comportement élastoplastique au cycle stabilisé;
- Un accroissement de la déformation à chaque cycle et qui ne disparaît pas avec le nombre de cycles ; c'est le phénomène de *rochet* ou *déformation progressive*.

I.1.2.2.1. La contrainte moyenne est nulle

En contrainte imposée symétrique, il peut y avoir accommodation ou bien adaptation. L'adaptation marque le retour du matériau à un comportement élastique après quelques cycles de plasticité. Lors de l'accommodation, la déformation plastique devient périodique, le cycle stabilisé est une boucle d'hystérésis.

I.1.2.2.2. La contrainte moyenne est non nulle

Sous chargement cyclique autour d'une contrainte moyenne non nulle, la plus part des structures présente une accumulation de la déformation progressive qui est l'aspect les plus rencontré lors de ce type de chargement.

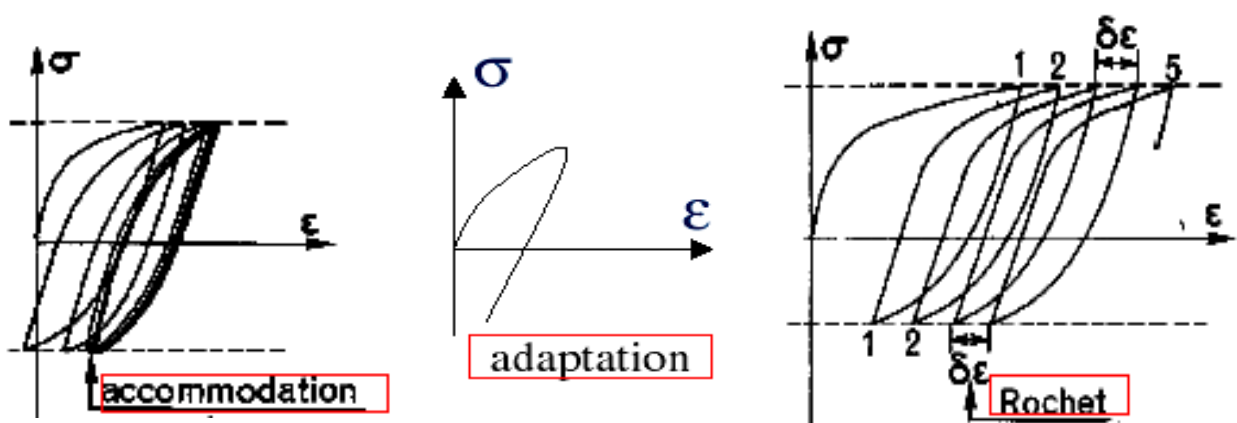


Figure I.8 Phénomène d'accommodation plastique et d'adaptation élastique et phénomène de rochet
[Lemaitre et Chaboche 88]

I.2. MODELISATION

I.2.1. PRINCIPES GENERAUX DE LA MODELISATION

I.2.1.1. Critères de plasticité

La description des modèles à utiliser sous chargement uniaxial, met en évidence un domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes et des variables d'érouissage, pour lesquels il n'y a pas d'écoulement plastique ou viscoplastique. La trace de ce domaine, sur l'axe de la contrainte, se limite à un segment de droite qui peut subir une translation ou une extension (il peut même parfois se limiter à un point). Par ailleurs certains modèles sont capables de représenter une contrainte maximale supportable par le matériau.

Afin de pouvoir aborder l'étude des chargements multiaxiaux, il est nécessaire de se donner les moyens de définir de telles limites en tridimensionnel. Le choix de tel ou tel critère, va dépendre du matériau étudié.

En réalité, l'espace des contraintes est de dimension six, ce qui introduit les deux notions suivantes :

- Critère de plasticité et son évolution ;
- Lois d'écoulement en plasticité.

Nous cherchons un critère généralisant le cas mono dimensionnel de l'éprouvette de traction, c'est-à-dire un moyen de reconnaître si un état de contrainte quelconque, est susceptible de provoquer une plastification au moins locale de la matière.

On introduit alors une fonction mathématique f , portant sur le tenseur des contraintes σ , et possédant les propriétés suivantes :

- $f(\sigma, E) < 0$ Domaine rigide : l'état actuel (σ, E) est intérieur au domaine d'élasticité ;
- $f(\sigma, E) = 0$ Domaine plastique : l'état actuel se situe sur la frontière du domaine ;
- $f(\sigma, E) > 0$ est interdit.

Le paramètre d'érouissage « E » caractérise l'évolution de ce domaine, en fonction de l'historique du chargement suivi, pour obtenir l'état actuel. Le figure 1.9 schématise l'évolution avec et sans érouissage du domaine d'élasticité représenté dans le plan \mathfrak{R}^2 des contraintes σ_1, σ_2 .

Matériau élastoplastique avec écrouissage

Matériau élastoplastique parfait

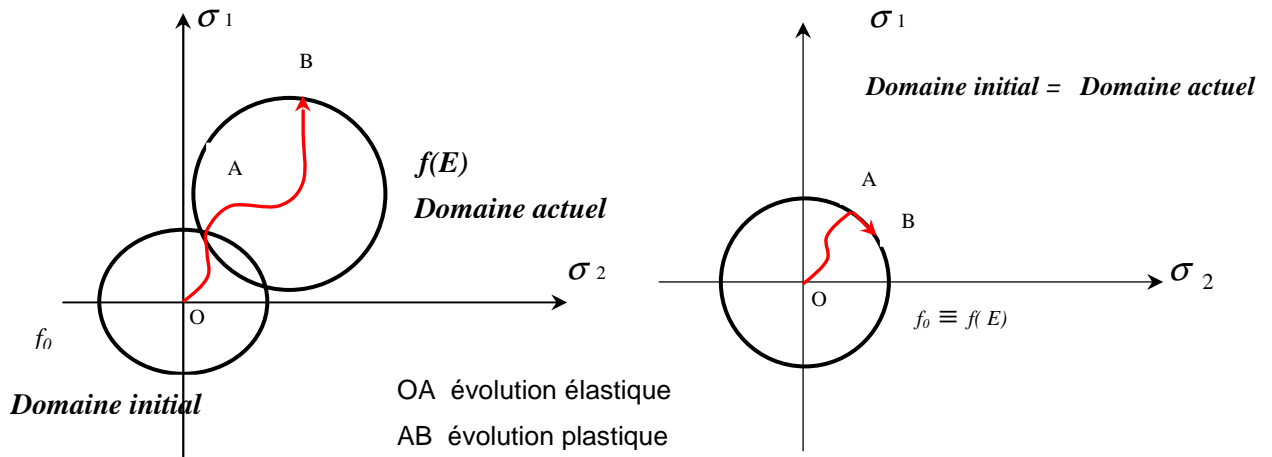


Figure 1.9 Schématisation du domaine d'élasticité sans ou avec écrouissage

La fonction $f(\sigma, E)$ est aussi appelée fonction de charge. Notons $f_0(\sigma)$ le critère définissant le domaine d'élasticité initial. La fonction $f(\sigma, E)$ doit respecter les symétries matricielles. Si le matériau est isotrope :

- $f_0(\sigma)$ doit être invariant dans tout changement de base ;
- $f_0(\sigma)$ est une fonction symétrique des contraintes principales.

En conséquence, pour un matériau isotrope :

- $f_0(\sigma)$ s'exprime en fonction des seuls invariants de σ .

La représentation de la fonction $f_0(\sigma)$ dans \mathfrak{R}^3 espace des contraintes principales est une surface pour laquelle, $(1, 1, 0)$, $(0, 1, 1)$, $(1, 0, 1)$ sont des plans de symétrie, et l'axe $(1, 1, 1)$ est un axe de symétrie ternaire.

Si nous introduisons le repère principal pour les contraintes, le tenseur σ prend la forme :

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{bmatrix}$$

Le critère de plasticité ne comporte plus que trois arguments, les contraintes principales $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$, et s'écrit alors :

$$f(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) \leq 0$$

Dans l'espace des contraintes principales, le domaine plastique $f = 0$, correspond à une surface appelée surface d'écoulement.

Les principaux critères sont :

Pour les matériaux homogènes isotropes : *VON MISES* (1910), *TRESCA* (1870)

Pour les matériaux orthotropes : *HILL* (1950)

Pour les sols : *MOHR – COULOMB*, *DRUCKER – PRAGER* (1950)

Ces critères sont anciens, ils restent cependant largement utilisés, car les méthodes d'identification des paramètres caractérisant le comportement élastoplastique, ont fait leurs preuves pour ces critères. Depuis, de nombreux travaux ont permis d'élaborer des critères modélisant mieux le comportement des matériaux. Cependant, il reste toujours la difficulté de définir des processus expérimentaux simples et fiables permettant d'identifier les paramètres du modèle que l'on veut utiliser.

a- Critère de Von Mises

L'expérience montre que pour les matériaux, tout état de contraintes « hydrostatique » est admissible (\in au domaine d'élasticités). En conséquence le domaine d'élasticités est représenté par un ouvert non borné d'axe (1, 1,1) dans l'espace des contraintes principales \mathfrak{R}^3 .

Dans le critère de *VON MISES*, on considère que le seuil de plasticité est lié à l'énergie élastique de cisaillement. Cela revient à négliger l'influence du troisième invariant et à prendre une expression linéaire pour la fonction f .

L'énergie de déformation élastique d'un état tridimensionnel, est égale à celle d'un état unidimensionnel de traction pure équivalent de seuil $\sigma = \sigma_s$.

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_s & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \rightarrow \quad \sigma' = \begin{bmatrix} \frac{2}{3}\sigma_s & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{1}{3}\sigma_s & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{3}\sigma_s \end{bmatrix}$$

Les expressions développées du critère de *VON MISES* sont :

- Dans l'espace des contraintes à 6 dimensions :

$$\frac{1}{2} \left[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2) \right] - \sigma_s = 0$$

- Dans l'espace des contraintes principales à 3 dimensions :

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right]^{1/2} = \sigma_s.$$

C'est l'équation d'un cylindre à base circulaire axé sur la trisectrice du repère $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$

et de rayon $r = \sqrt{\frac{2}{3}} \sigma_s$ (Figure I.10).

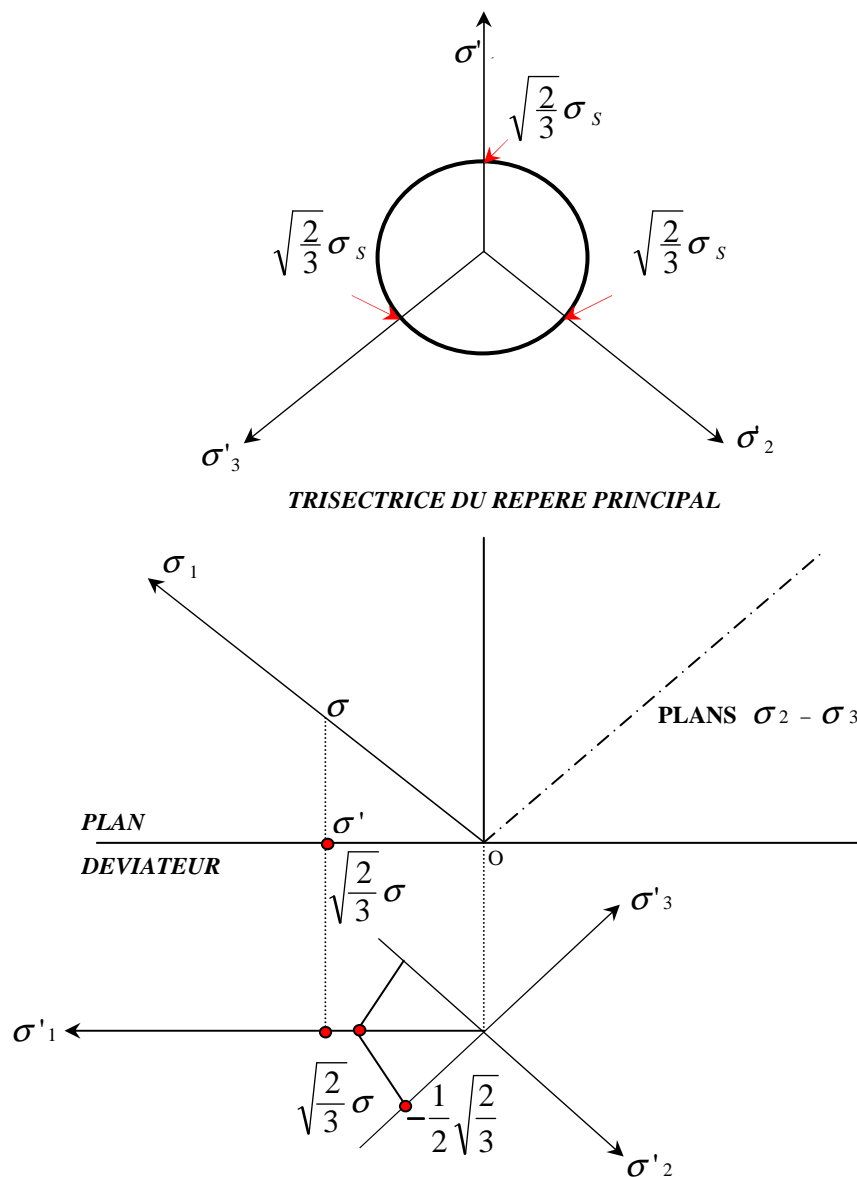


Figure I.10. Représentation géométrique du critère de VON MISES [Lemaitre et Chaboche 88]

b- Critère de TRESCA

Le seuil de plasticité n'est plus lié à l'énergie, mais à la contrainte de cisaillement : la contrainte tangentielle maximale.

Elle s'exprime par :

$$\sigma_T = \max_{i \neq j} |\sigma_i - \sigma_j|$$

La limite d'élasticité initiale selon *TRESCA* s'exprime par :

$$\sup_{i \neq j} (|\sigma_i - \sigma_j|) - \sigma_y = 0$$

Dans l'espace des contraintes principales, le critère de *TRESCA* est représenté par un prisme droit à base hexagonale, dont l'axe est la trisectrice du repère $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$, il est inscrit dans le cylindre de *VON MISES* (Figure I.11).

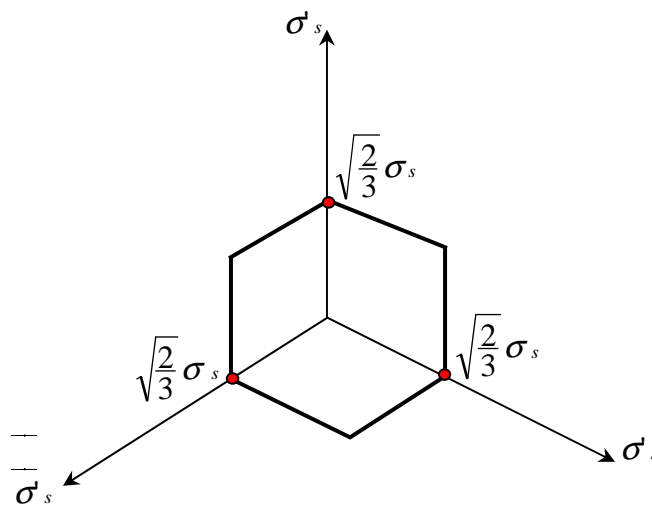


Figure I.11 Représentation géométrique du critère de *TRESCA* dans le plan du déviateur [Lemaitre et Chaboche 88]

Il n'y a guère qu'au voisinage du seuil de limite d'élasticité que les métaux sont isotropes. Dans ce cas, les points expérimentaux se situent entre le critère de *VON MISES* et le critère de *TRESCA*, les métaux très ductiles étant plus proches du critère de *TRESCA* (Figure I.12).

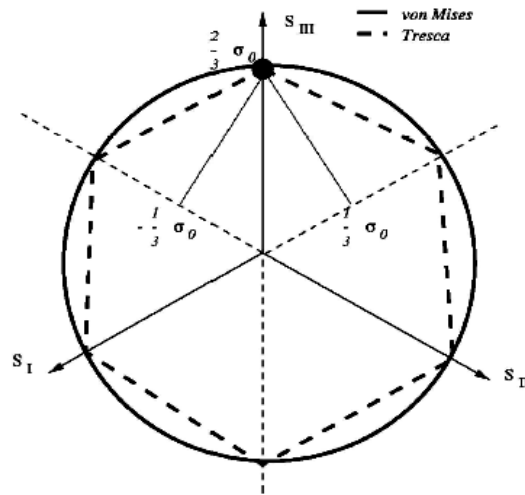


Figure I.12 $\sigma_{VM} - \sigma_0$ et $\sigma_T - \sigma_0$ dans le plan 2 [Fortunier (1998)]

Un autre plan largement utilisé pour représenter les surfaces d'écoulement, est celui associée aux composantes σ - τ du tenseur des contraintes, où σ est une contrainte de traction et τ une contrainte de cisaillement (chargement de traction-torsion). Le déviateur des contraintes s'écrit alors :

$$\sigma' = \begin{bmatrix} -\frac{1}{3}\sigma_s & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{1}{3}\sigma_s & \tau \\ 0 & \tau & \frac{2}{3}\sigma_s \end{bmatrix}$$

les surfaces $\sigma_{VM} - \sigma_0$ et $\sigma_T - \sigma_0$ s'écrivent respectivement dans ce cas $\sigma^2 + 3\tau^2 - \sigma_0^2 = 0$ et $\sigma^2 + 4\tau^2 - \sigma_0^2 = 0$. Leurs représentation est donnée sur la figure I.13.

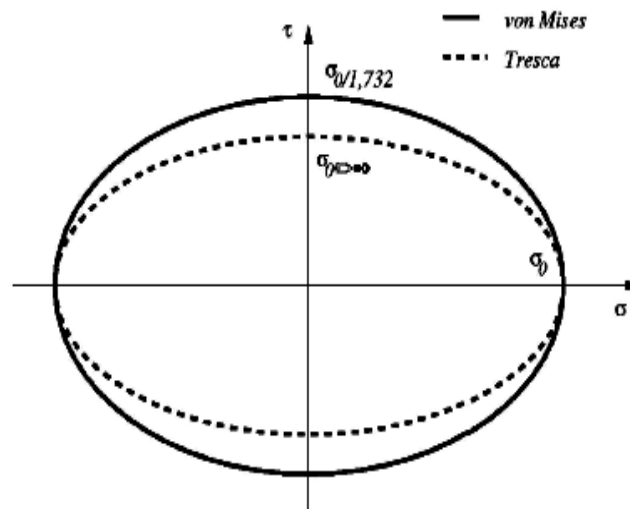


Figure I.13 $\sigma_{VM} - \sigma_0$ et $\sigma_T - \sigma_0$ dans le plan σ - τ [Fortunier (1998)]

c- Critère de HILL

Il correspond à une anisotropie particulière, qui conserve trois plans de symétrie dans l'état d'érouissage du matériau. Les intersections de ces trois plans sont les axes principaux d'anisotropie qui sont pris comme repère pour l'écriture du critère.

I.2.1.2 Lois d'écoulement

Ce sont les règles qui vont permettre de définir la vitesse de déformation plastique ou viscoplastique, lorsqu'on n'est plus en élasticité. L'étude des modèles rhéologiques a montré la nature des équations mises en jeu pour ce qui concerne l'intensité de la vitesse d'écoulement. Celle-ci est liée à la vitesse de contrainte ou de déformation totale pour un modèle plastique, et à l'état actuel de contrainte et des variables internes pour un modèle viscoplastique. Pour généraliser les résultats précédents au cas tridimensionnel, il importe de se préoccuper également de la *direction* de l'écoulement.

Cette direction doit être définie par un tenseur dans l'espace vectoriel de dimension 6 des tenseurs du second ordre symétrique.

Les conditions d'écoulement s'écrivent donc en 3D :

$f < 0$ → Le comportement est purement élastique ;

$f = 0$ Et $df = 0$ → On a un écoulement plastique ;

$f = 0$ Et $df < 0$ → On a une décharge élastique.

I.2.1.3. Lois d'érouissage

Les variables thermodynamiques introduites dans l'expression de la surface d'écoulement ont une grande importance. La forme de la surface, donnée par le type de contrainte équivalente choisi (et les facteurs correctifs par direction de sollicitation) et sa taille donnée par la limite d'élasticité σ_y , ne suffisent pas à la caractériser totalement. En effet, cette surface évolue au cours d'une déformation plastique. Cette évolution sera schématisée par un déplacement de son centre et une variation de sa taille (nous ne traiterons pas ici le cas d'une variation de forme en cours de déformation). D'un point de vue macroscopique, on utilise pour cela deux variables R et X .

Ces deux variables sont à la base de la modélisation macroscopique du comportement mécanique des matériaux. La surface d'écoulement sera donc formulée de la façon suivante :

$$f(\underline{\sigma} - \underline{X}, R) = (\underline{\sigma} - \underline{X}) - R = 0$$

Où : l'expression de la contrainte équivalente agit non plus sur le tenseur $\underline{\sigma}$, mais sur la quantité $\sigma - X$. La figure I.14 donne une représentation schématique de la surface d'écoulement d'un matériau dans l'espace des contraintes.

Si une contrainte équivalente de Von Mises est choisie, alors la surface d'écoulement s'exprimera sous la forme :

$$(\underline{\sigma} - \underline{X})_{VM} - R = 0$$

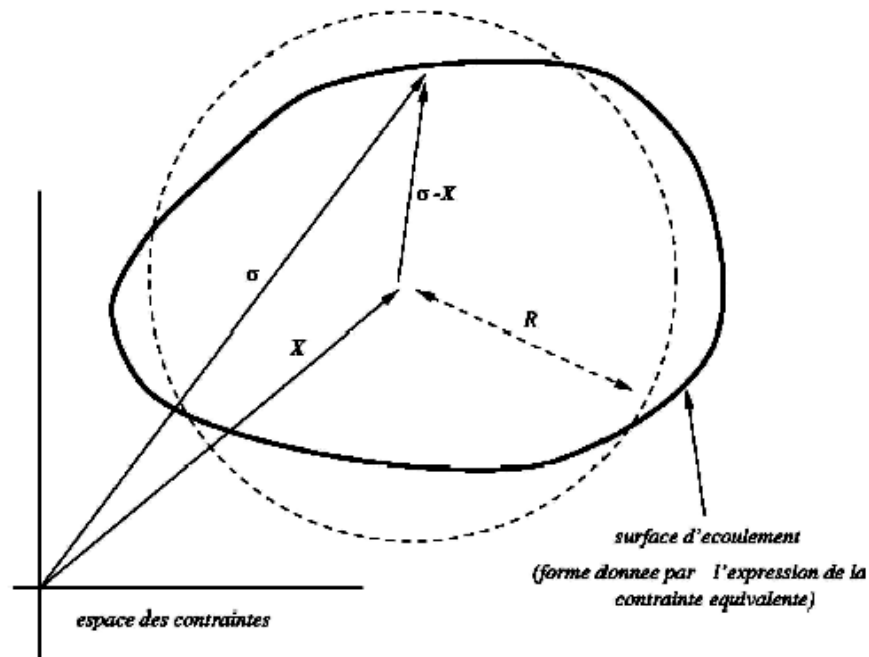


Figure I.14 Représentation schématique d'une surface d'écoulement dans l'espace des contraintes
[Fortunier (1998)]

I.2.2. Modélisation de l'écroutissage

Les lois élastoplastiques constituent une classe importante des modèles utilisés en calcul de structures métalliques. Ces modèles se divisent en deux classes. Les modèles phénoménologiques définis par des fonctions constitutives reliant un certain nombre de variables internes, qui pourraient tenir compte de la structure interne du matériau ainsi que de l'histoire des sollicitations. La deuxième classe est celle des modèles micro-macro basés sur des approches polycristalines et tenant compte de la texture cristallographique des matériaux. On se limite aux modèles phénoménologiques à variables internes qui peuvent être de nature tensorielles ou scalaires. Ces modèles macroscopiques élastoplastiques sont basés sur l'hypothèse de la décomposition de la déformation totale en une partie élastique et une partie plastique et l'hypothèse de l'indépendance du comportement plastique de la vitesse de déformation. Plusieurs travaux sont menés pour définir, décrire et modéliser l'évolution de la surface de plasticité. Les travaux expérimentaux confrontés à ces modèles

montrent leurs limites que se soit pour la description ou l'évolution de la surface de plasticité. Mais aucun modèle ne semble s'imposer et les efforts d'amélioration, d'extension ou encore de nouvelles propositions de modèles sont en croissance continue.

Nous exposons dans cette section la formulation des lois de comportement dans un cadre général et thermodynamique pour que ces lois aient un sens physique.

La phénoménologie des lois élastoplastiques est basée essentiellement sur deux hypothèses :

- La décomposition de la déformation totale en deux composantes : une composante élastique réversible et une composante plastique irréversible ;
- Le comportement plastique qui est supposé indépendant de la vitesse de déformation.

La loi de comportement est homogène de degré zéro par rapport à la vitesse de déformation plastique.

La déformation plastique se définit comme la différence :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^P = \boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^e \quad (1.1)$$

Où: $\boldsymbol{\varepsilon}$ est la déformation totale et $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ est la déformation élastique, reliée linéairement à la contrainte $\boldsymbol{\sigma}$ par la loi d'élasticité.

L'hypothèse de partition permet d'écrire les variables thermodynamiques associées à $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ et T , respectivement le tenseur des contraintes et l'entropie spécifique, sous la forme :

$$\boldsymbol{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^e} \quad , \quad S = -\frac{\partial \psi}{\partial T} \quad (1.2)$$

Où: ρ est la masse volumique et ψ l'énergie libre spécifique, dépendant des variables observables et des variables internes.

$$\psi = \psi(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^P, T, \nu_k) = \psi(\boldsymbol{\varepsilon}^e, T, \nu_k) \quad (1.3)$$

Le découplage entre comportement élastique et écrouissage, impose d'écrire l'énergie libre sous la forme :

$$\psi = \psi_e(\boldsymbol{\varepsilon}^e, T) + \psi_p(p, T, \alpha) \quad (1.4)$$

Les variables forces thermodynamiques associées s'en déduisent par :

$$R = \rho \frac{\partial \psi}{\partial p} \quad , \quad X = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha} \quad (1.5)$$

Dans toute transformation réelle, l'énergie mécanique fournie au matériau n'est restituée par celui-ci qu'en partie. L'autre partie est dissipée sous l'une des formes suivantes

- augmentation de la température (chaleur spécifique) ;
- changement d'état de certains constituants (chaleur latente) ;
- production de chaleur cédée au milieu environnant.

Ces phénomènes sont liés à des réarrangements de la structure intime du matériau conduisant à un nouvel état. Si le comportement plastique se révèle inchangé, c'est qu'on est en présence d'un comportement parfaitement plastique, sans écrouissage. Le domaine d'élasticité sera modifié dans le cas du comportement à écrouissage positif (durcissement) ou négatif (adoucissement). Certains matériaux présentent même des évolutions durcissantes puis adoucissantes, au cours d'une sollicitation cyclique par exemple. Le type d'écrouissage peut par ailleurs être modifié par des trajets de chargements complexes ou par le vieillissement du matériau.

Les lois d'écrouissage sont donc les règles qui caractérisent l'évolution du domaine d'élasticité au cours de la déformation inélastique. Ainsi, les principales classes d'écrouissage sont l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique. On se contente ici de tracer un cadre général qui permet le développement des modèles nécessaires.

1.2.2.1. Lois à écrouissage isotrope

La loi à écrouissage isotrope décrit le comportement élastoplastique d'un matériau avec une surface d'écoulement représentée par une contrainte équivalente de Von Mises et une variable isotrope R . Il n'y a pas de variable cinématique. La fonction f caractérisant la surface d'écoulement s'écrit alors tout simplement sous la forme :

$$f = f(\sigma, R) \quad (1.6)$$

L'hypothèse d'isotropie de l'écrouissage facilite grandement l'écriture des lois. Soit que l'on utilise la déformation plastique cumulée ou le travail plastique cumulé, il est facile d'identifier le modèle d'écrouissage avec toute expression de la courbe monotone. Les seules différences porteront soit sur le critère choisi pour la fonction de charge, soit sur l'expression de la dissipation. La fonction de charge s'exprime alors sous la forme :

$$f = f_y (\sigma) - \Gamma (R) \quad (1.7)$$

Où : la fonction f_y indique la forme du critère de limite d'élasticité et la fonction Γ introduit l'écroissage.

L'écroissage isotrope correspond à une dilatation simple du critère initiale.

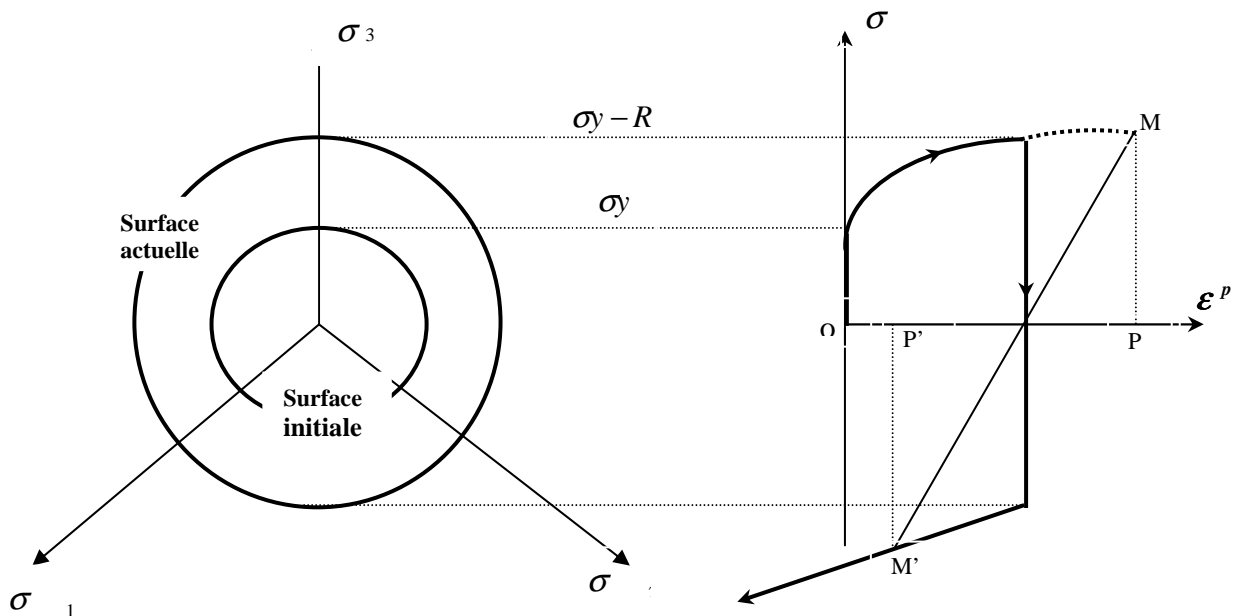


Figure I.15 Représentation de l'écroissage isotrope dans l'espace de contrainte [Lemaitre et Chaboche 88]

La figure I.15 indique schématiquement l'évolution du critère dans l'espace des contraintes et la courbe contrainte-déformation plastique en traction /compression.

La variable R n'évolue pas lorsque l'état est élastique, mais évolue dès que l'état de contrainte est sur le bord de la surface seuil. Son évolution est donc liée à celle de la déformation plastique. Nous en verrons l'expression plus loin .

1.2.2.1.1. Loi à écroissage isotrope linéaire

Cette loi est facilement déterminée en utilisant un modèle linéaire caractérisé par :

- $\sigma_y (\sigma_{yield})$: la limite d'élasticité initiale ;
- E : module d'élasticité ;
- E_T : module tangent.

Soit un incrément de charge $d\sigma$, pris à partir d'un état situé sur la frontière du domaine d'élasticité (Figure I.16).

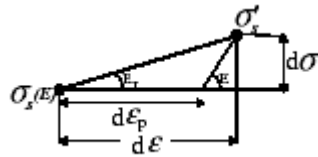


Figure I.16 *Incrément de charge*

Nous avons : $d \sigma = E_T \cdot d \varepsilon$

Or : $d \varepsilon = d \varepsilon^e + d \varepsilon^p$ et $d \varepsilon = \frac{d \sigma}{E}$

Donc : $d \varepsilon = d \varepsilon^p + \frac{d \sigma}{E}$ $d \sigma \left(1 - \frac{E}{E_T}\right) = E_T \cdot d \varepsilon^p$

$\Rightarrow d \sigma \left(1 - \frac{E}{E_T}\right) = E_T \cdot d \varepsilon^p$

D'où : $d \sigma = C_i \cdot d \varepsilon^p$

Avec : C_i constante isotrope, égale à $\frac{E_T}{1 - \frac{E}{E_T}}$

C_i est appelée aussi module d'érouissage, elle est représentée par le symbole H et est

égale à : $H = \frac{E \cdot E_T}{E - E_T}$.

On choisit une fonction de charge de *VON MISES*, sous la forme :

$$f = \sigma_{eq} - R - \sigma_y \quad (1.8)$$

La loi de comportement s'exprime alors par la relation :

$$d \varepsilon^p = \frac{d \sigma}{C_i} \quad (1.9)$$

I.2.2.1.2. Loi à érouissage isotrope non linéaire

C'est une loi d'écoulement en régime élastoplastique à érouissage isotrope, où l'écoulement plastique est non linéaire. Le domaine plastique n'est plus représenté par une droite mais par une courbe de pente décroissante. On choisit toujours la fonction de charge de *VON MISES* exprimée par la relation :

$$f = \sigma_{eq} - R - \sigma_y = 0 \quad (1.10)$$

Sachant que lorsque :

$f < 0 \rightarrow$ Le comportement est purement élastique ;

$f = 0$ Et $df = 0 \rightarrow$ On a un écoulement plastique ;

$f = 0$ Et $df < 0 \rightarrow$ On a une décharge élastique.

En fait, la courbe d'écroissage suit la relation : $R = k(p) = \rho \frac{\partial \psi}{\partial p}$

Avec : $R(0) = k(0) = 0$

On retrouve la définition de la déformation plastique cumulée lorsqu'il y a écoulement ($df = 0$ lorsque $f = 0$). Cette condition donne :

$$df dp = d\sigma_{eq} dp - k'(p) dp$$

(I.11)

Avec : $\frac{k'(p)}{dp} = \frac{dk(p)}{dp}$ et $dR = k'(p)$

L'expression d'écroissage en traction simple donne la signification des variables R et p . En fait, sachant que :

$$d\varepsilon^p = g'(\sigma) d\sigma$$

Où : la fonction $g'(\sigma)^{-1}$ joue le rôle du module tangent de la courbe d'écroissage.

On retrouve bien la signification de la variable R :

$$R = k(p) = \int_0^{\varepsilon} k'(\varepsilon^p) d\varepsilon^p = \int_{\sigma_{yi}}^{\sigma} \frac{1}{g'(\sigma)} d\varepsilon^p(\sigma) = \int_{\sigma_{yi}}^{\sigma} d\sigma$$

Soit donc : $R = \sigma - \sigma_{yi}$ cohérente avec l'expression de la fonction de charge en traction simple

L'évolution de R en fonction de p rend compte d'un écroissage progressif. Pour les effets cycliques, cette évolution est lente et peut se faire d'une façon croissante (durcissement cyclique) ou décroissante (adoucissement). L'évolution de R peut être avantageusement particularisée au moyen de l'équation suivante :

$$dR = b(Q - R) dp \tag{I.12}$$

Où : b et Q désignent deux constantes (Q donne la valeur asymptotique qui correspond au régime cyclique stabilisé et b indique la rapidité de la stabilisation).

L'intégration de cette relation et l'application du critère donne à chaque cycle unidimensionnel :

$$\sigma - \sigma_y = Q [1 - \exp(-b p)] \quad (I.13)$$

De (I.11) on peut tirer :

$$d p = \frac{d \sigma}{k'(p)}$$

La déformation plastique s'écrit donc :

$$d \varepsilon^p = \frac{d \sigma}{d R} \frac{d R}{d p}$$

Avec : $R = \sigma - \sigma_y = Q [1 - \exp(-b p)]$ (I.14)

Cette nouvelle forme de $R(p)$ permet en effet de limiter la taille du domaine élastique puisque R ne peut pas excéder Q . La cinétique d'évolution de $R(p)$ étant 'réglée' par le paramètre b . En effet, dans l'équation (I.14), Q est une constante, elle ne peut donc rendre compte que du durcissement cyclique relatif à une amplitude de déformation donnée. Pour tenir compte de plusieurs niveaux possibles de saturation de la variable R , Chaboche proposa l'équation d'évolution de Q donnée par l'équation (I.15) [Chaboche & al, 1979], [Lemaitre et Chaboche, 1988] :

$$Q = Q_0 + (Q_m - Q_0)(1 - e^{-2, \mu q}) \quad (I.15)$$

Q_0 , Q_m et μ : sont des paramètres du matériau fonction de la température ; q est une variable qui tient compte de l'amplitude de déformation plastique.

I.2.2.2. Lois à écrouissage cinématique

L'écrouissage cinématique correspond à la translation de la surface de charge où la variable X de nature tensorielle, indique la position actuelle de la surface de charge :

$$f = f_y(\sigma - X) - \sigma_y$$

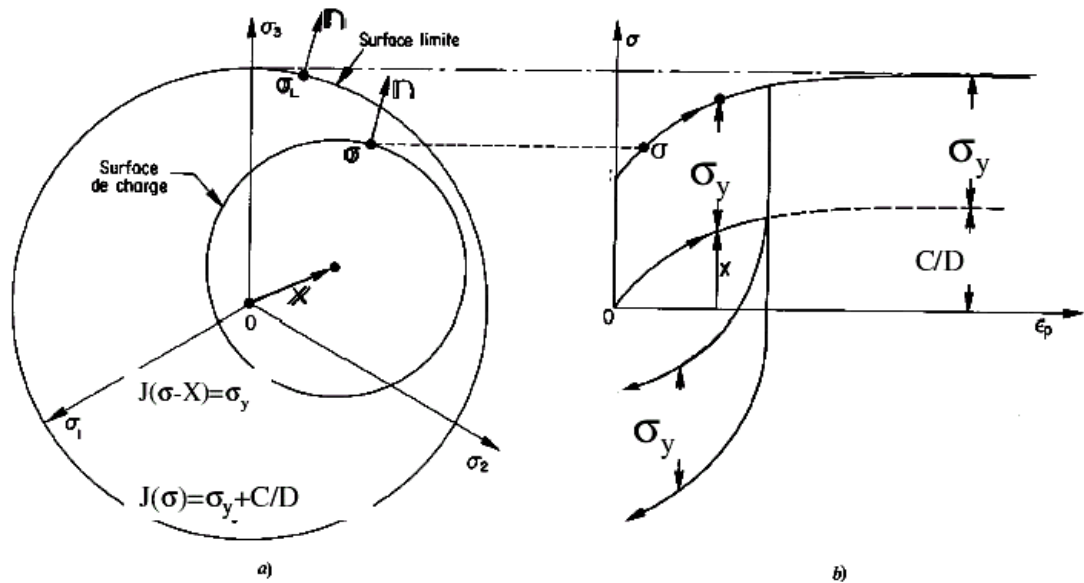


Figure I.17 *Ecrouissage cinématique : (a) représentation 3D dans l'espace des contraintes en traction / compression, (b) Représentation uniaxiale [Lemaitre et Chaboche 88]*

La figure I.17 montre schématiquement le mouvement de cette surface dans l'espace des contraintes et la modélisation correspondante en traction / compression dans le diagramme contraintes-déformations.

L'identification se fait à partir de la traction simple. La matrice des déformations plastiques s'écrit de façon habituelle, tandis que, par homogénéité avec le déviateur des contraintes, on note la matrice des contraintes internes sous la forme :

$$[X] = \begin{bmatrix} \frac{2}{3}X & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{1}{3}X & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{3}X \end{bmatrix}$$

I.2.2.2.1. Loi à écrouissage cinématique linéaire (loi de PRAGER)

La loi de Prager décrit le comportement élastoplastique d'un matériau avec une surface d'écoulement représentée par une variable cinématique linéaire X et une variable isotrope constante $R = k$. La fonction f caractérisant la surface d'écoulement et ne dépendant que du second invariant $J_2(\sigma - X)$ s'écrit alors tout simplement sous la forme :

$$f = |\underline{\sigma} - \underline{X}| - k = 0 \tag{I.16}$$

La variable interne (tensorielle) associée à l'écroissage cinématique est notée $\underline{\alpha}$, elle lui correspond une variable force thermodynamique (tensorielle) notée \underline{X} qui détermine la position du centre du domaine d'élasticité. Le modèle d'écroissage cinématique le plus simple est proposé par Prager [Prager, 1958]. Dans ce modèle, il est supposé que la relation entre \underline{X} et $\underline{\alpha}$ est linéaire et par suite de la loi de normalité généralisée on en déduit la relation (I.17).

$$d \underline{X} = \frac{2}{3} C d \underline{\varepsilon}^p \quad (I.17)$$

Où : C est le module d'écroissage supposé constant

La relation (I.17) présente plusieurs défauts tels que la non description des phénomènes suivants : Diminution du module d'écroissage en fonction de la déformation plastique (le déplacement de la surface de charge est illimité !), Discontinuité de ce même module à la charge et à la décharge, phénomène de rochet.

I.2.2.2. Lois à écroissage cinématique non linéaire

L'inconvénient de la loi de PRAGER (proportionnalité entre $d \underline{\varepsilon}^p$ et $d \underline{X}$) est levé par un terme de rappel introduisant un effet de mémoire évanescence du trajet de déformation :

$$d \underline{X} = \frac{2}{3} C d \underline{\varepsilon}^p - \gamma \underline{X} dp \quad (I.18)$$

Où : dp est l'incrément de déformation cumulée ; C et γ étant des coefficients caractéristiques de chaque matériau.

L'expression (I.18) inclut un terme de rappel γ par rapport à (I.17), ce terme est également appelé de restauration dynamique. Le terme de restauration dynamique introduit permet de rendre compte qualitativement de plusieurs observations expérimentales telles que : forme de la courbe de traction aussi bien à la charge qu'à la décharge (en plasticité) ainsi que l'introduction d'une asymptote qui limite le déplacement de la surface de charge. En traction-compression par exemple, le déplacement du domaine élastique ne peut excéder C/γ . Nous pouvons également noter que sous contraintes imposées, la réponse est immédiate après le premier cycle : accommodation si le cycle est symétrique en contraintes ou rochet dans le cas contraire.

I.2.2.2.3. Combinaison de l'érouissage isotrope et cinématique

Dans le cas de chargements cycliques, il est difficile d'utiliser la loi isotrope ou celle de Prager. En effet, dans le cas d'un érouissage purement isotrope, une sollicitation cyclique symétrique (par exemple traction-compression) produira une plastification aux premiers cycles, puis une déformation purement élastique au cycle stabilisé. À l'inverse, la loi cinématique linéaire de Prager produira une plastification identique à chaque cycle. Pour bien représenter le comportement mécanique d'un matériau sous sollicitation cyclique, il est donc nécessaire d'utiliser une loi combinant un érouissage isotrope et un érouissage cinématique.

D'une façon générale, les variables d'érouissage R (isotrope) et \underline{X} (cinématique) constituent la loi de comportement du matériau. Elles sont la traduction macroscopique des mécanismes de déformation plastique du matériau. Leur évolution est donnée sous la forme suivante :

$$d R = b (Q - R) d p \quad (I.19)$$

$$d \underline{X} = \frac{2}{3} C (p) d \underline{\varepsilon}^p - \gamma (p) \underline{X} d p \quad (I.20)$$

Où : la fonction $\gamma (p)$ traduit le durcissement cyclique.

I.2.3. Modélisation du phénomène de rochet

Des travaux de modélisation du phénomène de rochet ont été réalisés par Dafalias et al (1976), Chaboche et al (1979) , Yoshida et al (1979), Cherbit et al. 1987) .Plusieurs chercheurs ont essayé ensuite dans les années 90, de proposer des modèles de comportement des matériaux capables de prédire l'effet de rochet dans des matériaux métalliques ([Cailletaud 1987] [Voyiadjis et al(a) (1991)], [Hassan et al(II), (1992)], [Hassan et al(I), (1992)], [Ohno et al (1993)], [Chaboche (1994)], [Delobelle et al (1995)], [McDowell (1995)], Yoshida (1995 [Voyiadjis et al (1998)]. Cependant, dans certains cas, les modèles proposés sont incapables de décrire le phénomène de rochet pour des histoires de chargement données ([Corona et al (1996)], [Gaudin et Feaugas 2000] [Bari, Hassan (2000)], [Taleb et al. (2006)]. En revanche, une autre démarche a été récemment utilisée afin de modéliser ce phénomène. Il s'agit des modèles fondés sur l'approche micro-mécanique. Ils sont capables de décrire naturellement ce phénomène sans ajouter de paramètres supplémentaires. En effet, ces modèles basés sur la physique descendent, en général, à l'échelle des systèmes de glissement et prennent en compte, entre autre, l'influence du nombre de grains et de leurs orientations [Abdul-Latif (a) (2002)] et [Abdul-Latif (b) (2002)].

Lorsqu'on applique un chargement de traction-compression dissymétrique $\sigma_{\min} - \sigma_{\max}$ à une éprouvette, la réponse mécanique peut (i) devenir élastique après une phase de comportement élasto-plastique (*adaptation*), (ii) présenter une déformation progressive qui se stoppe sur un cycle ouvert (*accommodation*), (iii) présenter une déformation progressive non bornée qui va conduire à la ruine (*rochet*). Pour le cas de l'écroissage cinématique linéaire, la déformation plastique s'établit lors de la première traction. Il y aura ensuite adaptation si $\sigma_{\min} - \sigma_{\max} < 2\sigma_y$, et accommodation dans le cas contraire. Pour le cas de l'écroissage cinématique non linéaire, on doit nécessairement avoir $\sigma_{\max} < \sigma_y + C/D$ et $\sigma_{\min} > -\sigma_y - C/D$, afin de ne pas dépasser la charge limite prévue par le modèle (cinématique non linéaire). La déformation plastique qui s'établit lors de la première traction est telle que $\sigma_{\max} = \sigma_y + (C/D)(1 - \exp(D\varepsilon^p))$. Il y aura ensuite adaptation si $\sigma_{\min} - \sigma_{\max} < 2\sigma_y$, et rochet dans le cas contraire, avec un pas de rochet régulier à chaque cycle, conduisant à une accumulation de déformation plastique $\delta\varepsilon^p$:

$$\delta\varepsilon^p = \frac{1}{D} \ln \left(\frac{\left(\frac{C}{D}\right)^2 - (\sigma_{\min} + \sigma_{yi})^2}{\left(\frac{C}{D}\right)^2 - (\sigma_{\max} + \sigma_{yi})^2} \right) \quad (1.21)$$

I.2.3.1. Modèles phénoménologiques développés pour décrire le rochet uniaxial

La modélisation du comportement mécanique des matériaux peut être abordée, comme l'étude expérimentale des phénomènes, à plusieurs échelles. Il y a tout d'abord, l'échelle macroscopique de l'élément de volume, où l'on ne cherche à décrire que l'évolution de grandeurs mesurables à cette échelle, c'est-à-dire la contrainte, la déformation et la température. A l'inverse, des modèles micro-macro ont été créés pour prendre en compte les mécanismes physiques microscopiques dans la modélisation. Ces derniers modèles s'appuient alors sur un changement d'échelle pour passer des grandeurs macroscopiques aux grandeurs microscopiques et inversement.

Ces deux types d'approches sont complémentaires. En effet, les modèles macroscopiques contiennent moins d'information physique et ont donc un domaine de validité qui reste souvent limité aux essais utilisés pour identifier le modèle. En revanche, ils possèdent peu de variables internes et permettent des calculs rapides. A l'inverse, les modèles micro-macro ont une base physique plus solide et sont donc a priori plus robustes que les modèles macroscopiques. Malheureusement, ils contiennent beaucoup plus de variables internes que les modèles macroscopiques (jusqu'à 100 fois plus) ce qui conduit à

des temps de calcul encore prohibitifs pour l'utilisation de ce type de modèles dans des calculs de structures.

Modèles macroscopiques

L'écroissage du matériau implique que le niveau de contrainte puisse dépasser la limite d'élasticité σ_y du matériau définie par la taille initiale du domaine d'élasticité. Or, les observations expérimentales montrent qu'une décharge suite à un écoulement plastique du matériau s'effectue à l'intérieur du domaine d'élasticité (décharge élastique). De plus, si l'on repart dans la précédente direction de charge, la plasticité réapparaît pour la même contrainte que la précédente contrainte de début de décharge. Par exemple, sur la figure I.18 une décharge élastique a lieu au point A et une nouvelle montée en charge (pour aller jusqu'au point B par exemple) provoque à nouveau un écoulement plastique en A.

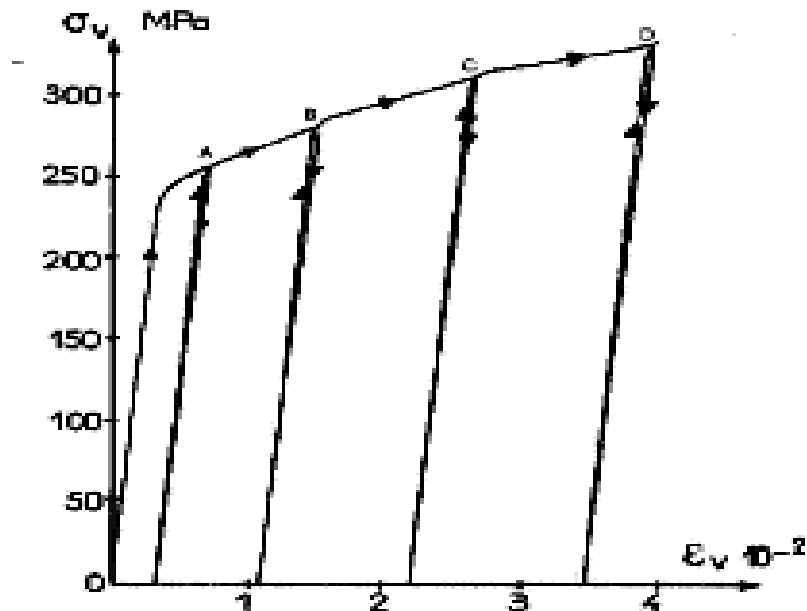


Figure I.18 Courbe d'écroissage avec décharges et recharges sur un alliage d'Aluminium AU4G, d'après [Lemaitre et Chaboche 88]

Ces propriétés sont prises en compte en imposant au point de chargement de ne pas sortir du domaine d'élasticité. L'écroissage du matériau est alors pris en compte par une variable cinématique \underline{X} et/ou une variable isotrope R . Le critère le plus couramment utilisé pour définir le domaine d'élasticité est le critère de Von Mises qui s'écrit.

$$f(\underline{\sigma}, \underline{X}, R) = \sqrt{\frac{3}{2} [(\underline{\sigma}^D - \underline{X}) : (\underline{\sigma}^D - \underline{X})]} - R \quad (1.22)$$

Avec : $\underline{\sigma}^D$ le déviateur de $\underline{\sigma}$. Ce critère garantit un comportement plastique indépendant de

la pression hydrostatique (phénomène observé expérimentalement). R prend pour valeur initiale σ_y .

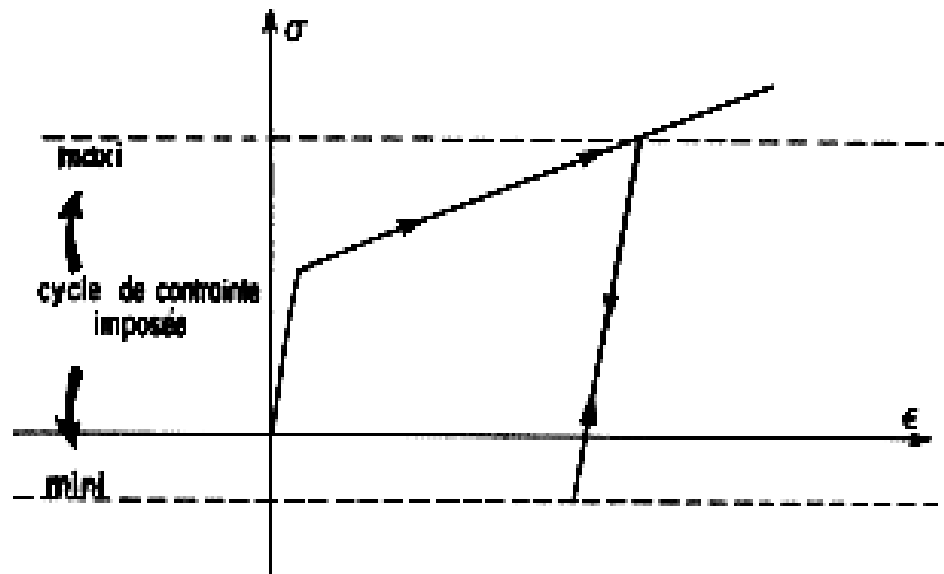


Figure 1.19 Simulation d'un essai de rochet uniaxial avec un écrouissage isotrope [Lemaitre et Chaboche 88]

D'après le principe de travail maximal de Hill, l'écoulement plastique est orienté selon la normale au domaine d'élasticité, ce qui s'écrit :

$$\dot{\epsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}}$$

Avec : $\dot{\lambda}$ - le multiplicateur plastique qui s'obtient grâce à la condition de cohérence :

$$df = \frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}} : \dot{\underline{\sigma}} + \frac{\partial f}{\partial \underline{X}} : \dot{\underline{X}} + \frac{\partial f}{\partial R} \dot{R} = 0 \quad (1.23)$$

Et aux équations d'évolution :

$$\dot{\underline{X}} = g_1(\dot{\underline{\epsilon}}^p) \text{ et } \dot{R} = g_2(\dot{p}) \quad (1.24)$$

Avec:

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\epsilon}_{ij}^p \dot{\epsilon}_{ij}^p}$$

En adoptant le critère de von Mises et l'hypothèse de normalité, la qualité de description du comportement plastique du matériau vient alors uniquement des lois d'évolution (1.24) retenues pour les variables X et R . En ce qui concerne le phénomène de rochet, notamment en uniaxial, une augmentation de la taille du domaine d'élasticité provoque une adaptation immédiate et ne peut donc pas provoquer de déformation progressive (figure 1.19). L'écrouissage isotrope n'est donc pas suffisant pour

représenter ce phénomène et beaucoup d'efforts ont été portés sur la variable d'érouissage cinématique.

I.2.3.1. Modélisation du rochet par le modèle de Prager

L'écriture de la loi de Prager est simple $\dot{X} = C\dot{\varepsilon}^p$ mais malheureusement prédit l'accommodation dès le premier cycle en traction-compression (figure I.20(a)). Pour des essais de rochet 2D, une déformation progressive pourra apparaître selon la contrainte moyenne, mais elle finira toujours par s'arrêter au bout d'un certain nombre de cycles. En effet, la loi de Prager prévoit une translation du domaine d'élasticité selon la contrainte moyenne tant que l'incrément de déformation plastique par cycle n'est pas nul, c'est-à-dire tant qu'il y a du rochet (figure I.20(b)).

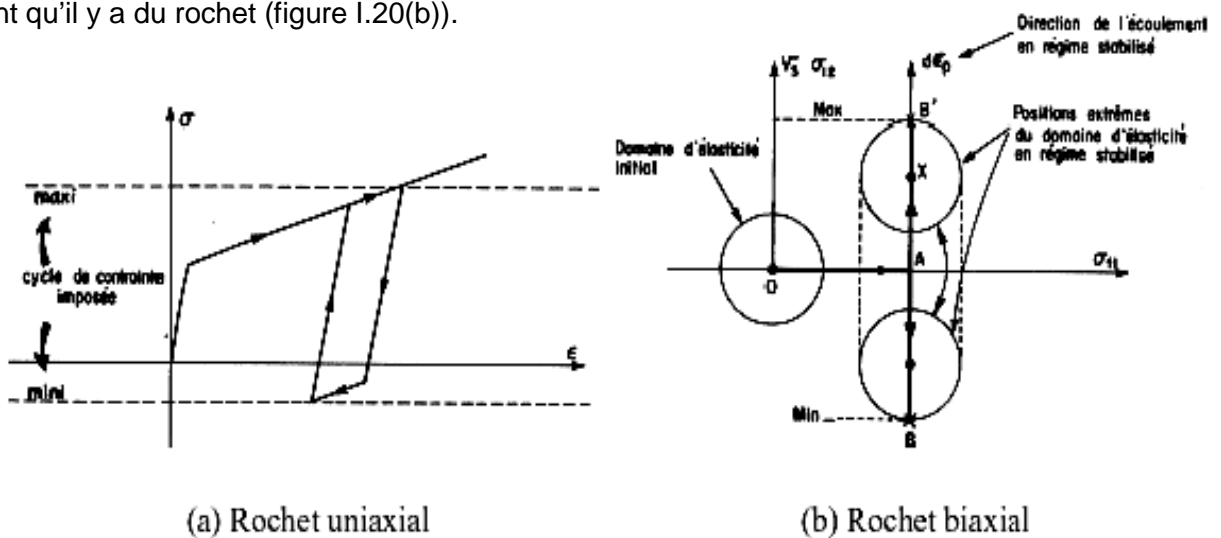


Figure I.20 Simulation du phénomène de rochet avec un érouissage cinématique linéaire, d'après [Lemaitre et Chaboche 88]

I.2.3.1.2. Modélisation du rochet par le modèle d'Armstrong-Frederick

La loi d'Armstrong-Frederick permet de bien décrire l'érouissage du matériau. Cette loi permet également de représenter qualitativement le phénomène de relaxation de la contrainte moyenne et le phénomène de rochet (figure I.21). En fait, ce modèle prévoit un pas de rochet constant pour un chargement de rochet uniaxial. Il est égal à :

$$\delta\varepsilon^p = \frac{1}{\gamma} \ln \left(\frac{\left(\frac{C}{\gamma}\right)^2 - (X_{\min})^2}{\left(\frac{C}{\gamma}\right)^2 - (X_{\max})^2} \right)$$

Ce qui est contraire aux résultats expérimentaux où l'on observe une diminution du pas de rochet, voire un arrêt de ce dernier selon le niveau de chargement.

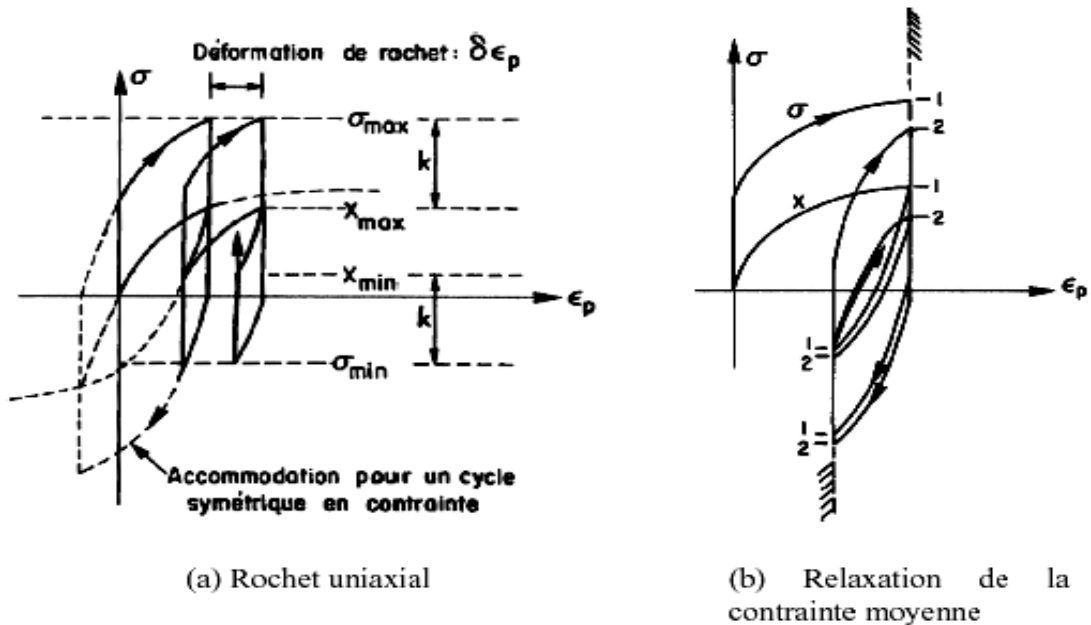


Figure 1.21 Propriétés cycliques intéressantes de l'érouissage cinématique non linéaire proposé dans [Armstrong et Frederick 66], d'après [Lemaitre et Chaboche88]

1.2.3.1.3 Modèle d'Ohno et Wang

Ohno et Wang définissent pour chaque variable cinématique l'équation d'évolution suivante [Ohno et Wang (1993)] :

$$\dot{\underline{X}}_i = C_i \dot{\underline{\epsilon}}^p - \gamma_i \left(\frac{\|\underline{X}_i\|}{C_i / \gamma_i} \right)^{m_i} \underline{X}_i \left\langle \dot{\underline{\epsilon}}^p : \frac{\underline{X}_i}{\|\underline{X}_i\|} \right\rangle \quad (1.25)$$

Ils s'appuient sur le fait que $X(i)$ reste toujours inférieur ou égal à sa valeur de saturation C_i / γ_i . En choisissant un coefficient $m(i)$ suffisamment grand, le terme de rappel de l'équation (1.25) reste alors négligeable tant que $X(i)$ est loin de sa valeur de saturation, ce qui limite le rochet. Le fait de choisir une évolution non linéaire pour le terme de rappel permet d'obtenir des courbes d'érouissage moins abruptes que dans le modèle de Chaboche (sauf si les coefficients $m(i)$ sont très élevés). L'apport essentiel du modèle d'Ohno et Wang réside dans le fait que le terme de rappel n'est plus proportionnel à \dot{p} mais à la partie positive du produit scalaire entre le taux de déformation plastique et la variable

d'écroissage cinématique. Cette différence joue un rôle minime dans les essais de rochet uniaxial mais elle est importante lors des essais multiaxiaux non proportionnels.

I.2.3.2. Modélisation du rochet multiaxial

En prenant plusieurs variables d'écroissage cinématique qui suivent les lois d'évolution du modèle de Chaboche ou d'Ohno et Wang, on parvient à représenter la plupart des phénomènes rencontrés en rochet uniaxial. En revanche, lorsque l'on essaie de simuler des trajets de rochet 2D, ces modèles, et surtout le modèle de Chaboche, surestiment la réponse expérimentale. Pour remédier à ce problème, une idée est donc de limiter le terme de rappel lors des trajets non proportionnels pour que le domaine d'élasticité vienne se centrer plus rapidement autour de la contrainte moyenne.

Ohno et Wang proposent donc de tirer parti du fait que, lors de trajets non proportionnels, l'écroissage cinématique et le taux de déformation plastique ne sont plus colinéaires.

En multipliant le terme de rappel par le produit scalaire de ces deux quantités, il parvient ainsi à limiter le terme de rappel dans les essais non proportionnels sans pour autant affecter la réponse uniaxiale. D'autres auteurs choisissent plutôt de faire dépendre l'exposant $m(i)$ d'un indicateur de non proportionnalité [Jiang et Sehitoglu 96].

I.2.3.2.1. Modèles de Burlet et Cailletaud

Burlet et Cailletaud proposent [Burlet et Cailletaud (1987)] de modifier la direction du terme de rappel de l'écroissage cinématique. Ils choisissent de prendre pour cette direction le taux de déformation plastique, d'où le nom d'"évanescence radiale", ce qui peut s'écrire en tenant compte des modifications utiles pour le rochet uniaxial :

$$d\underline{X} = \frac{2}{3} C d\underline{\varepsilon}^p - \gamma(\underline{X} : \underline{n}) \underline{n} dp \quad (1.26)$$

Avec :

$$\underline{n} = \sqrt{\frac{2}{3}} \frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}} = \sqrt{\frac{2}{3}} \frac{(\underline{S} - \underline{\sigma})}{\sigma_0}$$

Pour un chargement axial, cette loi produit une surestimation du rochet (Bari et Hassan 2000).

$\underline{n} = \frac{d\underline{\varepsilon}^p}{dp}$ étant la direction de l'écoulement.

Le terme d'évanescence radial $(\underline{X} : \underline{n})\underline{n}dp$ conduit à une adaptation dans le cas du chargement multiaxial. Afin d'éviter l'adaptation et la surestimation du rochet, Delobelle et al. ont introduit un nouveau paramètre δ' dans l'équation (I.26) qui s'écrirait :

$$d\underline{X} = \frac{2}{3} C d\underline{\varepsilon}^p - \gamma \{ \delta' \underline{X} + (1 - \delta') (\underline{X} : \underline{n}) \underline{n} \} dp \quad (I.27)$$

Le terme d'évanescence radiale ne sera actif que dans la direction de l'écoulement.

Pour $\delta' = 0$ cette équation se réduit à la loi de Burlet et Cailletaud

Pour $\delta' = 1$ elle se réduit à la loi de Frederik et Armstrong.

Le paramètre δ' est calibré en utilisant des réponses en chargement multiaxial donc n'influe que le rochet multiaxial.

D'autre part le calcul du module de plasticité h est indépendant de δ' ce qui conduit au même module plastique calculé par le modèle de Frederik et Armstrong.

Pour remédier à ça le paramètre δ' a été introduit dans le modèle de *Chaboche* comme suit :

$$d\underline{X}_i = \sum_{i=1}^4 d\underline{X}_i \quad d\underline{X}_i = \frac{2}{3} C_i d\underline{\varepsilon}^p - \gamma_i \{ \delta' \underline{X}_i + (1 - \delta') (\underline{X}_i : \underline{n}) \underline{n} \} dp \quad \text{pour } i = 1, 2, 3 \quad (I.28)$$

$$d\underline{X}_i = \frac{2}{3} C_i d\underline{\varepsilon}^p - \gamma_i \{ \delta' \underline{X}_i + (1 - \delta') (\underline{X}_i : \underline{n}) \underline{n} \} \left(1 - \frac{X_i}{J(\underline{X}_i)} \right) dp \quad \text{pour } i = 4$$

Pour $\delta' = 1$ cette équation se réduit à la loi de Chaboche ;

Pour $\delta' = 0$ elle se réduit à la loi de Burlet et Cailletaud.

I.2.3.2.2. Modèle à deux mécanismes et un critère (2M1C)

L'ensemble des équations constitutives du modèle 2M1C est donné dans la section suivante, pour plus de détail le lecteur est orienté vers la référence Cailletaud and Sai (1995). Le modèle est défini par un état de contrainte local, une variable cinématique et un taux de déformation. Deux mécanismes sont combinés en une seule fonction de charge f à fin de définir un seul critère.

La déformation anélastique est composée de deux composantes exprimant deux mécanismes différents par l'intermédiaire de deux coefficients A_1 et A_2 :

$$\underline{\varepsilon}^P = A_1 \underline{\varepsilon}_1^P + A_2 \underline{\varepsilon}_2^P \quad (1.29)$$

Deux contraintes locales jouent le rôle de force thermodynamique associée à la déformation plastique :

$$\underline{\sigma}_i = A_i \underline{\sigma} \quad (1.30)$$

Pour chaque déformation plastique, la loi de normalité s'exprime par :

$$\text{Où : } \underline{\varepsilon}_i^P = \dot{\rho} \underline{n}_i \quad \text{et} \quad \underline{n}_i = \frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}_i}$$

f étant la fonction de charge définie par :

$$f = J - (R_0 + R) \quad \text{et} \quad J = (J_1^2 + J_2^2)^{\frac{1}{2}} \quad (1.31)$$

Avec :

$$J_i = \sqrt{\frac{3}{2} (\underline{\sigma}'_i - \underline{X}'_i) : (\underline{\sigma}'_i - \underline{X}'_i)} \quad \text{et} \quad R = R_0 + Q (1 - e^{-bv}) \quad (1.32)$$

Notant que v ne représente pas la déformation plastique cumulée :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}^{in} : \dot{\underline{\varepsilon}}^{in} = (\dot{v})^2 (\underline{A}_1 \underline{n}_1 + \underline{A}_2 \underline{n}_2) : (\underline{A}_1 \underline{n}_1 + \underline{A}_2 \underline{n}_2)$$

Le durcissement cinématique s'exprime par deux variables qui évoluent selon le durcissement cinématique de Frederik et Armstrong :

$$\dot{\underline{\alpha}}_1 = \underline{n}_1 \dot{\rho} - \frac{3}{2} \frac{D_{11}}{C_{11}} \underline{X}_1 \dot{\rho} \quad (1.33)$$

$$\dot{\underline{\alpha}}_2 = \underline{n}_2 \dot{\rho} - \frac{3}{2} \frac{D_{22}}{C_{22}} \underline{X}_2 \dot{\rho} \quad (1.34)$$

C_{11} et C_{22} sont des paramètres matériau et : $\underline{n}_i = \frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}_i} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\sigma}'_i - \underline{X}'_i}{J}$

Les forces thermodynamique associées \underline{X}_1 et \underline{X}_2 correspondant à $\underline{\alpha}_1$ et $\underline{\alpha}_2$ sont détaillés en prenant en considération des paramètres matériau C_{12} qui jouent un rôle important :

$$\underline{X}_1 = \frac{2}{3} C_{11} \underline{\alpha}_1 + \frac{2}{3} C_{12} \underline{\alpha}_2 \quad (1.35)$$

$$\underline{X}_2 = \frac{2}{3}C_{12}\underline{\alpha}_1 + \frac{2}{3}C_{22}\underline{\alpha}_2 \quad (I.36)$$

Des équations (I.33) et (I.34) on tire :

$$\underline{\dot{X}}_1 = \frac{2}{3}C_{11}\underline{\dot{\alpha}}_1 + \frac{2}{3}C_{12}\underline{\dot{\alpha}}_2 \quad (I.37)$$

$$\underline{\dot{X}}_2 = \frac{2}{3}C_{12}\underline{\dot{\alpha}}_1 + \frac{2}{3}C_{22}\underline{\dot{\alpha}}_2 \quad (I.38)$$

En multipliant X_1 et X_2 par $(C_{22}-C_{12})$ et $(C_{11}-C_{12})$ respectivement, et en additionnant les résultats on trouve :

$$(C_{11}C_{22}-C_{12}^2)(\underline{\dot{\alpha}}_1 + \underline{\dot{\alpha}}_2) = \left((C_{22}-C_{12})\underline{\dot{X}}_1 + (C_{11}-C_{12})\underline{\dot{X}}_2 \right) \quad (I.39)$$

Si : $(C_{11}C_{22}-C_{12}^2) \neq 0$

Donc :
$$\underline{\dot{\alpha}}_1 + \underline{\dot{\alpha}}_2 = \frac{3}{2} \frac{(C_{22}-C_{12})\underline{\dot{X}}_1 + (C_{11}-C_{12})\underline{\dot{X}}_2}{(C_{11}C_{22}-C_{12}^2)}$$

En considérant les équations (I.33) et (I.34) :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^p = \frac{3}{2} \frac{(C_{22}-C_{12})\underline{\dot{X}}_1 + (C_{11}-C_{12})\underline{\dot{X}}_2}{(C_{11}C_{22}-C_{12}^2)} + \left(\frac{D_1}{C_{11}}\underline{X}_1 + \frac{D_2}{C_{22}}\underline{X}_2 \right) \dot{p} \quad (I.40)$$

Les résultats montrent le rôle important de valeurs $C_{11}-C_{12}$ et $C_{22}-C_{11}$.

Pour ce type de modèle, le multiplicateur plastique ne correspond plus à la vitesse de déformation équivalente. L'étude détaillée du modèle montre qu'il permet de régler dans une certaine mesure la quantité de rochet, par exemple sous un chargement non symétrique. Lorsque le déterminant $(C_{11}C_{22} - C_{12}^2)$ est non nul, le rochet s'arrête après une période de déformation progressive. Il est intéressant de noter que le cycle mécanique stabilisé peut être ouvert.

Des améliorations ont été apportées aux équations générales du modèle afin de prendre en considération la non-proportionnalité du chargement. Taleb et Cailletaud (Taleb et Cailletaud (2010)) proposèrent une nouvelle version de ce modèle où la variable isotrope est améliorée en prenant en considération l'effet de chargement non proportionnel ainsi que le phénomène de mémoire de la déformation. La variable isotrope prend la nouvelle forme :

$$R = R_0 + Q_1 (1 - e^{-b_1 \nu}) + Q_2 (1 - e^{-b_2 \nu}) \quad (I.41)$$

Où : R_0 est la valeur initiale de R et b_i sont des paramètres du matériau ; Q_1 est la variable qui prend en considération l'effet de la mémoire de déformation (Chaboche et al. 1979) ; Q_2 est la variable introduisant la non proportionnalité du trajet de chargement.

Toutefois l'identification des paramètres mérite une attention particulière notamment pour les deux variables cinématique et isotrope. La complexité de ces modèles réside dans la complexité des paramètres. Une identification directe de ces paramètres est parfois difficile et très coûteuse et même parfois impossible lorsque les paramètres représentent des phénomènes physiques très difficiles à observer macroscopiquement. L'effet de l'identification des paramètres a été étudié par les auteurs (Taleb et Wolf (2008)) où l'identification des paramètres est faite par optimisation afin de mettre en valeur les deux modèles à multimécanisme proposé par (Cailletaud et Sai (1995) et (Taleb et al. (2006)).

I.2.3.3. Autres modèles pour la déformation progressive

Sur les problèmes de déformation progressive, il existe une très importante bibliographie, sur élément de volume, sous chargement uniaxial et multiaxial, et sur structure. En se restreignant à l'élément de volume, on retiendra parmi d'autres [Chaboche (1987)] [Ohno et al (a),(b) (1993)], [Chaboche 1994], [Hassan(a) (1994)], [MacDowell (1995)], pour le cas uniaxial, et [Guionnet (1992)], [Hassen (b) (1994)], [Delobel (1995)], [Jiang (1994)], [Taheri (1999)], [Taleb (2006)], [Yaguchi (2005)], [Kang (2003)], pour le rochet de traction–cisaillement ou le rochet biaxial

I.3. REVUE DE QUELQUES TRAVAUX DE LA LITTÉRATURE

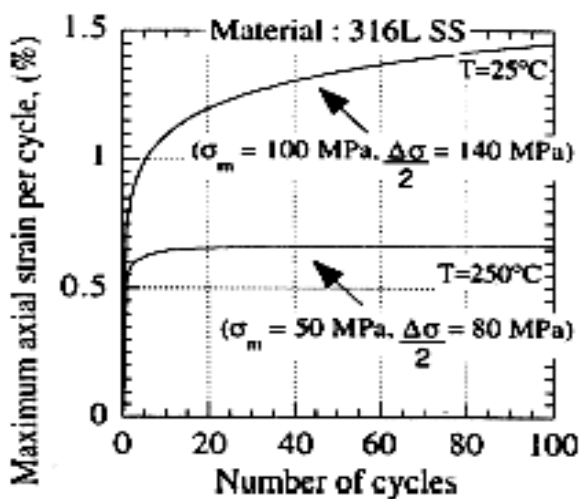
I.3.1. Essais sur le phénomène de Rochet

D'autre part, nous ne présentons dans cette section que quelques résultats d'essais sur le phénomène de rochet. Pour plus de détails, le lecteur pourra se référer aux nombreux travaux issus de la littérature et notamment aux références suivantes : [Ruggles et Krempf 89], [Delobelle 89], [Hassan et Kyriakides 92], [Hassan et al. 92], [Delobelle et Robinet 93], [Hassan et Kyriakides 94a], [Hassan et Kyriakides 94b], [Jiang et Sehitoglu 94], [Delobelle et al. 95], [Mcdowell 95], [Haupt et Schink 96], [Corona et al. 96], [Portier et al. 00] et [Bocher et al. 01].(Taleb et Hauet 2009), (Taleb et Hassen2006).

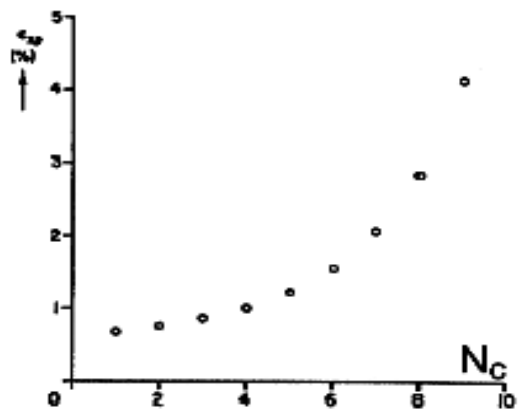
I.3.1.1. Influence de l'érouissage

Pour un matériau présentant un durcissement cyclique (comme l'acier inoxydable de type 316L), on peut distinguer deux phases successives de rochet : tout d'abord, une période dite de rochet "transitoire" où le pas de rochet, c'est-à-dire l'incrément de déformation par cycle, est assez fort, puis une seconde phase dite de "rochet asymptotique" où le pas de rochet se stabilise à une valeur plus faible que celle de départ (Figure I.22 (a)) [Portier *et al.* 00]. En revanche, pour un matériau présentant un adoucissement cyclique, le pas de rochet évolue de façon exponentielle (Figure I.22(b)).

L'érouissage cyclique du matériau a donc une influence évidente sur le comportement en rochet [Jiang et Sehitoglu 94].



(a) Evolution de la déformation progressive pour un matériau à durcissement cyclique (acier inoxydable 316L), d'après [Portier *et al.* 00]



(b) Evolution de la déformation progressive pour un matériau à adoucissement cyclique (acier 1020), $\sigma_{moy} = 140$ MPa, $\Delta\sigma = 2 = 400$ MPa d'après [Hassan et Kyriakides 92]

Figure I.22 Influence de l'érouissage cyclique du matériau sur le pas de rochet uniaxial

I.3.1.2. Influence de la viscosité et de la température

Si le matériau n'est pas visqueux, la fréquence du chargement n'a pas d'influence sur la vitesse de déformation progressive. Dans le cas contraire, plus la vitesse de déformation est faible, plus le phénomène de fluage sera important au cours des cycles, ce qui augmente la déformation progressive par cycle. De même, l'augmentation de la température provoque

généralement une augmentation de la vitesse de rochet à chargement mécanique constant (Figure I.23) [Delobelle *et al.* 95].

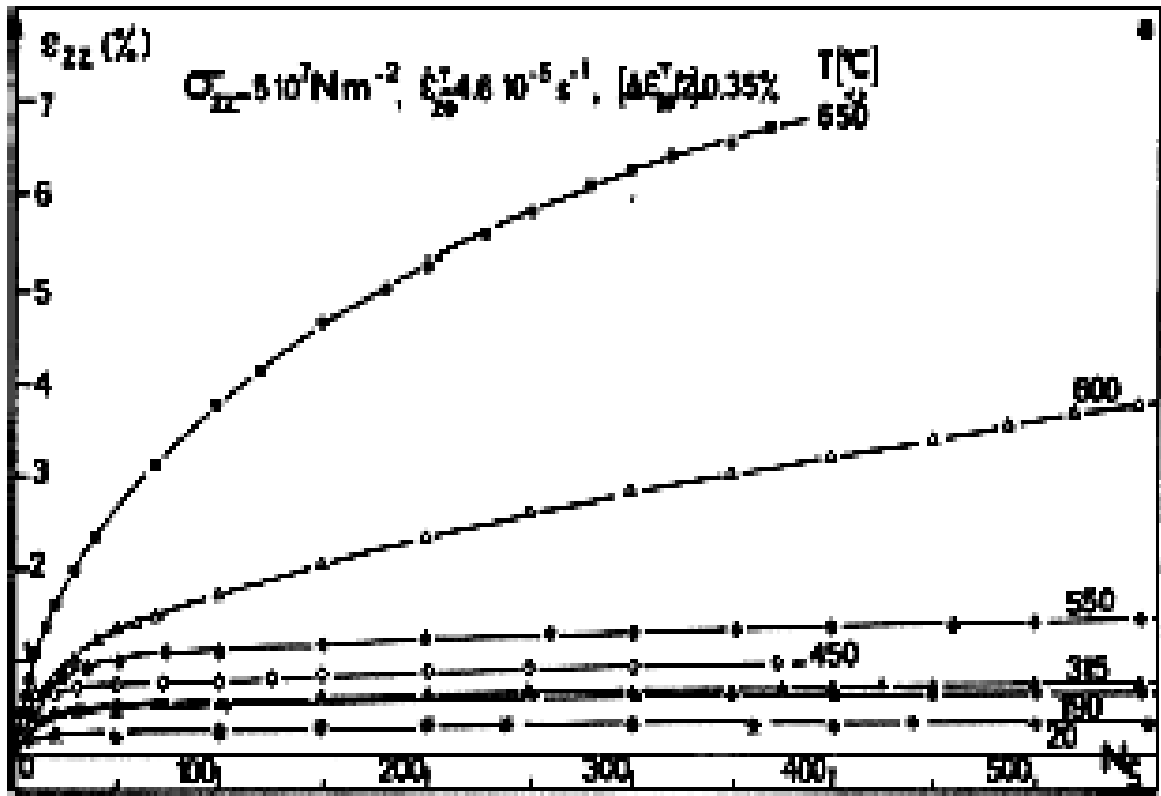


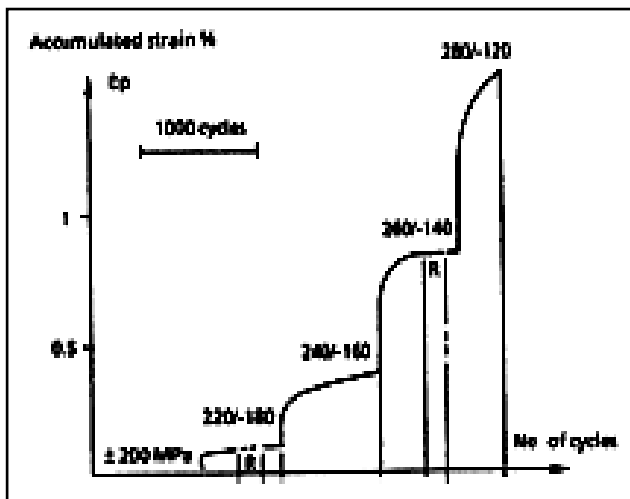
Figure I.23 Influence de la température sur la vitesse de rochet en traction / torsion d'un acier inoxydable 17-12 Mo-SPH, d'après [Delobelle 89]

I.3.1.3. Influence du trajet de chargement mécanique

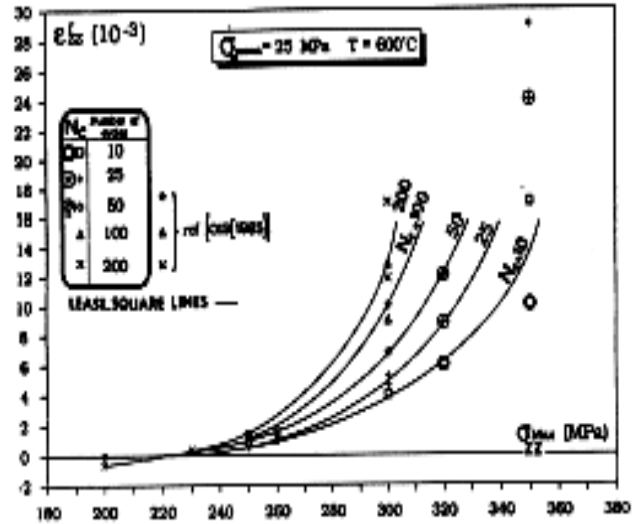
I.3.1.3.1. Rochet uniaxial

a- Effets de la contrainte moyenne et de l'amplitude de contrainte

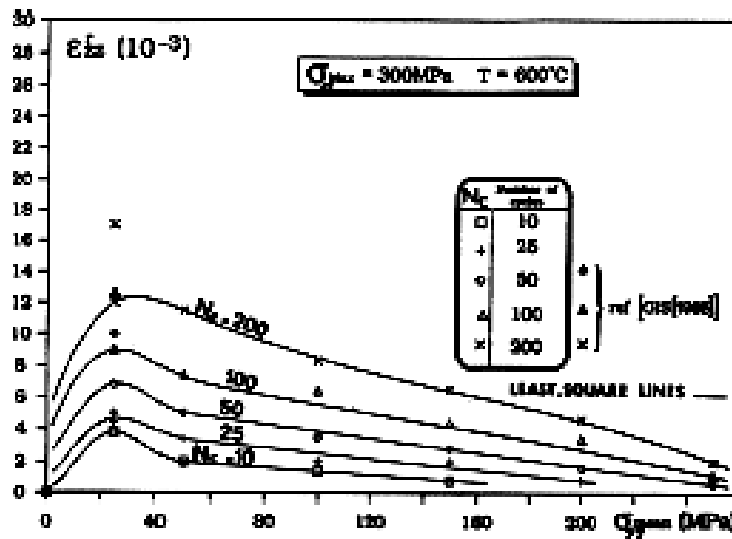
Pour une amplitude de contrainte fixée, le pas de rochet est une fonction croissante de la contrainte moyenne (Figure I.24(a)) et, à contrainte moyenne fixée, le pas de rochet est aussi une fonction croissante de l'amplitude de contrainte (Figure I.24(b)). Enfin, pour une contrainte maximum donnée, on montre [Delobelle *et al.* 95] qu'il existe une contrainte moyenne optimale (ou une amplitude de contrainte optimale) qui provoque le maximum de rochet (Figure I.24(c)).



(a) Effet de σ_{moy} pour $\Delta\sigma = Cte$, d'après [Goodman 83]



(b) Effet de $\Delta\sigma$ pour σ_{moy} fixée, d'après [Delobelle et al. 95]



(c) Effet de σ_{moy} pour σ_{max} fixée, d'après [Delobelle et al. 95]

Figure I.24 Influence des paramètres de chargement mécaniques sur le rochet uniaxial d'un acier inoxydable de type 316

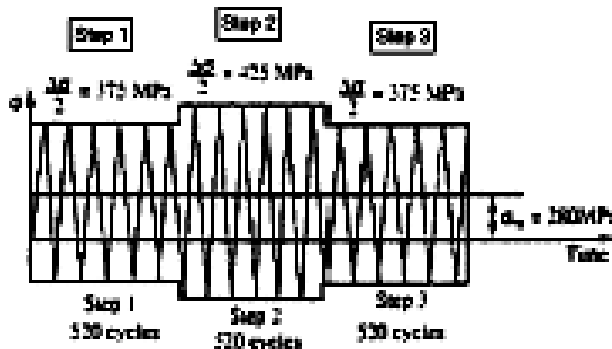
b- Effet d'histoire

Considérons deux trajets $(\sigma_{moy}^0, \Delta\sigma^0)$ et $(\sigma_{moy}^1, \Delta\sigma^1)$ provoquant respectivement des pas de rochet stabilisé $\dot{\epsilon}_{sta}^{ro}$ et $\dot{\epsilon}_{sta}^{r1}$ tel que $\dot{\epsilon}_{sta}^{ro} < \dot{\epsilon}_{sta}^{r1}$ sur un matériau à durcissement cyclique. Si l'on sollicite successivement le matériau sous $(\sigma_{moy}^0, \Delta\sigma^0)$ puis sous $(\sigma_{moy}^1, \Delta\sigma^1)$, cela n'a généralement pas d'incidence sur les pas de rochet. En revanche, si l'on

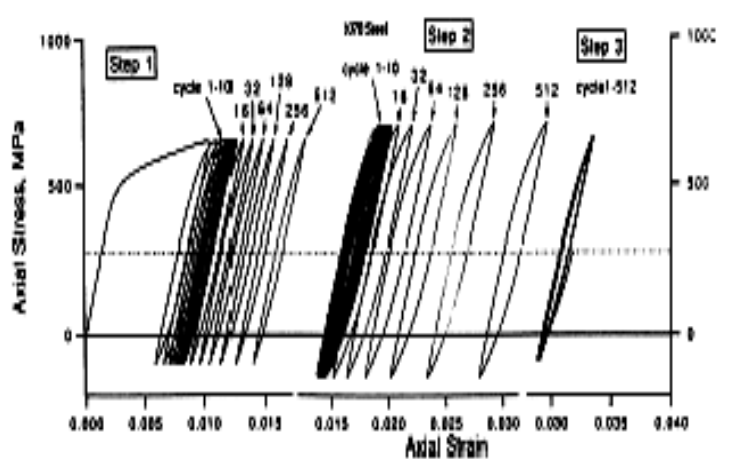
commence par solliciter le matériau sous le chargement $(\sigma_{moy}^1, \Delta\sigma^1)$ alors le pas de rochet obtenu lors du chargement $(\sigma_{moy}^0, \Delta\sigma^0)$ suivant est très affecté par le premier chargement. On peut ainsi observer un arrêt du rochet lorsque l'amplitude de sollicitation diminue (Figure I.25(b)) et même une inversion du sens de la déformation progressive par rapport à la contrainte moyenne lorsque l'on diminue la valeur absolue de cette dernière (Figure I.25(d)). On parle alors d'*effet mémoire* [Jiang et Sehitoglu 94].

Dans le premier cas, la diminution de l'amplitude de sollicitation conduit à réaliser des petits cycles à l'intérieur des grands cycles réalisés dans l'étape précédente, ce qui diminue considérablement l'activité plastique par rapport au cas où l'on cycle directement avec les petits cycles. En effet, le matériau s'est fortement écroui sous les premiers niveaux de chargement et cet écrouissage ne s'estompe pas complètement lors d'une diminution de l'amplitude de sollicitation. On retrouve en quelque sorte l'effet mémoire habituellement rencontré sous chargements cycliques pilotés en déformation [Chaboche *et al.* 79]. Dans le cas de la déformation progressive, cet effet mémoire est sans doute encore plus important puisque Delobelle *et al.* montrent qu'un faible pré écrouissage (monotone ou cyclique) à une contrainte supérieure à celle du cyclage ultérieur suffit pour diminuer considérablement la vitesse de rochet [Delobelle *et al.* 95].

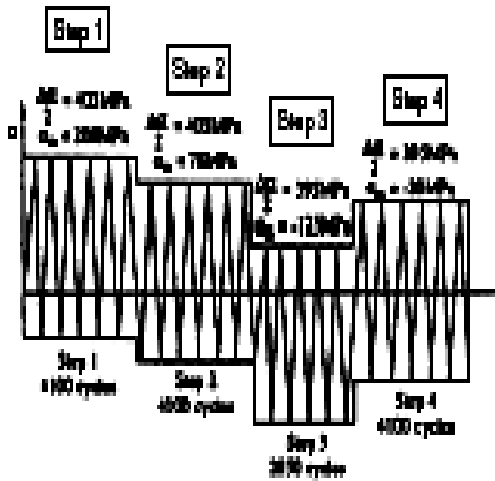
Dans le second cas, l'inversion du sens de la déformation progressive provoquée par la diminution de la contrainte moyenne peut s'expliquer en considérant que les boucles d'hystérésis (σ, ε) deviennent symétriques (modules d'écrouissage quasiment identiques en traction et en compression) par rapport à la contrainte moyenne au bout d'un certain nombre de cycles, comme si le matériau "s'adaptait" au chargement décalé en contrainte. Toute modification de la contrainte moyenne provoque alors un nouveau déséquilibre entre les modules d'écrouissage et donc une accumulation de déformation dans le sens de l'incrément de contrainte moyenne.



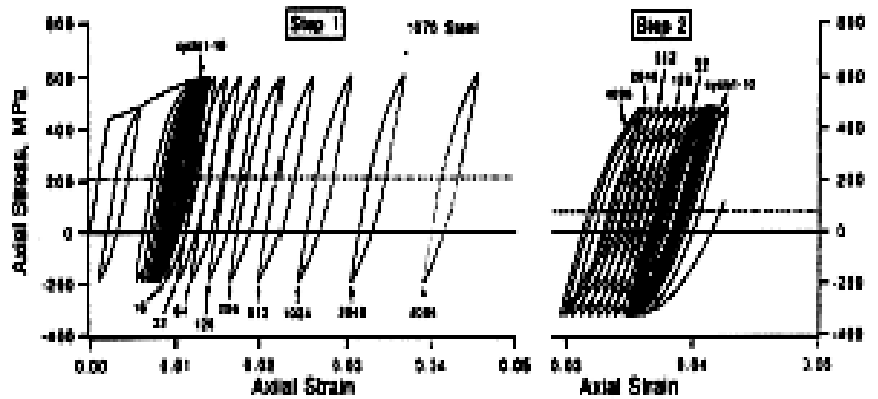
(a) Trajet de chargement : variation de l'amplitude de contrainte



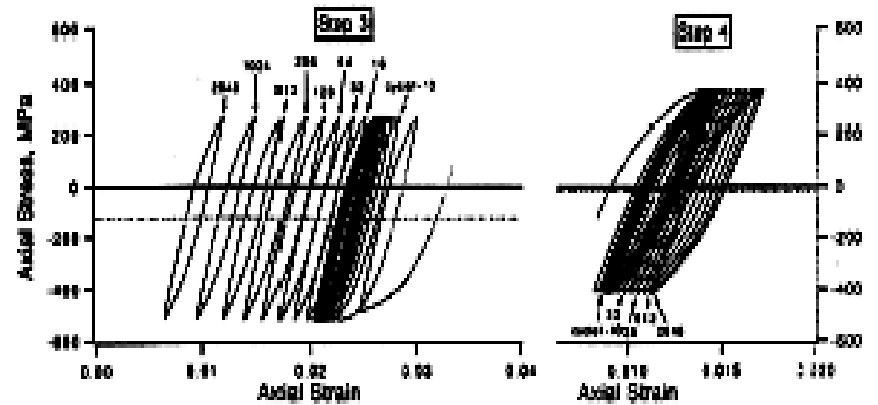
(b) Arrêt de la déformation progressive (étape 3 par rapport à l'étape 1) dû à un chargement sous amplitude plus élevée



(c) Trajet de chargement : variation de la contrainte moyenne



(d)



(d) Inversion du sens de la déformation progressive Par rapport à la contrainte moyenne (étapes 2 et 4), du fait des chargements précédents sous contrainte moyenne plus élevée

Figure I.25 Influence de l'histoire de chargement sur le rochet uniaxial d'un acier 1070, d'après [Jiang et Seigle 94]

I.3.1.3.2. Rochet multiaxial

L'essai de rochet multiaxial consiste à imposer deux ou plusieurs chargements sur une éprouvette dans des directions différentes. On impose, par exemple, cycliquement une contrainte de traction et une déformation de cisaillement. La combinaison de ces deux types de chargement conduit à plusieurs formes de trajets parmi lesquels nous pouvons citer le trajet "papillon" imposé expérimentalement par Corona et al (1996) sur des éprouvettes en acier carbone (CS 1018 et CS 1026) et les simulations réalisées par Portier et al (2000) sur l'acier 316L. Du fait de la présence d'une contrainte moyenne dans une direction, un chargement cyclique, quelle que soit sa direction, peut provoquer une déformation progressive dans la direction de la contrainte moyenne. La plupart des essais de rochet multiaxial sont des essais de rochet biaxial effectués sur des éprouvettes tubulaires en traction constante/torsion cyclique ou en pression interne constante/traction-compression cyclique.

a- Effet de la contrainte moyenne

Comme dans le cas du rochet uniaxial, la vitesse de rochet multiaxial augmente avec la valeur de la contrainte moyenne. Delobelle [Delobelle 89] obtient même dans le cas de chargements de traction - torsion une loi puissance entre la vitesse de rochet stabilisé et la contrainte axiale moyenne.

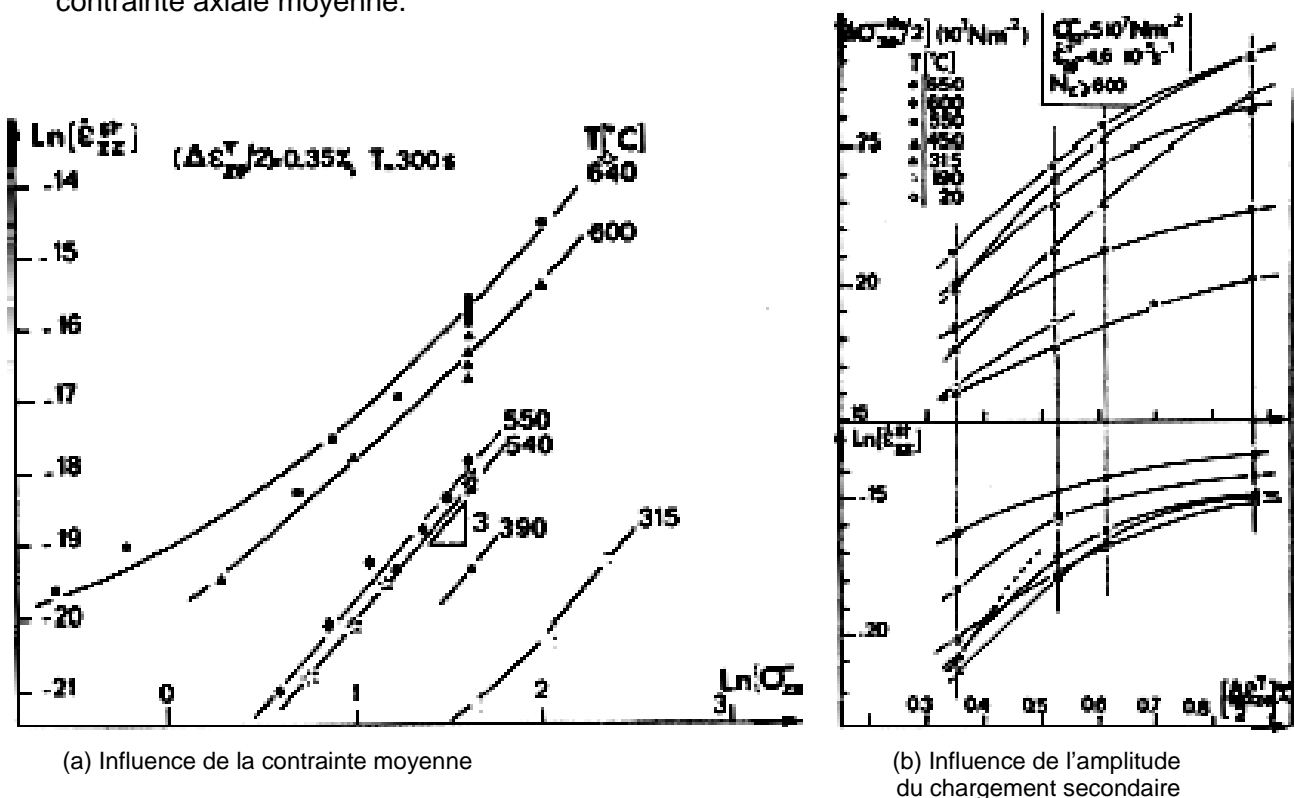


Figure I.26 Influence des paramètres de chargement mécanique sur le rochet biaxial d'un acier inoxydable de type 316L, d'après [Delobelle 89]

b- Effet d'histoire

Comme dans le cas du rochet uniaxial, effectuer successivement plusieurs essais de rochet 2D n'affecte pas la réponse du matériau à condition d'enchaîner les essais en partant de celui qui fournit le moins de déformation progressive pour finir par celui qui en fournit le plus [Portier 99]. En revanche, un effet mémoire existe si l'on commence les séquences d'essais par l'essai provoquant le plus de rochet. Dans un essai de rochet 2D en traction constante - torsion cyclique, Delobelle remarque qu'une diminution de la contrainte axiale moyenne au bout d'un grand nombre de cycles ($N = 600$) provoque une inversion du sens de la déformation progressive par rapport à la contrainte moyenne, inversion d'autant plus importante que la diminution de la contrainte moyenne est importante [Delobelle 89]. En revanche, une diminution de l'amplitude de déformation cyclique ne donne pas une vitesse de rochet plus faible que celle obtenue directement sous l'amplitude de cisaillement la plus faible, du moins en régime stabilisé. Delobelle observe en effet que tout effet mémoire disparaît à condition de solliciter suffisamment longtemps le matériau sous le niveau le plus faible ($N > 600$) [Delobelle 89].

c- Influence de la forme du trajet de chargement

Une fois la contrainte moyenne imposée au matériau, plusieurs trajets cycliques équivalents au sens de Von Mises peuvent être appliqués pour provoquer une déformation progressive. Comme dans l'étude du phénomène de surécrouissage [Calloch 97], une classification des trajets peut être faite du point de vue de la déformation progressive. Ainsi, Delobelle *et al.* [Delobelle *et al.* 95] montrent, grâce à des essais de rochet 3D sous pression interne constante et variation cyclique des déformations axiales ε_{zz} et de torsion $\varepsilon\theta_z$, que la vitesse de rochet est une fonction croissante de la non proportionnalité du chargement secondaire. Ils obtiennent la vitesse de rochet la plus importante pour un chargement secondaire circulaire dans le plan $(\varepsilon_{zz}, \varepsilon_z\theta/\sqrt{3})$. La vitesse de rochet s'entend comme un incrément de déformation par cycle. Or c'est aussi au cours des trajets circulaires que la quantité de déformation plastique par cycle est la plus importante (l'écoulement plastique est continu pendant le cycle). On peut donc supposer que l'influence du trajet de chargement serait sans doute moins importante si l'on rapportait la déformation de rochet à la déformation plastique produite au cours d'un cycle.

D'autre part, Corona *et al.* [Corona *et al.* 96] ont montré qu'une variation même légère de la contrainte primaire à l'intérieur du cycle produit des modifications non négligeables du niveau de déformation progressive. Enfin, Jiang et Sehitoglu [Jiang et Sehitoglu 94] montrent

que la déformation progressive n'est pas nécessairement orientée dans la direction de la contrainte moyenne. Ils obtiennent ce résultat avec un trajet de chargement représentatif du phénomène de rochet de contact,

d- Influence du CPER (Cross Path Effect on Ratchet)

L'influence du trajet de chargement combiné (Cross Path) sur le rochet à été observée et reportée par plusieurs auteurs (Taleb et Hauet (2009) (Aubin et al. (2003a)) et (Taleb et Hassan (2006)) sur l'acier inoxydable 304L. Ce phénomène apparaît lorsqu'un chargement cyclique proportionnel dans une direction donnée est suivi d'un autre chargement proportionnel dans une autre direction. Un durcissement additionnel apparaît après changement de la direction de chargement. Pour Cailletaud et al. (1984), cet effet est répété en cas de chargement alterné avec des ordres de 10 cycles dans chaque direction (10 cycles en traction-compression suivie de 10 cycles de torsion puis, de nouveau, 10 cycles en traction-compression et ainsi de suite. . .). Tanaka (1994) suggère que le durcissement additionnel dû à l'effet du chargement combiné (cross) augmente avec la déformation plastique cumulée.

I.4 CONCLUSION

Dans ce chapitre nous rapportons la plupart des observations phénoménologiques rencontrées dans la littérature lors des chargements cycliques (adaptation, accommodation, rochet). Nous avons également présenté une formulation des différentes lois de comportement élastoplastiques (lois isotropes et cinématiques) dans le cadre des petites perturbations. Cette formulation est basée sur les principes de la thermodynamique pour que les lois de comportement aient une signification physique. Nous avons également exposé une synthèse des critères de plasticité les plus utilisés pour prédire le comportement des matériaux.

Une grande partie du chapitre est consacrée à la modélisation du phénomène de rochet. Nous présentons le développement successif des différents modèles existant dans la littérature pour améliorer la description de ce phénomène. Dans l'ensemble des simulations concernant notre travail le choix s'est porté sur le modèle de Chaboche qui reste le modèle classique le plus utilisé avec une identification des paramètres plus ou moins aisée.

CHAPITRE II

Bases de données expérimentales utilisées dans cette étude

Résumé : Dans ce chapitre on présente la base de données expérimentale utilisée dans cette étude ainsi que la procédure d'expérimentation. La base de donnée se divise en deux parties : un ensemble d'expériences utilisé pour l'identification des paramètres élastoplastiques et un ensemble d'expériences réalisées dans le cadre de cette étude. Le premier types d'essais (EXP) est constitués d'essais à déformation imposée axial et multiaxial ainsi que des essais de rochet en une et deux phases, l'ensemble des essais et tirée de la littérature (Taleb et Hassen 2006). Le deuxième type d'essai (EXP2) est réalisé dans le cadre de cette étude et est consacré à l'étude de l'effet de la pré-déformation sur le phénomène de rochet il se compose d'essais à déformation imposée suivis d'essais de rochet

Sommaire

INTRODUCTION.....	51
II.1 PROCEDURE D'ESSAIS.....	51
II.1.1 Description du matériau utilisé.....	51
II.1.2 Dispositif de chargement.....	52
II.1.3 Dispositif de mesure des déplacements	54
II.1.4 Dispositif d'acquisition.....	55
II.2 BASE DE DONNEES EXPERIMENTALES UTILISEES DANS CETTE ETUDE.....	55
II.2.1 Essais tirés de la littérature (EXP1).....	55
II.2.2 Essais réalisés dans le cadre de cette étude (EXP2).....	56
II.3 RESULTATS D'ESSAIS	58
II.3.1 Essai à déformation imposée uniaxiale.....	58
II.3.2 Essais à déformation imposée biaxial.....	60
II.3.3 Essais cycliques à contrainte imposée (essais de rochet).....	61
II.3.3.1 Essais réalisés en une phase.	61
II.3.3.2 Essais réalisés en deux phases.....	64
II.3.3.3 Essais de rochet après déformation imposée.....	66
II.4CONCLUSION.....	67

INTRODUCTION

Comme nous l'avons vu au premier chapitre, de nombreuses études expérimentales sur le phénomène de rochet sont réalisées. Même si plusieurs études expérimentales sont conduites en considérant des trajets de chargement complexes, elles concernent généralement une éprouvette où l'état de contrainte en tout point est identique. Ces essais sont très utiles pour tester les modèles quant à leurs possibilités de rendre compte des phénomènes cycliques. Ce type d'essais permet une meilleure compréhension des phénomènes cycliques. Dans ce cadre nous réalisons notre étude expérimentale avec un double objectif :

- Etude de l'influence d'une pré-déformation sur le phénomène de rochet, en chargement axial et biaxial, en réalisant des essais dans le cadre de cette étude.
- Etude de l'effet de l'identification des paramètres élastoplastique sur la prédiction des phénomènes cycliques à contrainte et à déformation imposée. En prenant en considération des essais tirés de la littérature.

II.1 PROCEDURE D'ESSAIS

La base de données expérimentales est relative aux essais cycliques à déformation imposée, essais de rochet et essais de rochet après déformation imposée. Les essais dont nous disposons sont effectués pour des éprouvettes cylindriques. L'ensemble des essais réalisés est décrit dans les références suivantes : Taleb et Hassan (2006), Taleb (2007), Taleb et al. (2007), Hassan et Taleb (2008), Taleb et Hauet (2009).

II.1.1 Description du matériau utilisé

Le matériau utilisé est un acier austénitique inoxydable 304 L de la série 300, norme AISI. Ces aciers contiennent environ 18 % de chrome, ce qui leur confère leurs propriétés inoxydables, et 10 % de nickel, ce qui leur donne leur structure austénitique. À partir de l'acier 304, plusieurs déclinaisons ont été développées, par des modifications de la composition chimique.

Les effets de l'addition de composants chimiques sont résumés ci-dessous :

- . La réduction du taux de carbone diminue la corrosion inter cristalline, en diminuant la précipitation de carbures $M'13C6$ aux joints de grains et évite les problèmes de vieillissement à haute température ;
- L'ajout de molybdène permet une bonne tenue au fluage ;
- L'ajout d'azote compense la perte de durcissement solide dû au carbone ;
- La teneur en bore est ajustée de manière à améliorer la tenue au fluage dans les zones affectées thermiquement ;

La composition chimique, en pourcentage massique des éléments, du matériau est présentée sur le Tableau II.1.

Tableau II. 1 Composants chimiques de l'acier 304 L (en %)

C	Mn	S	Cu	Si	Cr	Ni	P	N
0.028	1.54	0.026	0.15	0.68	18.83	9.04	0.035	0.085

La géométrie des éprouvettes est spécifiée sur la figure II.1. La section de la zone utile a été déterminée de façon à assurer l'homogénéité de la contrainte dans la zone de mesure avec une longueur compatible avec le système de mesure choisi (extensomètres).

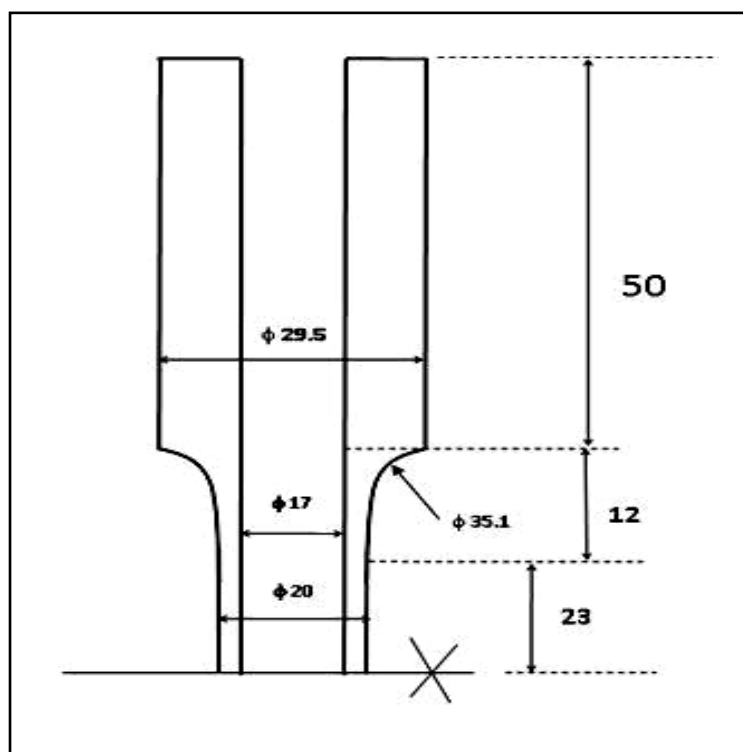


Figure II.1 Géométrie du spécimen utilisé dans les essais

II.1.2 Dispositif de chargement

Le programme d'essais est exécuté avec une machine MTS servo-hydraulique, avec une possibilité d'un chargement mécanique bi-axial (traction-compression, torsion). La figure II. 2 représente une vue globale de ce dispositif avec ses différentes composantes.

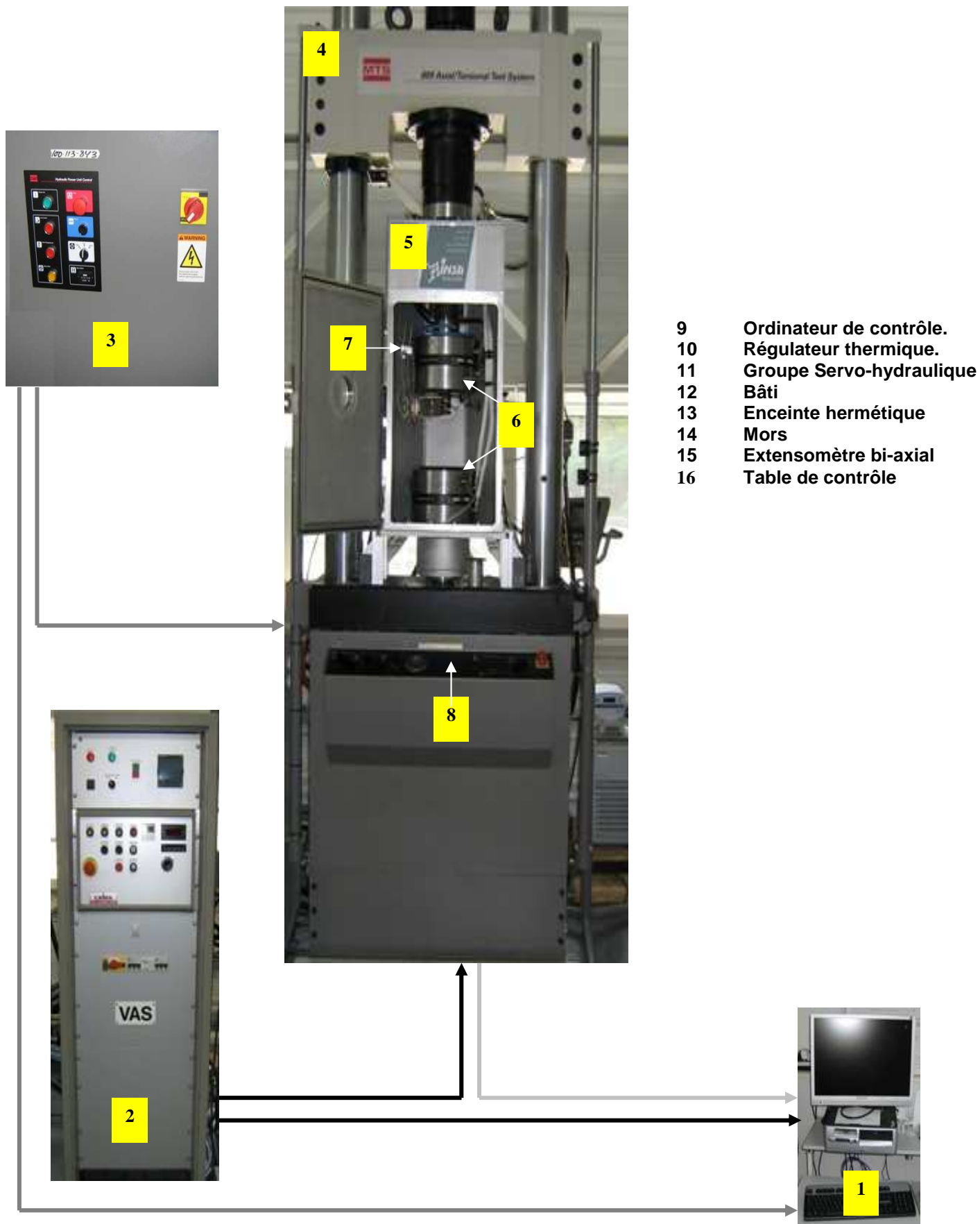


Figure II. 2 Vu de l'ensemble du dispositif expérimental [Meftah (2007)]

Le chargement mécanique uniaxial de traction-compression ou de torsion dans les deux sens, à force ou à déformation imposée est appliqué grâce à un servo-verin hydraulique capable d'imposer une force axiale maximale de l'ordre de $\pm 250\text{kN}$ et de $\pm 2,2\text{kN.m}$ en couple de torsion.

Les chargements sont appliqués à l'aide d'un groupe hydraulique lié aux deux mors, des capteurs assurent la mesure de la force et du couple appliqué. La régulation du servo-verin est assurée par une armoire de commande qui permet le pilotage en fonction des signaux de l'extensomètre ou du capteur d'effort. Les capteurs envoient régulièrement les valeurs enregistrées à l'ordinateur de contrôle, afin de les comparer à la consigne programmée et d'assurer une adaptation continue grâce à des servovalves hydrauliques.

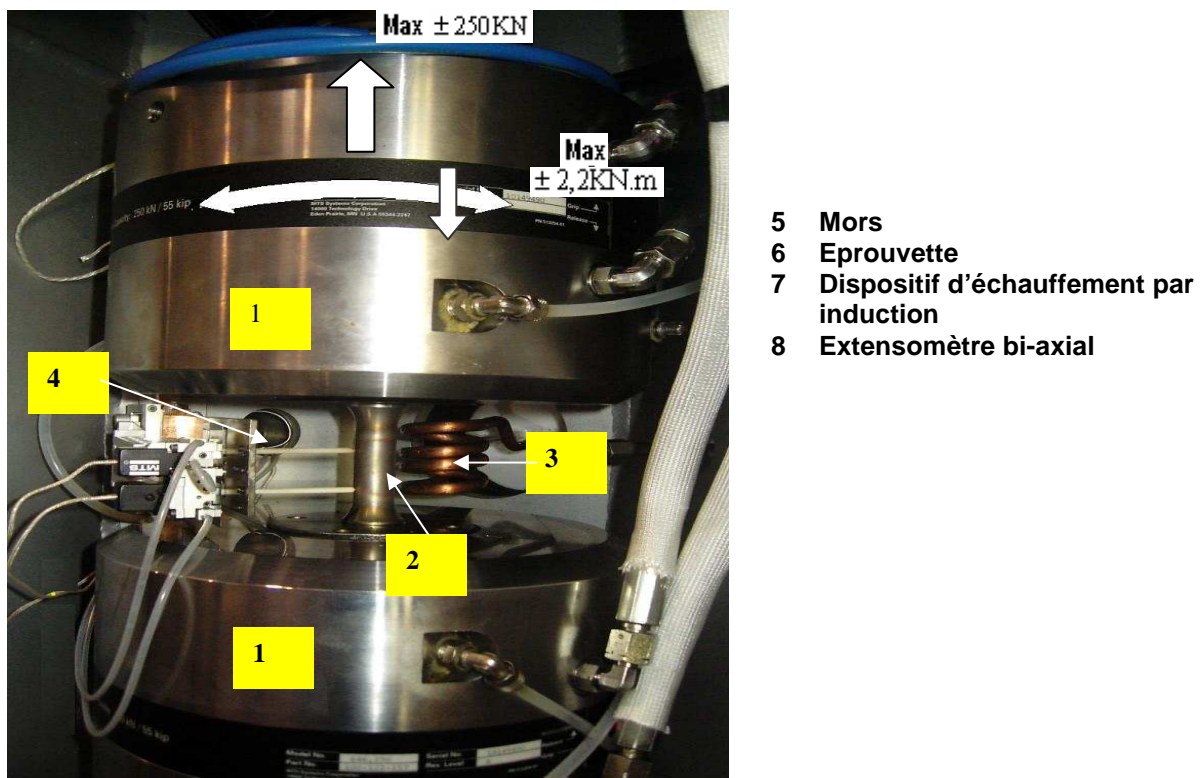
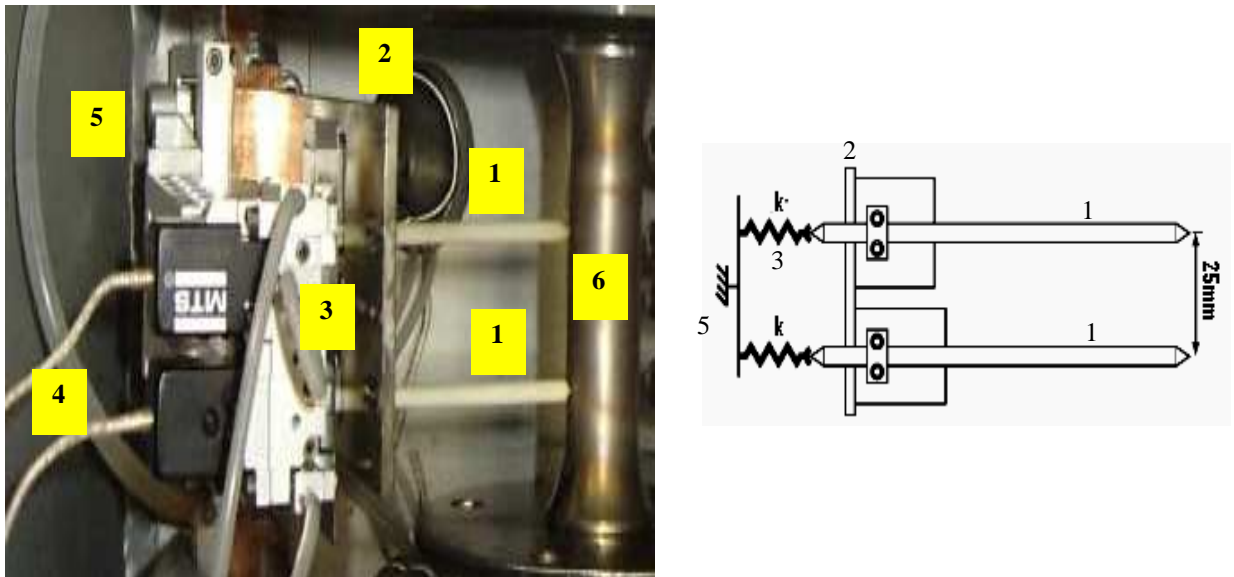


Figure II.3 Présentation des différentes composantes du dispositif mécanique [Meftah(2007)].

II.1.3 Dispositif de mesure des déplacements

La mesure de l'allongement de la zone utile de l'éprouvette se fait à l'aide d'un extensomètre constitué de deux tiges en alumine (dont les extrémités de forme adéquate sont en contact avec les extrémités de la zone utile). Nous avons utilisé un extensomètre à haute température du modèle MTS 632.68F-08 [MTS, Technical report], qui permet d'assurer des mesures de déplacement (axial) et de rotation simultanément [Meftah 2007] (Figure II.4).



- | | | | |
|---|------------------------|---|---|
| 1 | Tige en alumine. | 4 | Fils de connexion avec l'ordinateur de contrôle |
| 2 | Plaque de fixation | 5 | Support de fixation à la machine |
| 3 | Ressort de raideur (k) | 6 | Eprouvette |

Figure II. 4 Présentation des différentes composantes d'un extensomètre bi-axial [Meftah(2007)].

Nous signalons que les deux autres extrémités des tiges sont reliées à des ressorts de raideurs (k). Cette configuration assure un bon contact entre les tiges et l'éprouvette lorsque l'extensomètre est mis en place.

Grâce à un dispositif spécial, l'extensomètre est maintenu à une température constante de 25°C correspondant à la température de calibration [Meftah (2007)].

II.1.4 Dispositif d'acquisition

Le dispositif d'acquisition permet de suivre en continu l'évolution de la température, de la force et de la déformation mesurées par l'extensomètre. Les signaux délivrés par les thermocouples, les capteurs de force et de déplacement sont conditionnés et amplifiés de telle sorte qu'à la sortie les tensions ne dépassent pas un maximum admissible par les modules d'acquisition pilotés par un logiciel spécifique.

II.2 BASE DE DONNEES EXPERIMENTALES UTILISEES DANS CETTE ETUDE

Dans cette partie, l'ensemble de la base de données expérimentales, que nous avons collecté pour effectuer les identifications, est décrit. Les données cycliques disponibles sont:

II.2.1 Essais tirés de la littérature (EXP1)

Ces essais sont détaillés dans (Hassan et Taleb(2008)) et (Hauet et Taleb(2009)), ils se classent en deux catégories :

A- Essais à déformation imposée

Essais à déformation imposée uniaxiale :

- ⇒ 10 cycles de traction compression à déformation imposée entre +0.005 et -0.005 (H1)
- ⇒ 100 cycles de traction compression à déformation imposée entre +0.01 et -0.01(H2)

Essais à déformation imposée multiaxiale :

- ⇒ 50 cycles combinés à déformation imposée où un cycle est composé d'une traction-compression entre +0.01 et -0.01 suivis d'une torsion entre 0.01732 et - 0.01732 (H4).

B- Essais de rochet

Essais de rochet en une phase

- ⇒ 100 cycles à contrainte imposée non symétrique en traction-compression entre 250 et -150 MPa (contrainte moyenne 50 MPa) réalisé dans la direction axiale (H5).
- ⇒ 100 cycles à contrainte imposée symétrique de torsion entre 115 et -115 MPa autour d'une traction constante de 50 MPa (H6).
- ⇒ 100 cycles combinant les des deux histoires précédentes (H7) : on applique un cycle de type traction-compression puis un cycle de type torsion puis un cycle de type traction-compression et ainsi de suite...

Essais de rochet en deux phases

- ⇒ 100 cycles de l'histoire H5 suivie de 100 cycles de l'histoire H7
- ⇒ 100 cycles de l'histoire H6 suivi de 100 cycles de l'histoire H5
- ⇒ 100 cycles de l'histoire H7 suivi de 100 cycles de l'histoire H5

II.2.2 Essais réalisés dans le cadre de cette étude (EXP2)

A- Essais de rochet après déformation imposée

- ⇒ 100 cycles de l'histoire H2 suivi de 100 cycles de l'histoire H5.
- ⇒ 100 cycles de l'histoire H2 suivi de 100 cycles de traction-compression à contrainte imposée symétrique entre +250 MPa et - 250MPa.
- ⇒ 100 cycles à déformation imposée dans la direction de torsion (amplitude 0.01732) suivis de 100 cycles de l'histoire H5.

Le tableau II.2 contient quelques éléments concernant les deux séries d'essais réalisées.

Tableau II.2 Essais réalisés

Essai	Repère essai	ϵ_{max}	ϵ_{min}	γ_{max}	γ_{min}	σ_{max}	σ_{min}
EXP1	H1	+0.005	-0.005				
	H2	+0.01	-0.01				
	H4	+0.01	-0.01	+0.01723	-0.01723		
	H5					+250	-150
	H6					+115	-115
	H7					H5+H6 (cross)	
	H8					H5+H7	
	H9					H6+H5	
	H10					H7+H5	
	EXP2	H11	+0.01	-0.01			+250
H12		+0.01	-0.01			+250	-250
H13				+0.01723	-0.01723	+250	-150

La figure II.5 représente les trajets de chargement pour les histoires H1 à H7 correspondant aux types d'essais (EXP1).

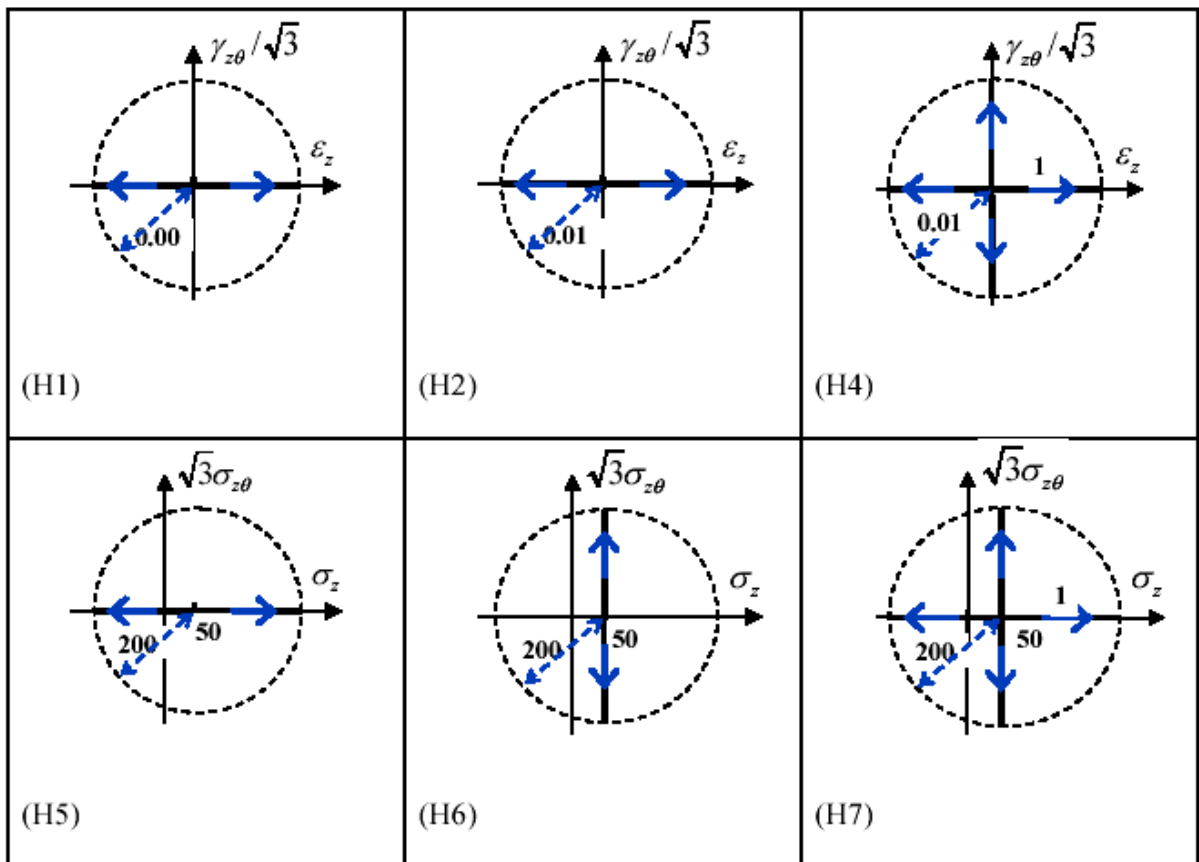


Figure II.5 Trajets de chargement pour les histoires H1 à H7 (Hassan et al., 2008) et (Taleb et Hauet, 2009).

La figure II.6 représente les trajets de chargement pour les histoires H11 à H13 correspondant aux essais réalisés dans le cadre de cette étude (EXP2)

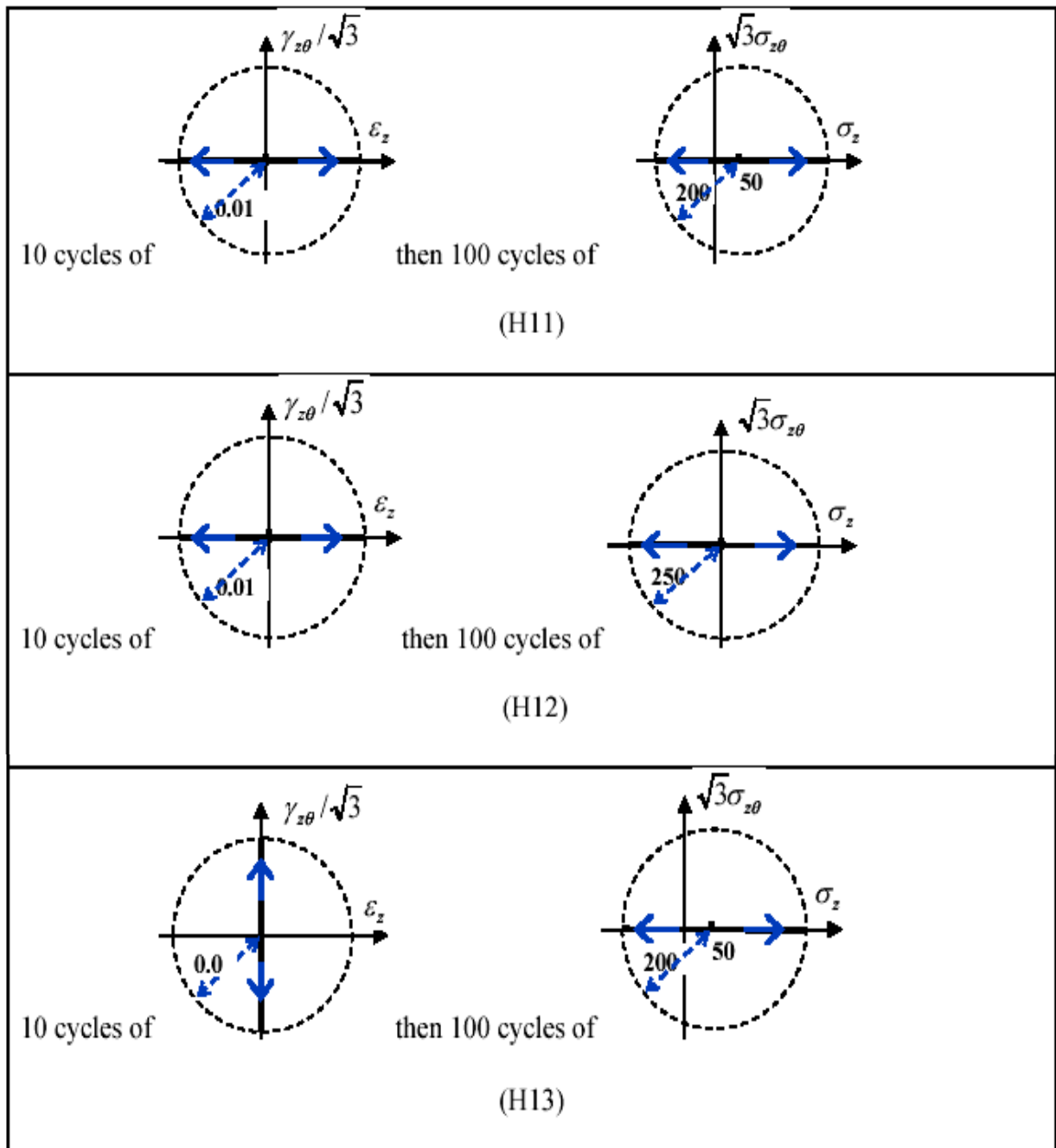


Figure II.6 Trajets de chargement pour les histoires de chargement réalisées dans le cadre de cette étude. Les contraintes sont en MPa

II.3 RESULTATS D'ESSAIS

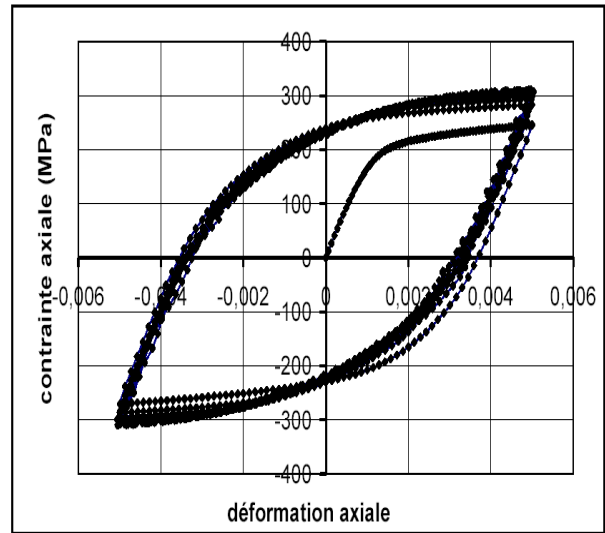
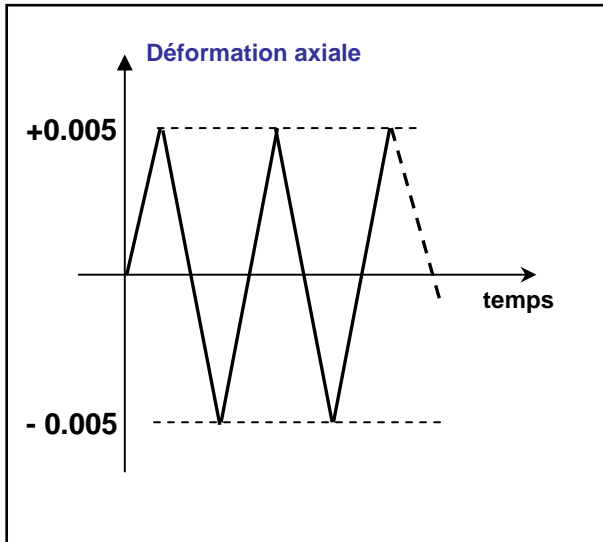
II.3.1. Essai à déformation imposée uniaxiale

L'essai à déformation imposée uniaxiale permet d'avoir des informations considérables caractérisant le matériau ; tels que le durcissement ou l'adoucissement cyclique et l'effet Bauschinger.

Les deux essais à déformation imposée (Figure II.7(a),(b)) réalisés sur l'éprouvette selon les histoires H1 et H2 ont montré que le 304L avait un caractère durcissant du fait de l'augmentation de l'amplitude de la contrainte après chaque cycle.

(a)

Evolution de la contrainte en fonction de la déformation



(b)

Evolution de la contrainte en fonction de la déformation

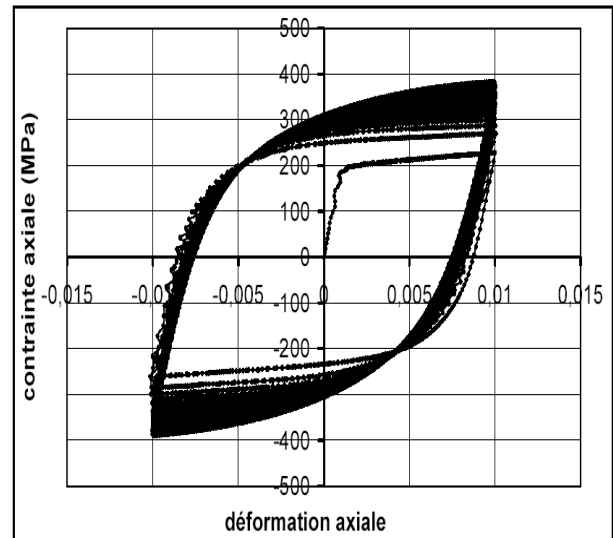
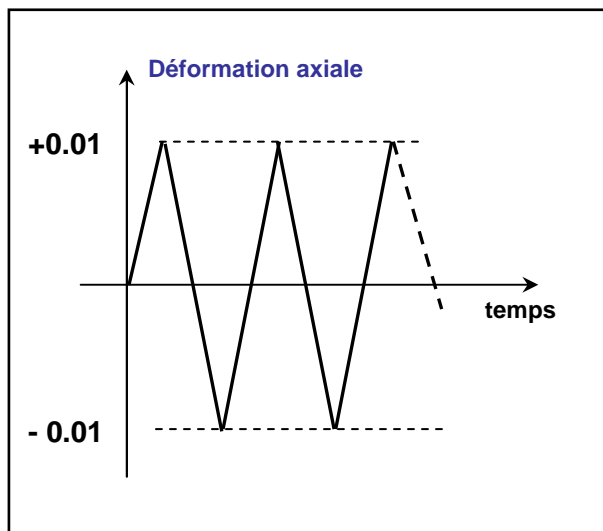


Figure II.7 Résultats expérimentaux des essais à déformation imposée uniaxiale et leurs histoires de chargement ; (a) Amplitude de déformation 0.005 (H1) ; (b) Amplitude de déformation 0.01 (H2).

Néanmoins cet essai reste insuffisant pour pouvoir l'utiliser seul dans l'identification des modèles de comportement plus fins pour des structures qui au cours de leur mise en service subissent des trajets de chargement plus complexes. D'où la nécessité d'apporter d'autres essais qui soient à la fois relativement faciles à réaliser et surtout bien maîtrisés et

interprétés du point de vue homogénéité des champs de contraintes et de déformations dans l'éprouvette.

II.3.2. Essais à déformation imposée biaxiale

Expérimentalement l'essai consiste à combiner deux chargements à déformation imposée mais dans des directions différentes l'histoire représentée dans le tableau II.2 est composée de 50 cycles combinés dont un cycle est composé d'une traction-compression entre 0.01 et -0.01 suivi d'un cycle dans la direction de torsion entre 0.01732 et -0.01732.

Le passage à des sollicitations multiaxiales permet de révéler d'autres phénomènes liés à la multiplicité des systèmes de glissement dans le comportement cyclique des matériaux soumis à ce type de chargement. Le sur-écrouissage observé fait partie de ces phénomènes. Il se traduit par le fait que l'évolution de la contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles est fortement liée au type de trajets de chargement.

Le trajet ainsi que l'histoire de chargement dans ce cas sont présentés dans la figure II.8 :

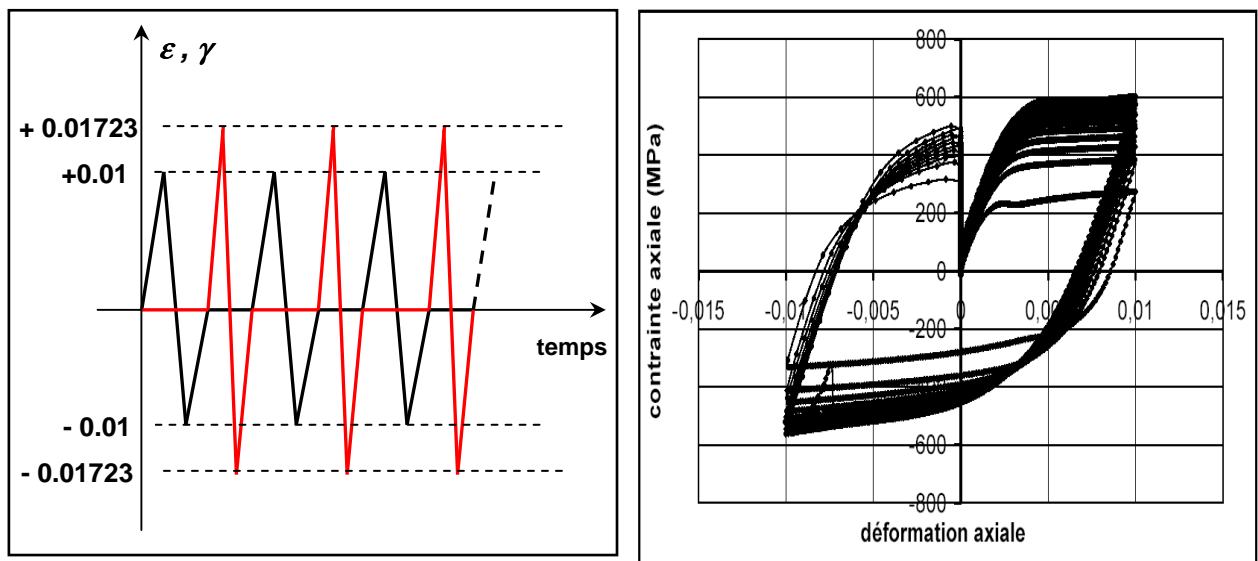


Figure II.8 Résultats expérimentaux de l'essai à déformation imposée biaxiale : évolution de la contrainte en fonction de la déformation et histoire de chargement (H4)

Ces résultats mettent en évidence le rôle spectaculaire de l'effet de la combinaison des deux trajets de chargement sur le comportement cyclique du matériau. On remarque l'augmentation apparente de l'amplitude de la contrainte due au sur-écrouissage supplémentaire apporté par le chargement dans la direction de torsion. Selon certains auteurs ([Doquet (1989)], [Doquet et al (1990)] et [Calloch (1997)]), l'une des raisons expliquant, le phénomène de sur-écrouissage induit par la non-proportionnalité des chargements, serait liée à la multiplication des systèmes de glissement dans les grains.

II.3.3. Essais cycliques à contrainte imposée (essais de rochet)

II.3.3.1 Essais réalisés en une phase

Nous présentons maintenant les résultats d'essais concernant le comportement cyclique à contrainte imposée ; Nous étudions successivement le cas du rochet uniaxial (rochet 1D) et du rochet biaxial (rochet 2D).

Le premier trajet concerne le rochet uniaxial correspondant à l'application d'un chargement initial d'une valeur de 50 MPa et d'un chargement cyclique à contrainte imposée non symétrique dans la direction de traction entre 250 MPa et -150MPa.avec le maintien du chargement initial. L'histoire de chargement est présentée dans la figure II.9.

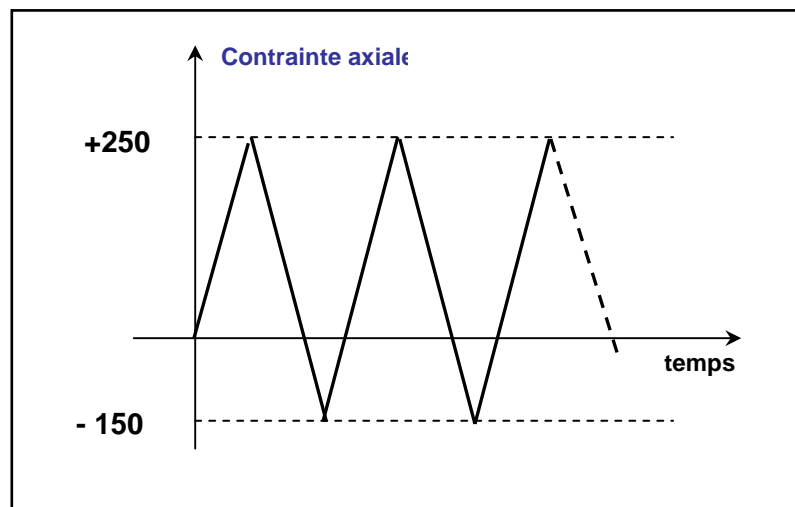


Figure II.9 Histoire de chargement de l'histoire H5

Nous présentons dans la Figure II.10 l'évolution du maximum de la déformation axiale en fonction du nombre de cycles.

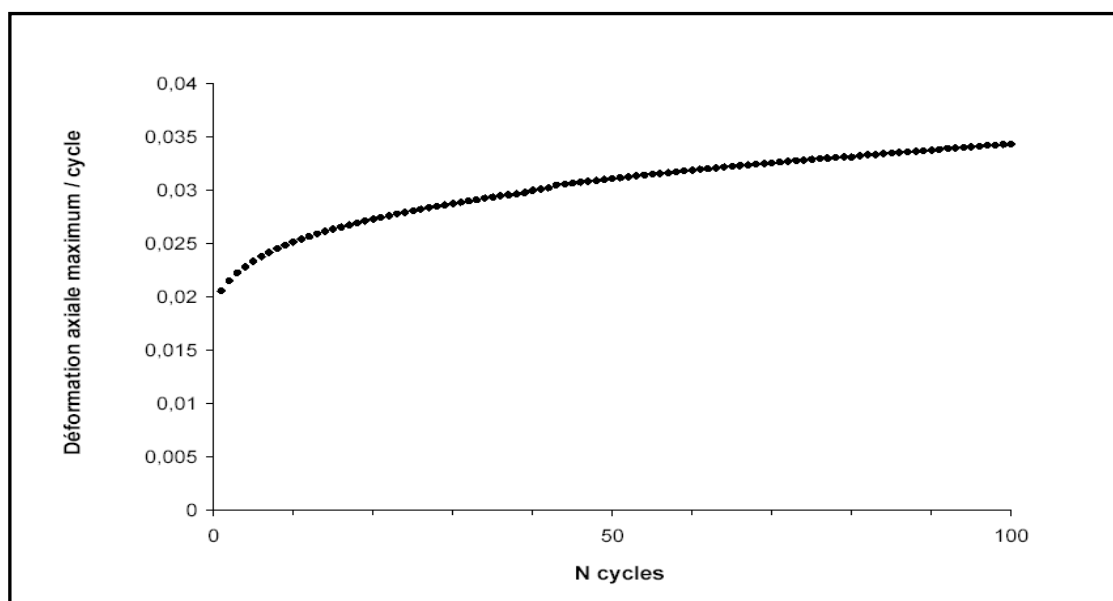


Figure II.10 Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H5 (Taleb et Hassan (2006),

Le deuxième type de chargement Correspond à l'application d'un chargement initial d'une valeur de 50 MPa dans la direction de traction et d'une torsion cyclique symétrique entre 115 MPa et -115 MPa avec le maintien du chargement initial. La figure II.11 représente l'histoire de chargement correspondante.

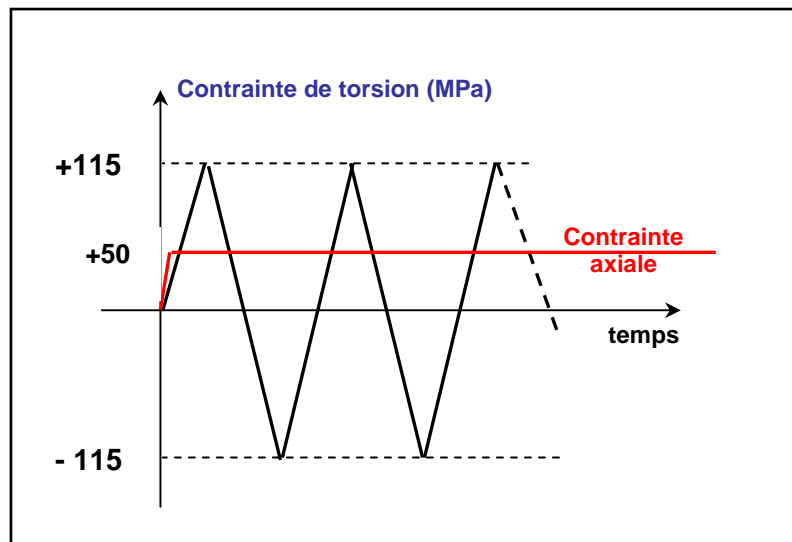


Figure II.11 Histoire de chargement de l'histoire H6

Les résultats montrent l'apparition d'une déformation progressive dans la direction axiale illustrée dans la figure ci dessous.

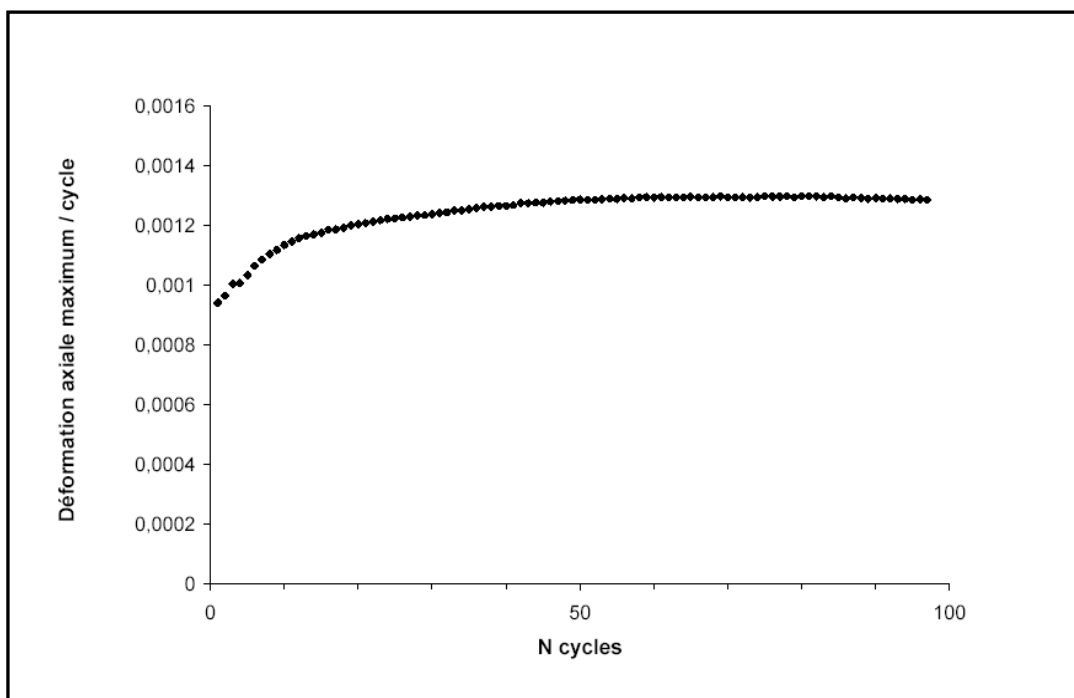


Figure II.12 Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H6 (Taleb et Hassan (2006))

Le troisième type de chargement correspond à la combinaison des deux histoires précédentes selon l'histoire présentée dans la figure II.13.

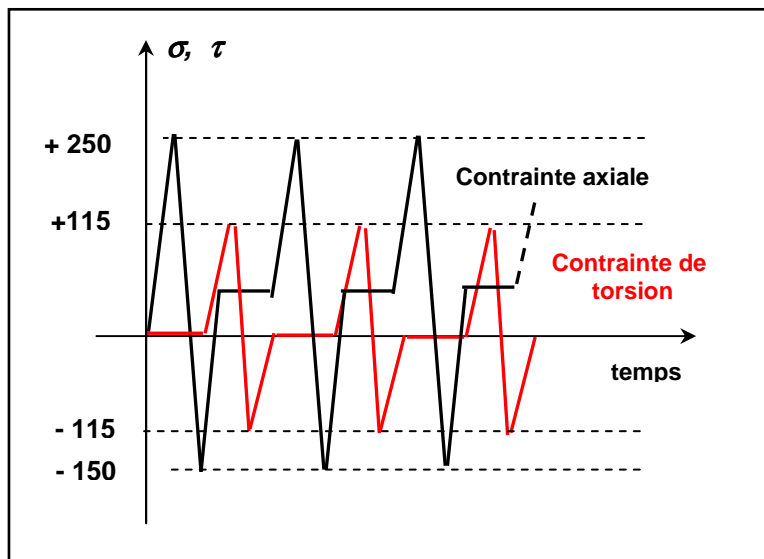


Figure II.13 Histoire de chargement de l'histoire H7

La réponse du matériau pour ce type de chargement est représentée dans la figure ci dessous.

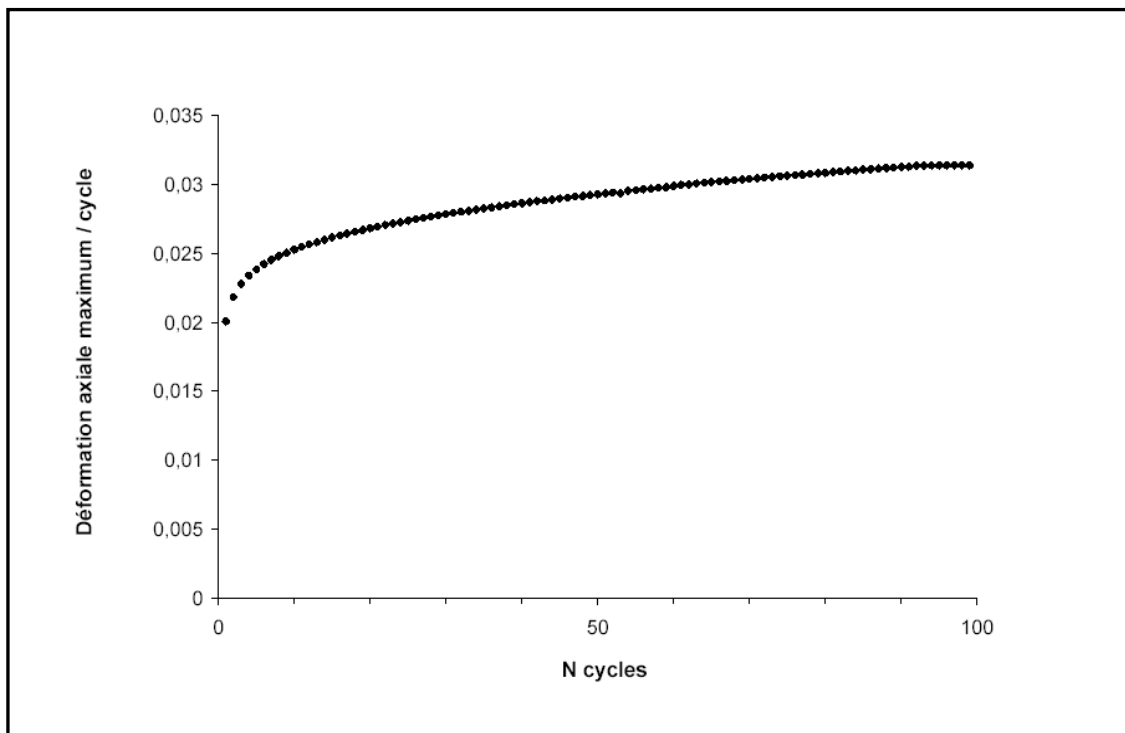


Figure II.14 Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H7(Taleb et Hassan (2006),

Les courbes représentant l'évolution de la déformation en fonction du temps (Figure II.10, Figure II.12 , Figure II.14) mettent en évidence une accumulation progressive de la déformation plastique qui correspond à l'effet de rochet. La déformation augmente en fonction du nombre de cycle.

Les résultats expérimentaux montrent que le chargement sous traction-compression avec contrainte moyenne fait apparaître la déformation progressive la plus importante. Ceci nous conduit à dire que la valeur de la contrainte moyenne, a un grand effet sur la déformation progressive.

II.3.3.2 Essais réalisés en deux phases

Ces types d'essai correspondent à effectuer des essais de rochet en combinant deux des histoires détaillées précédemment. Ces types d'essais sont à la fois complexes et innovateurs puisqu'ils permettent d'atteindre des niveaux de déformation plus élevés.

Le trajet de chargement consiste à soumettre l'éprouvette à un chargement de 100 cycles de l'histoire 5 suivi de 100 cycles de l'histoire H7 .les résultats de cet essai sont représentés dans la figure II.15.

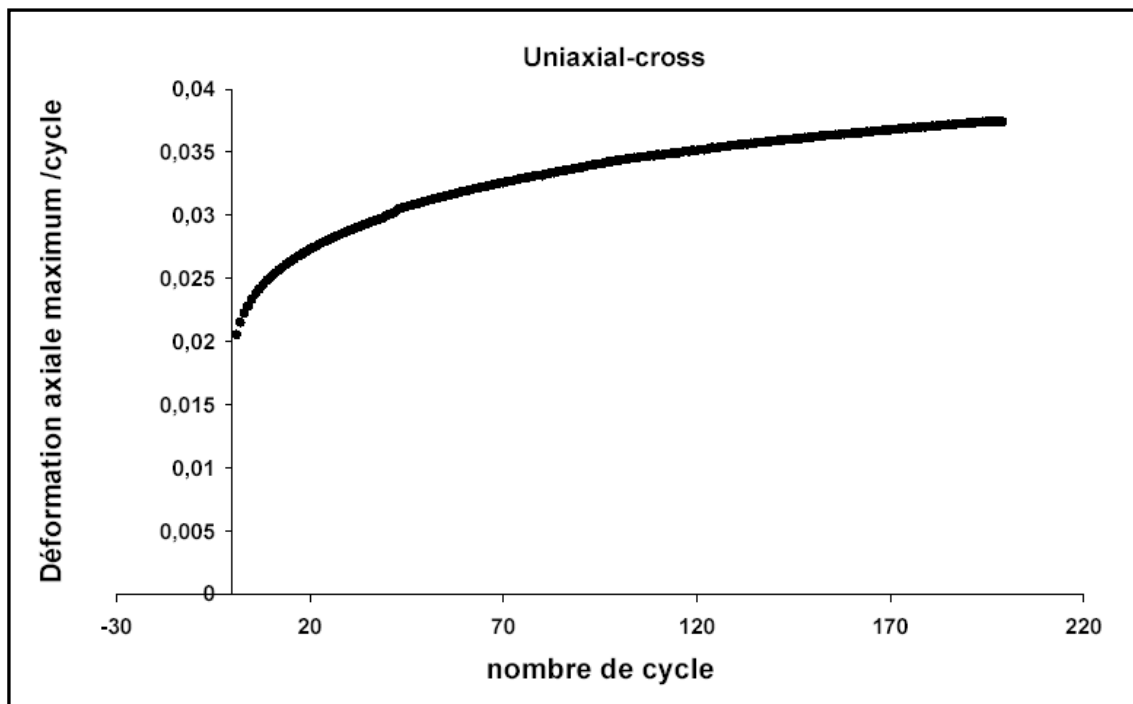


Figure II.15 Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H8 (Taleb et Hassan (2006),

Le deuxième trajet de chargement correspond à l'application de 100 cycles de l'histoire H6 suivi de 100 cycles de l'histoire 5. Les résultats de cet essai sont représentés dans la figure II.16.

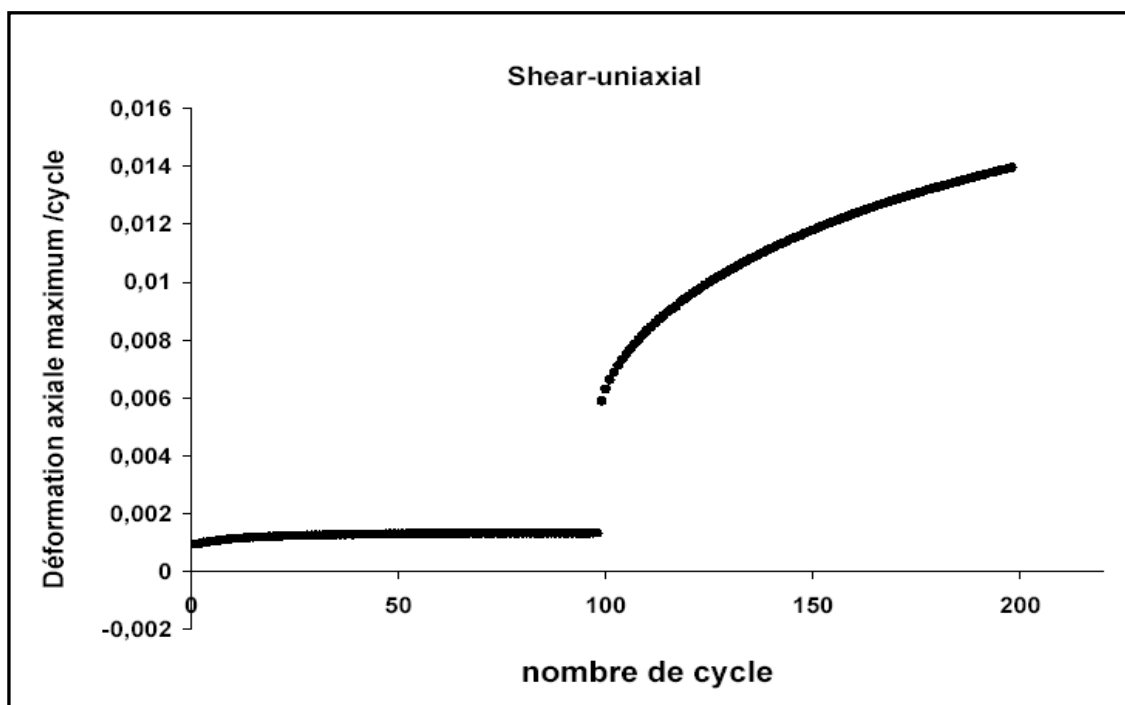


Figure II. 16 Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H9 (Taleb et Hassan (2006),

Le dernier trajet de chargement correspond à l'application de 100 cycles de l'histoire 7 suivi de 100 cycles de l'histoire H5. Les résultats de cet essai sont représentés dans la Figure II.17.

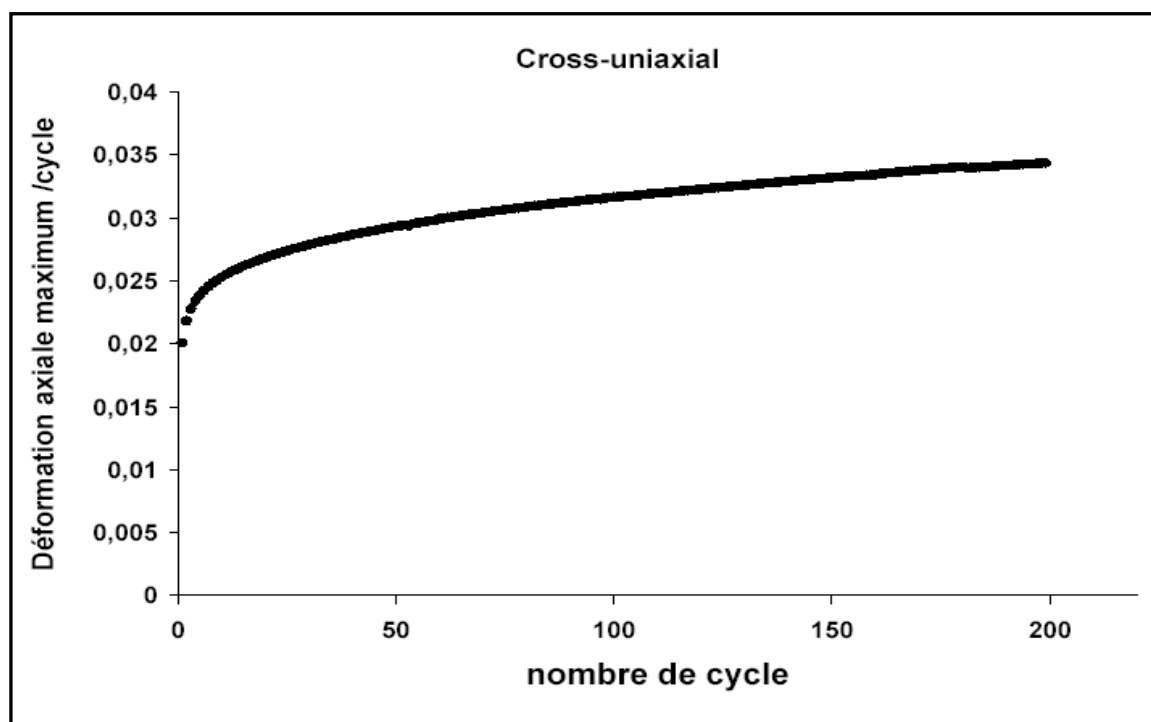


Figure II.17 Evolution de la déformation progressive en fonction du temps de l'histoire H10 (Taleb et Hassan (2006),

II.3.3.3 Essais de rochet après déformation imposée

Ce type d'essais permet de mettre en évidence le comportement du matériau vis à vis le rochet après qu'il y'aura stabilisation du comportement après un cyclage à déformation imposée entre +0.01 et -0.01 (stabilisation de la courbe contrainte déformation).

Les deux premiers essais sont des essais uniaxiaux, le premier est obtenu en faisant un cyclage à contrainte imposée symétrique entre +250 MPa et -250 MPa. Tandis que le deuxième consiste à un cyclage à contrainte imposée non symétrique entre +250 MPa et -115MPa. Les deux courbes expérimentales représentatives de la deuxième phase de ces essais ont représentées dans les Figures II. 18, Figure II.19

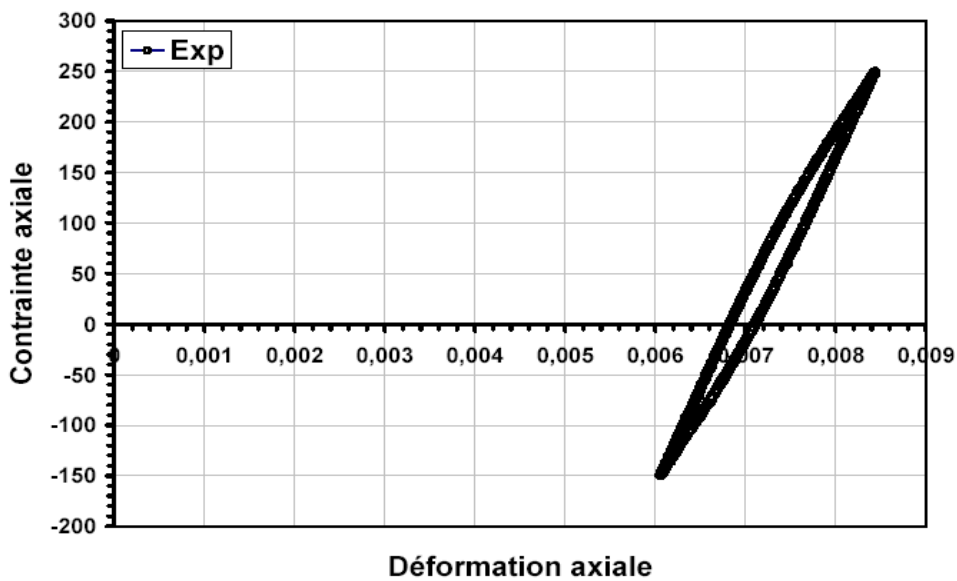


Figure II. 18 Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale pendant la deuxième phase pour l'histoire H11

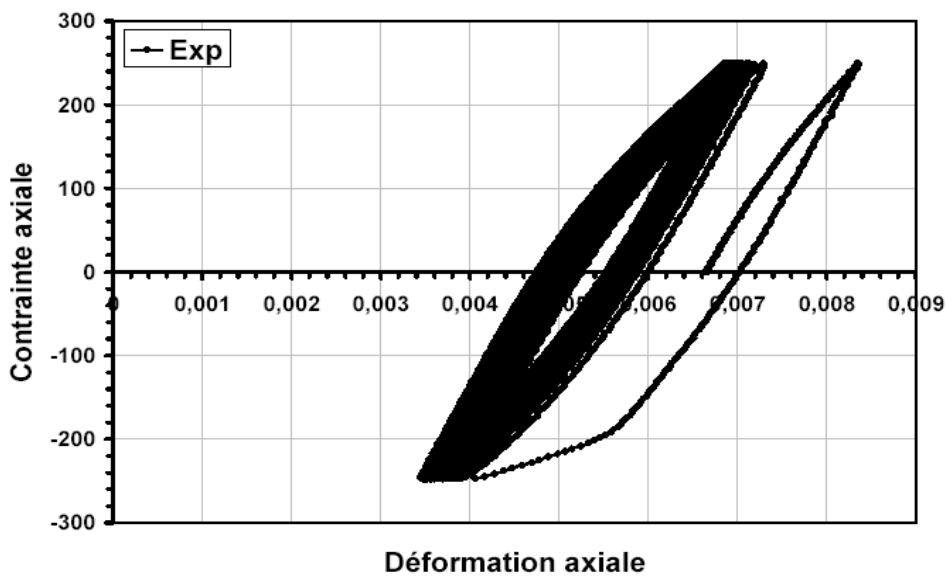


Figure II. 19 Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale pendant la deuxième phase pour l'histoire H12

Le troisième essai est un essai biaxial où le chargement à déformation imposée s'effectue dans la direction de torsion, tandis que le chargement secondaire à contrainte imposée est toujours dans la direction axiale. Les amplitudes de contraintes sont entre +250MPa et – 150 MPa.

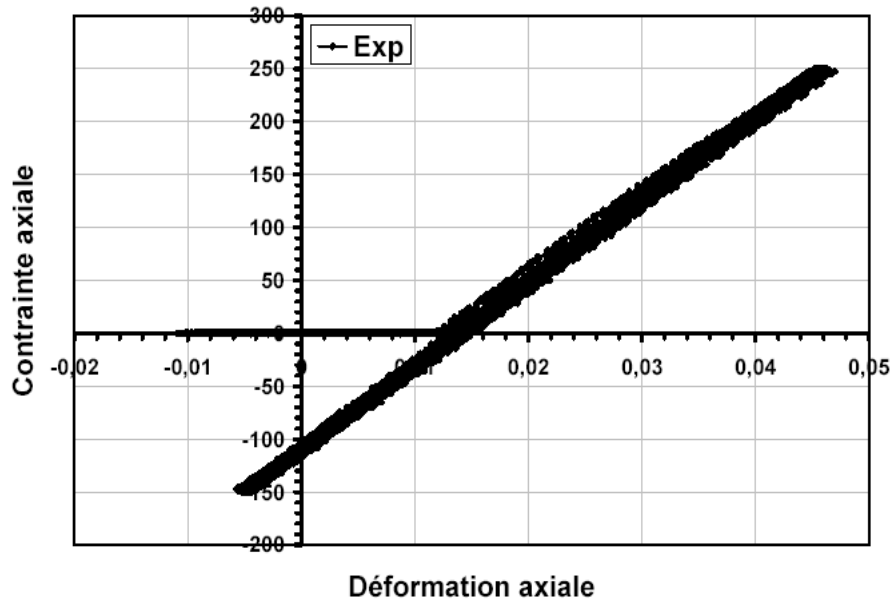


Figure II.20 Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale pendant la deuxième phase pour l'histoire H13

La réalisation de ces différents types d'essai permet l'identification des différents paramètres après avoir choisis un type de modèle de comportement permettant de prendre en compte l'élastoplasticité cyclique.

II.4 CONCLUSION

Dans ce chapitre nous avons présenté un ensemble d'essais mécaniques destinés à l'identification des paramètres et à l'étude de l'effet de la pré-déformation. Deux types d'expérience ont été présentés : Les essais EXP1 tirés des travaux précédents de (Taleb et Hassen (2006) et qui nous ont servi de repère pour l'identification des paramètres matériaux et les essais EXP2 réalisées dans le cadre de cette étude. Le premier type d'essais qui comporte des essais à déformation imposée axiale et multiaxiale ainsi que des essais de rochet en une et deux phases constitue la base sur laquelle nous menons l'identification des paramètres élastoplastique du modèle de comportement. Rappelons que le modèle élastoplastique choisis est celui de Chaboche dont les équations constitutives sont détaillées dans la première section du Chapitre III ; l'identification ainsi que la méthode d'optimisation sont aussi présentées dans le Chapitre III. Le deuxième type d'expérience (EXP2) comporte des essais de rochet après déformation imposée permet l'étude de l'effet de la pré-déformation (sur-écrouissage) sur le phénomène de rochet.

CHAPITRE III

Stratégie d'identification basée sur des bases de données à complexité croissante

Résumé : Dans ce chapitre l'accent est mis sur la stratégie d'identification suivie pour obtenir les paramètres matériau. Cette stratégie est développée à partir des essais à déformation et à contrainte imposée (base de données expérimentales présentée dans le chapitre précédent). Tout d'abord, on présente les équations constitutives du modèle de Chaboche qui est le modèle choisis dans ce travail. L'identification de base se fait à partir d'essai à déformation imposée où les paramètres obtenus sont validés à l'aide du code de calcul ZéBuLoN. On s'attache aussi à détailler la procédure d'identification de tous les paramètres puis on présente la méthode d'optimisation ainsi que les jeux de paramètres utilisés.

Sommaire

III.1 MODELE DE CHABOCHE.....	69
III.2 STRATEGIE D'IDENTIFICATION	72
III.2.1 Procédure d'identification	73
III.2.2 Validation numérique des paramètres avec le code de calcul ZéBuLoN.....	76
III.2.3 Optimisation et jeux de paramètres utilisés	76
III.2.3.1 Première estimation des paramètres matériaux.....	77
III.2.3.2 Organisation des simulations.....	78
III.3 MODELE DE CHABOCHE PROGRAMME DANS ZEBULON.....	80
III.3.1 Résultats typiques obtenus.....	80
III.4 CONCLUSION.....	82

III.1 MODELE DE CHABOCHE

Dans le cas de chargements cycliques, il est difficile d'utiliser la loi isotrope ou celle de Prager. En effet, dans le cas d'un écrouissage purement isotrope, une sollicitation cyclique symétrique (par exemple traction-compression) produira une plastification aux premiers cycles, puis une déformation purement élastique au cycle stabilisé. A l'inverse, la loi cinématique linéaire de Prager produira une plastification identique à chaque cycle. Pour bien représenter le comportement mécanique d'un matériau sous sollicitation cyclique, il est donc nécessaire d'utiliser une loi combinant un écrouissage isotrope et un écrouissage cinématique.

D'une façon générale, les variables d'écrouissage R (isotrope) et X (cinématique) constituent la loi de comportement du matériau. Elles sont la traduction macroscopique des mécanismes de déformation plastique du matériau. Leur évolution est donnée sous la forme suivante :

$$d R = b (Q - R) d p \quad (III.1)$$

$$d \underline{X} = \frac{2}{3} C (p) d \underline{\varepsilon}^p - \gamma (p) \underline{X} d p \quad (III.2)$$

Le second terme de l'équation (II.2) est un "terme de rappel", qui donne un caractère non-linéaire à cette relation.

Pour chaque déformation plastique, la loi de normalité s'exprime par :

$$\text{Où : } \underline{\varepsilon}_i^p = \dot{p} \underline{n}_i \quad \text{et} \quad \underline{n}_i = \frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}_i}$$

f étant la fonction de charge définie par :

$$f = J_2 (\underline{\sigma} - \underline{X}) - R - \sigma_y \quad (III.3)$$

avec $J_2 (\underline{\sigma} - \underline{X})$ le deuxième invariant du tenseur défini par la relation :

$$J_2 = \sqrt{\frac{3}{2} (\underline{\sigma}^D - \underline{X}) : (\underline{\sigma}^D - \underline{X})} \quad (III.4)$$

Où $\underline{\sigma}^D$ est la partie déviatorique du tenseur de contrainte de Cauchy

$$\underline{\sigma}^D = \underline{\sigma} - \frac{1}{3} tr \underline{\sigma} . \underline{1} \quad (III.5)$$

La loi d'écrouissage de Prager [Prager (1956)] s'est vite révélée insuffisante à cause du caractère linéaire de l'écrouissage qu'elle prévoit. En effet, l'expérience révèle que l'écrouissage cinématique est non linéaire et est assez bien représenté par la loi

d'écroissage de type cinématique non linéaire proposée par [Armstrong et Frederick (1966)]. Celle ci a été ensuite modifiée et améliorée par [Chaboche (1979)] par la prise en compte du durcissement cyclique (ou de l'adoucissement).

L'expression de la variable cinématique que nous allons utiliser par la suite est celle de l'équation (III.2) où la fonction $\gamma(p)$ traduit le durcissement cyclique :

$$\gamma(p) = \gamma_{\infty} + (\gamma_0 - \gamma_{\infty}) e^{-b p} \quad (III.6)$$

Malgré les améliorations apportées sur l'écroissage cinématique non linéaire, celui ci fournit une description insuffisante lorsque le domaine de variation des déformations est important, il conduit par ailleurs à un effet de rochet souvent trop important par rapport aux observations expérimentales. L'écroissage cinématique linéaire produit à son tour à une accommodation en un cycle. Le domaine de validité peut être élargi en introduisant plusieurs variables d'écroissages cinématiques. La forme modifiée de $d\underline{X}$ fut proposée par Chaboche en 1991 [Chaboche, 1991] elle permet une meilleure précision par la superposition de plusieurs modèles analogues, sous la forme :

$$\underline{X} = \sum_1^n \underline{X}_i \quad (III.7)$$

Chacune des variables cinématiques indépendantes \underline{X}_i obéit à une loi d'évolution telle que :

$$d\underline{X}_i = \frac{2}{3} C_i d\underline{\epsilon}^p - \gamma_i \underline{X}_i dp \quad \text{pour } i=1,2,3 \quad (III.8)$$

Et pour $i=4$

$$d\underline{X}_n = \frac{2}{3} C_n d\underline{\epsilon}^p - \gamma_n \left\langle 1 - \frac{\underline{X}_l}{J(\underline{X}_n)} \right\rangle \underline{X}_n dp \quad (III.9)$$

Où $J(\underline{X}_n) = \sqrt{\frac{3}{2} X_{ij} X_{ij}}$

$\langle \rangle$ Sont les parenthèses de Macauley tel que : $\langle x \rangle = x$ si $x > 0$ $\langle x \rangle = 0$ si $x < 0$

La superposition de plusieurs variables cinématiques permet de décrire plus précisément l'allure de la courbe de comportement (meilleure représentation de la transition élastique).

Avec, par exemple, une variable cinématique linéaire et une autre non linéaire. Par cette méthode, on obtient bien du rochet uniaxial dont le pas diminue au cours des cycles. En outre, la description de la courbe d'écroissage monotone peut elle aussi être améliorée en utilisant plusieurs variables cinématiques. On peut ainsi choisir une variable pour gérer la transition entre le régime élastique et élastoplastique, une autre pour décrire le

comportement quasi-linéaire pour de "grandes" déformations ($\varepsilon > 2\%$), et enfin une dernière pour décrire la zone intermédiaire. Malheureusement, dans le cas d'essais uniaxiaux, cette astuce ne permet pas d'obtenir une bonne représentation à la fois de la déformation progressive, de la courbe de traction monotone et du comportement cyclique à déformation imposée [Chaboche *et al.* 89]. La déformation progressive est souvent surestimée ou bien c'est le module d'érouissage de la courbe de traction monotone qui l'est. De plus, la déformation progressive cesse toujours au bout d'un certain nombre de cycles, du fait de l'érouissage cinématique linéaire.

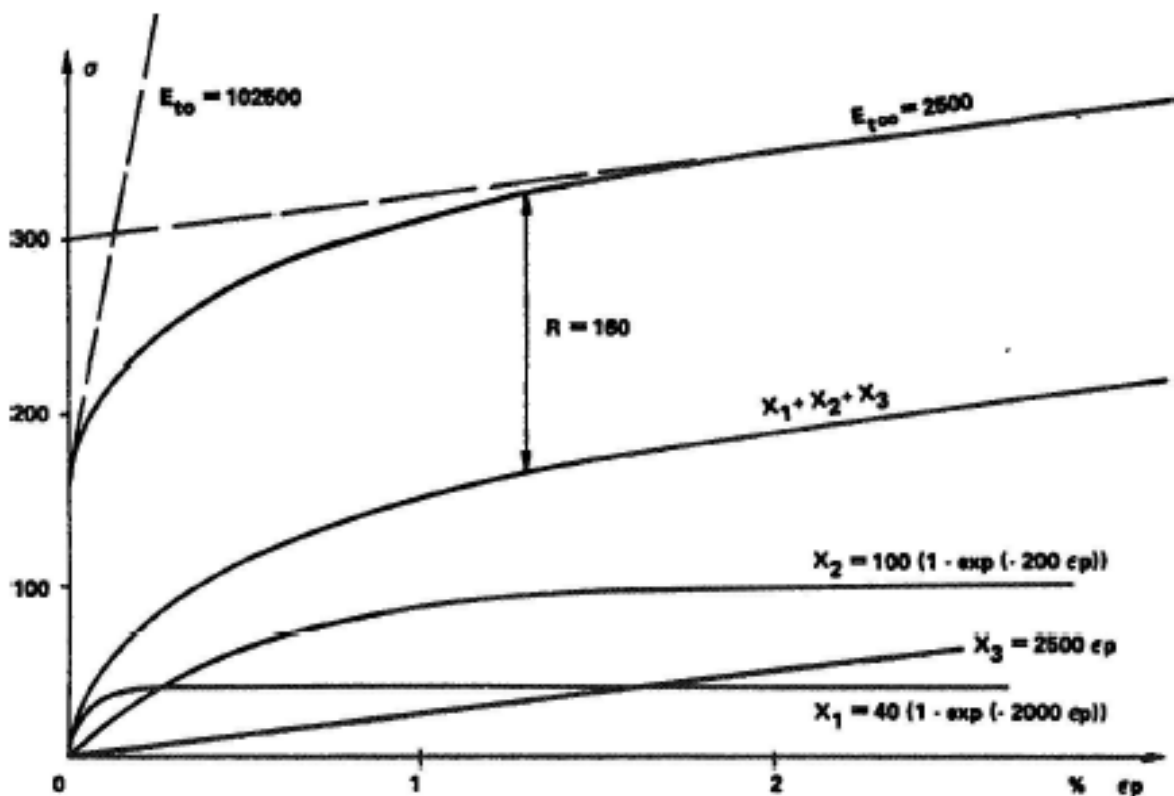


Figure III.1 Utilisation de 3 variables cinématiques pour décrire l'érouissage monotone d'un matériau, d'après [Lemaitre et Chaboche 88]

L'équation (III.9) fait intervenir un terme supplémentaire X_i : c'est la valeur limite du déplacement de la surface de charge à partir duquel le rochet apparaît.

En effet, l'introduction de X_i rend le terme de restauration dynamique inactif à l'intérieur de la surface limite. Lorsque $J(\underline{X}_n) \leq X_i$ l'équation (III.9) se réduit à l'équation caractérisant l'érouissage cinématique de Prager où le rochet ne peut avoir lieu.

Ainsi, pour de faibles sollicitations, la variable X_i restera inférieure à X_i , ce qui produira une accommodation au bout de quelques cycles si, par ailleurs, le modèle comprend d'autres variables cinématiques dont l'évolution est purement non linéaire. Si l'on augmente, en revanche, la contrainte moyenne de sollicitation, la variable $X(i)$ dépassera X_i

et aura donc une évolution mixte - linéaire pour la partie basse du cycle (entre $X(i)min$ et Xl) et non linéaire pour la partie haute (entre Xl et $X(i)max$) ; ce qui produira d'autant plus de rochet que la partie d'évolution non linéaire sera importante. Chaboche propose une généralisation de son modèle [Chaboche 92] en affectant à toutes les variables cinématiques l'équation d'évolution (III.8). Il parvient ainsi à retrouver la plupart des résultats de rochet uniaxial et notamment ceux obtenus par Goodman [Goodman 83].

Le modèle de Chaboche détaillé ci-dessus est implanté dans le code de calcul utilisé dans cette étude. Pour améliorer les résultats de la simulation on a choisis quatre variables cinématiques X_1, X_2, X_3, X_4 . Les paramètres matériaux à identifier sont les paramètres de l'écrouissage cinématique C_i et D_i et ceux de l'écrouissage isotrope Q_i et b_i . Ils sont identifiés "automatiquement" en utilisant une méthode d'optimisation. La limite d'élasticité ainsi que le module de Young se déduisent du début de la courbe de traction.

L'identification des paramètres nécessite la disposition d'une base expérimentale qui doit comprendre plusieurs essais sous différents trajets. Dans ce cas la base de données expérimentale (décrite dans le chapitre précédent) se compose d'essais à déformation imposée uniaxiaux, biaxiaux et d'essais de rochet.

La stratégie d'identification de ces paramètres ainsi que les résultats obtenus sont présentés dans la section suivante.

III.2 STRATEGIE D'IDENTIFICATION

Plusieurs modèles phénoménologique sont implantés dans le code de calcul ZéBuLoN, dont les modèles utilisant la première approche (Chaboche, Ohno) et les modèles utilisant la deuxième approche dits multimécanisme développés récemment (modèles détaillés dans le Chapitre I).

Le choix entre les deux catégories de modèles phénoménologiques nécessite l'identification de tous les paramètres constituant les équations constitutives des modèles en question. Cette identification sera plus ou moins complexe selon le modèle choisi et selon les phénomènes décrits.

Les modèles multi-mécanismes sont très attirants puisqu'ils donnent de bons résultats. Leur utilisation dans le monde industriel reste cependant marginale en raison de leurs « jeunesse » notamment.

Dans le cadre de cette étude le choix se porte sur le modèle élastoplastique de Chaboche dont la formulation a été présentée dans la section précédente. Ce modèle est relativement classique et couvre une large gamme de comportement mécanique. Il est le plus connu aujourd'hui, On le trouve cependant implanté dans plusieurs code de calculs (ZéBuLoN, Aster.....). Dans ce modèle tous les phénomènes physiques responsable de la

déformation plastique sont introduits dans une seule variable ce qui rend l'identification des paramètres plus aisée.

III.2.1 Procédure d'identification

Le modèle de Chaboche prend en compte cinq paramètres : le module de Young E , la constante cinématique C , le coefficient de saturation b , le paramètre Q , le seuil de la limite élastique σ_y . Afin d'identifier ces paramètres nous utilisons la procédure indiquée ci dessous. L'identification des paramètres se fait sous chargement en traction-compression à partir de la boucle d'hystérésis, pour une amplitude de déformation de l'ordre de 0.005. Pour l'identification des coefficients de lois d'écrouissage isotrope, Q et b , on utilise la boucle d'hystérésis stabilisée en traction compression. La limite d'élasticité ainsi que le module de Young se déduisent du début de la courbe de traction

Paramètres identifiés

- **Module de Young E**

Le module E caractérise la pente de la tangente à la courbe élastique, définis par la loi de Hooke :

$$\sigma = E \varepsilon$$

En prenant deux points appartenant à la pente d'une courbe de traction ou de la première courbe de chargement pour une courbe cyclique on peut déterminer le coefficient E . dans notre cas $E= 206$ GPa

- **Paramètre σ_y : seuil de la limite élastique**

Le coefficient σ_y (yield) indique le moment où le matériau va commencer à plastifier c'est la taille initiale du domaine d'élasticité. Sur une courbe de traction ou bien sur le premier quart de cycle d'une courbe cyclique, on détermine ce paramètre à la rupture de pente introduite par la fin du mécanisme de déformation élastique. La mesure de σ_y est d'autant plus précise que la vitesse de mise en charge est forte, car la fin du régime élastique sera plus marquée. La détermination de la limite d'élasticité à 0.2%, donne la valeur de σ_y qui est 160 MPa

- **Paramètre Q :**

Le paramètre Q est le paramètre de la loi d'évolution de l'écrouissage isotrope plastique. Il décrit le durcissement ou l'adoucissement introduit dans les cas de chargements cycliques.

Lorsque l'état stabilisé est atteint, la variable isotrope est saturée et seule l'écroissage cinématique a de l'effet.

Le paramètre Q est identifier à partir de l'équation $R(p) = \sigma - \sigma_y = Q(1 - e^{-bp})$, car lorsque p tend vers $+\infty$; $\sigma - \sigma_y$ tend vers Q.

Le paramètre Q représente la valeur asymptotique lorsque p tend vers l'infini. Sur la courbe représentant l'évolution de r(p) en fonction de p (figure II.2) on peut facilement tirer la valeur de Q qui est égale à 45 Mpa.

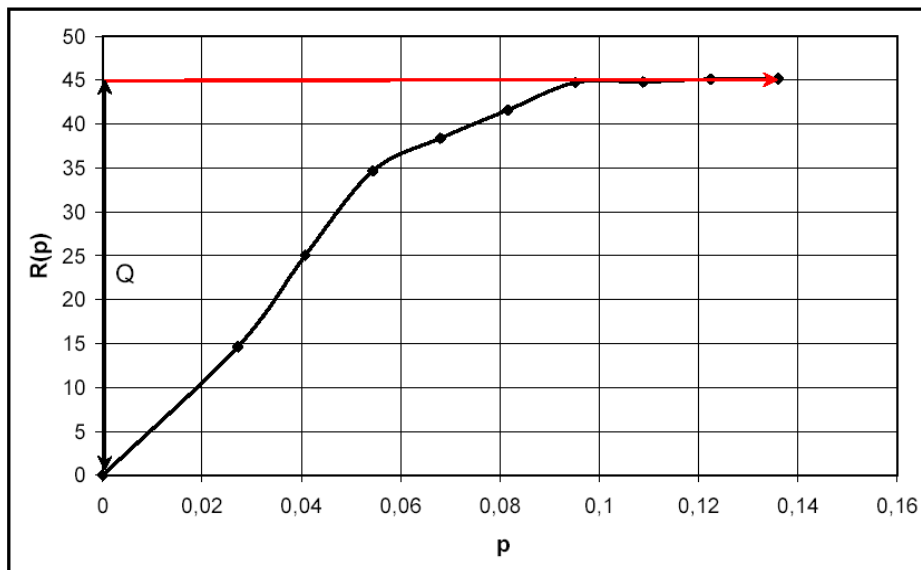


Figure III.2 Evolution de la variable d'écroissage isotrope R en fonction de déformation plastique cumulée p

- **Paramètre b : vitesse de stabilisation**

Le paramètre b impose la vitesse de saturation de la loi d'évolution de la variable isotrope R, qui est une fonction de la déformation plastique cumulée p. on peut évaluer la valeur de b à partir de l'équation :

$$R(p) = \sigma - \sigma_y = Q(1 - e^{-bp})$$

Où b sera :

$$b = - \frac{\ln \left(1 - \frac{R(p)}{Q} \right)}{p}$$

En prenant la moyenne on trouve b égale à la valeur 35

• **Paramètre C : constante cinématique**

Le paramètre C est la constante cinématique caractérisant l'écroissage cinématique. Son identification repose sur le tracé de $X(\epsilon_p)$ en fonction de ϵ_p . Une fois $R(p)$ est estimé on aura $X = \sigma - R - \sigma_y$ et en traçant X en fonction de la déformation plastique (déformation mesurée moins (σ_y/E) , on déduit C comme étant la pente à l'origine (en $X=0$). Pour faire cette estimation, on peut considérer, comme première approximation, le cycle stabilisé correspond au cas $R=Q$. La représentation graphique de $X(\epsilon_p)$ en fonction de ϵ_p est donnée sur la figure III.3

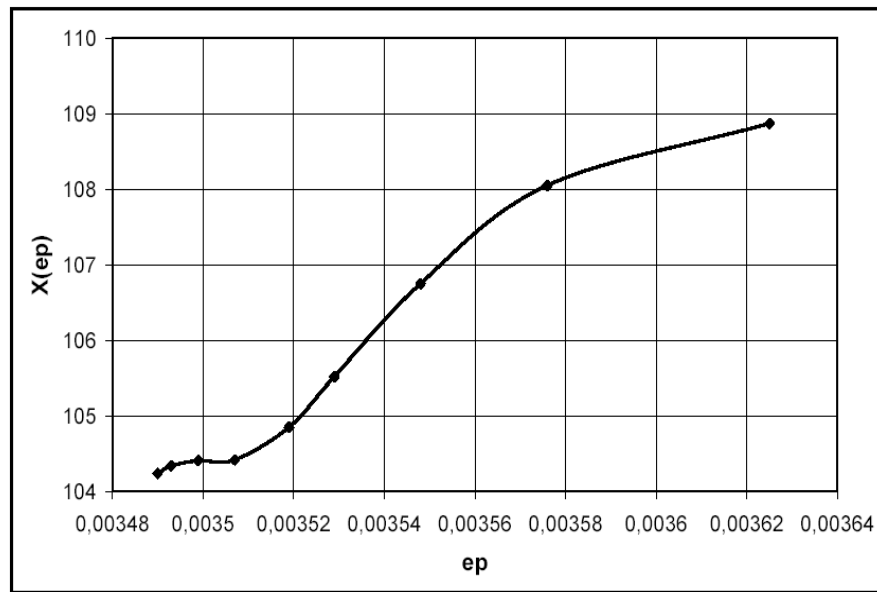


Figure III.3 Evolution de la variable d'écroissage cinématique X en fonction de déformation plastique cumulée p

La translation du domaine d'élasticité est traduite par le tenseur \underline{X} et sachant que fonction de charge s'écrit sous la forme:

$$f = |\sigma - X| - R - \sigma_y$$

Lorsque $f = 0$ (il y'a écoulement plastique) on a :

$$X = \sigma - R - \sigma_y$$

dans le cas de la combinaison d'un écroissage cinématique et isotrope, la variable X s'écrit sous la forme :

$$dX = C d\epsilon^p - \gamma(p) X dp$$

En $X = 0$ c'est-à-dire $\sigma = R + \sigma_y$

$$\text{On a : } C = \left(\frac{dX}{d\epsilon^p} \right)_{X=0}$$

$$\text{Donc : } C = \frac{\Delta X}{\Delta \varepsilon^p}$$

Donc C est la pente de la courbe $X = f(\varepsilon_p)$ en l'origine $X = 0$.

On peut considérer en cycle stabilisé que $R = Q$ donc $X = 0$ en $\sigma = 205$ MP a. Ce qui donne $C = 51188$ MP a

III.2.2 Validation numérique des paramètres avec le code de calcul ZéBuLoN

Afin de vérifier la validité des paramètres élastoplastiques identifiés d'après l'essai uniaxial à déformation imposée entre $\pm 0.5\%$, une simulation numérique de ce dernier a été faite avec le code de calcul zébulon. La figure ci-dessous donne les résultats de la superposition du cycle stabilisé simulé avec le cycle stabilisé expérimental. L'accord est globalement satisfaisant.

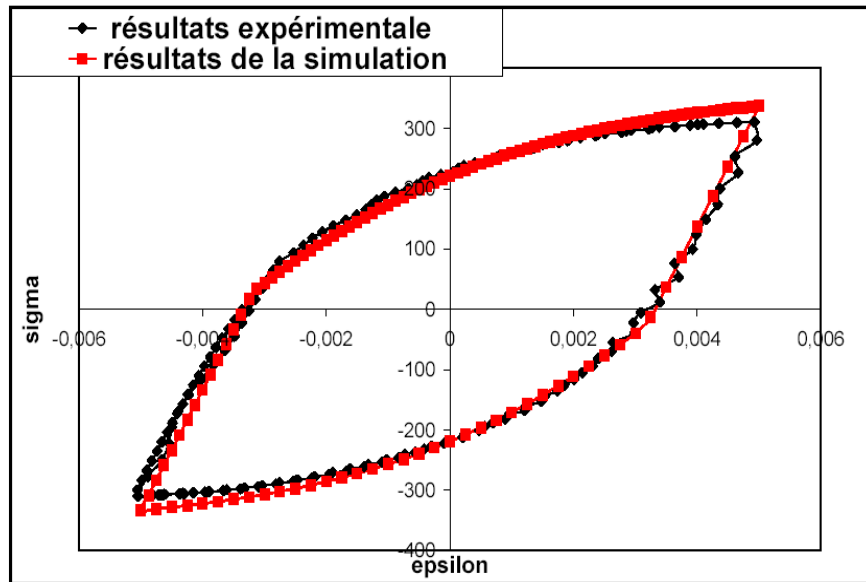


Figure III.4 Evolution de la contrainte en fonction de la déformation : Superposition de la boucle stabilisée expérimentale avec les résultats de la simulation

III.2.3 Optimisation et jeux de paramètres utilisés

L'identification des paramètres nécessite la disposition d'une base expérimentale qui dépend du modèle à identifier et qui doit comprendre un minimum d'essais permettant d'exciter l'ensemble des variables du modèle lors d'un essai. Ces paramètres doivent être déterminés à partir d'essai de caractérisation du comportement du matériau dans des conditions représentatives des conditions de chargement pour lesquelles le calcul est destiné.

Dans notre travail, l'identification des paramètres est faite par optimisation à l'aide du code de calcul ZEBULON. Les paramètres initiaux correspondant aux quatre variables cinématiques sont "manuellement" estimés en prenant en considération des essais à déformation imposée.

L'algorithme utilisé est celui de Levenberg-Marquardt, qui est l'un des algorithmes les plus stables, il permet d'obtenir une solution numérique au problème de minimisation d'une fonction souvent non-linéaire et dépendant de plusieurs variables.

III.2.3.1 Première estimation des paramètres matériaux

L'optimiseur demande un jeu de paramètres initiaux, le réalisme de ce jeu de paramètres conditionne toujours la rapidité de la convergence. L'identification des valeurs des paramètres initiaux se fait par ajustement sur les résultats d'essai. La différence entre les résultats expérimentaux et simulés est ensuite exprimée sous forme d'une fonctionnelle quadratique traduisant l'écart entre expérience et simulation. Il s'agit ensuite de minimiser cette fonctionnelle en jouant sur les paramètres initiaux à l'aide des techniques numériques de l'optimiseur. Par ailleurs on cherche à affiner l'identification en utilisant un jeu de paramètres trop réduit, on ne retient alors que les valeurs max. et min. avec quelques valeurs intermédiaires.

Au cours de la boucle d'optimisation, Z-optim exécute le programme externe qui utilise le jeu de paramètres fourni par Z-optim pour reconstituer le, ou les essais expérimentaux. Z-optim compare ensuite les résultats de cette simulation avec les courbes expérimentales pour produire un meilleur jeu de paramètres, et ainsi de suite jusqu'à convergence. Les paramètres initiaux sont résumés dans le tableau III.1

Tableau III.1 Paramètres initiaux

Paramètres initiaux	
C1	5.0001000000000000e+04
D1	2.0000000000000000e+03
C2	2.0000000000000000e+04
D2	5.0000000000000000e+02
C3	5.0000000000000000e+03
D3	1.0000000000000000e+02
C4	5.0000000000000000e+02
D4	5.0000000000000000e+01
Q	1.0000000000000000e+02
b	5.0000000000000000e+00

Dans le cadre de cette étude, les essais expérimentaux sont simulés par Z-sim qui simule le comportement dans la zone utile de l'éprouvette. Le chargement dans celle-ci s'exprime par des tables qui décrivent l'évolution dans le temps des composantes du tenseur des contraintes et/ou des déformations

La figure III.5 représente la boucle d'optimisation utilisée dans Z-Optim.

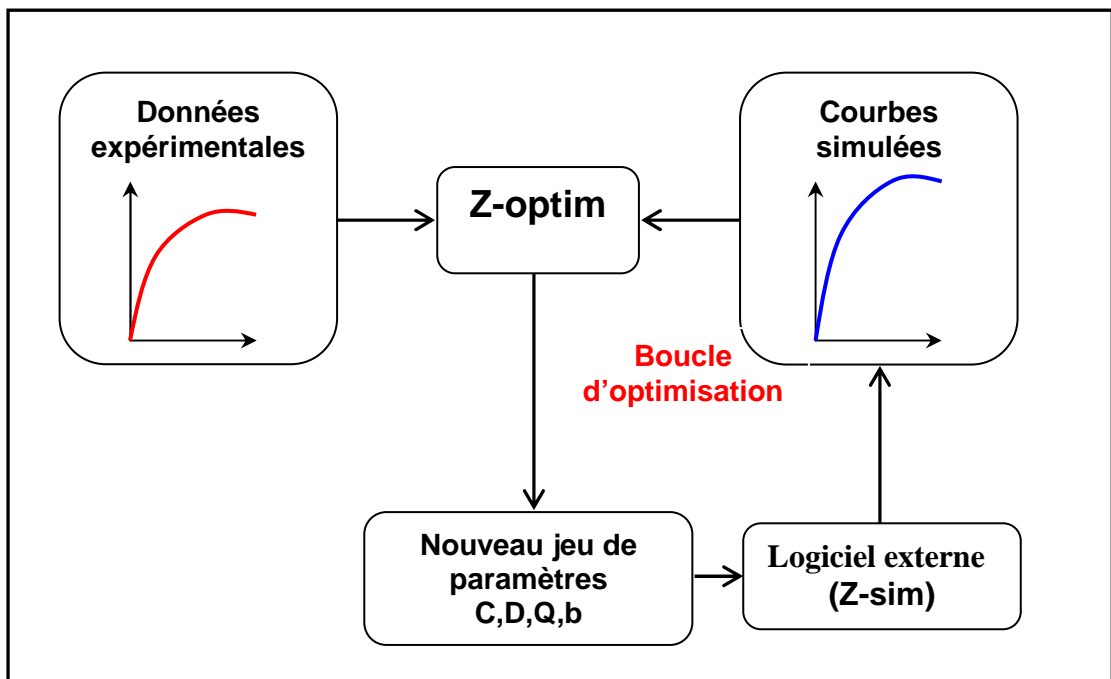


Figure III.5 Représentation du fonctionnement de l'optimiseur

Afin d'obtenir une meilleure association de paramètre plusieurs essais sont pris en considération dans la procédure d'optimisation : des essais à déformation imposée axiale et multiaxiale et des essais de rochet axial et multiaxial.

III.2.3.2 Organisation des simulations

Le tableau II.1 résume les différentes optimisations effectuées à partir de la base de données détaillées précédemment. Il résume l'ensemble des simulations faites avec les paramètres des optimisations. Si_j désigne la simulation de l'essai i faite avec les paramètres obtenus par optimisation avec l'essai j par exemple S4_4+5 est la simulation de l'essai 4 faite avec les paramètres de l'optimisation obtenus à partir des essais 4 et 5.

Tableau III.2 Organisation des simulations

Histoire	Repère identif. Essais	1	2	4	4+5	4+6	4+7	1+2+4+5+6+7
H 1	1	S1_1	S1_2	S1_4	S1_4+5	S1_4+6	S1_4+7	S1_1+2+4+5+6+7
H 2	2	S2_1	S2_2	S2_4	S2_4+5	S2_4+6	S2_4+7	S2_1+2+4+5+6+7
H 4	4	S4_1	S4_2	S4_4	S4_4+5	S4_4+6	S4_4+7	S4_1+2+4+5+6+7
H 5	5	S5_1	S5_2	S5_4	S5_4+5	S5_4+6	S5_4+7	S5_1+2+4+5+6+7
H 6	6	S6_1	S6_2	S6_4	S6_4+5	S6_4+6	S6_4+7	S6_1+2+4+5+6+7
H 7	7	S7_1	S7_2	S7_4	S7_4+5	S7_4+6	S7_4+7	S7_1+2+4+5+6+7
H 8	8	S8_1	S8_2	S8_4	S8_4+5	S8_4+6	S8_4+7	S8_1+2+4+5+6+7
H 9	9	S9_1	S9_2	S9_4	S9_4+5	S9_4+6	S9_4+7	S9_1+2+4+5+6+7
H10	10	S10_1	S10_2	S10_4	S10_4+5	S10_4+6	S10_4+7	S10_1+2+4+5+6+7
H11	11	S11_1	S11_2	S11_4	S11_4+5	S11_4+6	S11_4+7	S11_1+2+4+5+6+7
H12	12	S12_1	S12_2	S12_4	S12_4+5	S12_4+6	S12_4+7	S12_1+2+4+5+6+7
H13	13	S13_1	S13_2	S13_4	S13_4+5	S13_4+6	S13_4+7	S13_1+2+4+5+6+7

III.3 MODELE DE CHABOCHE PROGRAMME DANS LE CODE ZéBuLoN

Le modèle programmé dans ZéBuLoN 8.III est le modèle présenté et détaillé dans le chapitre III (implanté dans le code de calcul sous gen_evp), Son cadre d'utilisation couvre un large domaine, et il a subi de nombreuses améliorations successives.

Les 7 coefficients du modèle se décomposent suivant :

Élasticité:

Young : module de young

Poisson : module de poisson

Constantes cinématiques non linéaire:

C : constante cinématique C

D : la constante cinématique D

Constantes isotropes non linéaire :

R₀ : valeur initiale de la limite d'élasticité

Q : mémoire de la déformation plastique

b : taux de saturation

L'identification des coefficients précédents a permis l'obtention des paramètres suivant :

E	ν	R	C	b	Q
206000	0.3	160	51200	35	45

III.3.1 Résultats typiques obtenus

Chargement à déformation imposée symétrique

Les chargements à déformation imposée, avec des bornes symétriques en traction et en compression constituent l'essai de base en chargement cyclique. La courbe déformation plastique–contrainte présente des hystérésis. En relevant les coordonnées des extrémités des boucles, on peut ensuite construire la courbe d'écrouissage cyclique, dans le plan ($\Delta \varepsilon_p - \Delta \sigma$). Après une forme transitoire arrondie, la règle d'écrouissage isotrope conduit à un cycle en forme de parallélogramme, avec deux côtés horizontaux. Dans le cas où le coefficient Q est positif, il y a *durcissement cyclique*, dans le cas contraire, il y a *adoucissement cyclique*. La règle d'écrouissage cinématique linéaire conduit également à un parallélogramme, dès le second cycle (figure III.6b). La règle d'écrouissage cinématique non linéaire conduit à une forme plus réaliste (figure III.6c), et d'autant plus si elle est couplée avec une évolution de l'écrouissage isotrope (figure III.7).

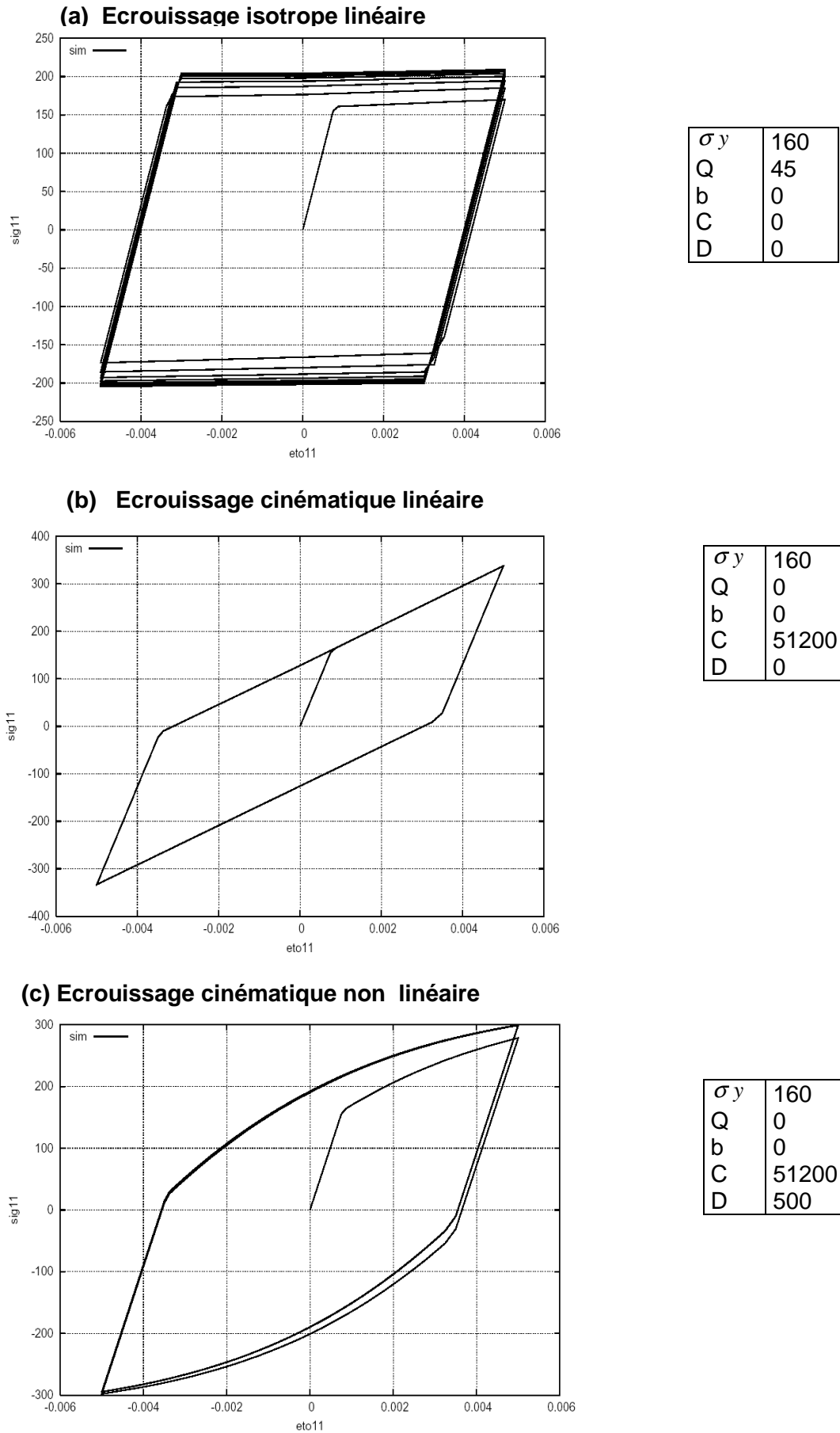


Figure III.6 Réponses élémentaires à un chargement à déformation imposée symétrique ($E=206000$)

Ecrouissage isotrope +cinématique non linéaire

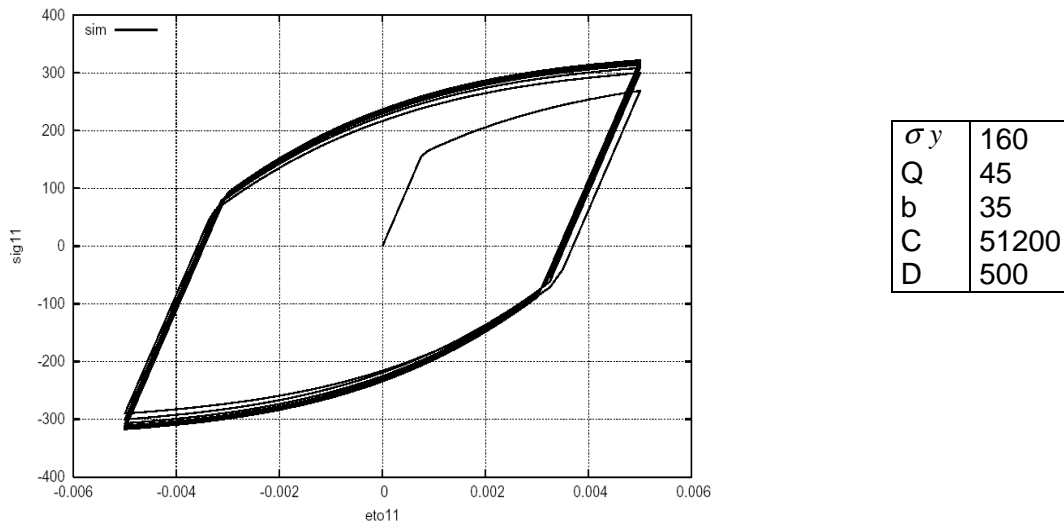


Figure III.7 Chargement à déformation imposée symétrique avec écrouissage isotrope et cinématique non linéaire ($E=206000$)

III.4 CONCLUSION

Dans ce chapitre nous avons présenté l'identification des paramètres élastoplastiques du modèle de Chaboche nécessaire à la simulation numérique des différents phénomènes cycliques étudiés.

Les résultats de la simulation effectuée avec ces paramètres ont systématiquement été comparés avec l'expérience et ont montré la capacité du modèle choisis à fournir une prédiction fiable du comportement mécanique du spécimen étudié.

Toutefois il est nécessaire d'utiliser plusieurs variables cinématique afin d'améliorer la qualité des résultats obtenus. En effet une seule variable cinématique ne permet pas de décrire plusieurs phénomènes tel que le rochet axial et multiaxial. Les variables cinématique ont été estimées manuellement puis ils ont été optimisés en utilisant une large base d'essai. L'optimisation est faite en utilisant le code de calcul ZéBuLoN et L'algorithme utilisé est celui de Levenberg-Marquardt. Les simulations des différents essais (différentes histoires de chargement détaillées dans le chapitre II) avec les paramètres obtenus seront présentées dans le Chapitre IV.

CHAPITRE IV

Résultats et discussions

Résumé : Ce chapitre est consacré à la présentation des résultats de la simulation numérique. Tout d'abord nous proposons d'étudier l'effet de la variation des paramètres identifiés sur les réponses simulées ensuite, une étude de l'effet de la pré-déformation sur le phénomène de rochet est présentée. Les calculs entrepris ont été réalisés en utilisant le code de calcul ZéBuLoN 8.3. Les calculs sont basés sur le modèle élastoplastique de Chaboche détaillé dans la première section du chapitre III.

Sommaire

IV.1. RESULTATS DE L'OPTIMISATION.....	84
IV.2. SIMULATION NUMERIQUE DES ESSAIS A DEFORMATION IMPOSEE.....	85
IV.2.1. Essais uniaxiaux.....	85
IV.2.1.1. Résultats de la Simulation (H1).....	85
IV.2.1.2. Résultats de la Simulation (H2).....	87
IV.2.2. Essais combinés.....	90
IV.2.2.1. Résultats de la Simulation (H4).....	90
IV.3. SIMULATION NUMERIQUE DES ESSAIS A CONTRAINTE IMPOSEE.....	92
IV.3.1. Effet de rochet en une seule phase.....	92
IV.3.1.1. Effet de rochet uniaxial (H5).....	92
IV.3.1.2. Effet de rochet multiaxial (H 6).....	99
IV.3.1.3. Effet de rochet combiné (H 7).....	104
IV.3.2. Essais de rochet composé de deux phases.....	112
IV.3.2.1. Effet de rochet uniaxial+combiné (H8).....	112
IV.3.2.2. Effet de rochet multiaxial+uniaxial (H9).....	115
IV.3.2.3. Effet de rochet combiné + uniaxial (H10).....	119
IV.4. SIMULATION NUMERIQUE DES ESSAIS DE ROCHET APRES DEFORMATION IMPOSEE.....	122
IV.4.1. Résultats de la Simulation (H11).....	123
IV.4.2. Résultats de la Simulation (H12).....	125
IV.4.3. Résultats de la Simulation (H13).....	127
IV.5. CONCLUSION.....	129

IV.1. RESULTATS DE L'OPTIMISATION

Nous montrons dans ce qui suit les résultats des simulations obtenues à partir des résultats de l'optimisation. Nous notons par la suite **optimisation *i* (ou paramètres *i*)**, l'optimisation obtenue à partir de l'essai *i*. ex : l'optimisation 4+5 (paramètres 4+5) est l'ensemble des paramètres obtenus à partir de la base de données constituée des essais 4 et 5.

L'optimisation étant faite sur l'ensemble des paramètres de l'érouissage cinématique C_i et D_i et ceux de l'érouissage isotrope Q et b .

La limite d'élasticité a une valeur égale à 160 MPa ;

Le module de Young a une valeur égale à 206 000 MPa ;

Le coefficient de poisson a une valeur égale à 0.3

Les paramètres initiaux sont représentés dans le tableau IV.1.

Tableau IV-1 Paramètres initiaux

Paramètres initiaux	
C1	5.0001000000000000e+04
D1	2.0000000000000000e+03
C2	2.0000000000000000e+04
D2	5.0000000000000000e+02
C3	5.0000000000000000e+03
D3	1.0000000000000000e+02
C4	5.0000000000000000e+02
D4	5.0000000000000000e+01
Q	1.0000000000000000e+02
b	5.0000000000000000e+00

Le tableau IV-2 recense l'ensemble des paramètres optimaux obtenus par optimisation.

Tableau IV.2 Différents paramètres optimisés

	Pramètres1	Pramètres2	Prametres4	Prametres4+5
C1	6.4665870893e+04	6.000000000000e+04	8.500000000e+04	8.542500000e+04
D1	2.8381465222e+03	2.500000000000e+03	2.287299184e+03	7.000000000e+03
C2	3.5039191530e+04	3.500000000000e+04	6.500000001e+04	8.500000001e+04
D2	1.0891611549e+02	3.000000000000e+02	8.500000000e+02	9.229874000e+02
C3	4.4022478756e+03	5.985817498332e+03	8.500000000e+03	8.500000000e+03
D3	1.8459993083e+02	6.000000000000e+02	2.200000000e+01	1.000000000e+02
C4	7.0628919644e+02	6.000000000000e+02	9.000000000e+02	8.935529090e+02
D4	5.0000778013e+01	3.000000000000e+01	2.000000000e+01	3.459570860e+02
Q	4.5000000000e+01	8.135012718135e+01	2.500000000e+02	2.500000000e+02
b	4.0000000000e+00	4.0816381279420e+0	5.000000000e+00	5.000000000e+00

	Prametres4+6	Prametres4+7	Prametres1+2+4+5+6+7
C1	8.498902001e+04	9.500000000e+04	9.500000000e+04
D1	7.000000000e+03	7.000000000e+03	7.000000000e+03
C2	8.499422200e+04	6.532500000e+04	8.532500000e+04
D2	1.500000000e+02	2.500000000e+03	6.500000000e+03
C3	8.499819070e+03	9.500000000e+03	3.500000000e+04
D3	2.199922270e+02	5.000000000e+02	5.000000000e+02
C4	8.999862500e+02	9.000000000e+03	9.000000000e+03
D4	1.999997270e+02	5.000000000e+02	5.000000000e+02
Q	2.499972800e+02	2.500000000e+02	1.500000000e+02
b	1.199998800e+01	1.200000000e+01	1.200000000e+01

IV.2.SIMULATION NUMERIQUE DES ESSAIS A DEFORMATION IMPOSEE

IV.2.1. Essais uniaxiaux

IV.2.1.1. Résultats de la Simulation (H1)

La courbe expérimentale obtenue pour ce type de chargement est présentée dans la figure IV.1.

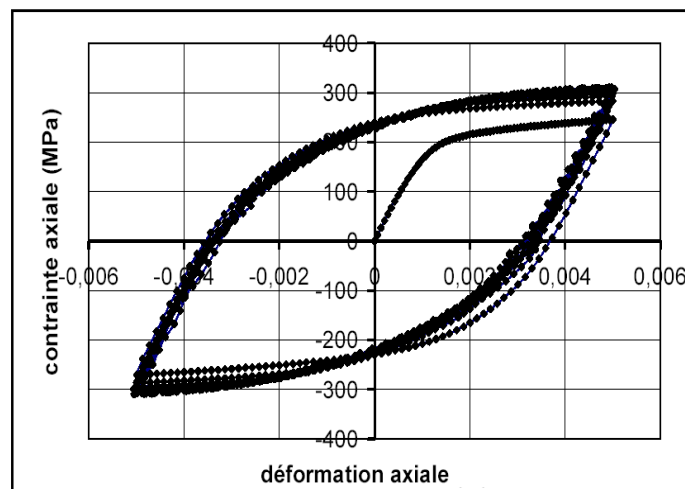
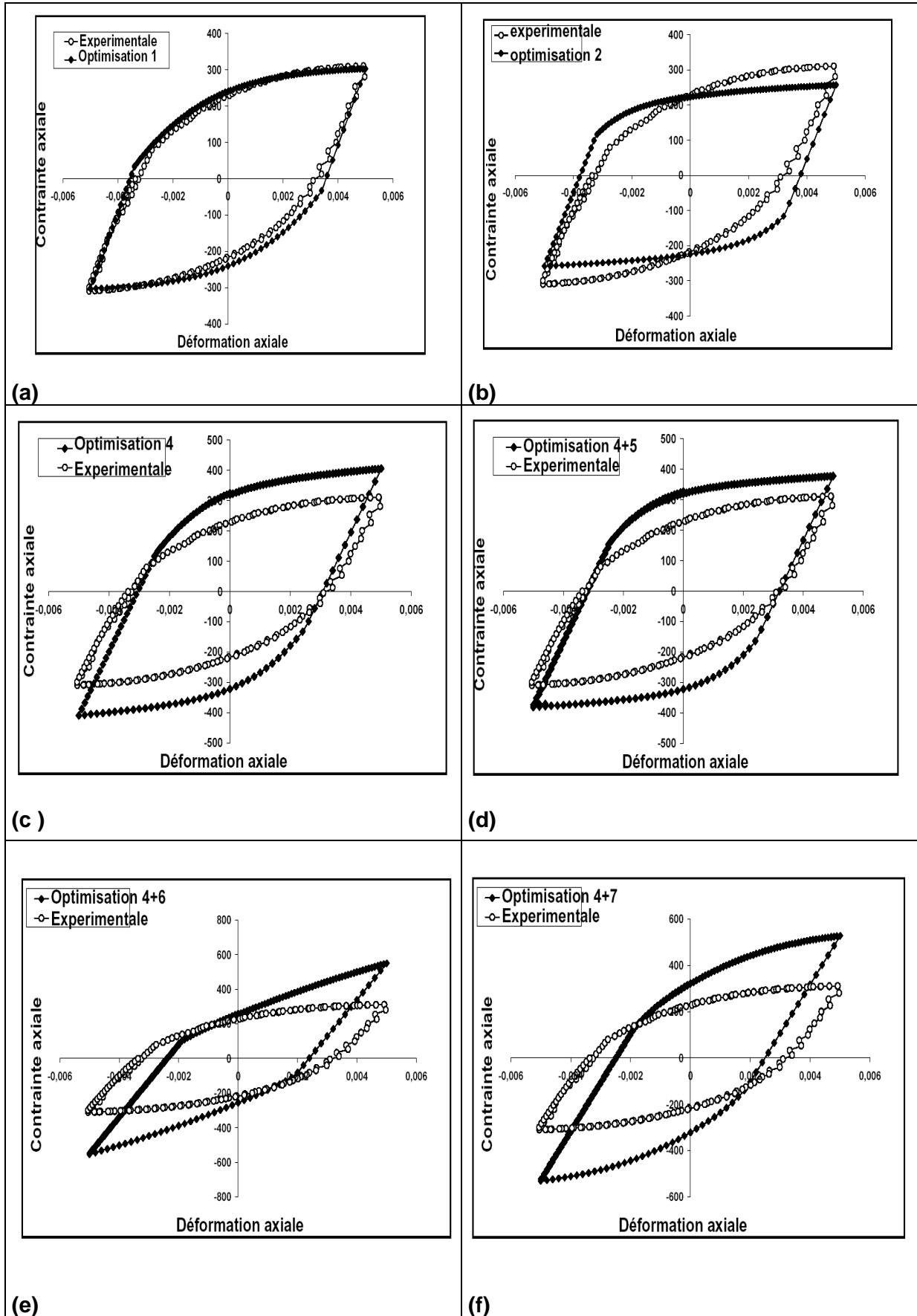


Figure IV.1 Courbe expérimentale obtenue par le chargement H1

Cette figure donne l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale. Cette courbe classique met en évidence l'effet du durcissement cyclique, qui est caractérisé par l'augmentation de l'amplitude de la contrainte à chaque cycle.

Pour les différents paramètres identifiés précédemment, les simulations ont permis l'obtention des courbes représentées dans la figure IV.2 avec la superposition des derniers cycles.



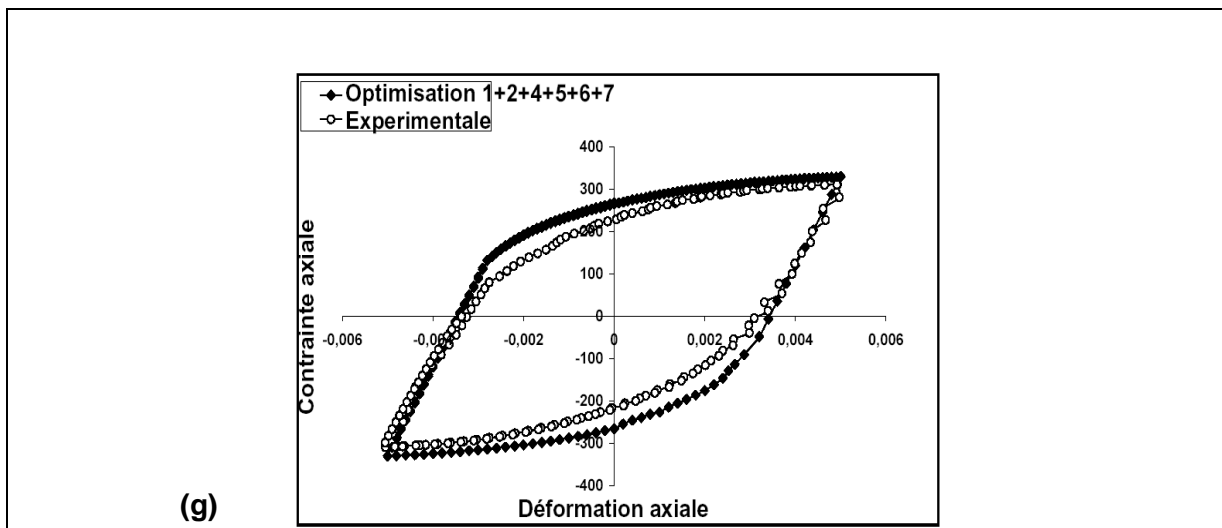


Figure IV.2. Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale au cours du dernier cycle pour la simulation H1 pour l'ensemble des paramètres.

Selon la figure IV.2, la contrainte maximale atteinte au cours du dernier cycle varie en fonction des paramètres. Les optimisations faites avec les paramètres (4, 4+5 ,4+6 et 4+7) (Figure IV.1(c), (d), (e), (f)), présentent des niveaux de contrainte très élevés par rapports à l'expérience, pouvant atteindre les 600 MPa. Puisque la variable X évolue rapidement au cours des cycles pour représenter l'effet Bauschinger ; l'augmentation du niveau de la contrainte est dû aux paramètres C_i , qui ont des valeurs importantes dans le cas des optimisations 4, 4+5 ,4+6, 4+7 et qui conduisent à une stabilisation rapide du cycle.

Les coefficients Q_i , qui caractérisent la différence entre la contrainte maximale au premier cycle et au cycle stabilisé, ont des valeurs très élevés dans le cas des optimisations citées précédemment.

Les paramètres 1 (Figure IV.1(a)), ainsi que les paramètres 1+2+4+5+6+7 obtenus avec les tests (H1, H2, H4, H5, H6 et H7) (Figure IV.1(g)) donnent une meilleure représentation de la boucle stabilisée.

IV.2.1.2. Résultats de la Simulation (H2)

La figure IV.3 représente la courbe expérimentale obtenue dans le cas du chargement H2.

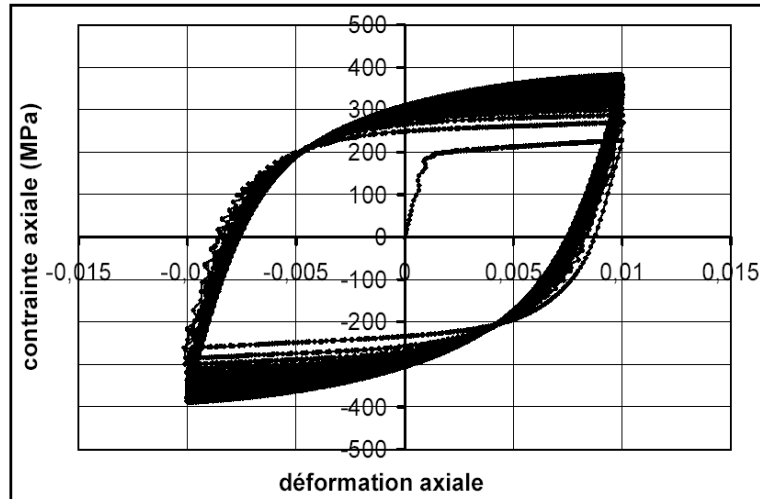
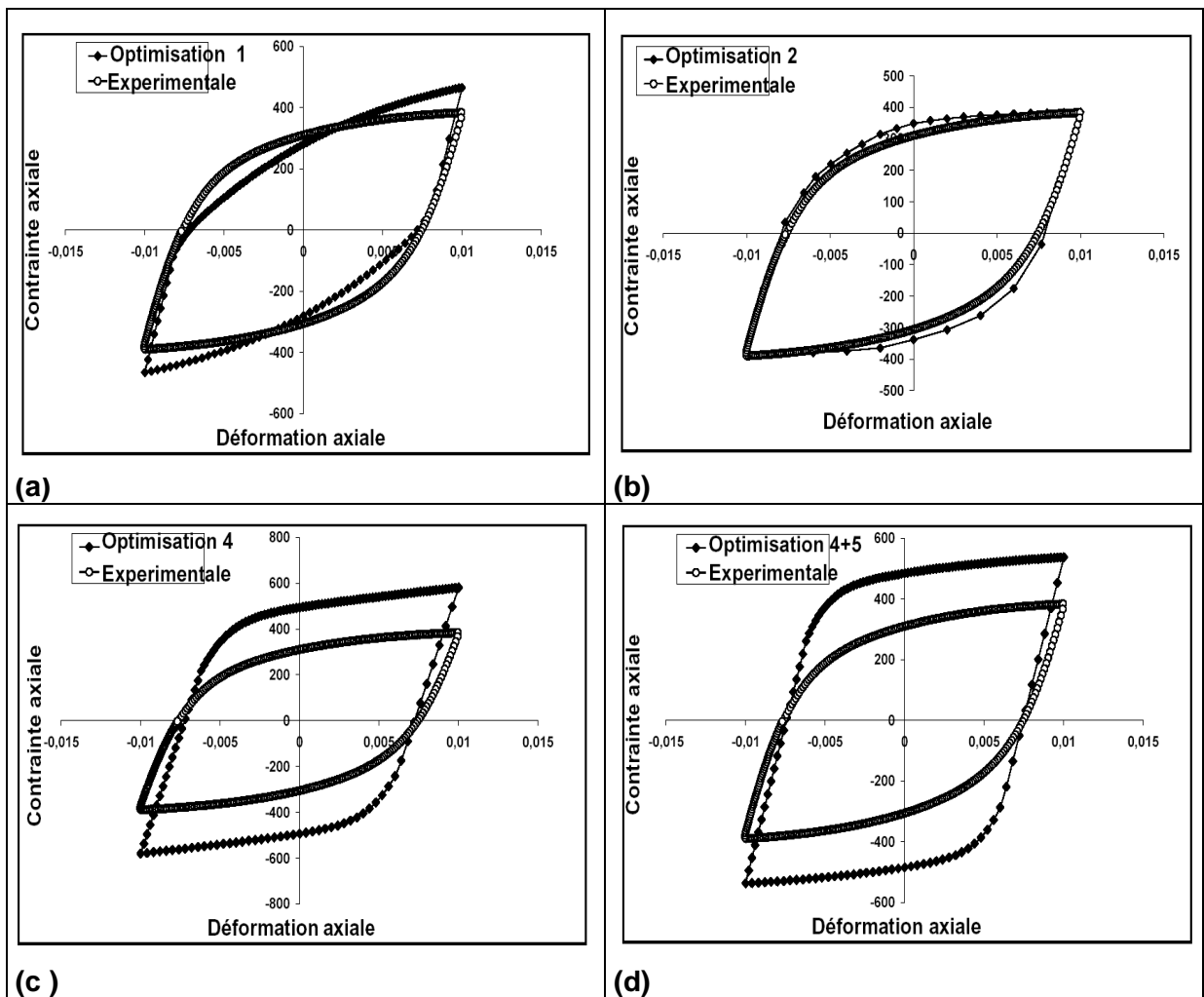


Figure IV.3. Courbe expérimentale obtenue par le chargement H2

La figure IV.4 représente les simulations de l'essai (H2), superposées avec l'expérience pour les 7 cas de l'optimisation.



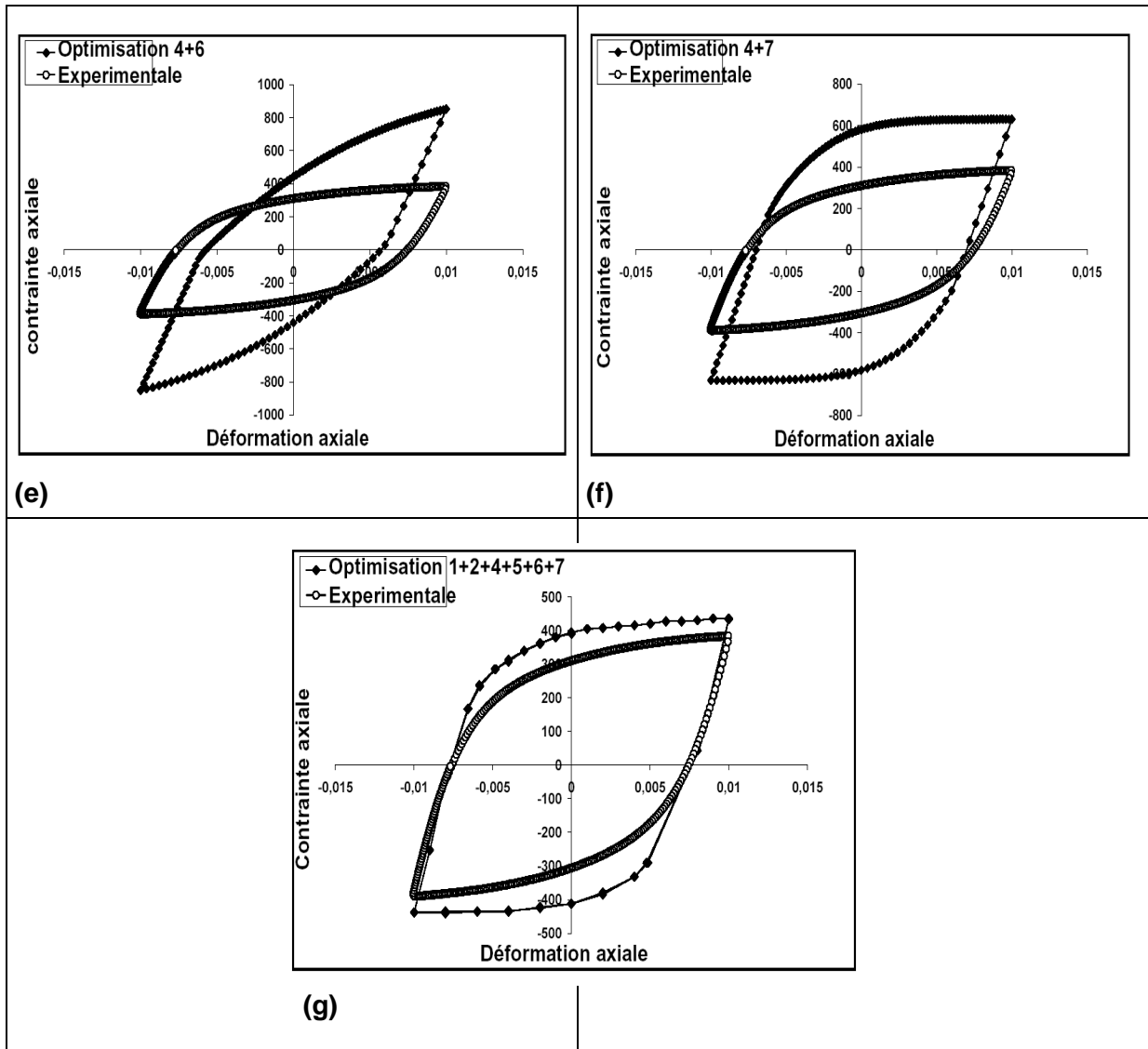


Figure IV.4 Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale au cours du dernier cycle, et superposition de l'expérimentale avec la simulation.

Dans le cas d'un chargement cyclique à déformation imposée entre 0.01 et -0.01, la simulation présente des niveaux de contrainte très élevés, notamment dans le cas des paramètres (4+6) (Figure IV.2(e)), qui dépasse les 800 MPa. Les paramètres 4+6 obtenus par optimisation avec les essais (H4 et H6), présentent des paramètres D_i petits et des paramètres C_i importants et ainsi à des rapports C_i/D_i élevés, ce qui conduit à une saturation atteignant des niveaux de contraintes élevés :

$$X = \frac{C}{D} \left(1 - \exp(-D\varepsilon^p) \right)$$

Suivant la valeur des paramètres, les courbes sont plus ou moins en large décalage avec l'expérience, sauf dans le cas des paramètres obtenus par l'optimisation faite avec l'essai en question (H2) (Figure.IV.4(b)), ainsi que les pour les paramètres (1+2+4+5+6+7) (Figure.IV.4(g)).

IV.2.2. Essais combinés

IV.2.2.2. Résultats de la Simulation (H4)

Le comportement du matériau pendant des essais à déformation imposée combinées, a été étudié pour observer l'évolution des boucles stabilisées après changement du trajet de chargement. Ce type de chargement traduit le sur-écrouissage qui survient lors d'un chargement de traction – compression, suivie d'une torsion alternée. La figure IV.5 représente l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale, pour ce type de chargement. On remarque une relaxation de la contrainte axiale lors du cycle de torsion, qui a lieu à une déformation axiale nulle (Figure IV.5).

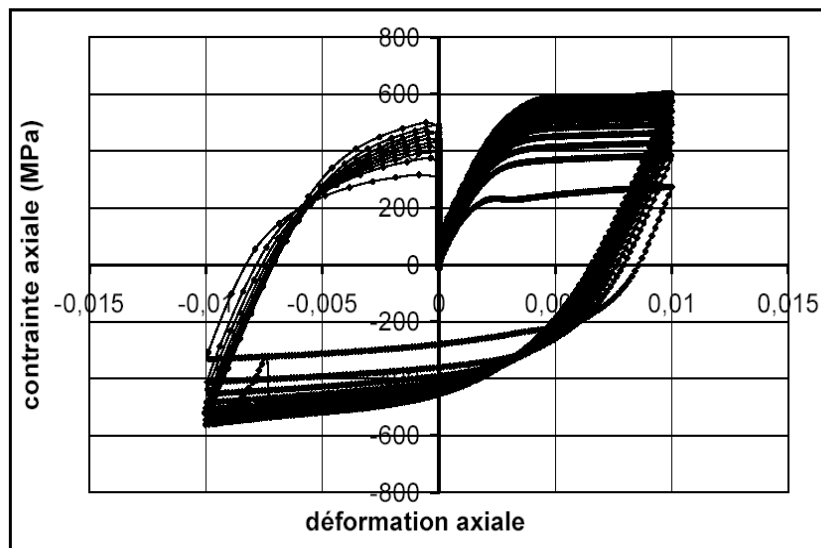
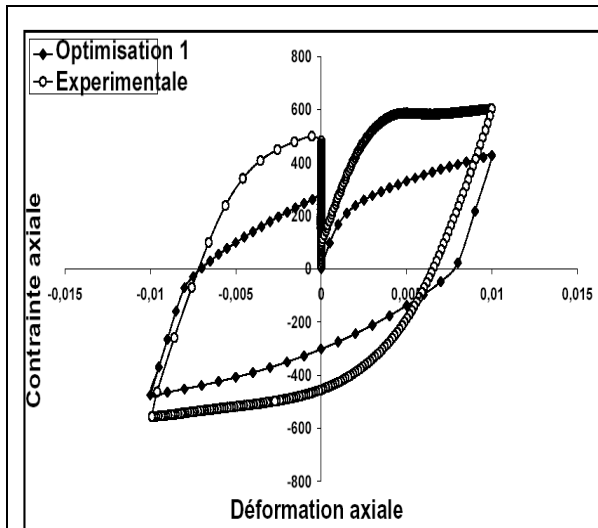


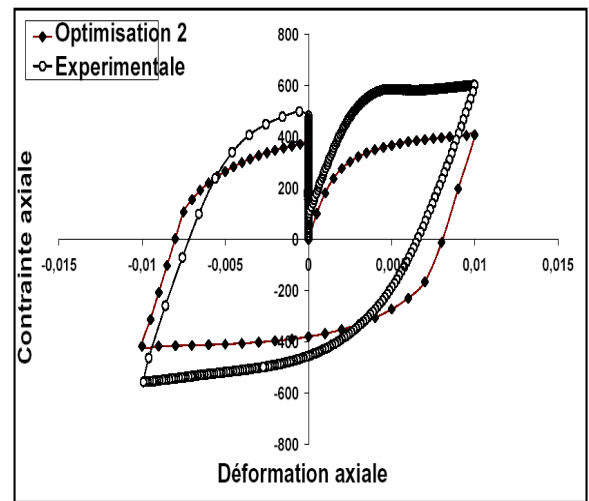
Figure IV.5 Courbe expérimentale obtenue par le chargement H4

Ces résultats mettent en évidence le rôle spectaculaire de l'effet de la combinaison des deux trajets sur le comportement cyclique du matériau. On remarque l'augmentation apparente de l'amplitude de la contrainte due au sur-écrouissage supplémentaire, apporté par le chargement dans la direction de torsion.

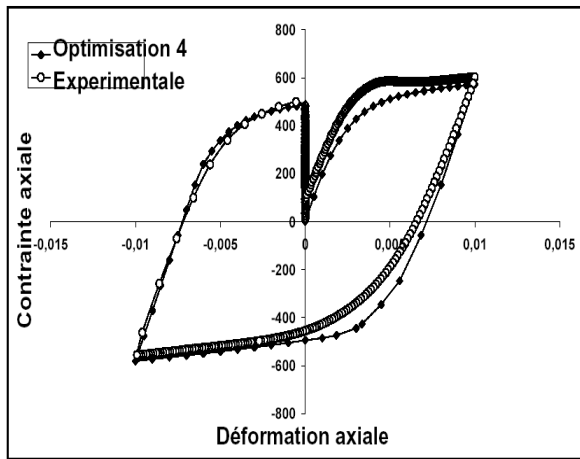
Selon certains auteurs ([Doquet (1989)], [Doquet et al (1990)] et [Calloch (1997)]), l'une des raisons expliquant le phénomène de sur-écrouissage induit par la non proportionnalité des chargements, serait liée à la multiplication des systèmes de glissement dans les grains. La figure IV.6 présente la superposition de la boucle stabilisée avec l'expérience.



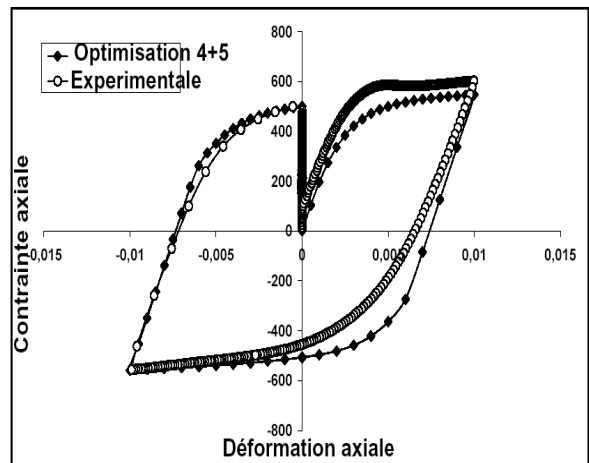
(a)



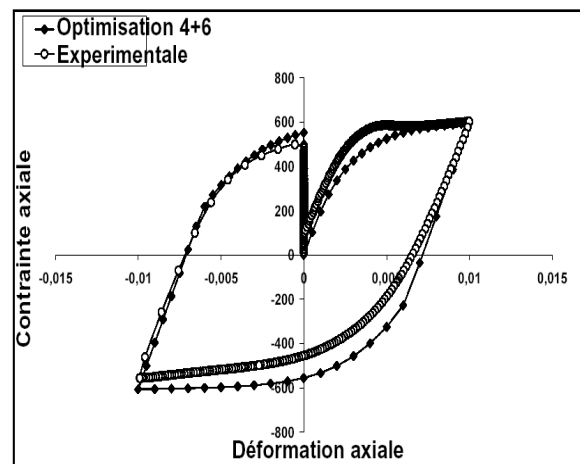
(b)



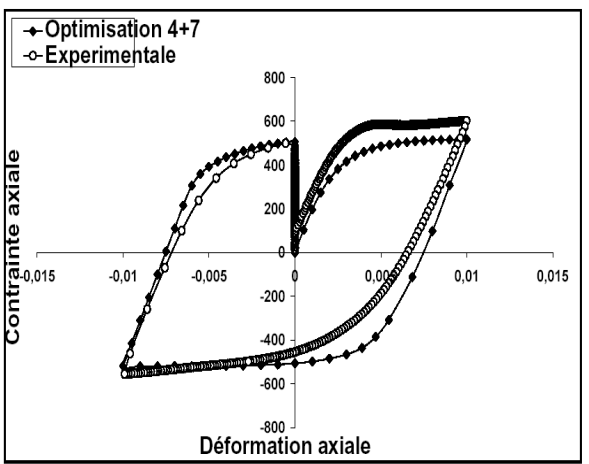
(c)



(d)



(e)



(f)

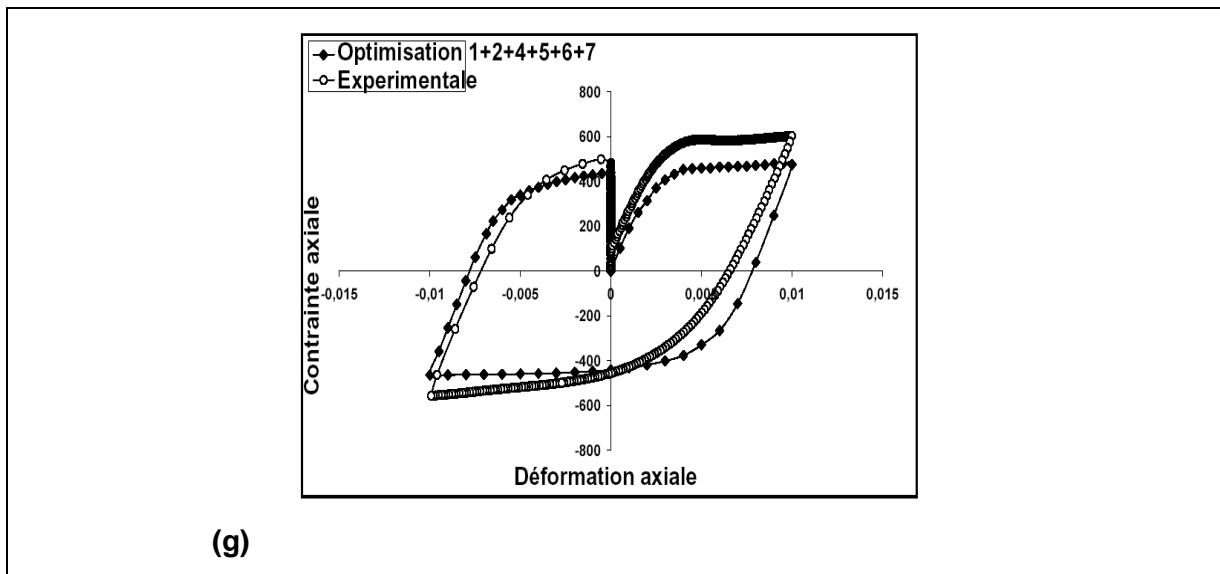


Figure IV.6. Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale au cours du dernier cycle, et superposition de l'expérimentale avec la simulation.

Les résultats présentés dans la Figure VI.6, montrent une bonne concordance avec les données expérimentales. Il s'avère que les boucles sont plutôt bien modélisées pour les paramètres (4, 4+5, 4+6, 4+7, et 1+2+4+5+6+7) (Figure IV.2(c),(d),(e),(f)(g)). Cela provient du fait que, les paramètres obtenus sont issus des optimisations faites avec l'essai (H4) et des essais (H5, H6 et H7). L'essai (H4) a des effets considérables sur la prévision du comportement en déformation imposée. Pour les paramètres (1) et (2) (Figure IV.2(a), (b)), la contrainte maximale atteinte est réduite, ce qui ne reproduit pas le cas réel du comportement.

La combinaison des deux trajets de chargement dans l'histoire (H4) apporte un durcissement supplémentaire.

Soulignons dès à présent, l'importance de l'identification qui permet à partir des expériences, de retrouver les paramètres du modèle. En effet, une petite imprécision sur ces derniers peut entraîner des erreurs relativement importantes. Une étude de sensibilité devrait être effectuée en préalable à toute identification, de manière à dégager les trajets et les séquences de chargement qui découpent au mieux le rôle de chacun des paramètres.

IV.3. SIMULATION NUMERIQUE DES ESSAIS A CONTRAINTE IMPOSEE

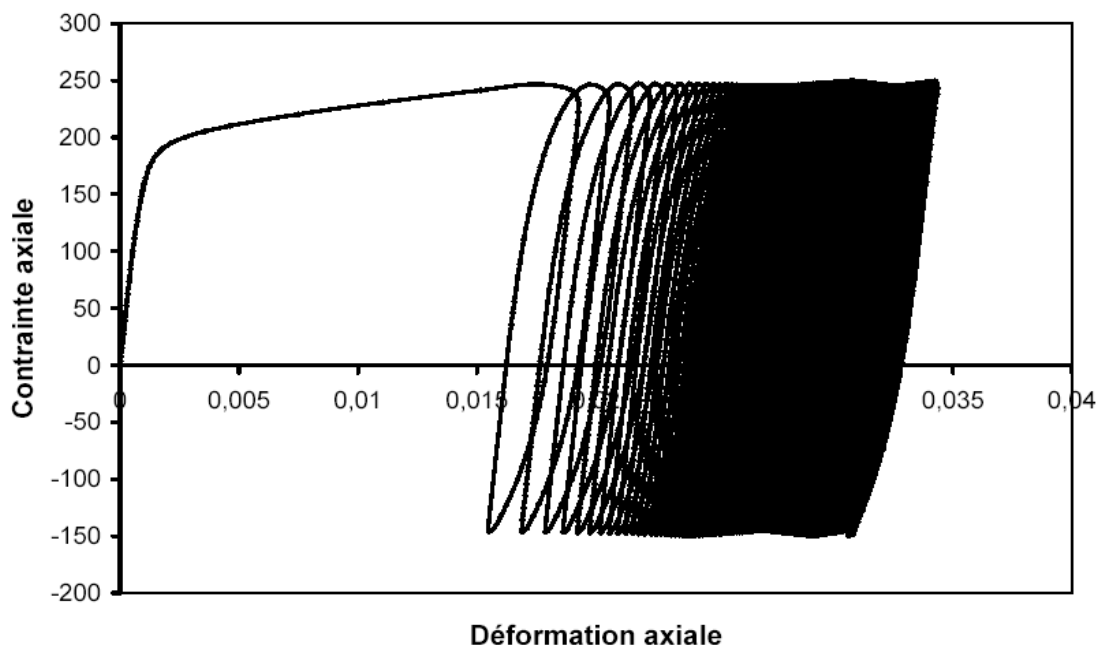
IV.3.1. Effet de rochet en une seule phase

IV.3.1.1. Effet de rochet uniaxial (H5)

Le premier type de chargement est sous traction-compression, où l'éprouvette est soumise à une contrainte imposée cyclique non symétrique, variant de +250 MPa à -150MPa. Dans de telles conditions, on constate une augmentation de la déformation axiale en fonction du nombre de cycle, ce qui correspond à l'effet de rochet. La figure IV.7

donne une illustration de ce phénomène, pour ce type de chargement déjà étudié par plusieurs auteurs (Hassan et Kyriakides, 1994a) (Taleb Hassan et Krishna, 2008). Les réponses du matériau sont reportées sur la courbe contrainte – déformation donnée dans la figure IV.7.

(a) Courbe contrainte -déformation



(b) Evolution des boucles d'hystérésis chaque 20 cycles

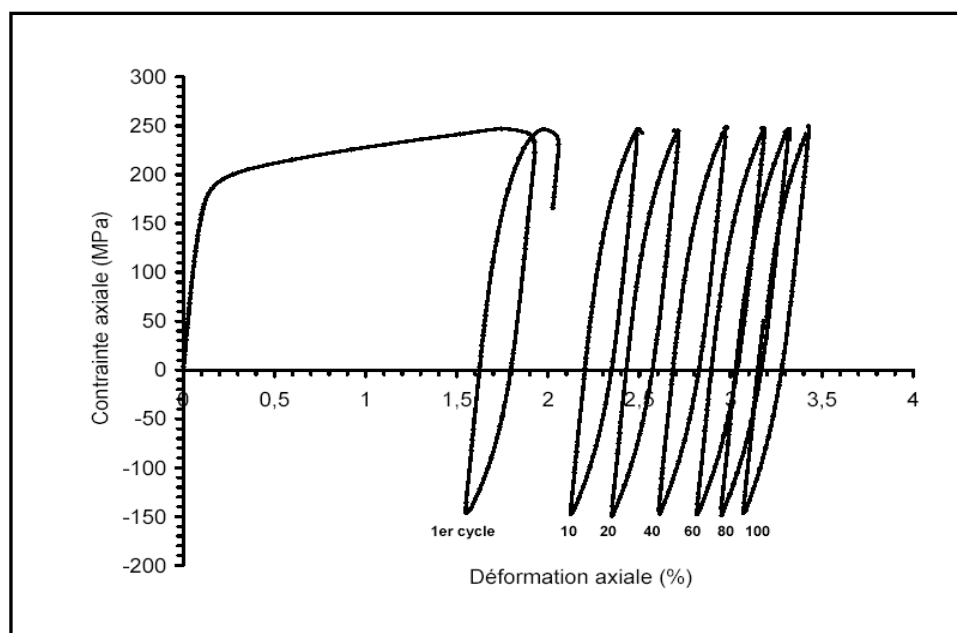


Figure IV.7 Résultat de l'expérience concernant le rochet uniaxial de l'acier 304L

La figure IV.8 représente l'évolution du maximum de la déformation axiale à chaque cycle en fonction du nombre de cycles.

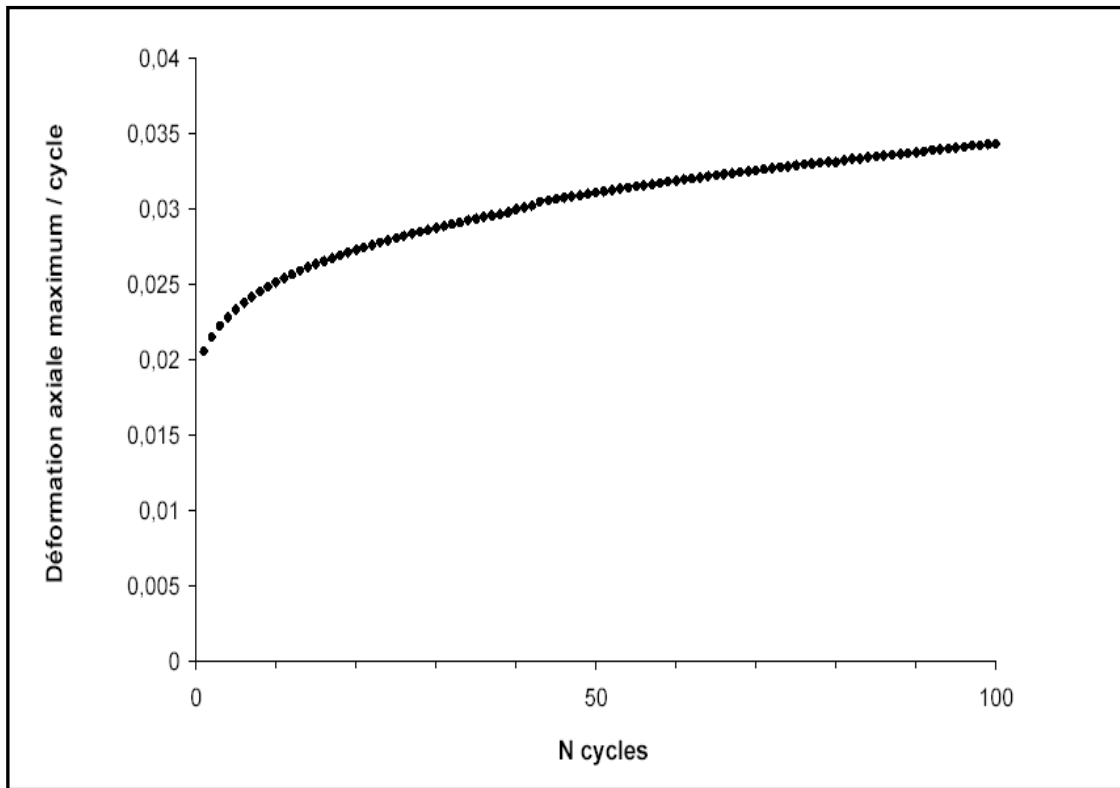
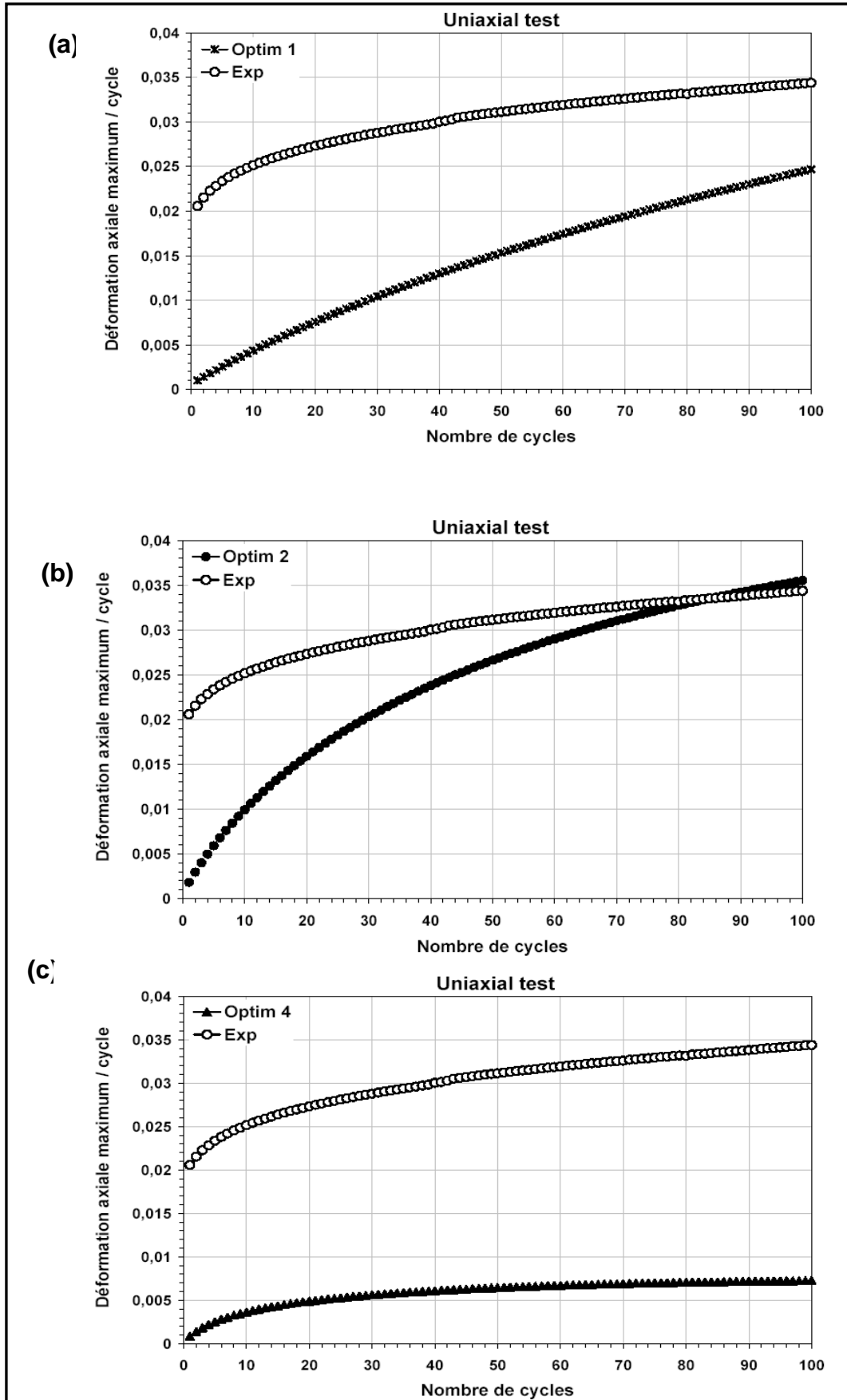


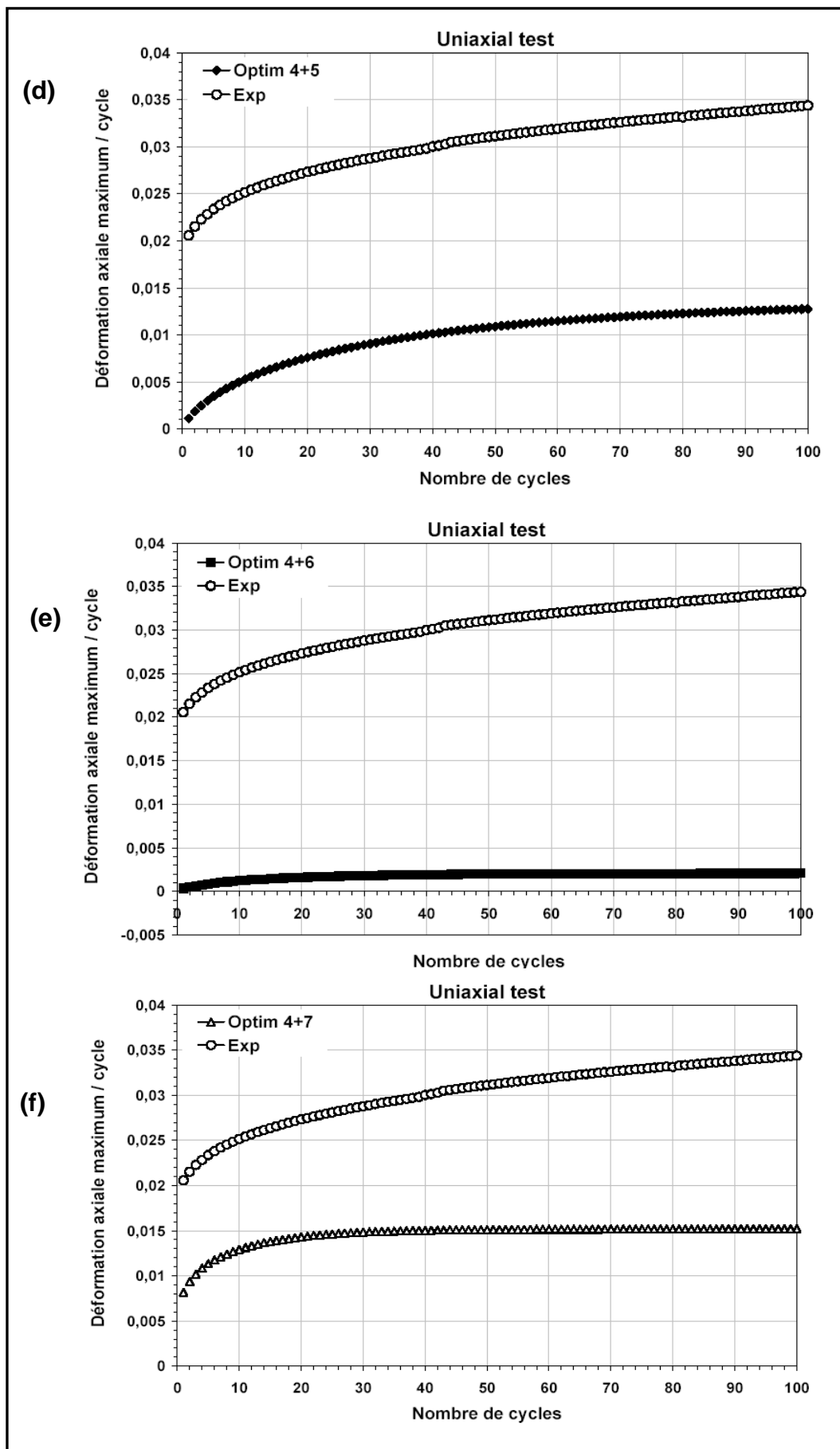
Figure IV.8 Evolution de la déformation progressive pour l'essai uniaxial

L'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale (Figure IV.7 (a)), indique que la déformation progressive (taux du rochet - figure IV.8) est grande au début du cyclage, puis elle diminue de façon progressive durant les derniers cycles. Le tracé des boucles d'hystérésis, à chaque 20 cycles 1, 10, 20, 40, 60, 80 et 100 (Figure IV.7 (b)), permet de voir l'évolution de la déformation progressive au cours des cycles. La figure IV.7 (b) montre que les boucles d'hystérésis restent relativement sans changement avec l'augmentation du nombre de cycles (contrairement au cas des matériaux adoucissant où les boucles augmentent de façon continue (Hassan and Kyriakides, 1994a)

Les rondeurs positives des pics observés sur les premières boucles d'hystérésis sont dues à la viscosité observée sur ce type de matériaux même à 20°C. Cet effet a tendance à disparaître après quelques cycles.

Les résultats des simulations sont reportés sur des graphes (Figure IV.9) donnant l'évolution du maximum de la déformation axiale (par cycle) en fonction du nombre de cycles.





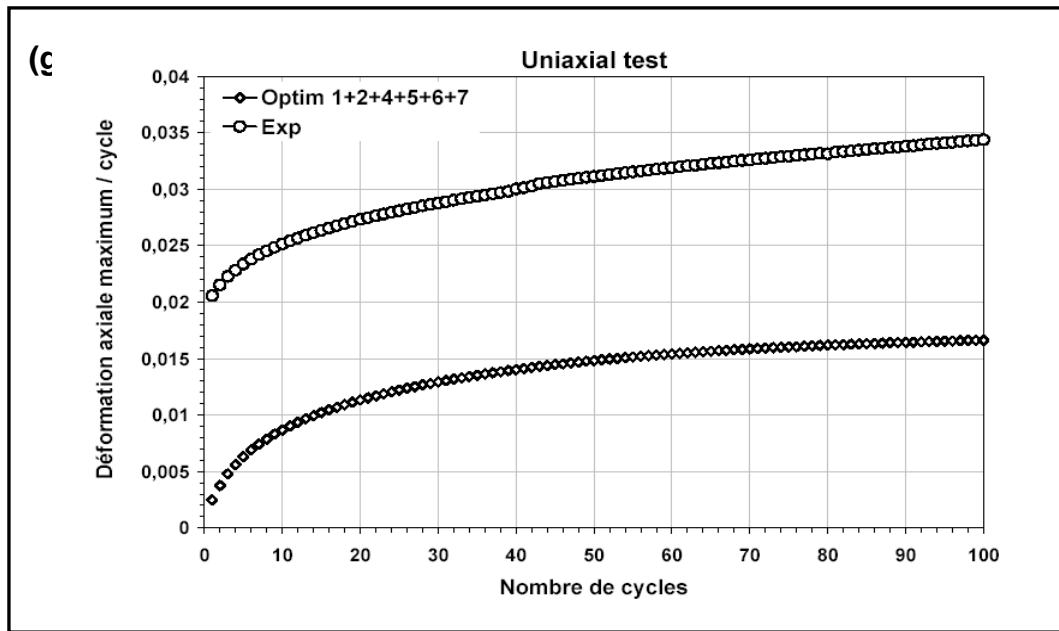


Figure IV.9 Evolution déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour la simulation(H5)

Les résultats des expériences du test «uniaxial», sont superposés avec les résultats de la simulation et sont donnés dans la figure IV.9, où la déformation axiale maximale atteinte est de 3,5% après 100 cycles. Expérimentalement, la moitié de cette valeur est atteinte après le premier cycle.

On observe que l'évolution de la déformation en fonction du nombre de cycle suit une loi exponentielle. Les courbes simulées, en utilisant les paramètres du tableau IV.2, sont représentatives de cette évolution, mais assez représentative du comportement réel du matériau.

Les résultats théoriques (Le Grogneq (2003)), montrent que le pas de rochet, c'est-à-dire l'accumulation de la déformation plastique durant un cycle, est constant et vaut analytiquement :

$$\Delta \varepsilon^p = \frac{1}{K} \ln \left[\frac{\left(\frac{H}{K} \right)^2 - a_m^2}{\left(\frac{H}{K} \right)^2 - a_M^2} \right]$$

Avec :

$$a_m = \frac{-1 + \sqrt{1 + 2(\sigma_m + \sigma_0) \frac{K}{H}}}{\frac{K}{H}}$$

$$a_M = \frac{1 - \sqrt{1 + 2(\sigma_M + \sigma_0) \frac{K}{H}}}{\frac{K}{H}}$$

Avec :

H : le module d'écroissage cinématique ;

K : la vitesse de saturation ;

σ_m : contrainte minimale ;

σ_M : contrainte maximale.

Donc, le rochet est lié directement au module d'écroissage cinématique et à la vitesse de saturation. Ceci explique la diversité du comportement lié aux paramètres obtenus par les différentes optimisations.

La superposition de toutes les courbes est représentée sur la figure IV.10

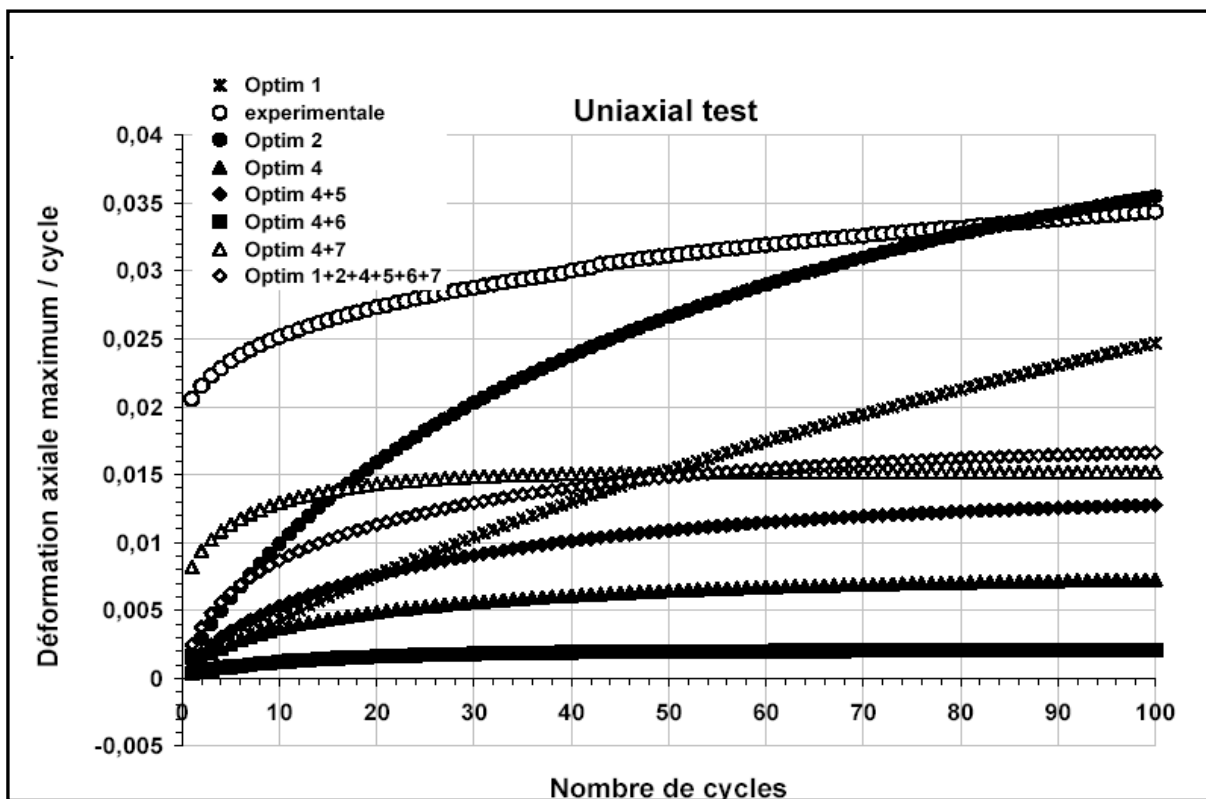


Figure IV.10 Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres

On constate un pas de rochet important pour les paramètres 1 et 2, qui correspondent à l'optimisation est faite avec un essai à déformation imposée (H_1 , H_2), la déformation progressive ne cesse d'augmenter jusqu'à 100 cycles. Pour d'autres paramètres, on remarque que la déformation progressive atteint une valeur asymptotique et reste constante pour certains autres paramètres après le 30^{ième} cycle (paramètres 4+6 et paramètres 4+7). La valeur minimale atteinte concerne les paramètres 4+6, où la déformation maximale atteinte, ne dépasse pas les 0.2%, le rochet est donc sous estimé. Pour les autres paramètres, la valeur maximale atteinte ne dépasse pas le 1.6%.

IV.3.1.2. Effet de rochet multiaxial (H6)

Ce chargement concerne l'application d'une traction constante d'une valeur de 50 MPa et d'une torsion alternée symétrique, variant de +115 MPa à -115MPa. Le couplage entre la traction constante et la torsion cyclique, même symétrique, conduit à l'apparition d'un effet de rochet dans la direction axiale. La Figure. IV.12 illustre cette observation.

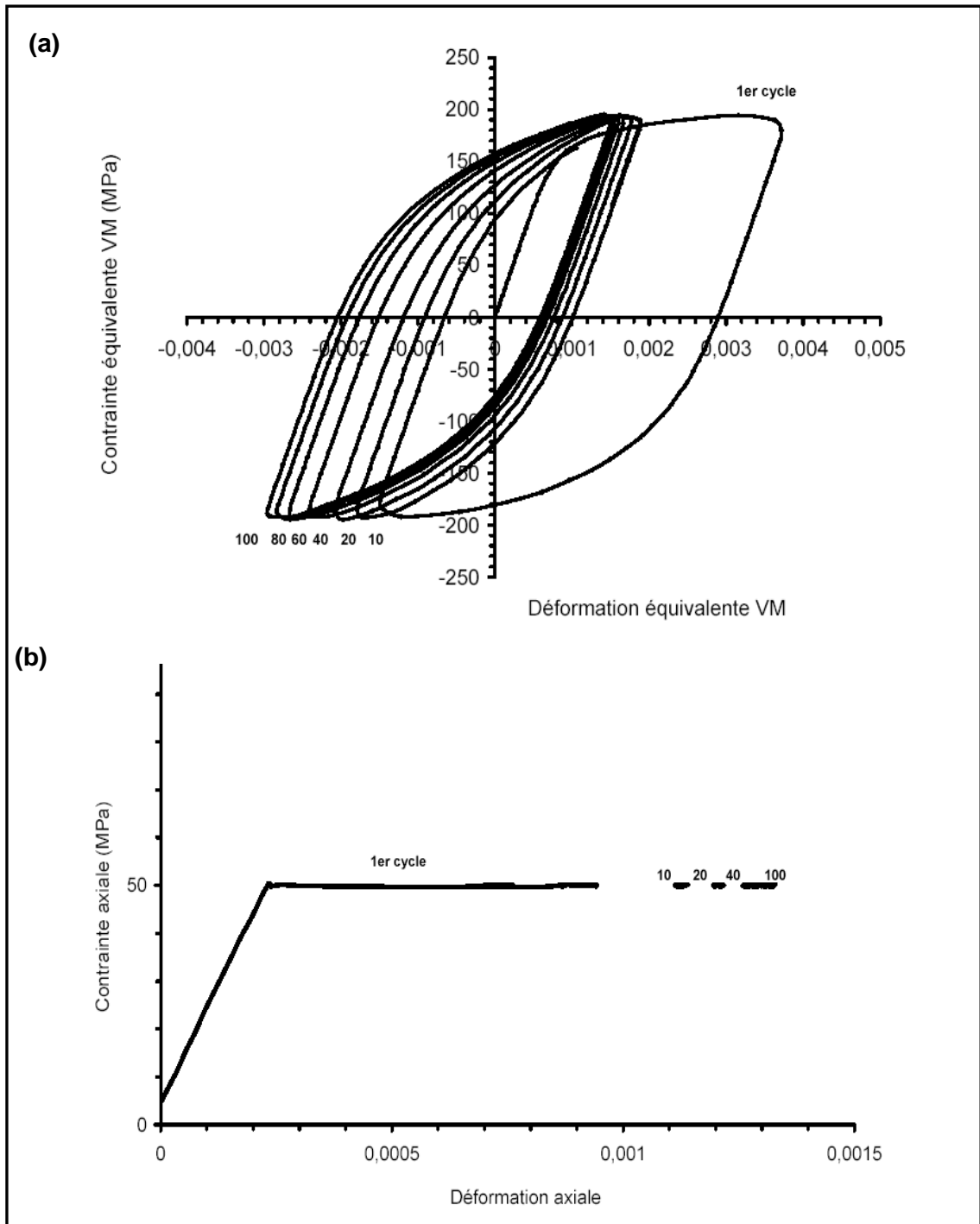


Figure IV.11 Résultat expérimental du rochet multiaxial sur l'acier 304L : (a) Evolution de la contrainte équivalente de torsion en fonction de la déformation équivalente (torsion), (b) Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale pour quelques cycles.

La Figure IV.11 (a) représente le tracé des boucles d'hystérésis dans la direction de la torsion (contrainte équivalente de Von Mises en fonction de la déformation équivalente de torsion) pour les cycles 1, 10, 20, 40, 60, 80 et 100. Le rochet apparaît dans la direction axiale et qui atteint 0.14 % (Figure IV.12). La déformation axiale se stabilise pratiquement après 50 cycles.

Ce rochet est beaucoup plus petit que celui obtenu dans le cas du chargement (H5), alors que contrainte équivalente appliquée dans les deux cas de chargements est la même et égale à 200 MPa.

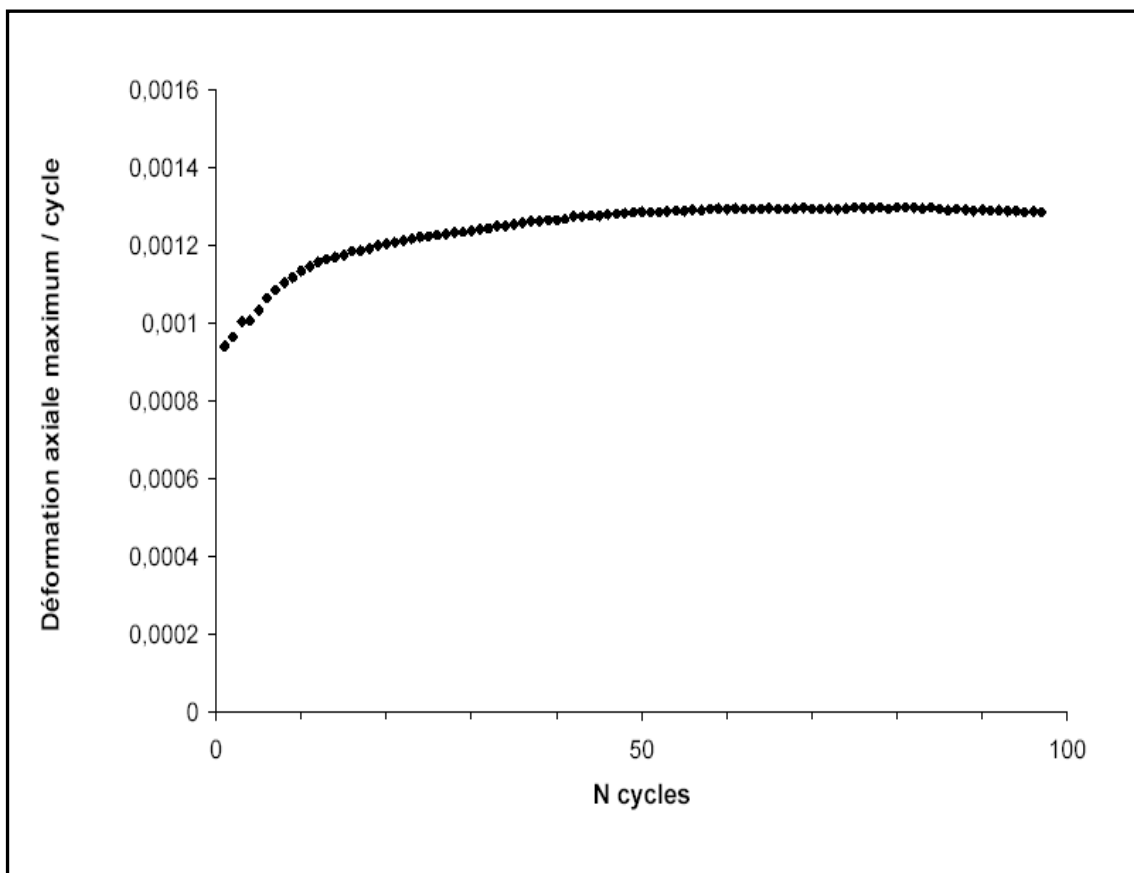
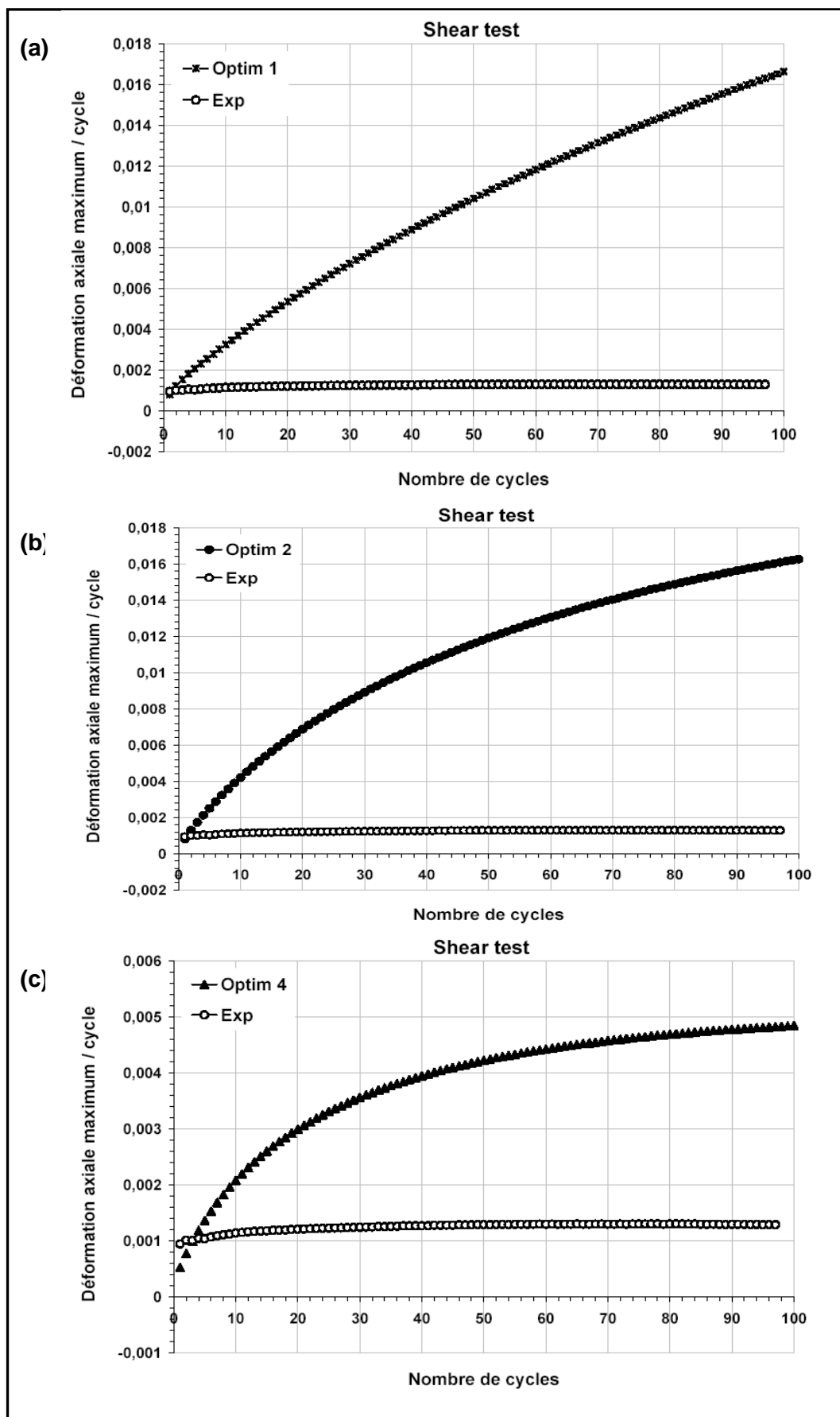
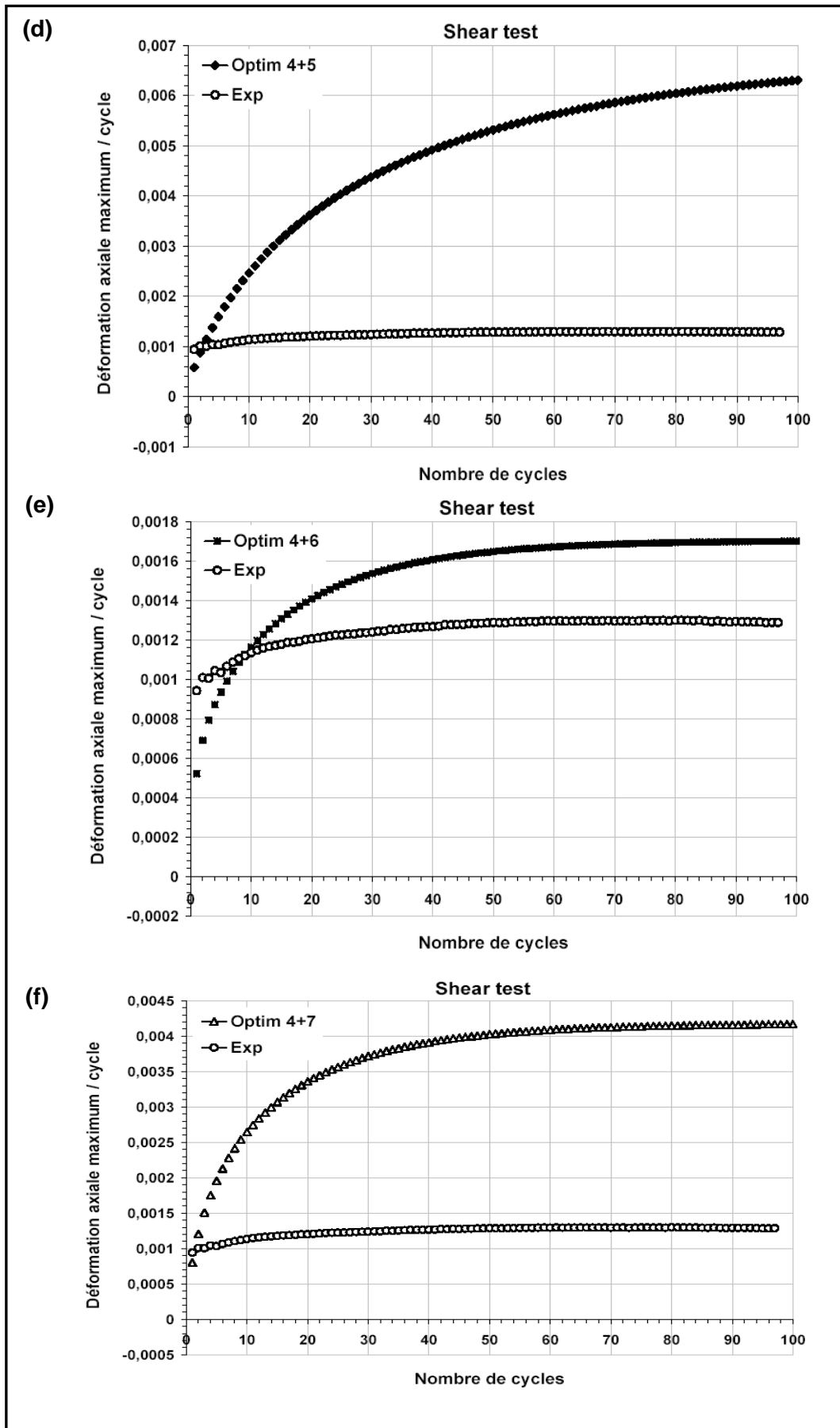


Figure IV.12 Evolution de la déformation axiale en fonction du nombre de cycle pour l'essai « Shear »

La simulation de l'histoire H6 par les différents paramètres, est représentée dans la figure IV.13, avec la superposition de la courbe expérimentale.





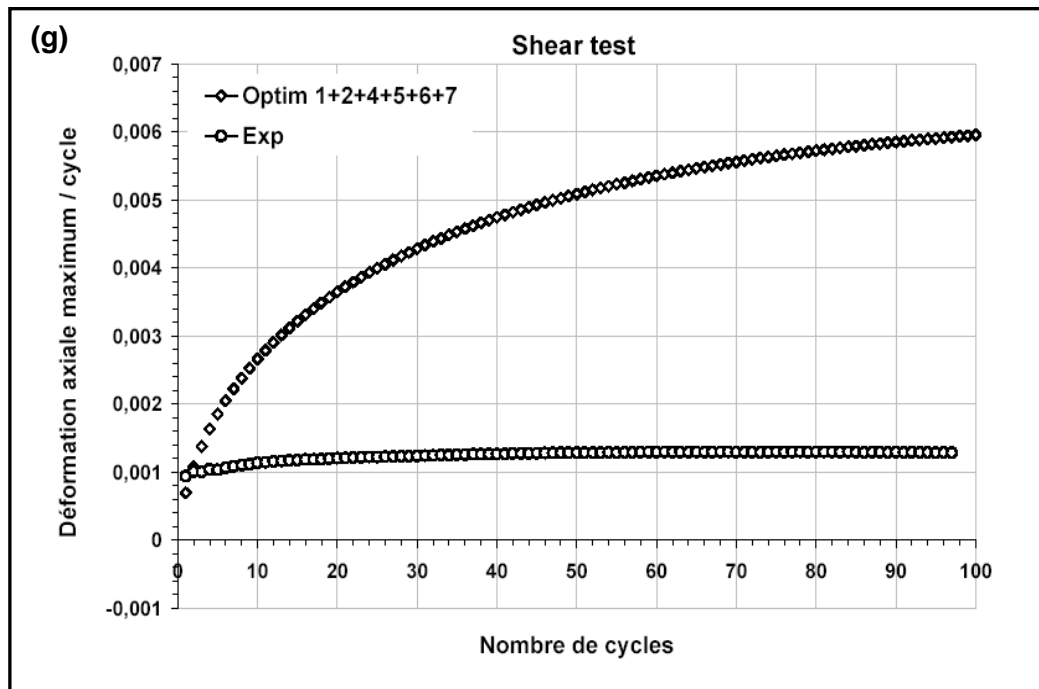


Figure IV.13 Evolution de la déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour les différents paramètres.

Dans ce type de chargement, la déformation axiale maximale atteinte est de 0.1%. Elle est presque atteinte dès le premier cycle et reste constante durant les 100 cycles. Pour toutes les simulations, on remarque un rochet important par rapport à celui observé expérimentalement, notamment pour les paramètres 1 et 2, où il dépasse le 1.6%. Les autres paramètres, dont les optimisations ont été faites avec des essais à contrainte imposée (des essais de rochet), on remarque que le rochet atteint des valeurs réduites par rapports à celles obtenues par les paramètres 1 et 2 (paramètres 4 ,0.5%, paramètres 4 +5, 0.6 %, paramètres 4 +6, 0.16%, paramètres 4 +7, 0.4%, paramètres 1+2+4++5+6 +7 ,0.6%). La superposition des courbes est donnée dans la figure IV.14.

On remarque que les paramètres (4+6) donnent une courbe presque identique à celle obtenue expérimentalement. Cela provient du fait que les paramètres 4+6 sont obtenus à partir des essais H4 et H6.

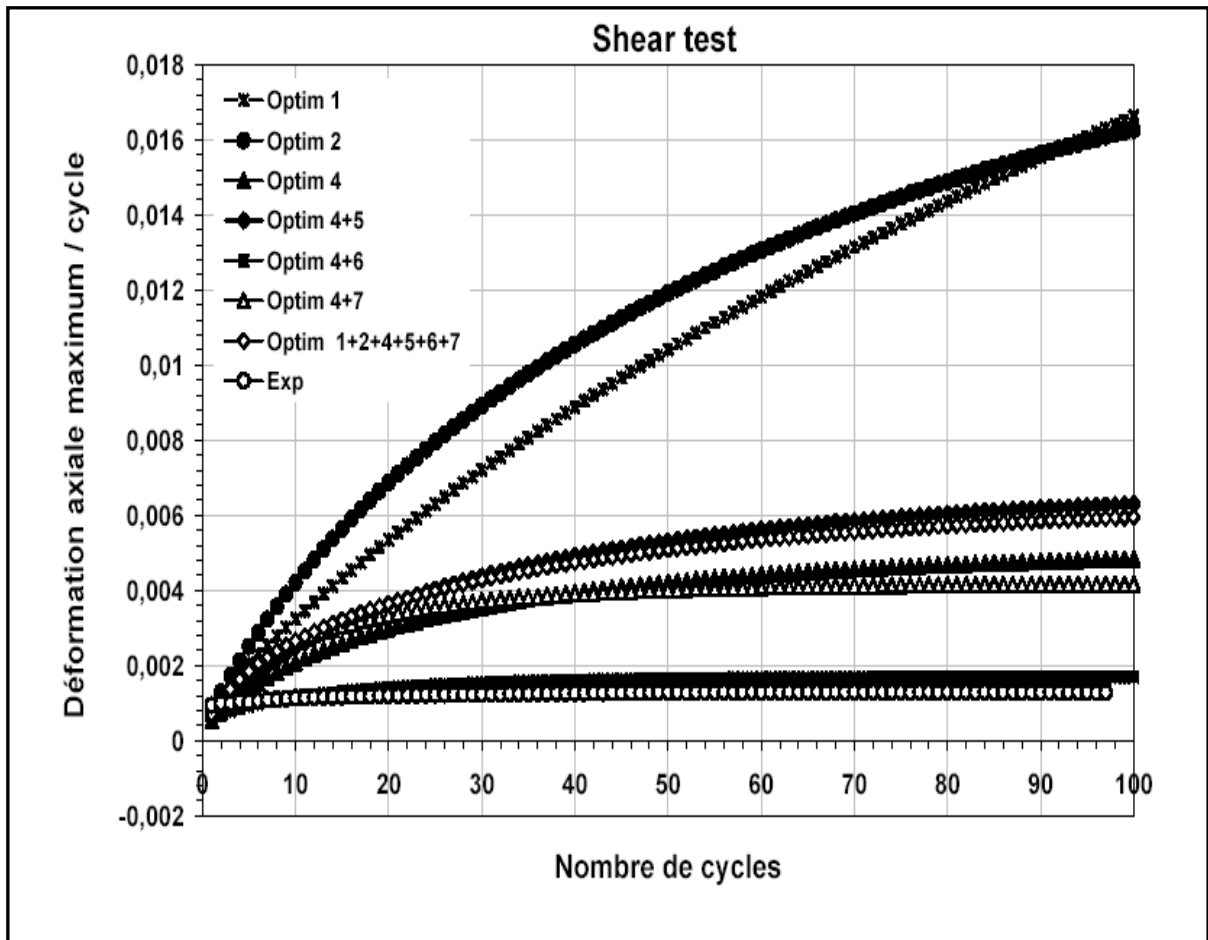


Figure IV.14. Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres

IV.3.1.3. Effet de rochet combiné (H 7)

L'application d'un chargement combiné, constitué de traction-compression non symétrique et de torsion alternée symétrique, est représentée dans la figure IV.15. Un chargement combiné H7 permet d'obtenir un rochet inférieur au cas uniaxial (H5), mais qui reste élevé par rapport au taux de rochet obtenus dans le cas de chargement en torsion (H6).

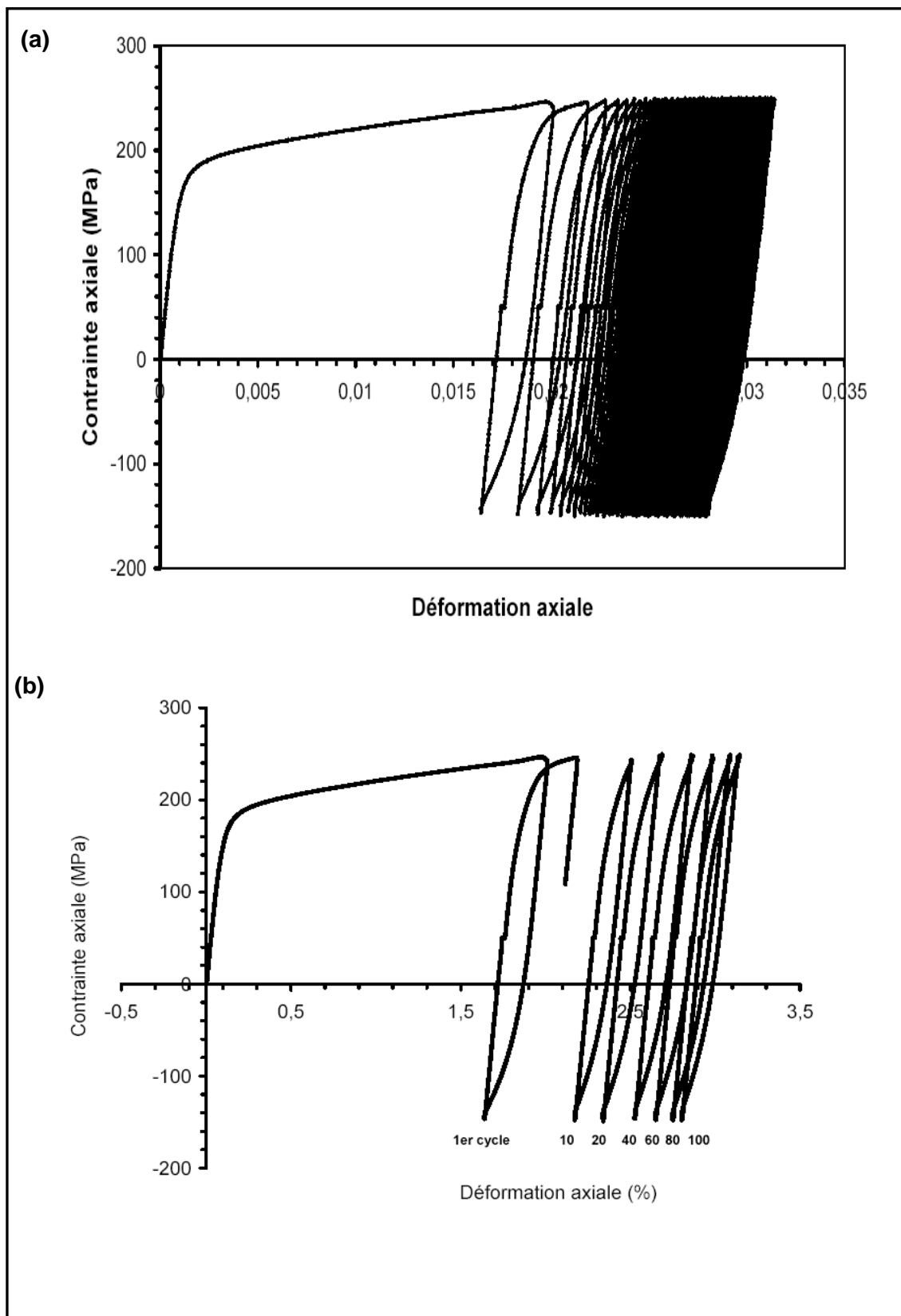


Figure IV.15 (a) Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale pour l'essai « cross », (b) Boucle d'hystérésis pour chaque 20 cycles

L'évolution du rochet est représentée dans la figure IV.16.

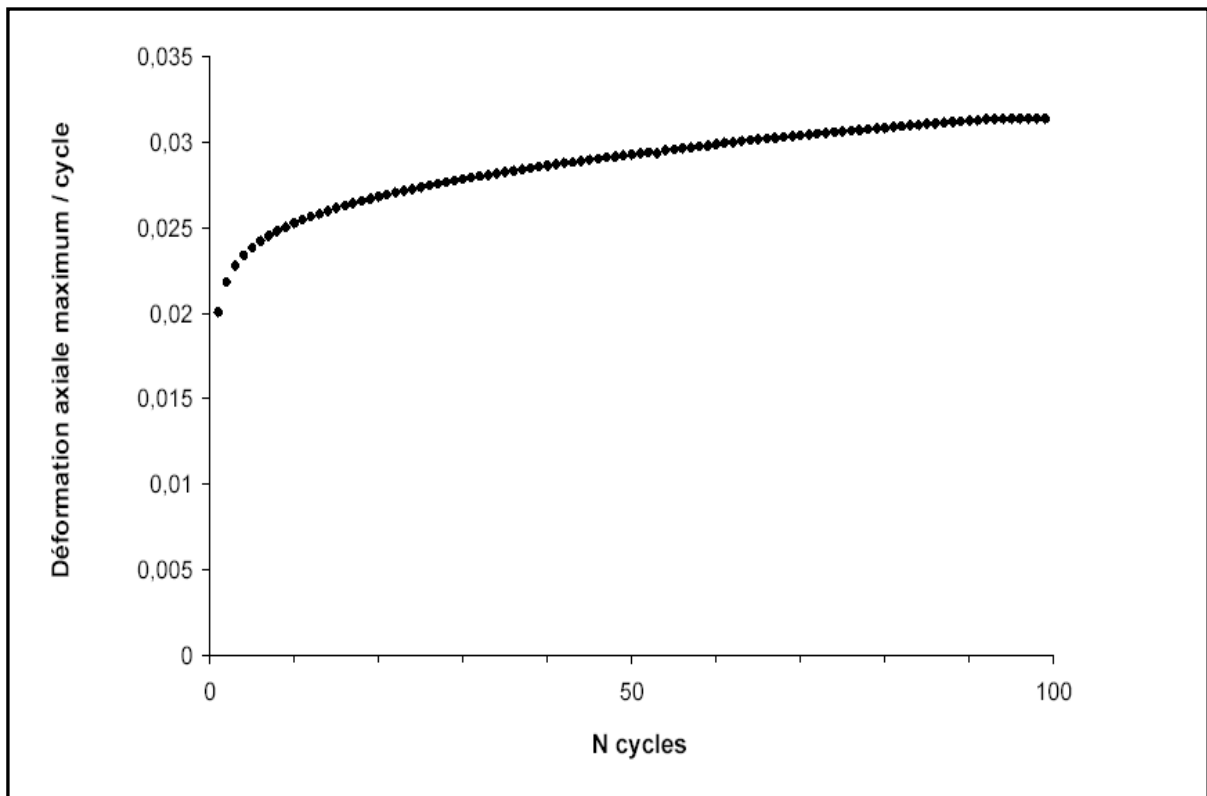


Figure IV.16 Evolution de la déformation progressive en fonction du nombre de cycles.

Le trajet de chargement combiné, a réduit les effets de viscosité traduits par les rondeurs observées sur les premiers pics des boucles d'hystérésis (Figure IV.16). Pour le chargement en torsion "shear", on observe un comportement cyclique dans la direction de torsion, tandis que dans le cas du chargement combiné "cross", le comportement est purement élastique (Figure IV.17(a)), il n'y a pas de boucle d'hystérésis. Cette observation est illustrée sur la Figure IV.17(b), où il n'y a pas de rochet dans la direction de torsion.

Le rochet n'apparaît donc que dans la direction axiale et atteint la valeur de 3,15% après 100 cycles. Cette valeur est inférieure à celle obtenue dans le cas du chargement uniaxial (Hassan et Taleb (2006) et Hassan et al. (2008)).

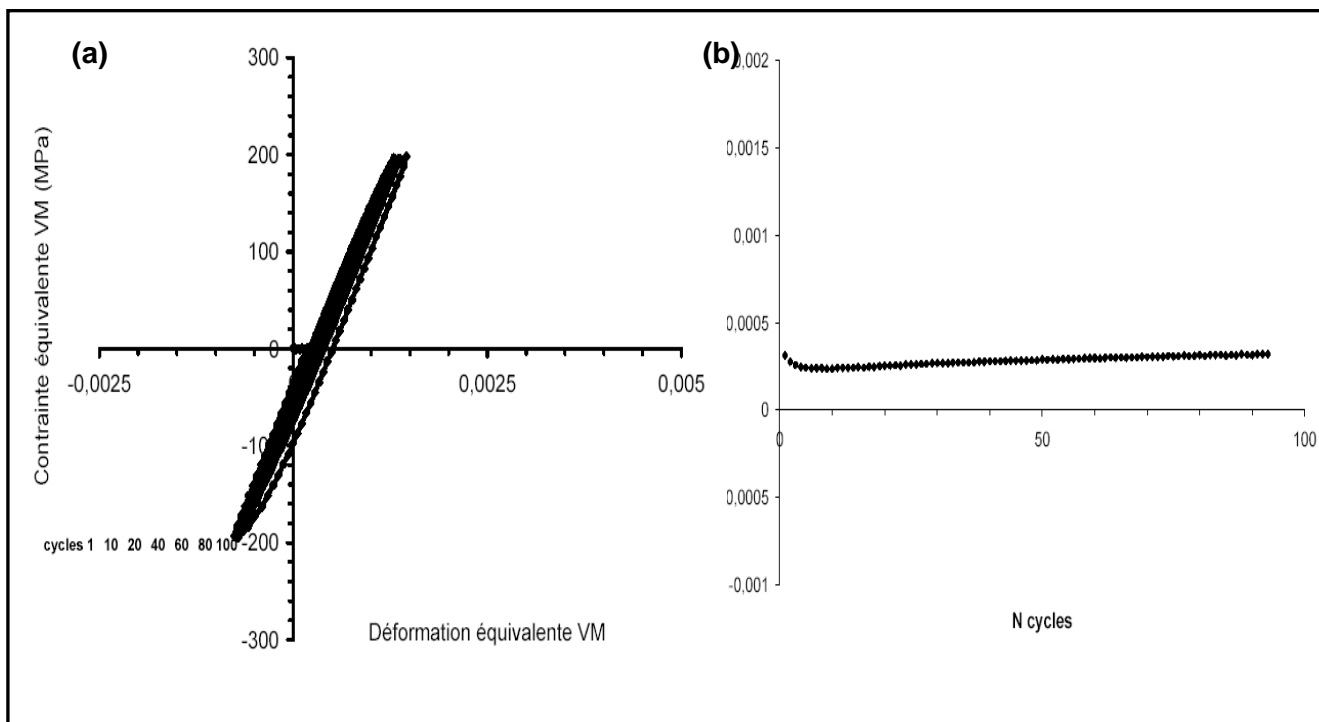


Figure IV.17 Comportement dans la direction de torsion : (a) évolution de la contrainte équivalente en fonction de la déformation équivalente, (b) évolution de la déformation équivalente en fonction du nombre de cycles

La figure IV.18 donne la superposition des courbes obtenues pour les trois histoires de chargement H5, H6 et H7.

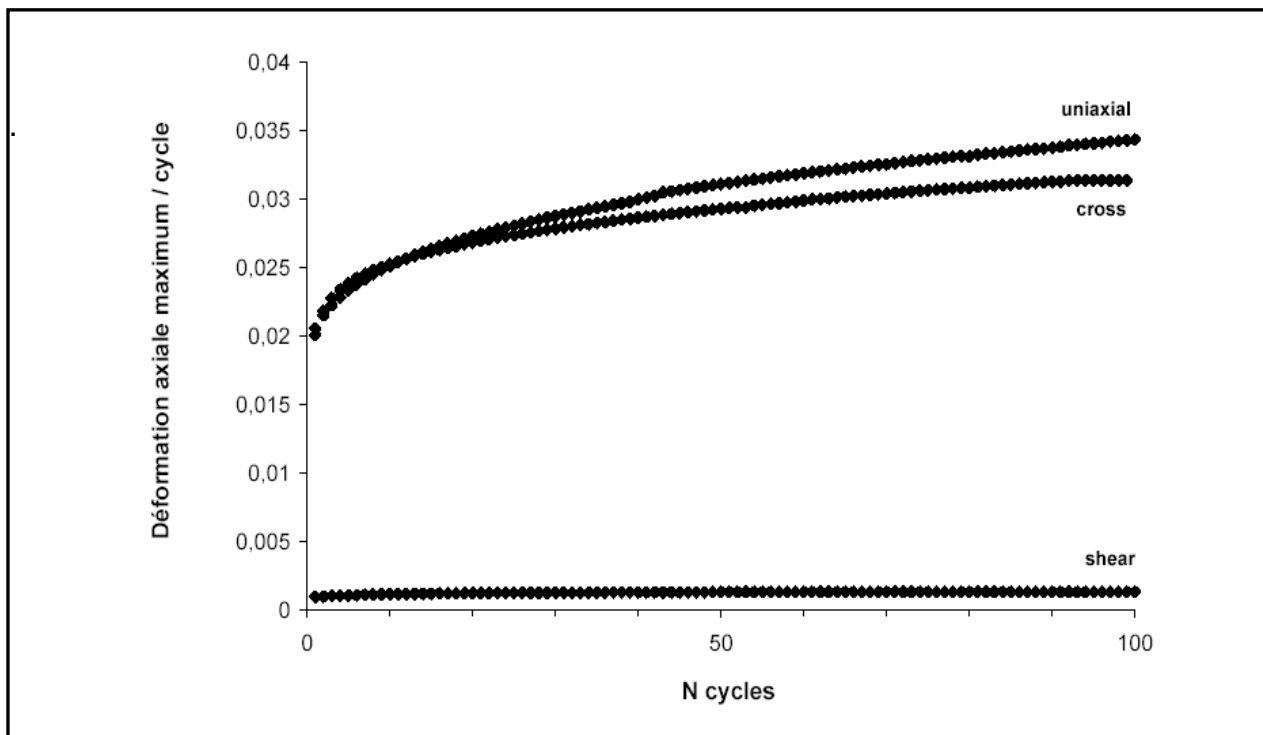
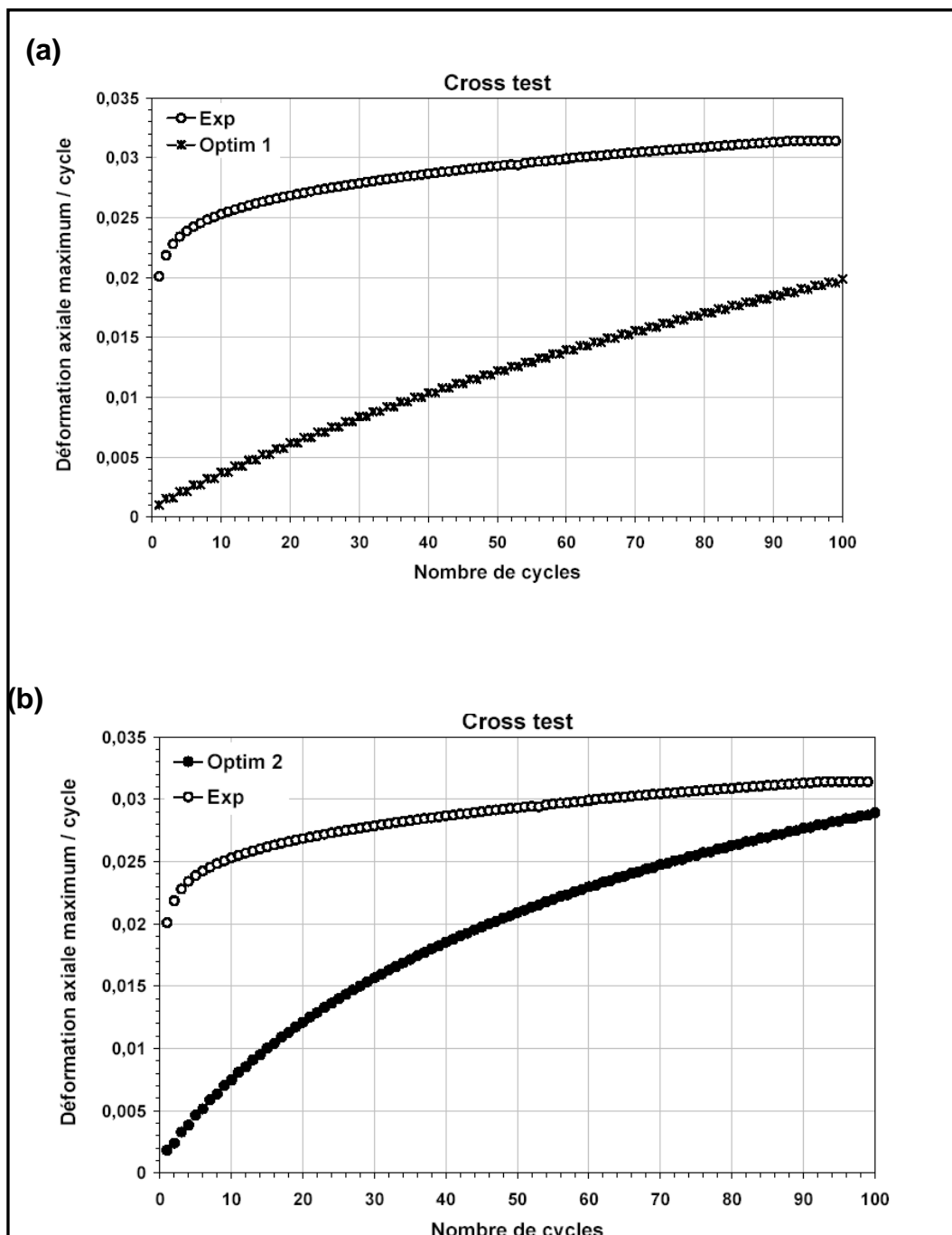
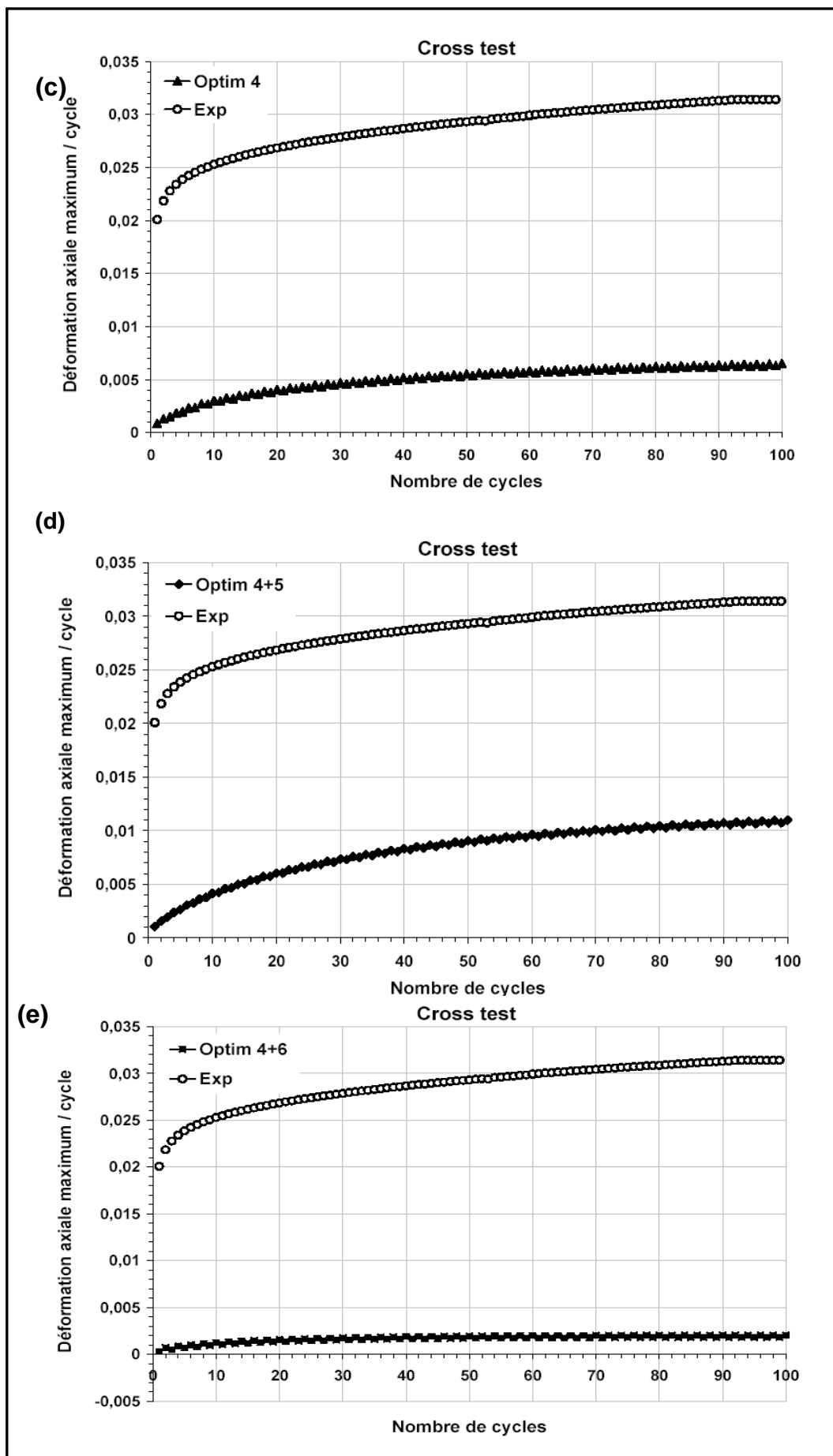


Figure IV.18 Evolution de la déformation progressive en fonction du nombre de cycles pour les trois trajets: UNIAXIAL, SHEAR et CROSS.

On peut observer la similarité qui existe entre le taux du rochet au début du chargement uniaxial et celui du chargement combiné, mais le taux du rochet diminue progressivement dans le cas du chargement combiné.

Les simulations obtenues en utilisant les différents paramètres sont données dans la figure IV.19.





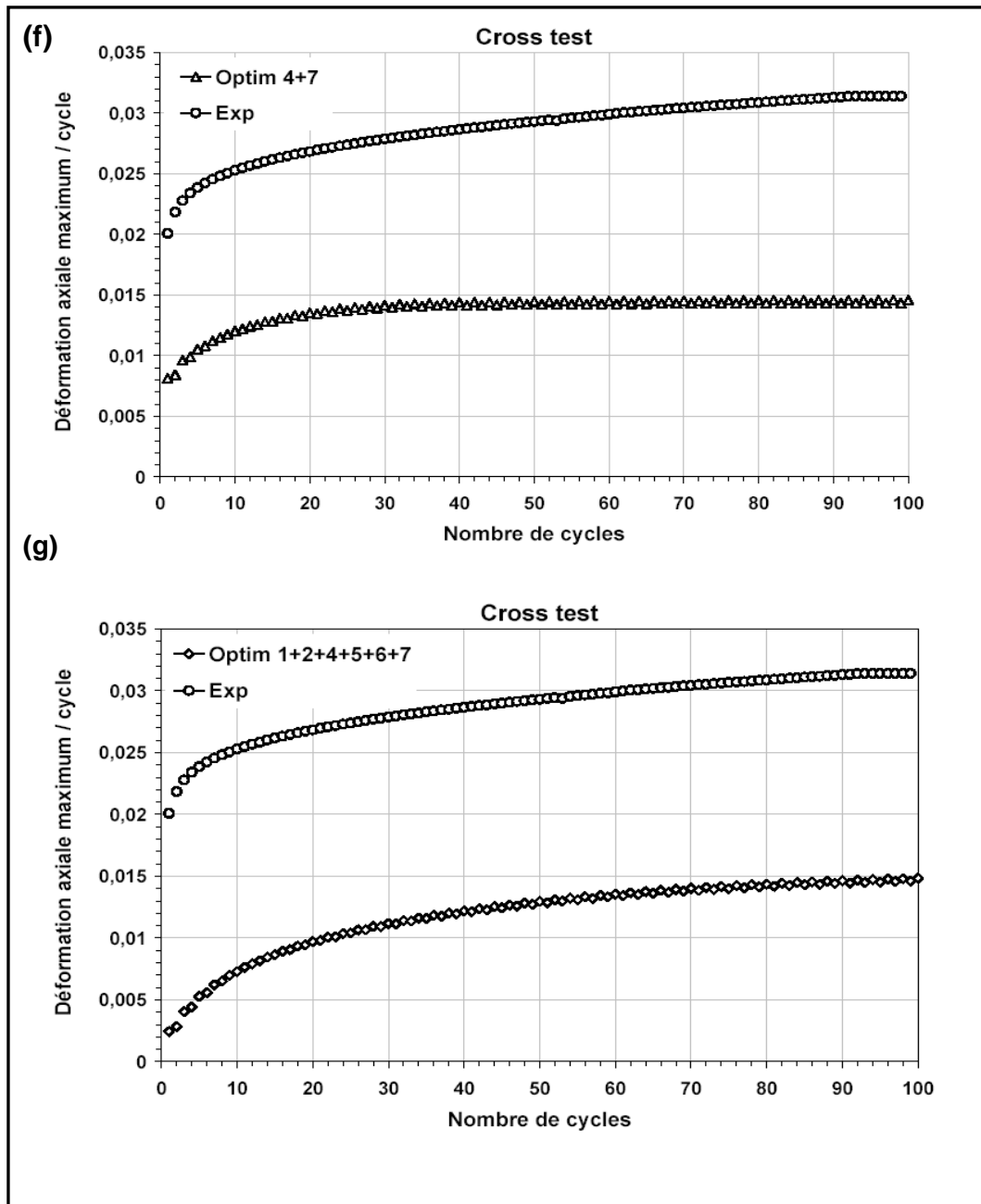


Figure IV.19 Evolution déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour la simulation (H7)

La combinaison de la torsion alternée avec la traction –compression, donne une valeur maximale du rochet moins importante que dans le cas du chargement sous traction-compression. Ces résultats sont en conformité avec les résultats obtenus par Taleb et Hassan (2006) et Hassan et al. (2008). La déformation axiale maximale atteinte est de 3.1%.

La superposition des différentes courbes obtenues, est représentée sur la figure IV.20.

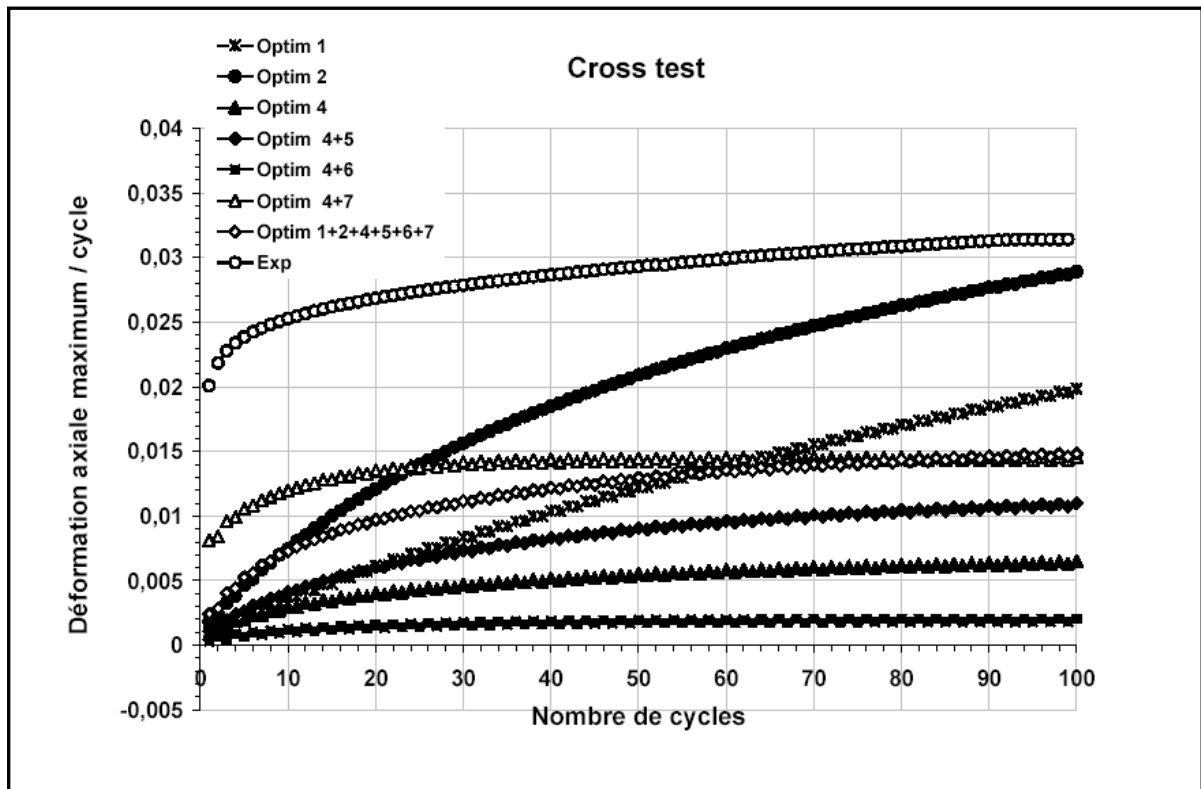


Figure IV.20 Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres

Les paramètres (4+6) donnent le rochet le plus faible, la déformation axiale maximale atteinte, a une valeur de 0.2%. Il y a toujours une sous estimation du rochet pour ces paramètres.

Nous concluons pour cette première partie du rochet en une seule phase que :

- Les résultats expérimentaux montrent que le chargement sous traction-compression avec contrainte moyenne, fait apparaître la déformation progressive la plus importante ; ce sont les mêmes observations obtenues avec les différentes simulations effectuées avec les différents paramètres du modèle de Chaboche.

- Les simulations faites avec les paramètres optimisés, donnent des courbes différentes ; on remarque que l'essai de rochet dans la direction de torsion (H6) est bien représenté par des simulations faites avec des paramètres du même essai (paramètres 4+6).

- Pour les simulations des essais "uniaxial" et "cross", la plus part des paramètres donnent un état asymptotique après quelques cycles, sauf pour les paramètres 1 et 2 qui donnent des valeurs de rochet importantes. Cela provient du fait que les paramètres C_i ont des valeurs moins importantes par rapport à celles obtenus pour les autres paramètres. Cela conduit à conclure que, l'introduction d'un essai biaxial dans le processus d'optimisation agit fortement sur les résultats obtenus (augmentation des paramètres C_i pour toutes les

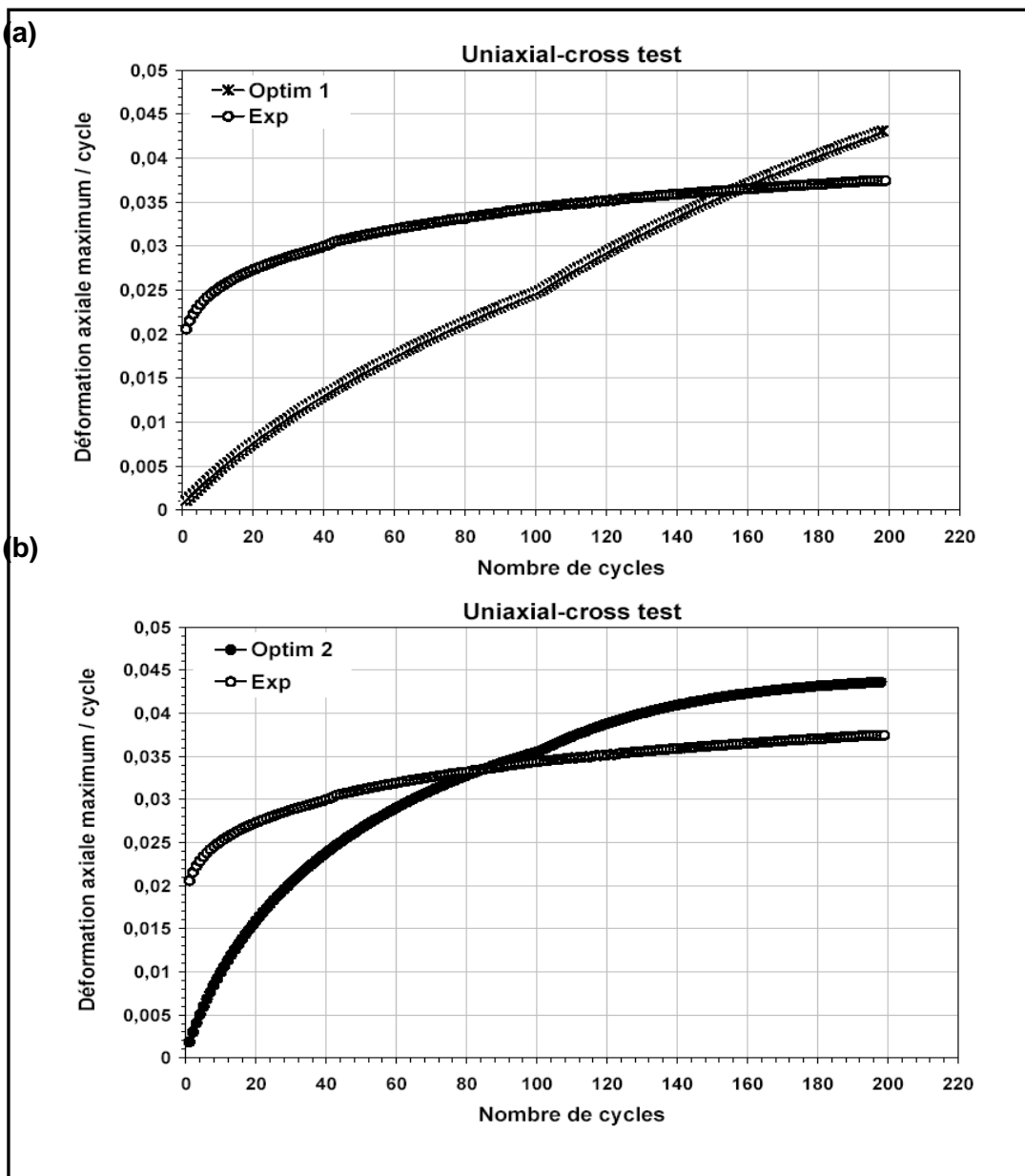
optimisations, introduisant un essai biaxial soit à déformation imposée (H4) ou à contrainte imposée (H6)).

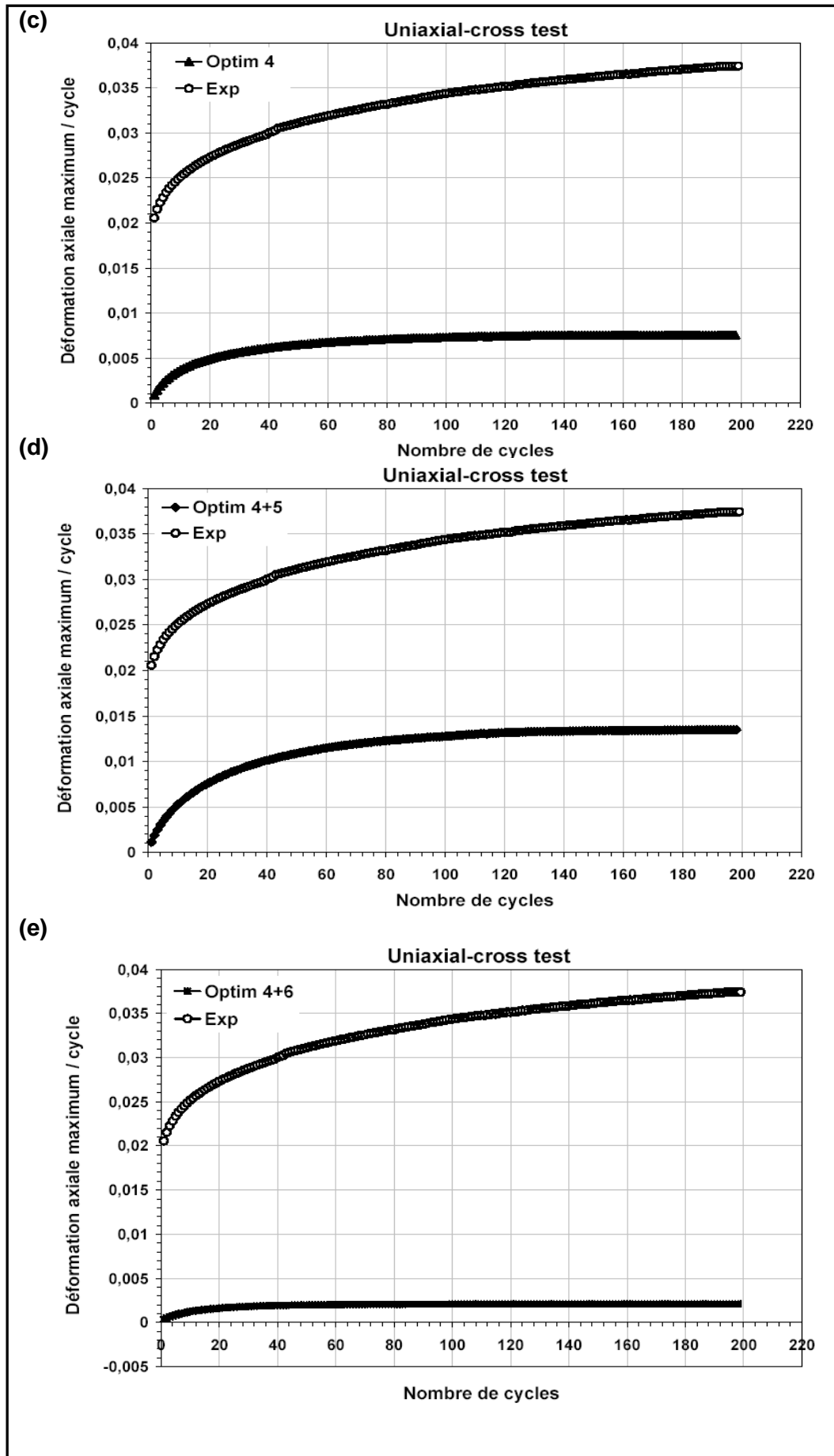
- Le durcissement cinématique apporté par le trajet non proportionnel (H4) a un grand effet sur l'estimation du rochet uniaxial et combiné. Cela se traduit par les courbes obtenues à partir des paramètres 4, 4+5, 4+6, 4+7 et 1+2+4+5+6+7.

IV.3.2. Essais de rochet composé de deux phases

IV.3.2.1 Effet de rochet uniaxial+combiné (H8)

Les résultats des simulations du rochet composé de deux phases (H8, H9, H10), sont superposés avec les résultats expérimentaux et sont donnés dans les figures IV.21, IV.23 et IV.25. Le premier cas concerne un chargement de traction – compression, suivi d'un chargement combiné selon l'histoire H8.





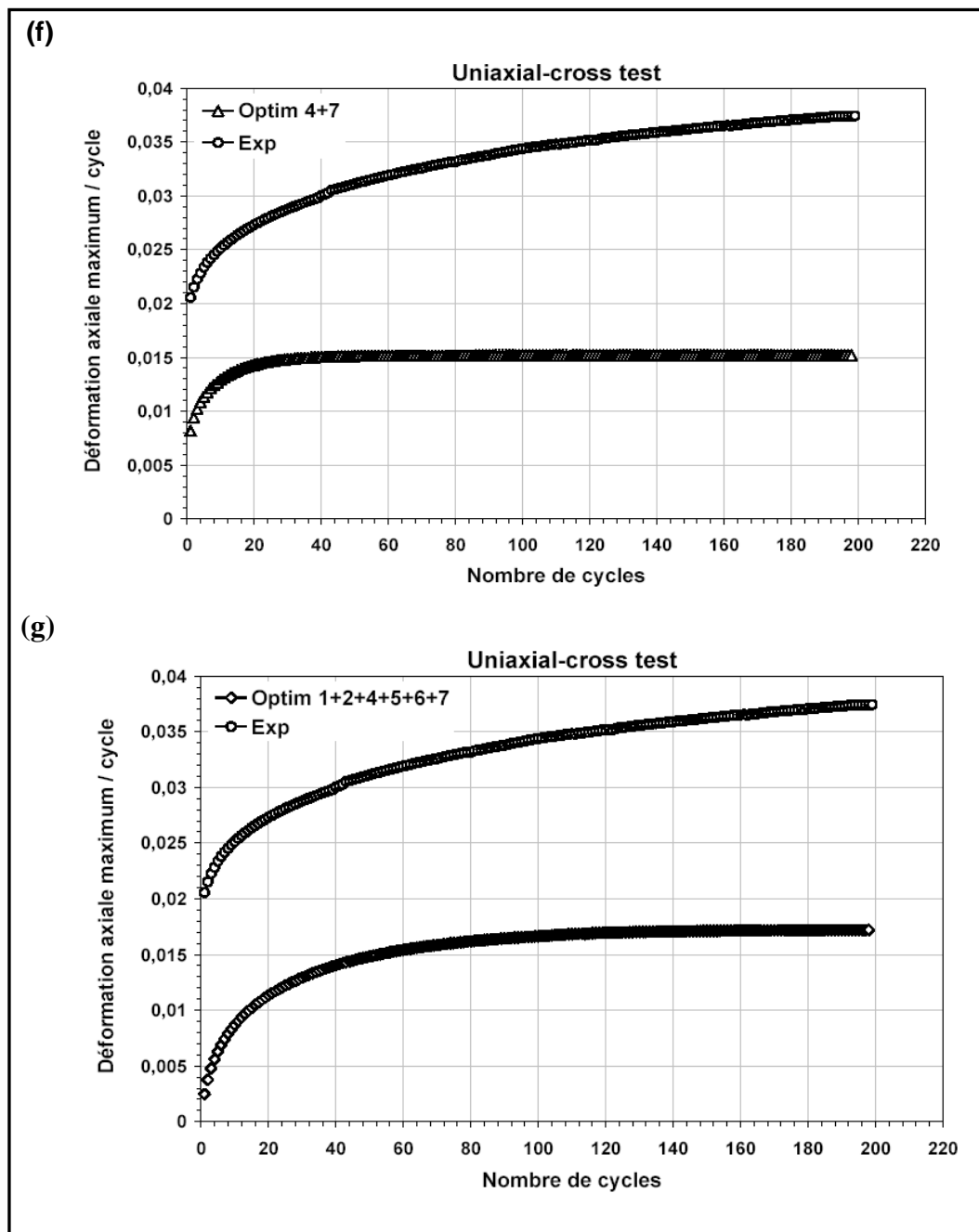


Figure IV.21 Evolution déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour la simulation (H8)

Le taux du rochet est relativement acceptable pour les paramètres (4+5, 1+2+4+5+6+7). Les paramètres (4+6) donnent une forte sous estimation du rochet, tandis que les paramètres (4+7) présentent une adaptation plastique après 30 cycles. Les paramètres (1,2) donnent une surestimation du rochet avec une allure des courbes, différente de celle obtenue expérimentalement.

La superposition de toutes les courbes est représentée dans la figure IV.21.

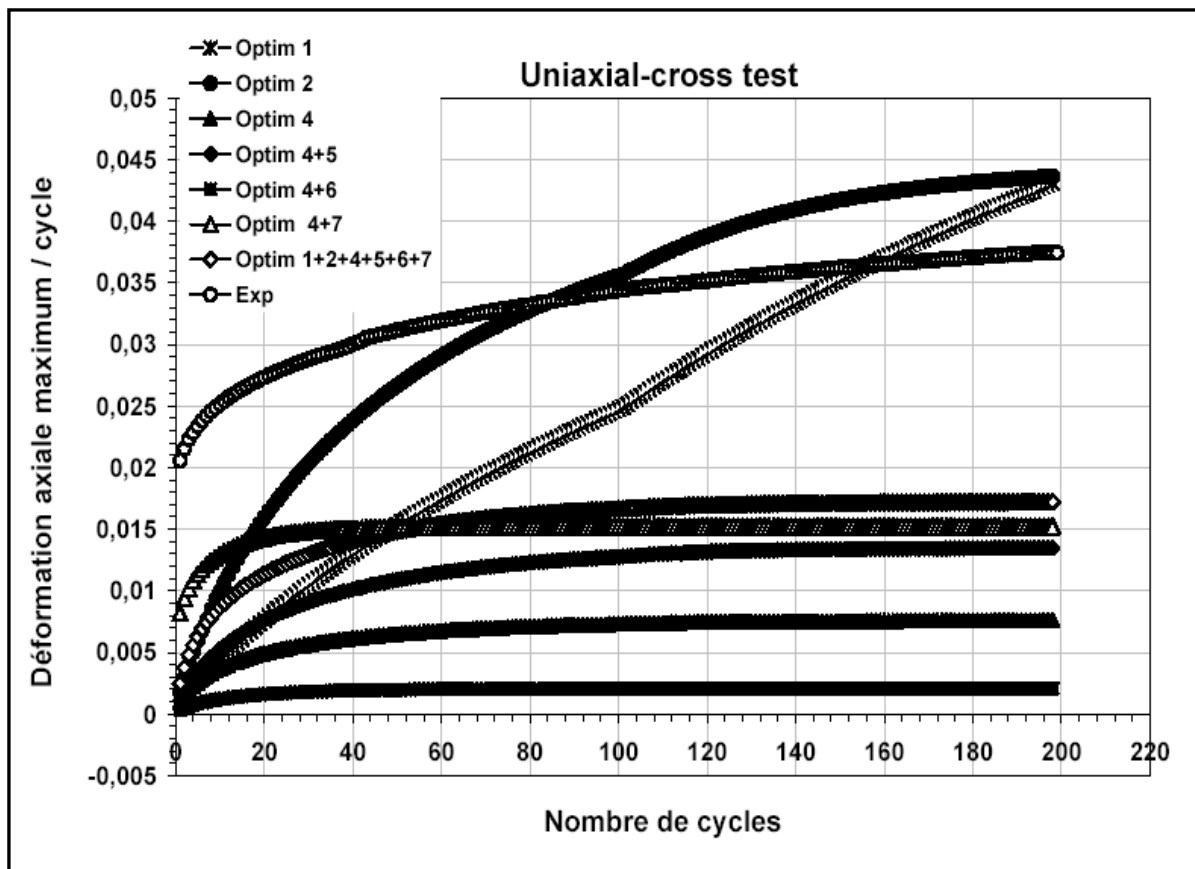
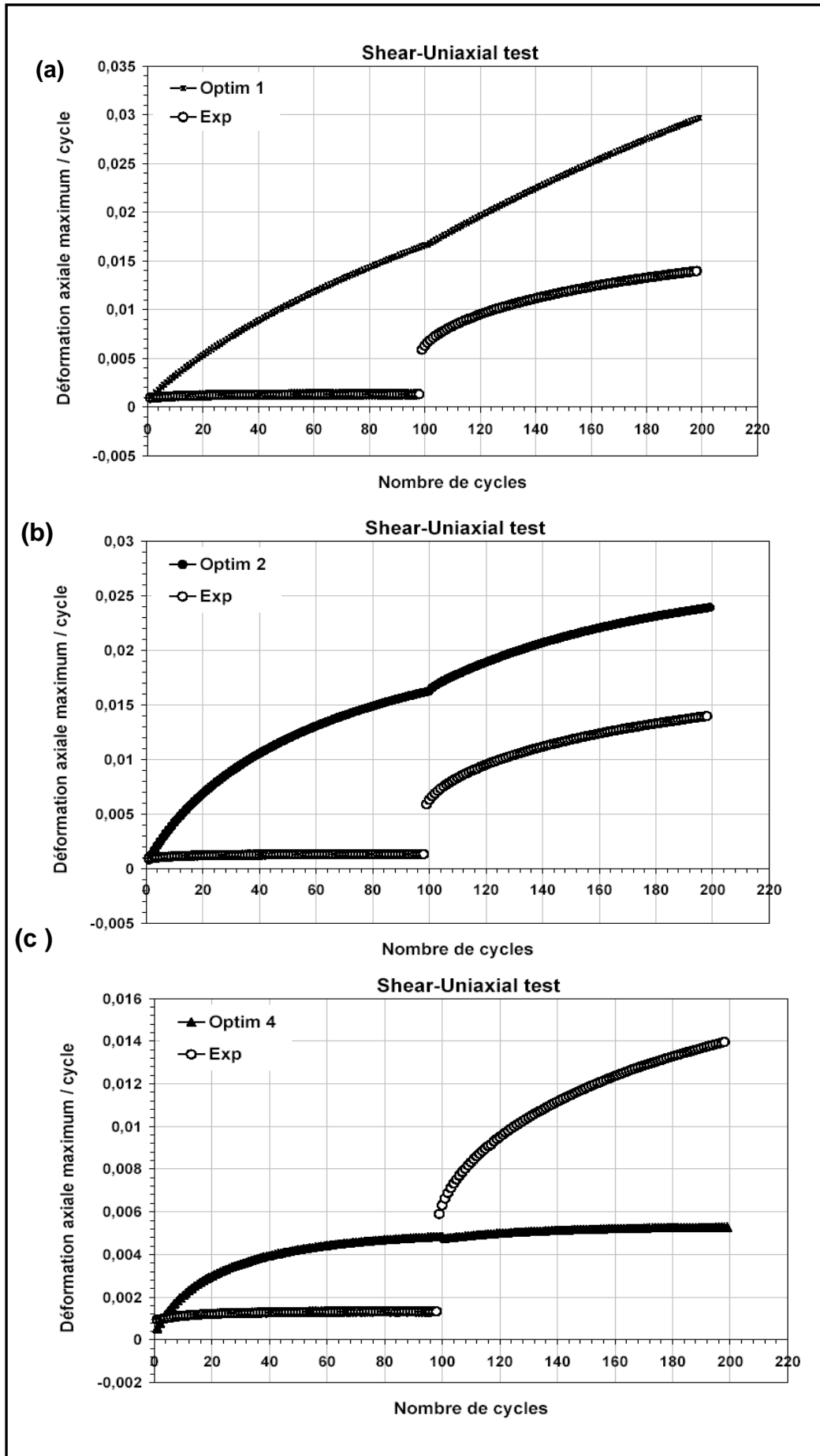
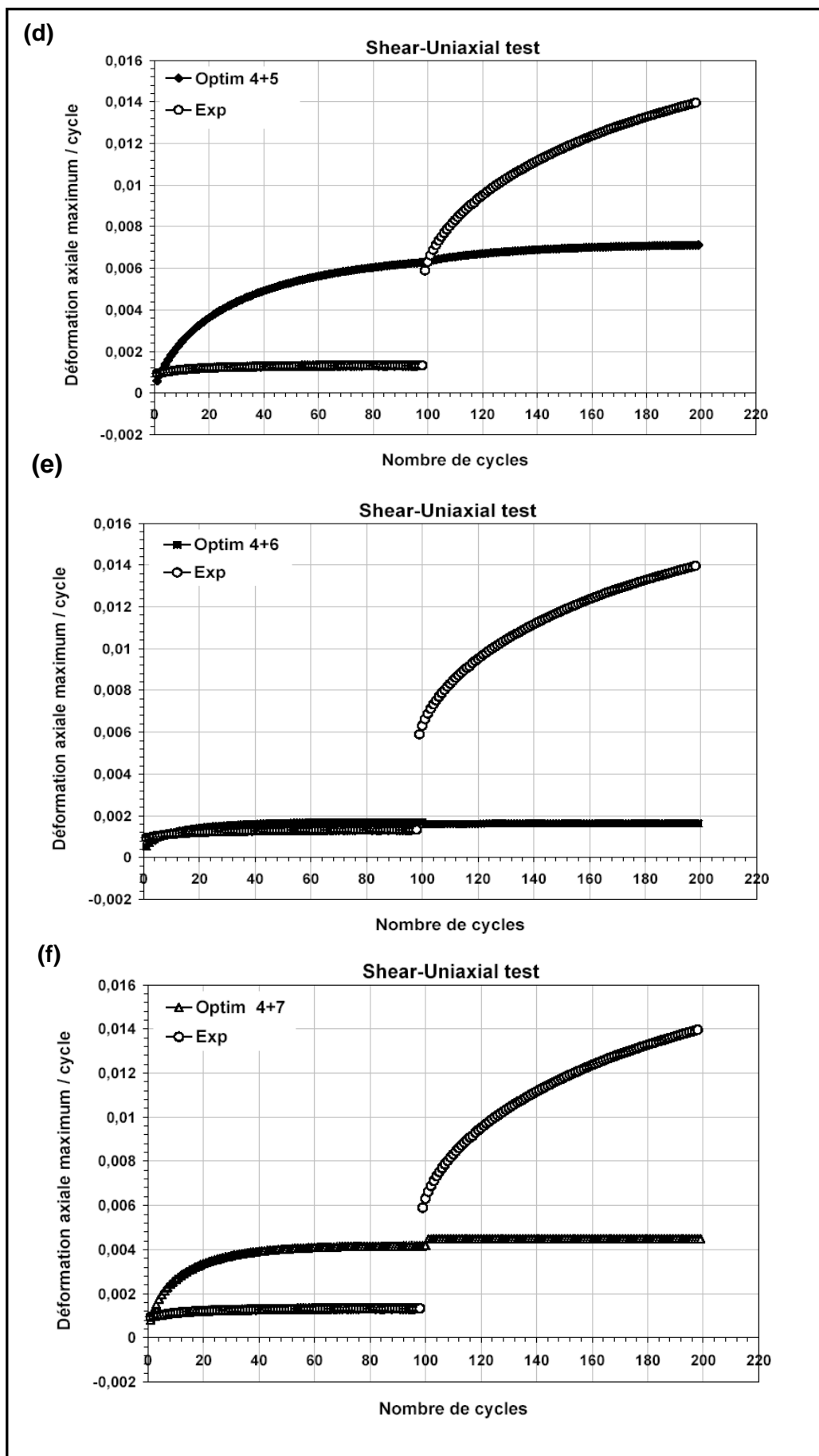


Figure IV.22 Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres

IV.3.2.2. Effet de rochet multiaxial+uniaxial (H9)

Les résultats du chargement selon l'histoire (H9), sont reportés sur les graphes de la figure IV.23. On observe l'augmentation apparente du taux de rochet lors du passage de la phase (SHEAR) à la phase uniaxial.





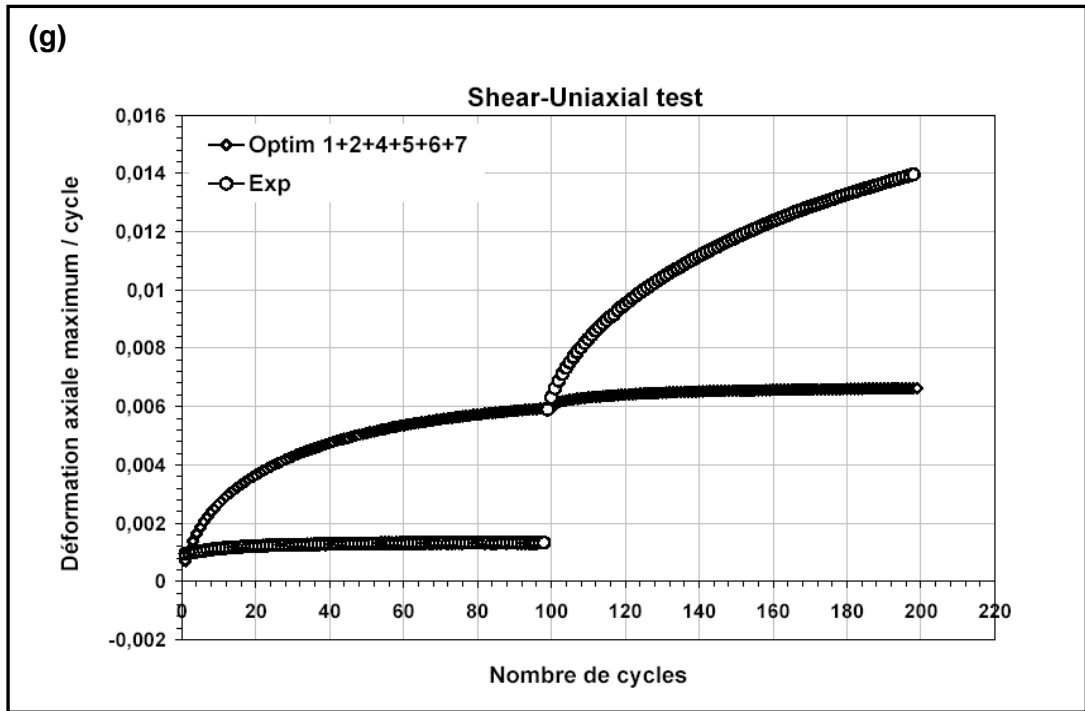


Figure IV.23 Evolution déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour la simulation (H9)

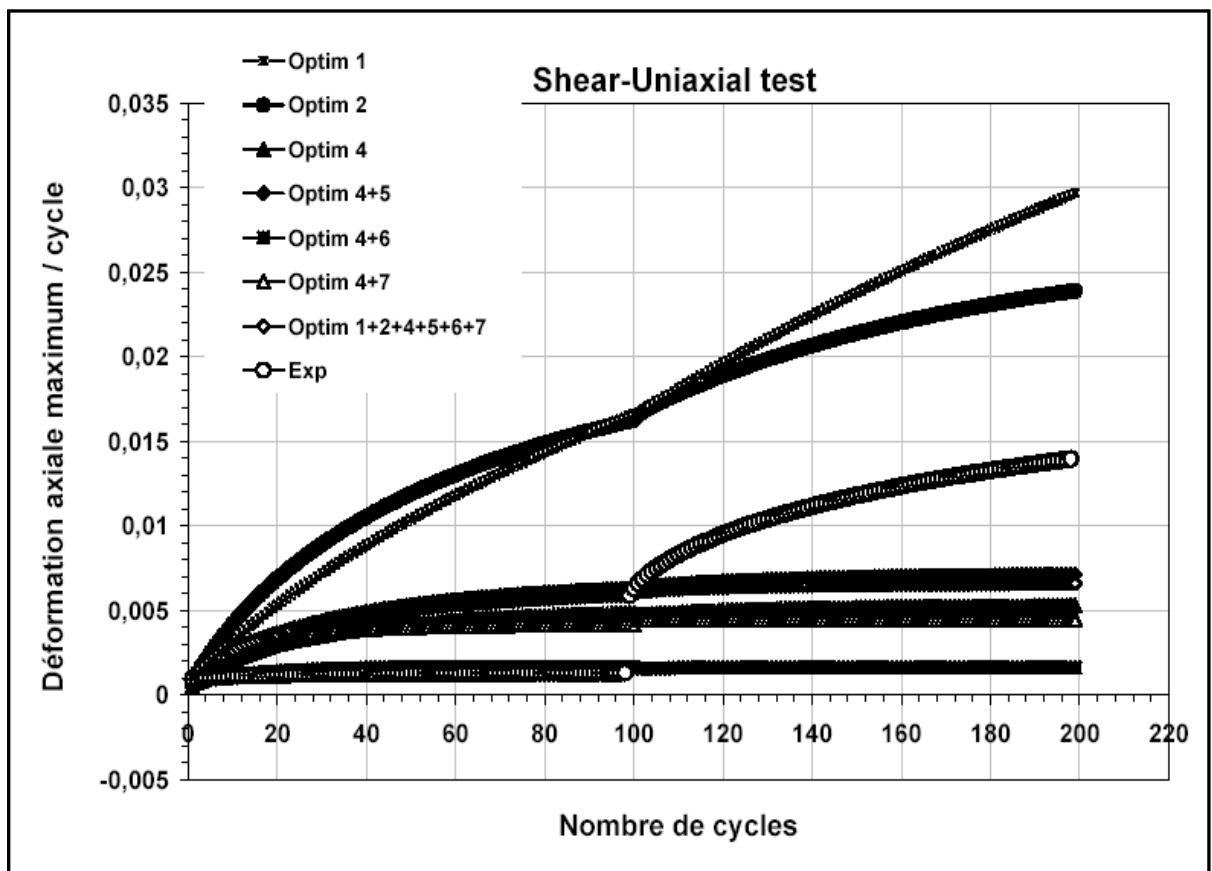
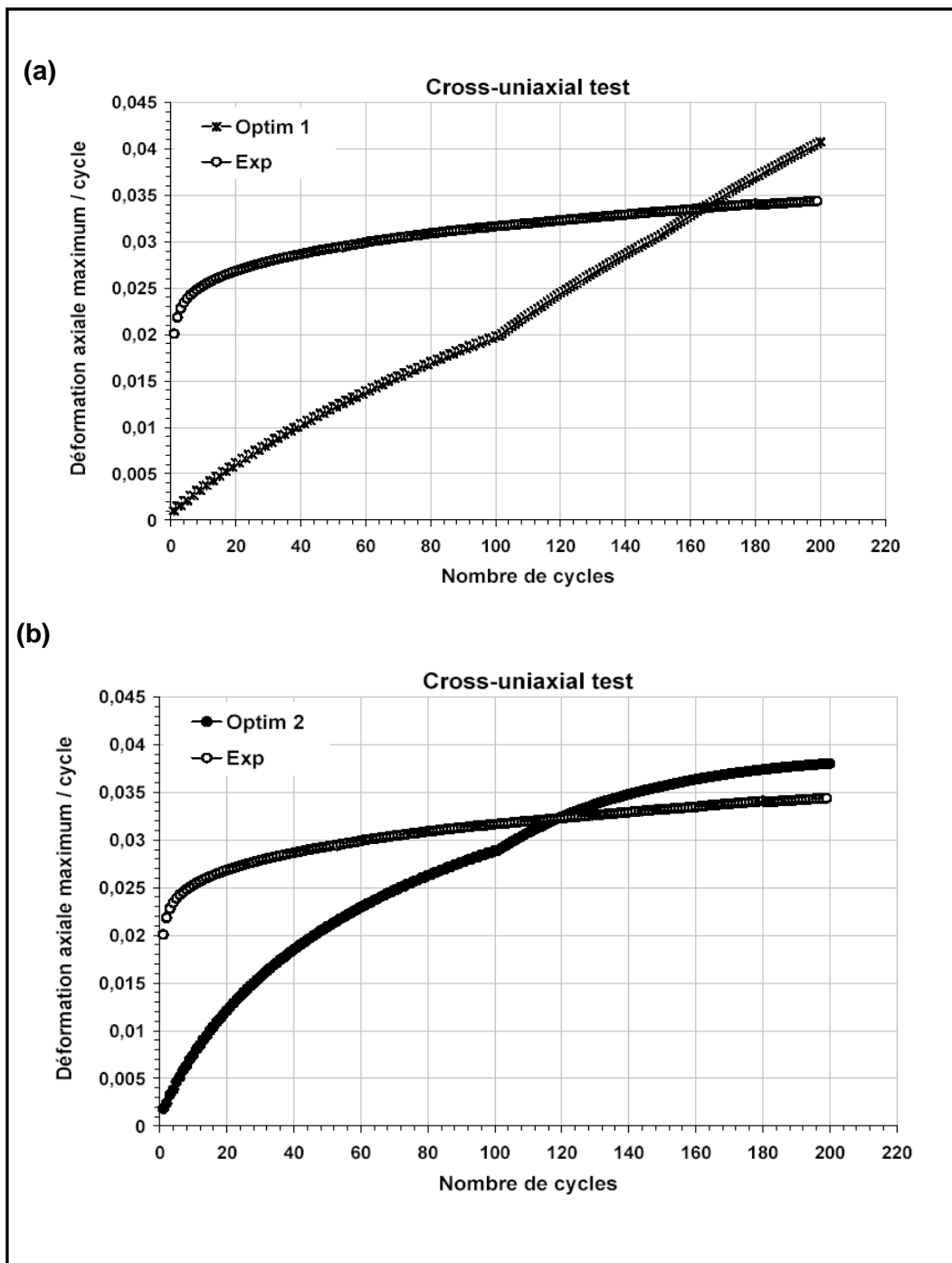


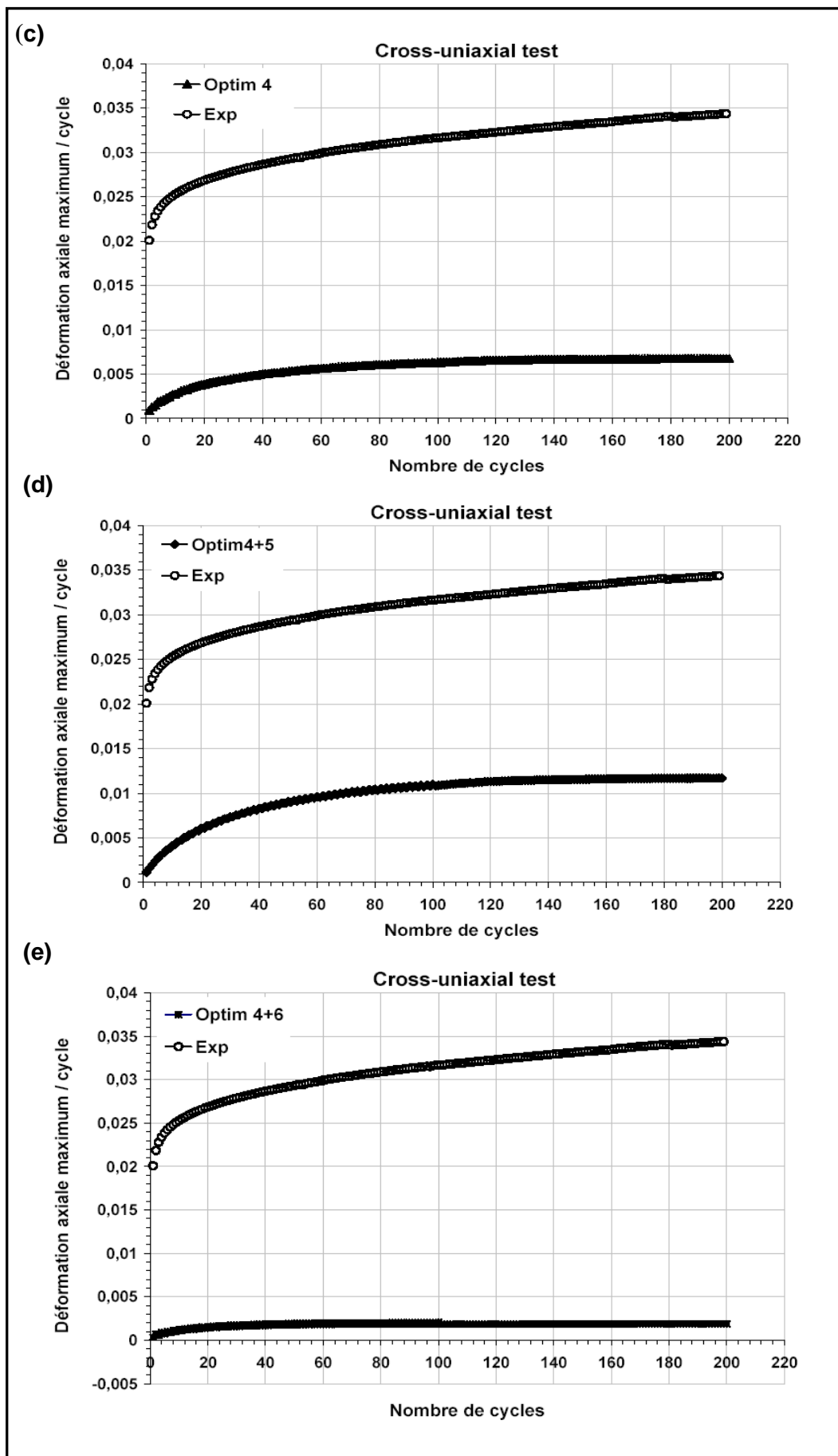
Figure IV.24 Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres

Dans ce cas, aucune simulation ne mène à une bonne prédiction de l'essai (H9), la transition entre les histoires (H6 et H5) n'est pas prévue pour toutes les simulations.

IV.3.2.3. Effet de rochet combiné + uniaxiale (H10)

La figure IV.25 donne les résultats des simulations de l'histoire H10 superposés avec la courbe expérimentale.





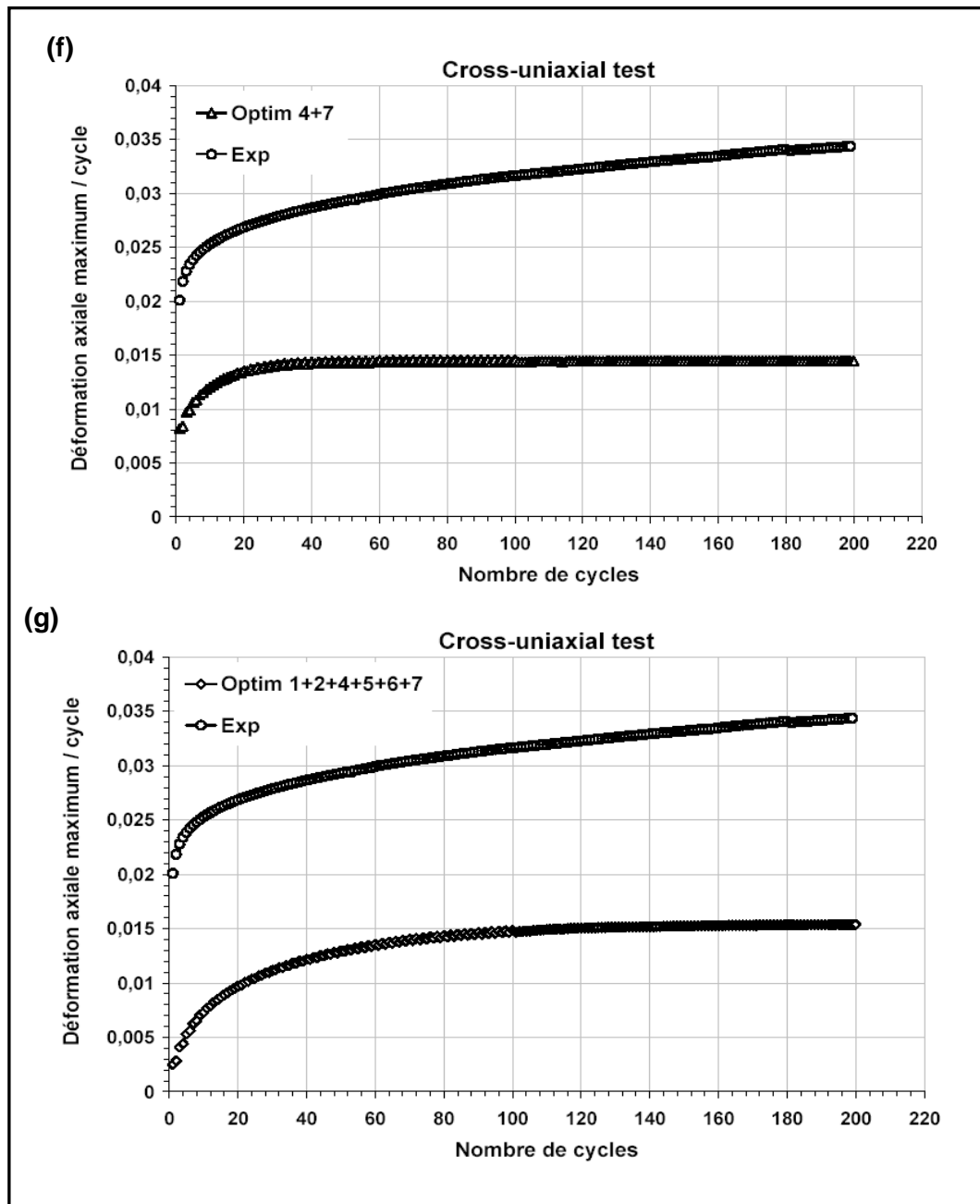


Figure IV.25 Evolution déformation axiale maximale en fonction du nombre de cycle pour la simulation (H10)

Pour la simulation H10, le rochet est relativement bien estimé pour les paramètres (4+5, 1+2+4+5+6+7). Les paramètres (4+6) donnent toujours une forte sous estimation du rochet, tandis que les paramètres (4+7) présentent une adaptation plastique. Les paramètres (1, 2) donnent une surestimation du rochet avec des taux élevés.

La superposition de toutes les courbes est représentée dans la figure IV.26.

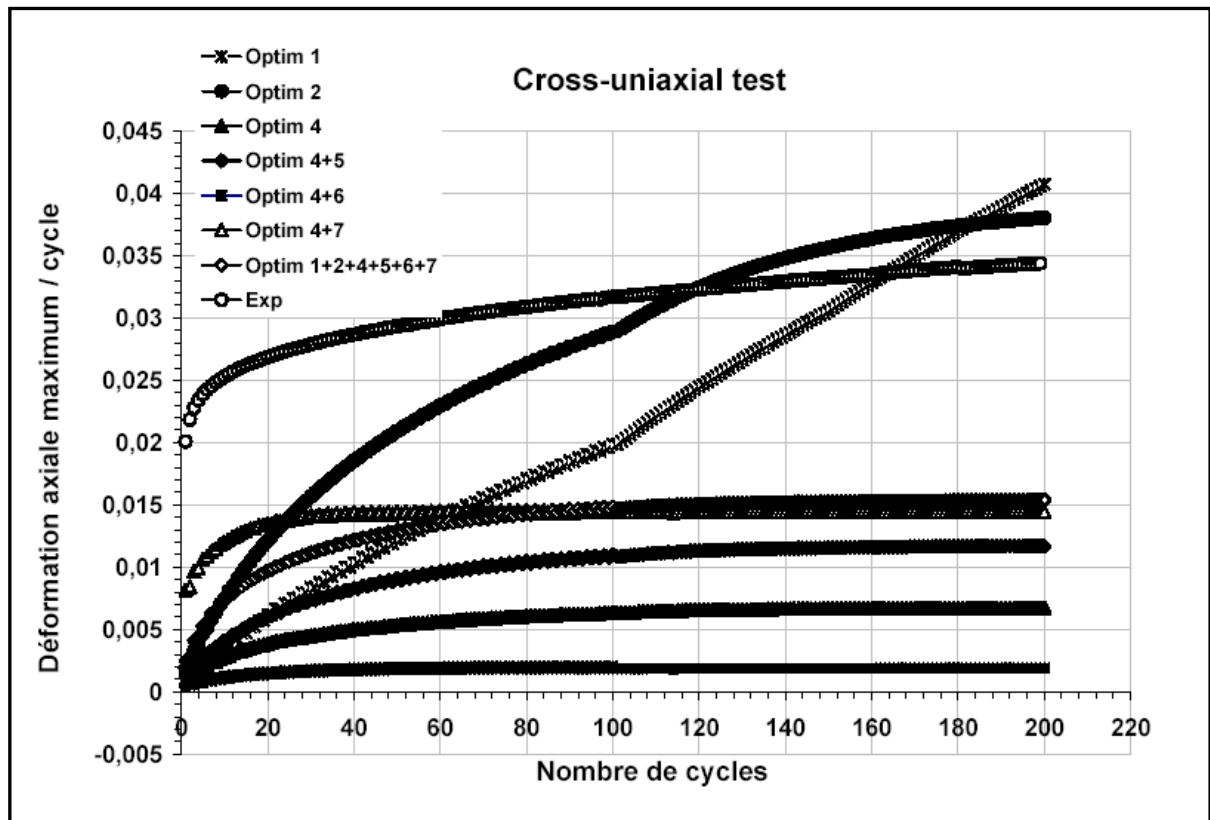


Figure IV.26 Superposition des courbes obtenues pour l'ensemble des paramètres

Dans cette section, on peut conclure que les simulations faites avec les différents paramètres, ont donné des résultats généralement acceptables, sauf pour le cas des histoires (H6) et (H9) où l'on n'a que les paramètres (4+6) qui donnent une bonne estimation du comportement. Pour les autres histoires, il est clair que les paramètres obtenus à partir de la base de données (1+2+4+5+6+7) mènent à des prévisions satisfaisantes.

IV.4. SIMULATION NUMERIQUE DES ESSAIS DE ROCHET APRES DEFORMATION IMPOSEE

Pour ces types de chargements, on étudie le phénomène de rochet après une stabilisation faite à déformation imposée entre -0.01 et +0.01. Expérimentalement, le matériau présente un comportement qui diffère selon le chargement effectué durant la deuxième phase.

IV.4.1. Résultats de la Simulation (H11)

Sous la première phase de chargement contrôlé en déformation, la stabilisation s'effectue à une contrainte supérieure à 250Mpa, qui est la contrainte maximale du chargement durant la seconde phase à contrainte imposée non symétrique. Les résultats expérimentaux montrent qu'il n'y a pas de rochet mais une adaptation plastique caractérisée par la boucle d'hystérésis stabilisée dès le premier cycle à contrainte imposée (Figure IV.25). La diminution de l'amplitude de sollicitation sous contrainte imposée non symétrique, conduit à réaliser des petits cycles à l'intérieur des grands cycles réalisés dans la phase précédente, ce qui diminue considérablement l'activité plastique par rapport au cas où l'on cycle directement avec les petits cycles. En effet, le matériau s'est fortement écroui sous le premier niveau de chargement.

Les résultats des simulations réalisées avec les différents paramètres sont rapportés sur la (Figure IV.27).

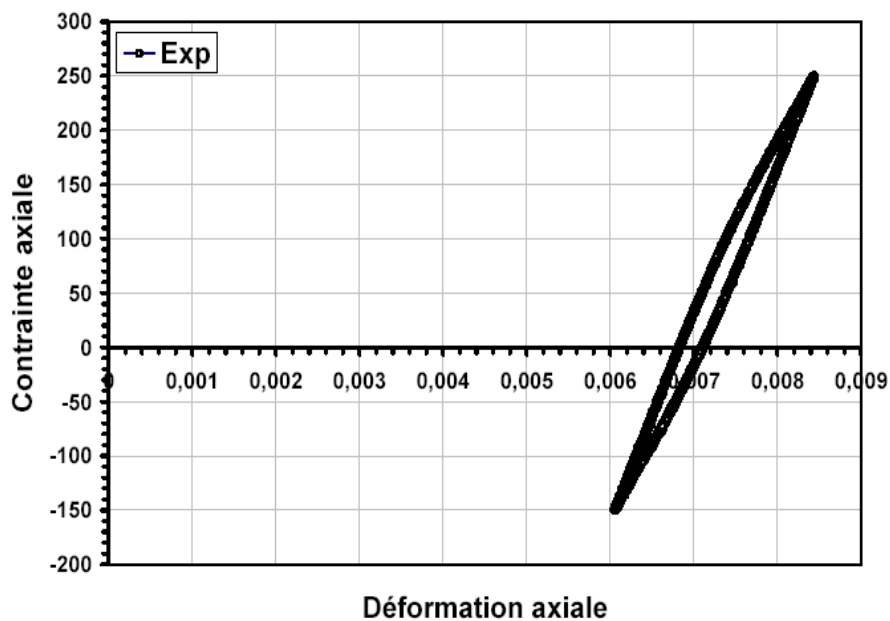
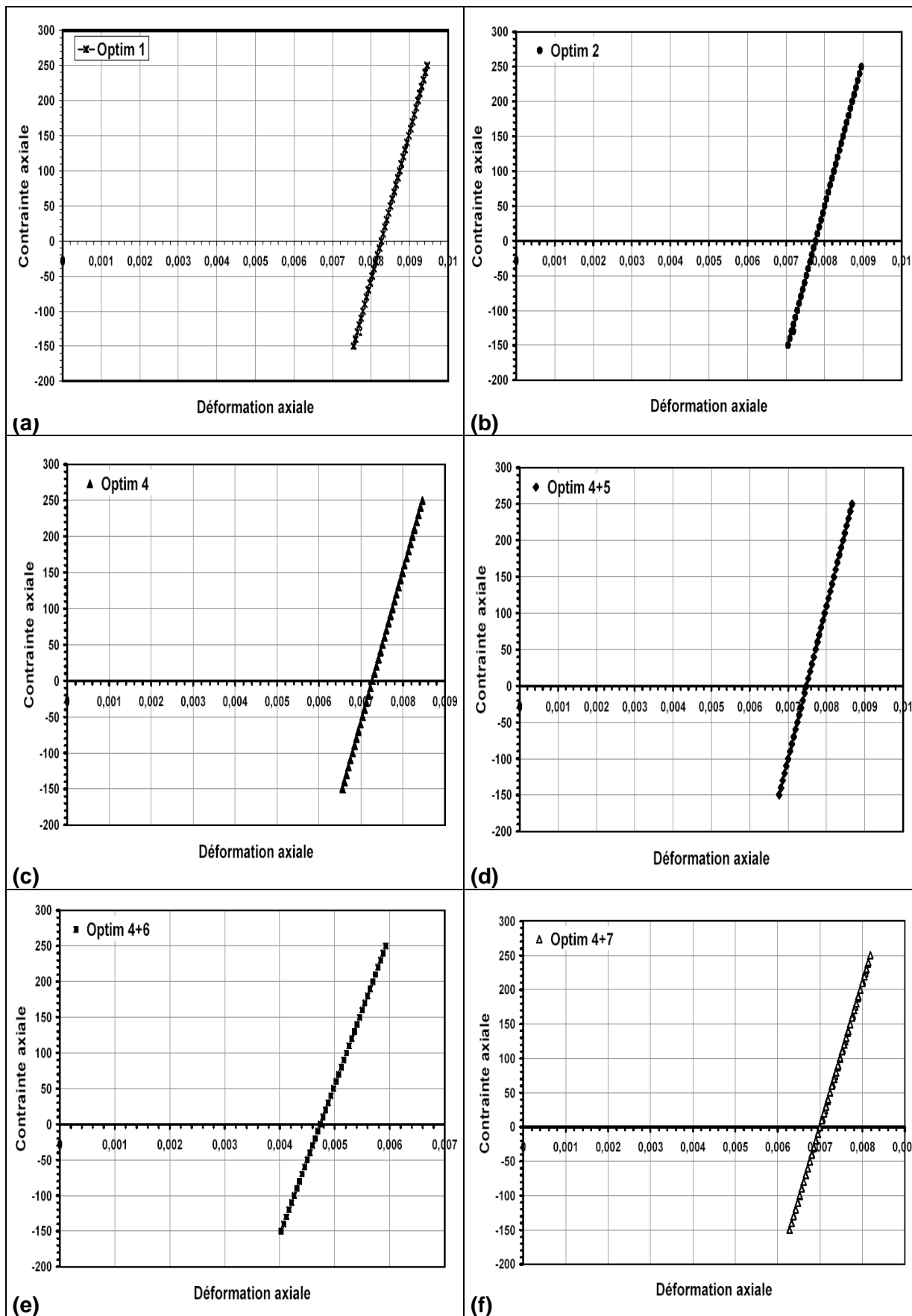


Figure IV.27 Courbe expérimentale représentant l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale durant la seconde phase de chargement (H11)



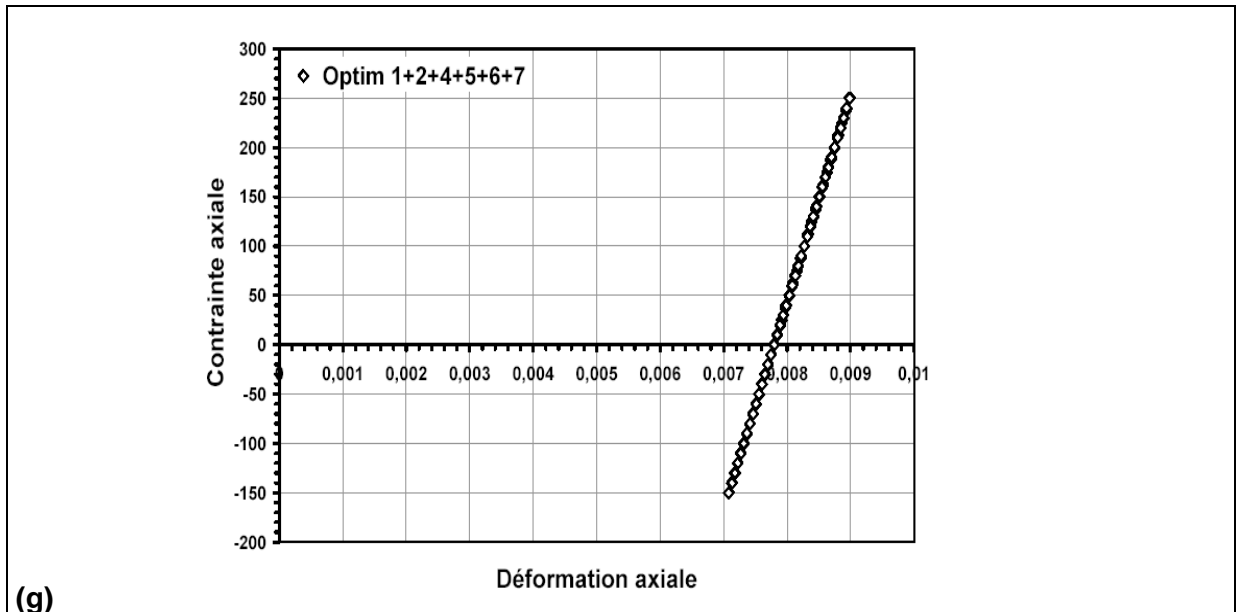


Figure IV.28 Simulation de l'histoire H11 par les différents paramètres.

Les résultats numériques présentent un comportement élastique durant la deuxième phase du chargement pour tous les paramètres. Cela ne correspond pas au comportement réel du matériau, donc dans ce cas de chargement, tous les paramètres ne reproduisent pas le cas réel.

IV.4.2. Résultats de la Simulation (H12)

Dans ce cas de chargement, où la deuxième phase est faite sous contrainte moyenne nulle, on observe expérimentalement un petit rochet négatif (Figure IV.29) .

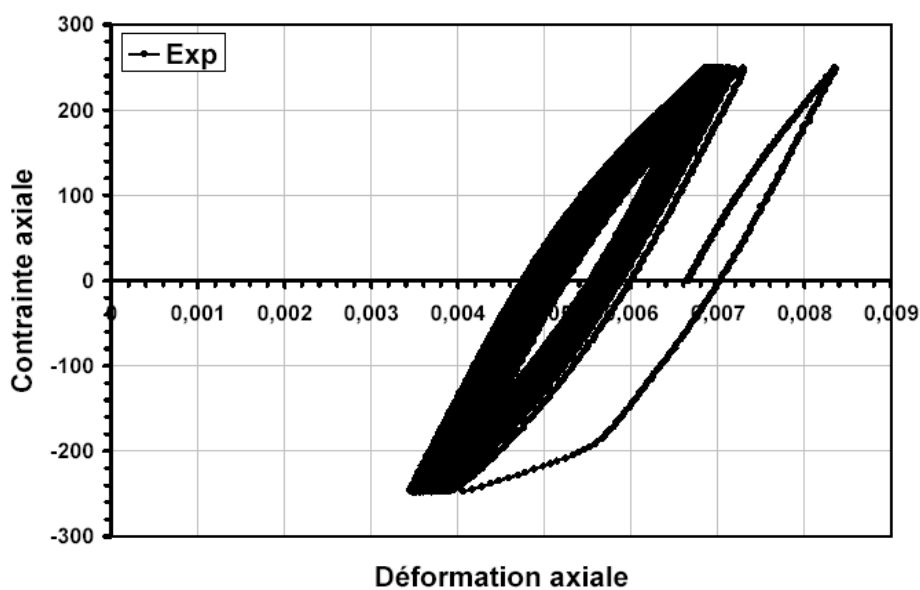
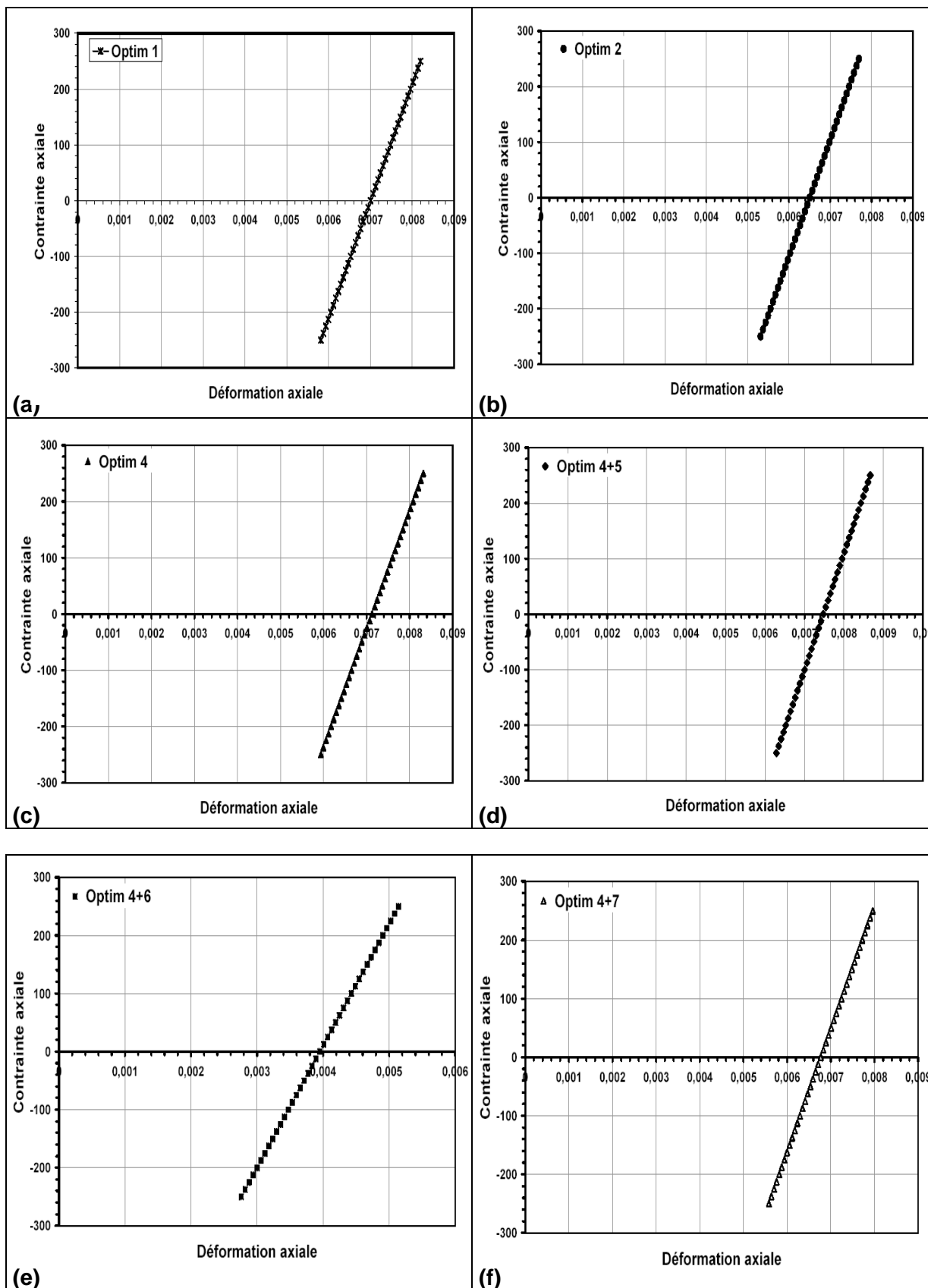


Figure IV.29 Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale durant la seconde phase de chargement (H12)

Les résultats de la simulation sont donnés dans la figure IV.29.



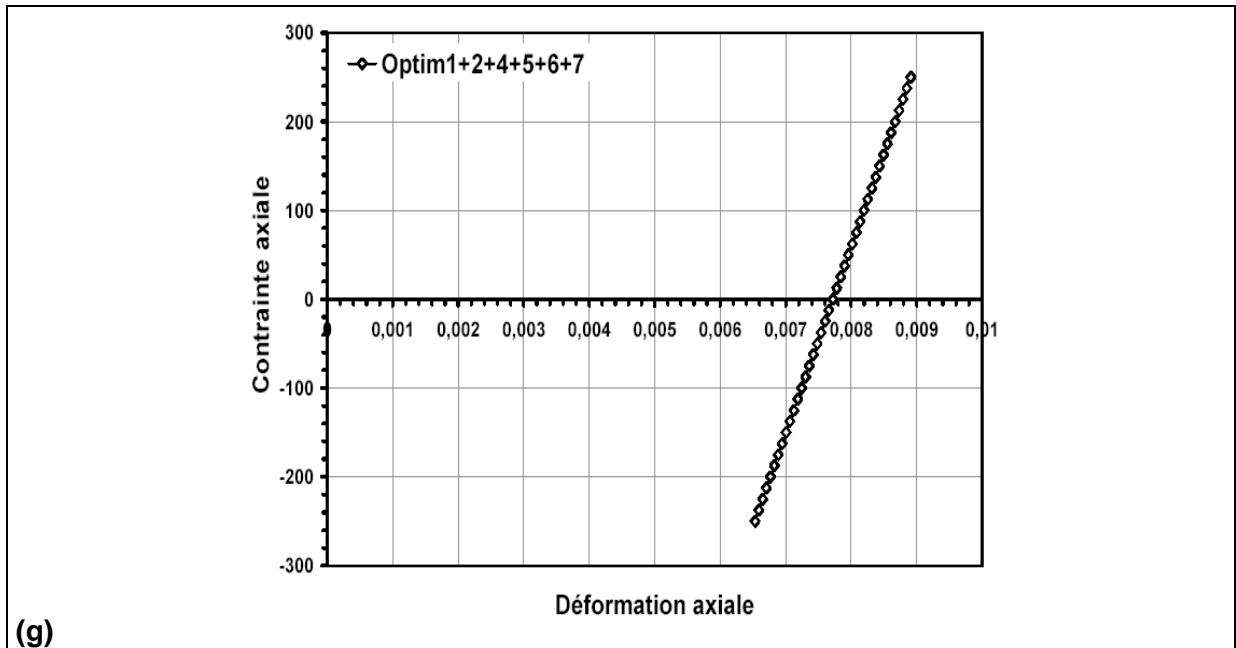


Figure IV.30 Simulation de l'histoire H12 par les différents paramètres.

Dans ce cas, le comportement obtenu par simulation avec tous les paramètres, est purement élastique contrairement à ce qui est obtenu expérimentalement.

IV.4.3. Résultats de la Simulation (H13)

Sous ce type de chargement le comportement du matériau est purement élastique (Figure IV.31), ce qui est reproduit numériquement (Figure IV.32).

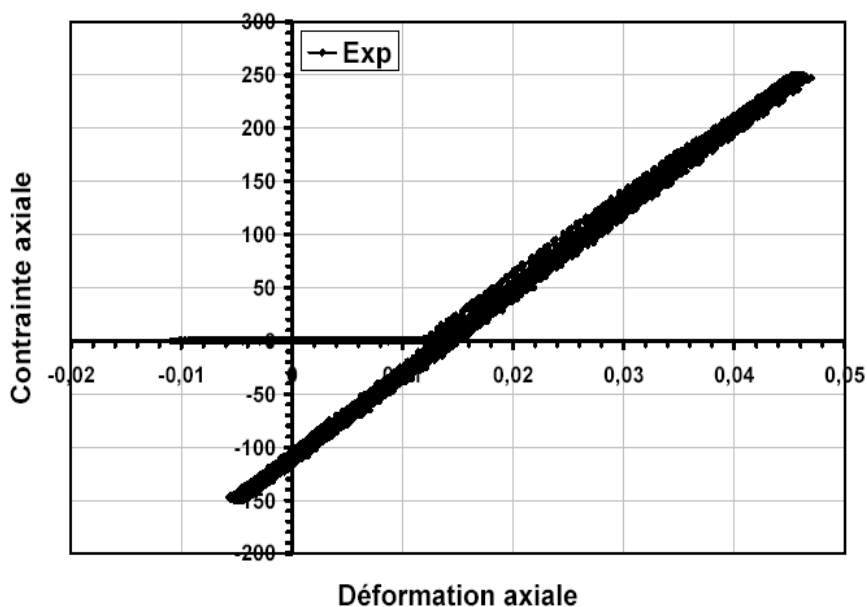
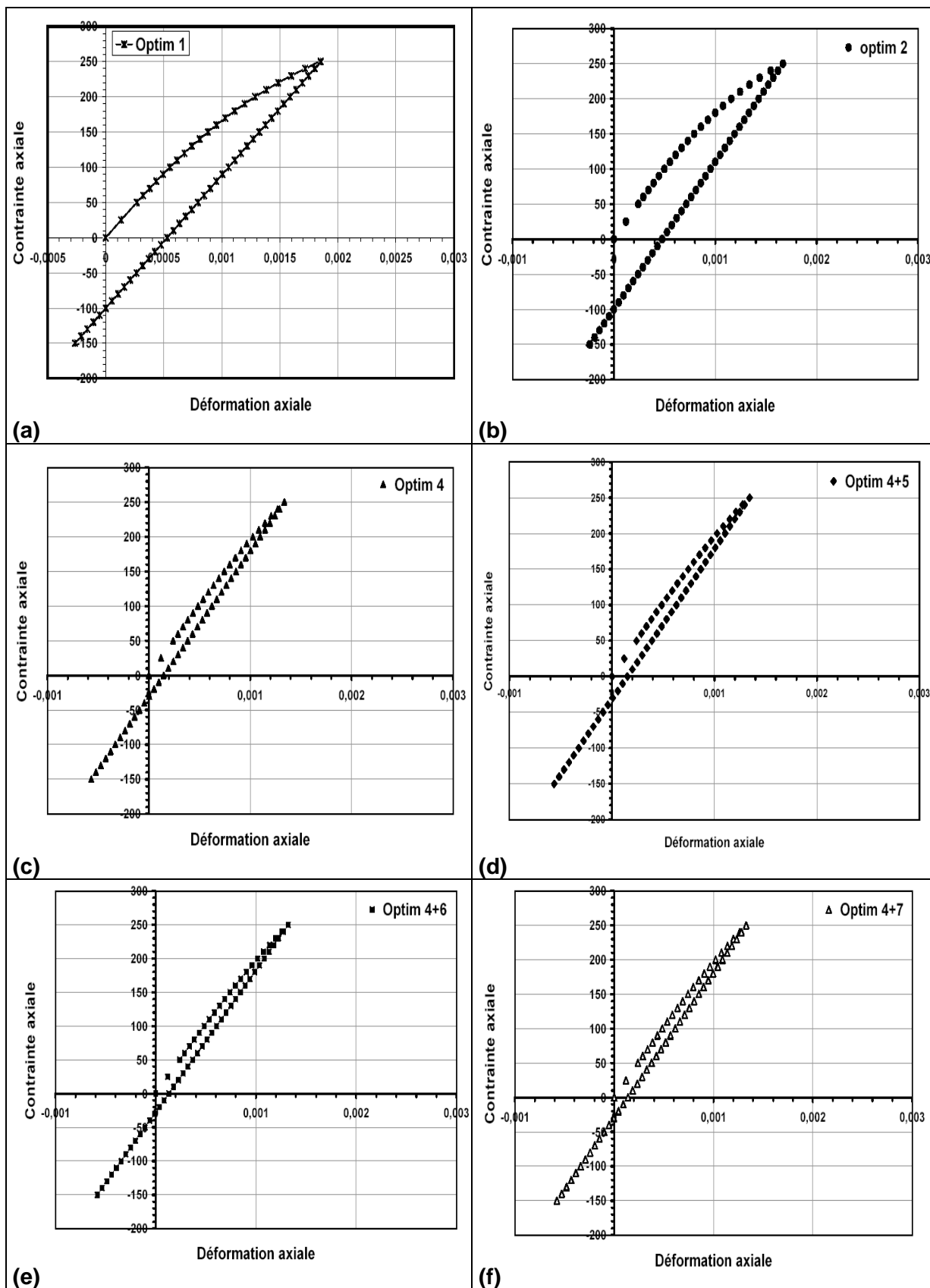


Figure IV.31 Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale durant la seconde phase de chargement (H13)

La simulation de l'histoire H13 (deuxième phase) est représentée dans la figure IV.32.



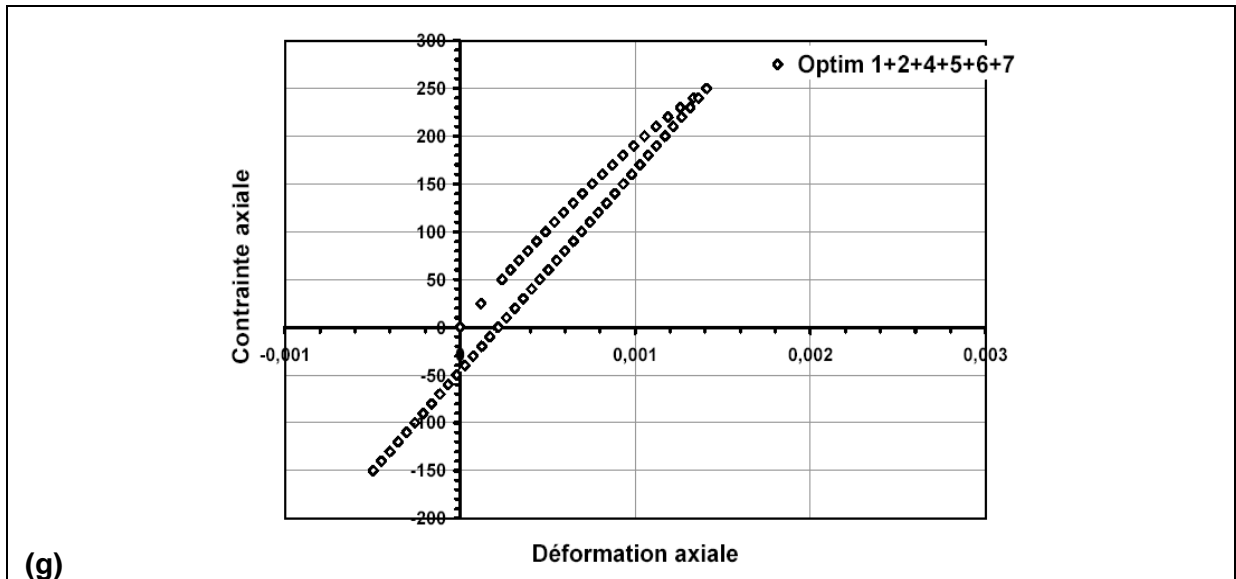


Figure IV.32 Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale durant la seconde phase de chargement (H13)

L'allure de la courbe expérimentale est bien représentée numériquement mais les déformations atteintes dans les simulations sont moins importantes que celle obtenue expérimentalement. Dans le cas expérimental la déformation dépasse 0.045.

IV.4 CONCLUSION

Dans ce chapitre nous avons présenté les résultats des simulations numériques, effectuées avec les différents paramètres obtenus par les optimisations. Les simulations montrent la diversité des résultats selon le type de paramètres utilisés.

Concernant l'identification des paramètres, les résultats montrent l'effet de la finesse de l'identification sur les résultats obtenus. En revanche, il faut choisir une bonne base de données expérimentales afin d'affiner les paramètres. L'identification "automatique" utilisant une méthode d'optimisation doit aussi mériter d'une grande attention tant pour le choix de l'optimiseur que pour le choix de l'algorithme.

Concernant l'effet de la pré-déformation sur le phénomène de rochet, l'expérience montre que le phénomène de sur-écrouissage a un grand impact sur les résultats du rochet. En fait un chargement à déformation imposée qui précède le chargement à contrainte imposée, engendre des changements au niveau de la microstructure du matériau, ce qui rend la réponse différente. Les simulations faites avec les différents paramètres ne reproduisent pas bien le cas réel du comportement.

Conclusion et perspectives

Conclusion générale

Dans ce travail nous nous sommes attachés à l'étude de l'effet de l'identification des paramètres sur la prévision du comportement cyclique de l'acier inoxydable 304L. Les paramètres élastoplastiques du modèle de Chaboche sont identifiés à partir d'essais divers puis optimisés en utilisant le code de calcul ZéBuLoN 8.3. Les optimisations sont faites en utilisant à chaque fois une base de données différente.

Des simulations numériques sont ensuite faites avec les différents paramètres obtenus. Afin de prévoir le comportement cyclique du matériau, les résultats numériques sont reportés sur des graphes et superposés avec les résultats expérimentaux.

Les comportements cycliques à prévoir sont :

- Comportements cycliques à déformation imposée uniaxial ;
- Comportement cyclique à déformation multiaxial ;
- Effet de rochet en une seule phase ;
- Effet de rochet en deux phases ;
- Effet de rochet après déformation imposée ;

Le travail se compose de deux parties importantes :

Une partie expérimentale, dans laquelle nous avons présenté la base de données expérimentale utilisée dans cette étude. Cette base se compose de :

- Essais tirés de la littérature, réalisés au sein de l'équipe Mécanique du Groupe de Physique de Matériaux (INSA de Rouen) sous différents trajets de chargement, qui sont des essais à déformation imposée et des essais de rochet sous une et deux phases ;
- Essais réalisés dans le cadre de cette étude, au sein de la même équipe à l'INSA de Rouen et qui concerne les essais de rochet après déformation imposée.

Une partie numérique, dans laquelle des simulations numériques sont effectuées avec le code de calcul ZéBuLoN 8.3. Cette partie se compose de :

Optimisations : les résultats expérimentaux sont introduits dans l'optimiseur Z-optim. A chaque fois on introduit une base de données différente de plus en plus riche. L'optimisation a permis l'obtention de 7 ensembles de paramètres selon la base de donnée et les jeux de paramètres utilisés. Le but recherché est de mettre en évidence l'effet de l'identification des paramètres sur la prévision des comportements cyclique sous différents trajets de chargement.

Simulations : des simulations de toutes les histoires de chargement ont été réalisées et superposées avec les résultats expérimentaux.

Les résultats des simulations des essais en déformations imposées permettent de conclure que de manière générale, les paramètres de l'optimisation i donnent des résultats fidèles à l'expérience pour l'essai i , ce qui paraît logique. Cependant les prédictions ne sont plus correctes, dès lors qu'on sort du domaine d'identification. Ces écarts sont encore plus notables si l'on simule par exemple, un essai sous trajet de chargement proportionnel avec des paramètres identifiés sur des essais où les trajets de chargement sont non proportionnels, comme pour le cas de la simulation de l'essai H4.

Cette remarque reste valable pour les essais à contrainte imposée en une ou deux phases. Cependant, pour le cas des simulations du phénomène de rochet, on constate une meilleure simulation de la cinétique du rochet, si l'identification est faite sur la base d'essais à déformations imposées non proportionnelles.

La simulation du rochet après déformation imposée ne reproduit pas bien le comportement réel du matériau pour tous les paramètres identifiés, ce qui conduit à conclure que globalement, et pour espérer obtenir de meilleures simulations du comportement cyclique avec des modèles de type Chaboche, la base de données d'identification ne doit manifestement pas se limiter à des essais à déformation imposée. Elle doit inclure des essais de rochet et si possible sous différents trajets de chargements uniaxial et biaxial, proportionnels et non proportionnels.

PERSPECTIVES

Au niveau de la simulation du comportement, l'identification des paramètres a été effectuée en considérant des trajets simples : soit à déformation imposée ou à contrainte imposée. Une identification des paramètres avec des essais plus complexes reste à étudier (essais de rochet après déformation imposée) afin d'améliorer la prédiction du comportement notamment sous ce type de chargement.

Au niveau du modèle de comportement, d'autres modèles « plus récents » peuvent être évalués dans l'avenir afin de juger de leur robustesse vis-à-vis de la richesse de la base de données d'identification.

Références bibliographiques

BIBLIOGRAPHIE

A

[Armstrong et Frederick (1966)] Armstrong, P.J., Frederick, C.O. "A mathematical representation of the multiaxial Bushinger effect," CEGB report R.B/B/N 731, (1966).

[Abdul-Latif et al (1994)] Abdul-Latif, A., Clavel, M., Ferney, V., Saanouni, K., "On the modeling of nonproportional cyclic plasticity of waspoloy," ASME Journal of Engineering materials and technology, Vol 116, pp 35-44, (1994).

[Abdul-Latif (a) (2002)] Abdul-Latif, A. "On the Multiaxial Ratcheting of Polycrystals," *Plasticity, Damage and Fracture at Macro, Micro and Nano Scales*, pp.465, Ed. By Akhter S. Khan and O. Lopez-Pamier, Neat Press, January 3-9, (2002), (Aruba).

[Abdul-Latif (b) (2002)] Abdul-Latif, A., "Multiscale Modeling : Aggregate of Grains and Its Influence on the Inelastic Behavior in Polycrystalline Microstructure," vol. 1, pp.139, 4th International Conference on New Challenges in Mesomechanics, August 26-30, Aalborg University, (2002), (Denmark).

[Aubin et al. (2003)(a)] Aubin, V., Bulthé A.L., Degallaix S., Quaegebeur, P., 2003a. "Ratcheting behavior of a duplex stainless steel: characterization and modeling". Proceedings of the 9th International Conference on the Mechanical Behavior of Materials, 25–29 May 2003, Genève, Suisse.

[Abdel-karim (2005)] Abdel-karim M. Numerical integration method for kinematic hardening rules with partial activation of dynamic recovery term. International Journal of Plasticity 21, 1303.

B

[Burllet et Cailletaud (1987)] Burllet, H., Cailletaud, G. "Modelling of cyclic plasticity in finite element codes". Proc. of Constitutive Laws for Engineering Materials: Theory and application, 1157., (1987).

[Bari et Hassan (2000)] Bari, S., Hassan, T. "Anatomy of coupled constitutive models for ratcheting simulation," Int. Journal of plasticity Vol 16, pp 381-409, (2000).

[Bocher et al. (2001)] Bocher L., Delobelle P., Robinet P. et Feaugas X., "Mechanical and Microstructural Investigations of an Austenitic Stainless Steel under Non- Proportional Loadings in Tension-Torsion- Internal and External Pressure", Int. J. of Plasticity, vol. 17, n11, 2001, pp. 1491–1530.

C

[Chaboche et al (1979)] Chaboche, J.L., Dang-Van, K., Cordier, G., (1979) "Modelization of the strain memory effect on the cyclic hardening of 316 Stainless steel". In : Proceedings of the 5th Int., Conference on SMIRT, Div. L, Berlin Germany. pp. 13–17, 1979, Paper L11/3.

[Cailletaud et al. (1984)] Cailletaud, G., Kaczmarek, H., Policella, H., 1984. "Some elements on multiaxial behavior of 316L stainless steel at room temperature". Int. J. Mech. Mater. 3, 333 347.

[Chaboche (1985)] ., Chaboche J. L. Lemaitre, J. "Mécanique des matériaux solides," 2 ed., Dunod, (1985).

[Cailletaud (1987)] Cailletaud G., "Une Approche Micromécanique Phénoménologique du Comportement Inélastique des Métaux", Thèse de doctorat d'état, Université Paris 6, 1987.

[Chaboche (1987)] Chaboche, J.L., "Cyclic plasticity modelings and ratcheting effects," Proceedings of Constitutive laws for Engineering Materials, Theory and Applications., (1987)

[Cherbit et al., (1987)] Cherbit, G. "Déformation progressive avec fluage de l'acier 316L à 650°C. Comparaison d'essais avec et sans surcharges primaires ou secondaires" Saclay: CEA-CEN, 21 p. Rapport CEA/CEN/DEMT 87/474.

[Chaboche et al.(a) (1989)] Chaboche, J.L., Nouailhas, D., "Constitutive modeling of ratcheting effects : part I, experimental facts and properties of classical models," ASME J. Eng. Materials Techno , vol. 111 pp. 384-392., (1989).

[Clavel et al. (1989)] Clavel M., Pilvin P. et Rahouadj R., "Analyse microstructurale de la déformation plastique sous sollicitations non proportionnelles dans un alliage base nickel", C. R. Acad. Sci. Paris, t.309, série II, Métallurgie, 1989, pp. 689–694.

[Chaboche (1991)] Chaboche, J.L., "On some modifications of kinematic hardening to improve the description or ratcheting effects," Int J. Plasticity vol 7 pp. 661-678., (1991).

[Chaboche (1992)] Chaboche J.L., *Modeling of Ratchetting : Evaluation of Various Approaches*, International seminar on multiaxial plasticity, MECAMAT92, LMTCachan, France, 1992.

[Chaboche (1994)] Chaboche, J.L., "Modeling of Ratchetting : evaluation of various approches," European Journal of mechanics, A/Solids vol 13 pp 501-518., (1994).

[Clavel et Feugas (1994)] Clavel M. et Feugas X., "Micromechanisms of plasticity under multiaxial cyclic loading, Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue", pp. 17–30, Société Française de Métallurgie et de matériaux (SF2M), 1994.

[Cailletaud et Sai (1995)] Cailletaud, G., Sai, K., "Study of plastic/viscoplastic models with various inelastic mechanisms". International Journal of Plasticity 11, 991.

[Corona et al (1996)] Corona, E., Hassan, T., Kyriakides, D., "On the performance of kinematic hardening rules in predicting a class of biaxial ratcheting histories," Int. Journal of plasticity Vol 12 pp 117-145., (1996)

[Calloch et al (1997)] Calloch, S., Marquis, D. "Additional Hardening due tension-torsion non proportionnal loadings, Influence of the loading path shape," STP 1280, ASTM, pp. 113-130., (1997)

[Calloch (1997)] Calloch S., "Essais Triaxiaux Non-Proportionnels et Ingénierie des Modèles de Plasticité Cyclique", Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan, 1997.

D

[Dafalias et al (1976)] Dafalias, Y.F., Popov E.P., "Plastic internal variables formalism of cyclic plasticity," Journal of applied Mechanics Vol 43 pp 645-650., (1976).

[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, 1989, pp. 364–378.

[Doquet (1989)] Doquet V., "Comportement et endommagement de deux aciers à structure cubique centrée et cubique à faces centrées, en fatigue oligocyclique, sous chargement multiaxial non-proportionnel", Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1989.

[Doquet et al (1990)] Doquet, V., Pineau A, G., "Extra-hardening due to cyclic nonproportional loading of an austenetic stainless steel," Scripta Metallurgica et Materelia, vol. 24, p. 433. (1990)

[Doong et al. (1990)] Doong S-H, Socie D. F. et Robertson I. M., "Dislocation Substructures and Nonproportional Hardening", Journal of Engineering Materials and Technology, vol. 112, 1990, pp. 456–464.

[Delobelle et Robinet (1993)] Delobelle P. et Robinet P., "Etude expérimentale et Modélisation Phénoménologique du Rochet Uni et Bidirectionnel à Haute Température d'un Acier Inoxydable Austénitique", La Recherche Aérospatiale, n5, 1993, pp. 1–15

[Delobelle et al (1995)] Delobelle, P., Robinet, P., Bocher, L., "Experimental study and phenomenological modelization of ratcheting under uniaxial and biaxial loading on an austenitic stainless steel," Int, Journal of plasticity Vol 11 pp 295-330., (1995).

[Dieng et al. (2005)] Dieng, L., Abdul-Latif, A., Haboussi, M., Cunat, C., "Cyclic plasticity modeling with the distribution of non-linear relaxations approach". International Journal of Plasticity 21, 353.

F

[Franciosi et al. (1980)] Franciosi P., Berveiller M. et Zaoui A., "Latent Hardening in Copper and Aluminium Single Crystals", Acta Metallurgica, vol. 28, 1980, pp. 273–283.

[Franciosi (1985)] Franciosi P., "The Concepts of Latent Hardening and Strain Hardening in Metallic Single Crystals", Acta Metallurgica, vol. 33, 1985, pp. 1601–1612.

[Ferney (1994)] Ferney, V., "Etude de l'écroissage cyclique sous sollicitations complexes. Cas d'alliages à durcissement structural". Thèse de Doctorat, UTC., (1994).

Fortunier (1998)] Fortunier R., "Comportement mécanique des matériaux. "

[Feugas (1999)] Feugas X., "On the Origin of the Tensile Flow Stress in the Stainless Steel AISI 316L at 300K: Back Stress and Effective Stress," Acta Mat., vol. 47, 1999, pp. 3617–3632.

G

[Goodman (1983)] Goodman A. M., *Development of Constitutive Equations for Computer Analysis of Stainless Steel Components*, 4th int. seminar on inelastic analysis and life prediction in high temperature environment, 1983, Chicago.

[Guionnet (1992)] C. GUIONNET. "Modeling of ratcheting in biaxial experiments". J. of Engng. Mat. Technol., 114 : p.56–62, 1992.

[Gaudin et Feugas (2000)] Gaudin C. et Feugas X., "Approche Expérimentale des mécanismes de déformation plastique associés au rochet cyclique du 316L pour $T < 973K$ ", Report, 2000, Compiègne.

[Gupta et al. (2005)] Gupta N. K. et Meyers A., "An Alternative Formulation for Interpolating Experimental Yield Surfaces", Int. J. of Plasticity, vol. 10, n7, 1994, pp.795–805.

H

[Hassan et al(I), (1992)] Hassan, T., Corona, E., Kyriakides, S. "Ratcheting in cyclic plasticity, part I : Uniaxial behaviour," Int, Journal of plasticity Vol 8 pp 91-116, (1992)

[Hassan et al(II), (1992)] Hassan, T., Corona, E., Kyriakides, S., "Ratcheting in cyclic plasticity, part II : Multiaxial behaviour," Int, Journal of plasticity Vol 8 pp 117-146., (1992)

[Hassan et al (a) (1994)] Hassan,T. Kyriakides,S. "Ratcheting of cyclically hardening and softening materials, part I : Uniaxial behaviour," Int, Journal of plasticity Vol 10 pp 149-184., (1994)

[Hassan et al (b) (1994)] Hassan T. et Kyriakides S., "Ratcheting of Cyclically Hardening and Softening Materials, Part II : Multiaxial Behavior", Int. J. of Plasticity, vol. 10, n2, 1994, pp. 185–212.

[Haupt et Schink (1996)] Haupt A. et Schink B., "Experiments on Ratchetting Behavior of AISI 316(L) Austenitic Steel at Room Temperature", Journal of Engineering Materials and Technology, vol. 118, n1, 1996, pp. 281–284.

[Hassan et al (2001)] Hassan T., Liu Z. "On the difference of fatigue strengths from rotating bending, four-point bending, and cantilever bending tests", International Journal of Pressure Vessels and Piping 78 (2001) 1930

[Hassan et al (2008)] Hassan, T., Taleb, L., Krishna, S., "Influence of non-proportional loading paths on ratcheting responses and simulations by two recent cyclic plasticity models". Int. J. Plast. 24, 1863–1889.

J

[Jiang et al. (1994)] Y. Jiang et H. Sehitoglu. "Multiaxial cyclic ratchetting under multiple step loading". Int. J. of Plasticity, 10 : p.849–870, 1994.

[Jiang et Sehitoglu (1994)] Jiang Y. et Sehitoglu H., "Cyclic Ratchetting of 1070 Steel Under Multiaxial Stress States", Int. J. of Plasticity, vol. 10, n5, 1994, pp. 579–608.

[Jiang et Sehitoglu (1996)] Jiang Y. et Sehitoglu H., "Modeling of Cyclic Ratchetting Plasticity, Part I: Development of Constitutive Relations", Journal of Applied Mechanics, vol. 63, 1996, pp. 720–725.

K

[Krempf (1987)] Krempf, E., "Models of viscoplasticity - Some comments on Equilibrium (Back) stress and drag Stress," Acta. Mech., Vol 69, p. 25. (1987)

[Kang et al (a) (2002)] Kang, G.Z., Gao, Q., Cai, L.X., Yang, X.J., Sun, Y.F., " Experimental study on the uniaxial and nonproportionally multiaxial ratchetting of SS304 stainless steel at room and high temperatures". Nucl. Eng. Des. 216, 13–26.

[Kang et al (b) (2002)] Kang, G.Z., Gao, Q., Yang, X.J., " A visco-plastic constitutive model incorporated with cyclic hardening for uniaxial/ multiaxial ratchetting of SS304 stainless steel at room temperature". Mech. Mater. 34, 521–531.

[Kang et al (2006)] Kang, G.Z., Kan, Q., Zhang, J., Sun, Y., 2006. "Time-dependent ratcheting experiments of SS304 stainless steel". Int. J. Plasticity 22, 858–894.

L

[Lemaitre et Chaboche (1988)] Lemaitre J. et Chaboche J.L., 'Mécanique des matériaux solides', Dunod, Paris, 1988.

[Le Grogneq et al. (2003)] P. Le Grogneq, A. Le Van, G. De Saxce "Intégration locale en élastoplasticité avec un écrouissage arbitraire" 16ème Congrès Français de Mécanique, Nice, 1-5 septembre 2003.

M

[McDowell (1995)] McDowell, D.L., "Stress state dependence of cyclic ratcheting behaviour of two rail steels," Int. Journal of plasticity Vol 11 pp 397-421., (1995).

[Meftah (2007)] Meftah S. 'Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans un acier', thèse de doctorat INSA de Rouen, soutenue le 26 octobre 2007.

O

[Ohno (1990)] Ohno, N. "Recent topics in constitutive modeling of cyclic plasticity and viscoplasticity," Appl. Mech. Rev., Vol 43, pp. 283-295., (1990)

[Ohno et al a (1993)] Ohno, N., Wang, J-D. "Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, part I" : Formulation and basic features for ratcheting behavior," Int. J. of plasticity., Vol 15, pp. 375-390., (1993)

[Ohno et al b (1993)] N. Ohno et J.D. Wang. „Kinematic hardening rules with critical state for the activation of dynamic recovery. Part II : Application to experiments of ratchetting behaviour". Int. J. of Plasticity, 9 : p.390–403, 1993.

P

[Prager (1958)] Prager W., "Non Isothermal Plastic Deformation", Koninlijke Nederlands Akademie van Wetenschappen, vol. 61, 1958, pp. 176–182.

[Pilvin (1990)] Pilvin, P. "Approches multiechelles pour la prévision du comportement anélastique des métaux," Thèse de Doctorat univ. Paris VI., (1990)

[Portier (1999)] Portier L., "Contribution à l'étude de la déformation progressive des structures," Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan, 1999.

[Portier et al. (2000)] Portier L., Calloch S., Marquis D. et Geyer P., "Ratchetting under Tension-Torsion Loadings: Experiments and Modelling", Int. J. of Plasticity, vol. 16, 2000, pp. 303–335.

R

[Ruggles et Krempl (1989)] Ruggles M. B. et Krempl E., "The Influence of the Test Temperature on the Ratchetting Behavior of Type 304 Stainless Steel", Journal of Engineering Materials and Technology, vol. 111, 1989, pp. 378–383.

S

[Suquet (1990)] P. Suquet « Rupture et plasticité », 1990

T

[Tanaka et al (1985)] Tanaka, E., Murakami S. Ooka M. "Effect of plastic strain amplitudes on non-proportional cyclic plasticity," Acta Mechenica Vol 57 pp.167–182, (1985).

[Tanaka, E., (1994)] Tanaka E. "A nonproportionality parameter and a cyclic viscoplastic constitutive model taking into account amplitude dependences and memory effects of isotropic hardening". Eur. J. Mech. A/Solids 13, 155–173.

[Taleb, et al (a) , (1998)] Taleb L., M. Cousin, Jean Francois Jullien "Metallic structures subjected to cyclic loadings I. Inadequacy of the elastic analysis for the steady state assessment". International Journal of Pressure Vessels and Piping 75 (1998) 173–180

[Taleb (b) , (1998)] Taleb L. 'Metallic structures subjected to cyclic loadings—II. A new approach to assess the steady state " International Journal of Pressure Vessels and Piping 75 (1998) 181–190

[Taleb et al.(1999)] Rakotovelon M., Taleb L., Cousin M. "On the validation of the methods related to cyclic behavior of metallic structures" International Journal of Plasticity 15 (1999) 457-478

[Taheri (1999)] S. Taheri et E. Lorentz. *An elastic-plastic constitutive law for the description of uniaxial and multiaxial ratcheting*. *Int. J. of Plasticity*, 15 : p.1159–1180, 1999.

[Taleb et al (2006)] Taleb L.Hassan, T., "Influence of non proportionality on ratcheting response". In: Plasticity'06, 12th International Symposium on Plasticity and its Current Applications, 17–22 July, Halifax, Nova Scotia, Canada.

[Taleb et al. (2006)] Taleb, L., Cailletaud, G., Blaj, L., 2006. *Numerical simulation of complex ratcheting tests with a multi-mechanism model type*. *Int.J. Plast.* 22, 724–753.

[Taleb et Hassan (2008)] Hassan T., Taleb L., Krishna S. "Influences of non proportional loading paths on ratcheting responses and simulations by two recent cyclic plasticity models". 2008; 24: 1863-1889.

[Taleb et Hauet (2009)] Taleb L. Hauet A. "Multiscale experimental investigations about the cyclic behavior of the 304L SS". *International Journal of Plasticity* 25 (2009) 1359–1385

[Taleb et Cailletaud (2010)] Taleb L., Cailletaud G. "An updated version of the multi-mechanism model for cyclic plasticity", *International Journal of Plasticity* (2009), article in press.

V

[Voyiadjis et al (1998)] Voyiadjis, G.,Z., Basuroy Chowdhury, I.N. "A plasticity model for multiaxial cyclic loading and ratcheting," *Acta Mechanica* Vol 126 pp. 19-35,(1998)

[Voyiadjis et al(a) (1991)] Voyiadjis, G.,Z., Sivakumar, S.M "A robust Kinematic hardening rule for cyclic plasticity with ratcheting effect part I : theoretical formulation," *Acta Mechanica* Vol 90 pp. 105-123, (1991).

[Vincent et al. (2004)] Vincent, L., Calloch, S., Marquis, D., "A general cyclic plasticity model taking into account yield surface distortion for multiaxial ratcheting". *International Journal of Plasticity* 20, 1817.

W

[Wolf et Taleb (2008)] M. Wol. A, et L. Taleb "Consistency for two multi-mechanism models in isothermal plasticity", *International Journal of Plasticity* 24 (2008) 2059–2083

Y

[Yoshida et al (1979)] Yoshida, F., Tajima, N., Ikegami, K., Shiratori, E. "Plastic theory of mechanical ratcheting. *Bulletin of the JSME* vol 21 pp.349-397," *Acta Mechanica* Vol 126 pp. 19-35, (1979)

[Yoshida (1995)] Yoshida, F., 'Ratcheting behavior of 304 stainless steel at 650°C under multiaxially strain-controlled and uniaxially/multiaxially stress-controlled conditions'. *Eur. J. of Mech., A/Solids*, Vol. 14, 1, 97-117.

[Yaguchi et al .(a) (2005)] Yaguchi, M., Takahashi, Y., 2005a. Ratcheting of viscoplastic material with cyclic softening, part 1: experiments on modified 9Cr-1Mo steel". *International Journal of Plasticity* 21, 43.

[Yaguchi et al. (b) (2005)] Yaguchi, M., Takahashi, Y., 2005b. "Ratcheting of viscoplastic material with cyclic softening, part 2: application of constitutive models". *International Journal of Plasticity* 21, 835.

Annexe

Observations microscopiques

OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES

La grande aptitude des aciers inoxydables austénitiques à la mise en forme par déformation plastique, en plus de leurs caractéristiques spécifiques qui varient selon leurs compositions chimiques, est à l'origine de leur utilisation dans un grand nombre de secteurs industriels. De nombreuses études ont été réalisées à l'échelle des dislocations, pour comprendre le phénomène d'érouissage des matériaux métalliques sous sollicitations monotones et cycliques, uniaxiales et multiaxiales non-proportionnelles [Clavel *et al.* 89], [Doong *et al.* 90], [Doquet et Pineau 90], [Doquet 93], [Clavel et Feaugas 94], [Feaugas 99].

I. Identification des mécanismes de durcissement par érouissage

De nombreux auteurs se sont intéressés à la compréhension des mécanismes physiques responsables de la déformation plastique et du durcissement par érouissage des aciers inoxydables austénitiques sollicités à basse température ($< 0,3 T_f$).

Dans le cas des aciers inoxydables austénitiques instables du type 304L, possédant une faible E.D.E., d'autres modes de déformation compétitifs apparaissent:

- la formation d'une phase martensitique ϵ , hexagonale compacte, non magnétique et difficile à détecter en microscopie optique. Ce phénomène est compétitif avec la formation des macles mécaniques et n'a lieu que pour des faibles valeurs de l'E.D.E $< 30 \text{mJ.m}^{-2}$;

- la formation de la phase martensitique magnétique α' de structure cubique centrée. La quantité de martensite formée dépend à la fois de la composition chimique, de la température, du mode, du taux et de la vitesse de déformation.

Ces différents mécanismes interviennent et ajoutent leurs effets en fonction du type de trajet de chargement et du mode de sollicitation.

II. Identification des mécanismes de déformation plastique

Après un essai de traction, les éprouvettes présentent un aspect «peau d'orange » pour des faibles déformations plastiques ($\epsilon = 4\%$) [SEM(95)]. Ce phénomène est généralement observé lors de la déformation des matériaux à gros grains. Il est provoqué par le déplacement relatif des différents grains se trouvant à la surface de l'éprouvette et par la formation, sur la surface libre de chaque grain, de lignes de glissement de directions différentes dont l'orientation varie d'un grain à l'autre. Les observations réalisées au

microscope optique, au niveau des sections droites des éprouvettes écrouies, montrent que le nombre des lignes de glissement augmente avec le taux d'écrouissage (figure A.1).

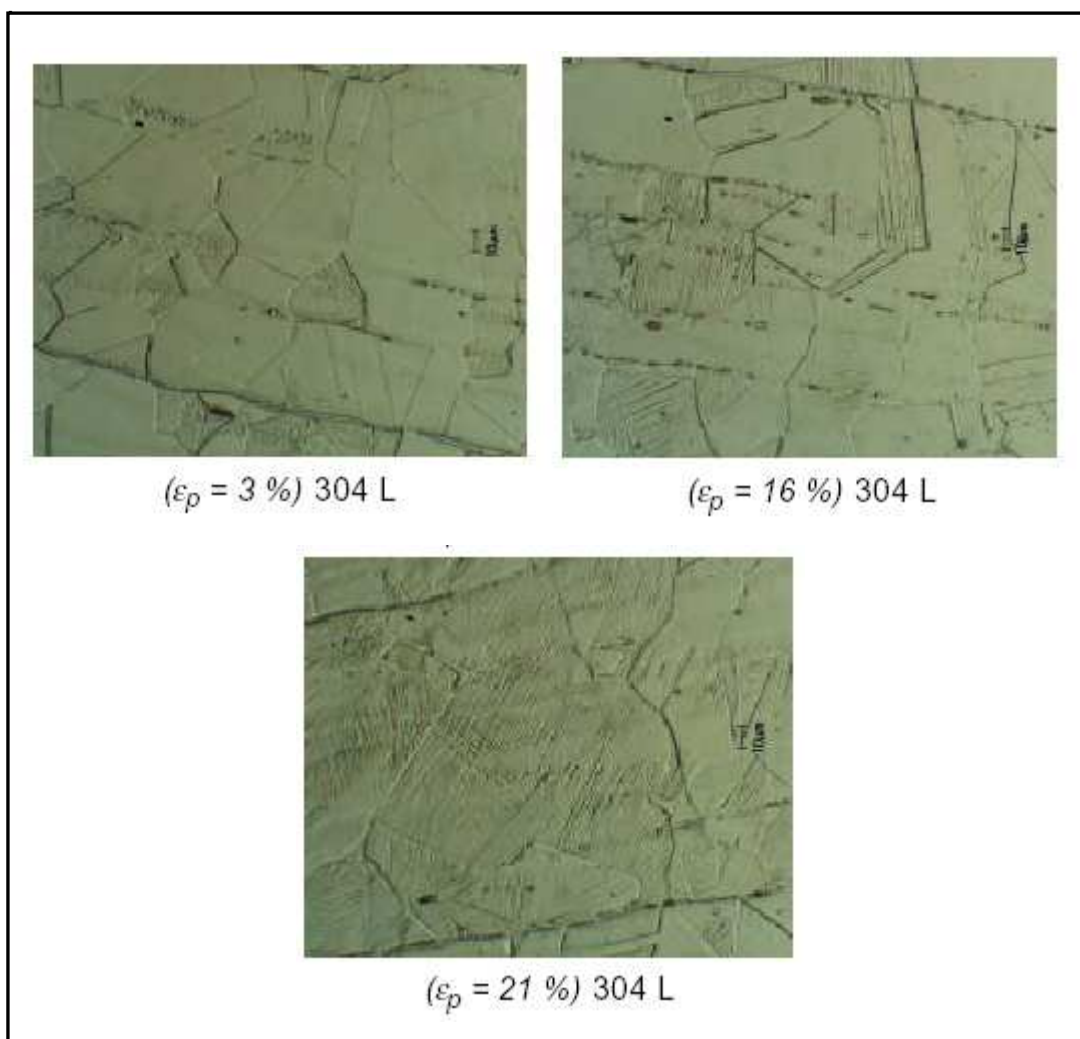


Figure A.1. Observations au MO de la microstructure (Ghorbel2001)

Pour l'acier 304L, la formation d'une phase martensitique magnétique α' de structure cubique centrée a été mise en évidence pour des déformations plastiques supérieures à 12%.

III. Étude des structures de dislocations lors d'un trajet de traction monotone

Dans le cas d'une sollicitation uniaxiale monotone et pour des matériaux à faible énergie de défaut d'empilement (EDE) comme l'acier inoxydable 304L, on observe la formation de structures de dislocations planaires (empilements et défauts d'empilements) qui tendent ensuite à disparaître pour laisser place à des structures hétérogènes (amas, murs, cellules). La faible EDE rend le glissement dévié très difficile, ce qui génère de fortes contraintes internes au sein des grains.

Le maillage nécessite alors une faible scission critique et apparaît tôt dans le processus de déformation comme moyen de relaxer les contraintes internes. Pour des matériaux à plus forte EDE (Cuivre, Aluminium), le glissement multiple est facilité, ce qui permet de former des structures hétérogènes de dislocations pour des niveaux de déformation plastique plus faibles, retardant du même coup l'apparition du maillage.

On peut relier la contrainte effective (contrainte à courte distance ou taille du domaine d'élasticité d'un point de vue plus macroscopique) à la densité des dislocations. En effet, l'augmentation de cette densité peut provoquer un "écrouissage latent" plus ou moins fort selon le type d'interactions entre dislocations [Franciosi *et al.* 80, Franciosi 85]. Cet écrouissage latent représente l'augmentation de la contrainte d'écoulement d'un système de glissement due aux interactions entre les dislocations de ce système et celles des systèmes voisins (d'où la notion de matrice d'écrouissage).

L'écrouissage latent ne dépend pas du sens de sollicitation, ce qui explique l'augmentation de la contrainte effective à partir de l'activation du glissement multiple. L'écrouissage latent dépend aussi de l'énergie de défaut d'empilement. Plus cette énergie est grande, plus le glissement dévié est facile, ce qui permet de relaxer les interactions les plus fortes (écrouissage latent faible). Les contraintes internes à l'intérieur d'un polycristal sont dues à des incompatibilités de déformations plastiques entre grains (contraintes internes intergranulaires) et à l'intérieur des grains (contraintes internes intragranulaires), ces dernières étant associées à la distribution hétérogène de dislocations. Feaugas [Feaugas 99] montre que la contrainte interne intragranulaire est fonction de la différence de densités de dislocations entre les zones dures et les zones molles à l'intérieur d'un grain. Ensuite, en supposant que l'écrouissage cinématique macroscopique est la somme des contraintes internes intra et intergranulaires, il montre que la contrainte interne intergranulaire augmente jusqu'à l'apparition du glissement dévié, suite à quoi elle diminue (le glissement dévié relaxant les contraintes internes en tête d'empilement) alors que la contrainte interne intragranulaire augmente tout au long de l'essai de traction. Ces deux contraintes internes représentent à une échelle macroscopique l'écrouissage cinématique (translation du domaine d'élasticité) du matériau. Il est alors intéressant de noter qu'aucun modèle macroscopique phénoménologique n'a fait le choix de partitionner l'écrouissage cinématique en deux écrouissages ayant ce type d'évolution..

IV. Chargements multiaxiaux non-proportionnels

IV.1 Sur-écrouissage et structures de dislocations

L'écrouissage cyclique sous chargement proportionnel est associé, dans les aciers à faible EDE, à la formation de structures de dislocations hétérogènes (amas, murs, cellules), structures qui sont par ailleurs pratiquement absentes lors d'une sollicitation monotone. Néanmoins, le pourcentage de grains présentant des glissements planaires reste supérieur à 40%. La transition entre glissement planaire et glissement ondulé est liée à la non-proportionnalité du chargement. Ainsi, des cellules sont observées dans 90% des grains suite aux trajets non-proportionnels présentant le plus grand sur-écrouissage [Bocher *et al.* 01]. Cette observation est en accord avec d'autres travaux [Doquet et Pineau 90], [Clavel et Feaugas 94] qui suggèrent que le sur-écrouissage n'est pas seulement lié à la multiplicité des glissements mais aussi à la formation de structures hétérogènes de dislocations. Bocher *et al.* [Bocher *et al.* 01] ont observé du maclage dans quelques grains lors de trajets non-proportionnels, mais cependant pour que ce mécanisme soit prépondérant devant l'écrouissage latent ou la formation de structures hétérogènes. Toutefois, le maclage pourrait être responsable d'une partie de l'effet mémoire rencontré dans le 304L. En effet, la diminution du niveau de chargement pourrait faire subsister les macles installées lors des trajets plus durcissants [Doquet et Pineau 90]. Enfin, le phénomène de sur-écrouissage est très dépendant de l'énergie de défaut d'empilement (EDE). En effet, pour des matériaux à forte EDE comme l'aluminium, le phénomène de sur-écrouissage est quasiment inexistant, ce qui s'explique par la relative facilité du glissement dévié. De nombreux systèmes de glissement sont alors activés permettant la formation de structures tridimensionnelles y compris pour des chargements uniaxiaux [Doquet 89], [Doong *et al.* 90].

Grâce à certaines mesures expérimentales, Bocher *et al.* [Bocher *et al.* 01] montrent que le phénomène de sur-écrouissage est essentiellement dû à une augmentation des contraintes internes à grande distance intragranulaire qui se traduisent par un écrouissage cinématique d'un point de vue macroscopique. Les contraintes internes intergranulaires sont maximales pour des chargements proportionnels mais diminuent ensuite lorsque des structures hétérogènes entrent en jeu, notamment dans les essais non-proportionnels.

L'écrouissage isotrope (augmentation de la contrainte effective) n'est apparemment significatif que pour l'essai non-proportionnel le plus durcissant. Cependant, d'après Clavel *et al.* [Clavel *et al.* 89], un trajet non-proportionnel permet d'activer un plus grand nombre de systèmes de glissement, ce qui peut provoquer un écrouissage latent se traduisant par un écrouissage isotrope au niveau macroscopique.

Enfin, des essais réalisés par cet auteur [Doquet 93] sur un alliage $Co_{33}Ni$ à faible EDE montrent que le sur-écrouissage, principalement dû cette fois à du maillage, se répercuterait plutôt sur la taille du domaine d'élasticité que sur sa translation. Il semble alors qu'il y ait une contradiction entre les observations faites par Bocher *et al.* [Bocher *et al.* 01] concernant la contrainte effective et l'hypothèse généralement faite en modélisation macro et micro-macro [Cailletaud 87], à savoir que le sur-écrouissage peut n'être introduit que dans la variable d'écrouissage isotrope.

IV.2. Rochet multiaxial et structures de dislocations

Comme dans le cas de trajets uniaxiaux, la déformation progressive semble être une fonction croissante de l'écrouissage intragranulaire associé aux structures hétérogènes de dislocations. En fait, le taux de rochet est le résultat d'une compétition entre la formation et la dissolution de structures cellulaires, l'instabilité de ces structures étant inversement proportionnelle à leur taille. Ces résultats corroborent ceux émis par Gaudin et Feaugas [Gaudin et Feaugas 00] dans le cas de trajets uniaxiaux. La non-proportionnalité du chargement peut alors être interprétée comme un moyen d'augmenter "rapidement" le nombre et l'intensité de ces structures hétérogènes.

D'après les travaux de Gaudin et Feaugas, le phénomène de rochet ne semble pas être actif lorsque les structures de dislocations sont uniquement planaires (empilements et défauts d'empilements). L'irréversibilité associée à l'activation du glissement dévié est une condition nécessaire au mécanisme de rochet cyclique. Il existe donc une contrainte maximum seuil en dessous de laquelle il n'y a pas de rochet. Au-delà de cette contrainte, des structures hétérogènes se forment ce qui conduit à une diminution des contraintes internes intergranulaires et à une augmentation des contraintes internes intragranulaires au cours des cycles. La vitesse de rochet semble être d'autant plus élevée que les structures de dislocations sont hétérogènes, les murs polarisés étant sans doute les structures les plus favorables [Gaudin et Feaugas 00]. La non-proportionnalité du chargement favorise la formation de structures hétérogènes de dislocations et, par là même, provoque une augmentation des contraintes internes intragranulaires ainsi qu'une augmentation du phénomène de déformation progressive.

Résumé

Cette thèse s'inscrit dans le contexte de l'étude de l'effet de l'identification des paramètres matériau sur la prévision du comportement cyclique. Une étude de l'effet de la pré-déformation sur la réponse du matériau vis à vis le rochet est aussi présentée. Pour cela deux types d'expériences ont été menés au sein de l'équipe Mécanique du Groupe de Physique des Matériaux (GPM, UMR 6634) à l'INSA de Rouen sur un acier inoxydable de type 304L : Les essais EXP1 contenant des essais à déformation imposée axiale et multiaxiale et des essais de rochet en une et deux phases. Ces essais sont tirés de la littérature et nous ont servi de base de donnée pour la réalisation des différentes étapes de l'identification. Les essais EXP2 contenant des essais de rochet après déformation imposée. Ils sont réalisés dans le cadre de cette étude et permettent l'étude de l'effet de la pré-déformation sur le phénomène de rochet. L'identification des paramètres est faite "automatiquement" avec une méthode d'optimisation en utilisant des bases de données à complexité croissante. Les paramètres identifiés sont ensuite injectés dans des simulations qui seront superposées avec les courbes expérimentales. L'ensemble des simulations est fait avec le code de calcul Zébulon avec le choix du modèle de Chaboche. Les résultats obtenus montrent l'effet de la prédéformation sur le rochet selon les histoires, les mêmes conditions à contraintes imposées peuvent mener à différents comportements cycliques : Elastique et adaptation plastique dans d'autre cas. La pré-déformation précédente peut également mener à l'anisotropie du matériau conduisant à un faible rochet sous traction-compression avec une contrainte moyenne nulle !L'étude précise également l'importance de la base de données expérimentale utilisée pour l'identification de paramètres. Le choix des essais devrait étroitement être lié aux équations constitutives du modèle choisis . À savoir, la présence des essais à déformation imposée non proportionnelle peut être non appropriée si le modèle ne peut pas tenir compte explicitement d'un tel caractère.

Mots clés : élastoplasticité , rochet , sur-écrouissage, identification , optimisation

Abstract

This work has a first objective to point out the importance of the quality of the experimental data base used for the identification of the material parameters. For this goal, we will combine proportional and non proportional strain controlled as well as ratcheting tests to constitute different data bases. This work has also another objective related to an experimental study in order to see how previous strain controlled history may affect ratcheting. Such a situation may be encountered in different manufacturing processes. New tests were performed here where different strain controlled histories have been applied prior to tension-compression stress controlled tests. All tests considered here were carried out using tubular specimens made up of 304L stainless steel. In order to minimize the discrepancy of the material behavior, In this study, we consider two groups of stress/strain controlled experiments EXP1 and EXP2 performed on the 304L stainless steel. These tests have been conducted applying a sufficient number of cycles leading to the stabilization of the cyclic material response. The first set (EXP1) is taken from our previous works, it will be used in order to identify the parameters of Chaboche's model with different combinations of strain and/or stress controlled tests. The second set (EXP2) is performed in this study; it includes tests composed of two sequences where strain controlled experiments are followed by ratcheting tests. The responses EXP2 will be simulated by Chaboche's model with the different set of parameters identified with EXP1. The obtained results reveal the importance of such a role as according to the previous history, the same stress controlled conditions may lead to different cyclic behaviors: fully elastic in one case and plastic shakedown in another case. The previous pre-straining may also lead to the anisotropy of the material leading to slight ratcheting under tension-compression with zero mean stress! The study points out also the importance of the content of the experimental data base used for the parameters identification. The choice of the tests should be closely linked to the capabilities of the constitutive equations used. Namely, the presence of non proportional strain controlled tests may be not suitable if the model is not able to take into account explicitly such a character. Finally, in the industrial applications, the choice of the tests to be included for the identification process should also take into account the stress and strain states for the identification process should also take into account the stress and strain states applied to the considered components when such information is available.

Keywords: Cyclic Plasticity; Ratcheting; Chaboche model; Parameters identification, optimisation