

THESE



Pour obtenir le grade de :

DOCTEUR EN MECANIQUE

présentée par :

Mélanie CHOTEAU

**CARACTERISATION DE L'EFFET BAUSCHINGER
EN SOLLICITATIONS UNIAXIALES D'UN
ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE X2CrNiMo17-12-2**

Soutenue le 13 décembre 1999

JURY

Monsieur D. MARQUIS
Monsieur J. OUDIN
Monsieur P. BOMPARD
Monsieur M. NAIT ABDELAZIZ
Monsieur A. PINEAU
Monsieur P. QUAEGEBEUR
Madame S. DEGALLAIX

Professeur, I.F.M.A.
Professeur, U.V.H.C.
Professeur, E.C. Paris
Professeur, E.U.D.I.L. - U.S.T.L.
Professeur, E.N.S.M. Paris
Maître de Conférences, E.C. Lille
Professeur, E.C. Lille

Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Co-directeur de thèse
Directeur de thèse

REMERCIEMENTS

Ce travail de thèse a été réalisé au Laboratoire de Mécanique de Lille (URA CNRS 1441), au sein de l'équipe Mécanique et Matériaux de l'Ecole Centrale de Lille.

Je tiens tout d'abord à remercier Suzanne DEGALLAIX¹ pour m'avoir accueillie dans son équipe et avoir dirigé cette étude, mais aussi pour son aide lors de la rédaction du mémoire. J'ai beaucoup apprécié les longues discussions passionnées que nous avons partagées toutes deux avec Philippe QUAEGEBEUR², co-encadrant de cette thèse. Je le remercie tout particulièrement pour son soutien tout au long de l'étude. Enfin, je leur exprime à tous deux mes sincères remerciements pour les conseils et les encouragements qu'ils ont su me témoigner durant ces années de recherche.

J'exprime ma profonde reconnaissance à Monsieur André PINEAU³ pour l'honneur qu'il m'a fait en acceptant de présider le jury de ma thèse et pour l'intérêt qu'il a porté à mon travail.

Je tiens aussi à remercier les autres membres du jury : Messieurs Didier MARQUIS⁴ et Jérôme OUDIN⁵ pour avoir accepté la lourde tâche de rapporteur et Messieurs Philippe BOMPARD⁶ et Moussa NAIT-ABDELAZIZ⁷ pour avoir accepté d'examiner ce travail.

Je remercie très sincèrement toutes les personnes qui ont participé de près ou de loin à ce travail, que ce soit par un sourire ou une poignée de mains.

¹ Suzanne DEGALLAIX, Professeur, Ecole Centrale de Lille

² Philippe QAEGBEUR, Maître de Conférences, Ecole Centrale de Lille

³ André PINEAU, Professeur, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris

⁴ Didier MARQUIS, Professeur, Institut Français de Mécanique Avancée

⁵ Jérôme OUDIN, Professeur, Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis

⁶ Philippe BOMPARD, Professeur, Ecole Centrale de Paris

⁷ Moussa NAIT-ABDELAZIZ, Professeur, Ecole Universitaire D'Ingénieurs de Lille - Université des Sciences et Technologies de Lille - Flandres Artois

Un très grand MERCI à :

- Marie-Claire pour son aide quant aux tâches administratives ;
- Lethuc et François, pour l'usinage des pièces nécessaires à l'étude expérimentale ;
- tous les membres de l'équipe Mécanique et Matériaux pour la convivialité et l'aide spontanée que j'ai pu y trouver ;

et plus spécialement à :

- Francine et Christian, les anciens, pour leurs précieux conseils ;
- Véronique, Guillaume et Olivier, les nouveaux, pour leur aide et les services qu'ils m'ont rendus ;
- Marie-Hélène, Agnès, Jocelyne, Olivier et toute sa petite famille, Zoubeir, Charles et Reynald pour leur amitié avec une pensée particulière pour Stéphane dont la disparition accidentelle a marqué la fin de ce travail ;
- Stéphanie et Grégory, pour leur soutien de tous les instants.

Enfin, je remercie ma famille, et tout particulièrement ma mère pour son soutien et la confiance qu'elle m'a témoignée tout au long de mes études.

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE

CHAPITRE A :

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE DE L'EFFET BAUSCHINGER

I. Définitions de l'effet Bauschinger	10
II. Paramètres caractéristiques de l'effet Bauschinger	12
II. 1. Notations	12
II. 2. Paramètres (ou « indicateurs ») relatifs aux contraintes	14
II. 3. Paramètres (ou « indicateurs ») relatifs à la déformation	42
II. 4. Paramètres (ou « indicateurs ») relatifs à l'énergie	54
III. Facteurs ou mécanismes influençant l'effet Bauschinger	66
III. 1. Taille de grain	67
III. 2. Composition du matériau	67
III. 3. Température	68
III. 4. Traitement thermique de relaxation	69
III. 5. Vieillissement en température	69
III. 6. Vieillissement sous déformation (ou « strain aging »)	70
III. 7. Forme des précipités	70
III.8. Présence d'un palier de limite d'élasticité	70
IV. Interprétations physiques de l'effet Bauschinger	71
IV. 1. Analogie mécanique	71
IV. 2. Interprétations physiques	71
V. Conclusions	76

CHAPITRE B :

ETUDE EXPERIMENTALE DE L'EFFET BAUSCHINGER

I. Dispositif expérimental	81
I. 1. Machine de traction INSTRON 4508	81
I. 2. Matériau - Eprouvettes	86
I. 3. Programme de pilotage	88
I. 4. Programme d'acquisition	90
I. 5. Programmes d'essais	91
II. Méthode d'exploitation des données	92
II. 1. Remarques préalables	92
II. 2. Méthodes d'exploitation	93
III. Résultats et exploitation des essais sur l'acier hypere trempé	99
III. 1. Première approche : étude des courbes expérimentales	100

III. 2. Caractéristiques élastiques	104
III. 3. Paramètres de l'effet Bauschinger - Influence de la prédéformation	107
III. 4. Synthèse des résultats sur l'acier AH	113
III. 5. Modélisation des courbes d'écrouissage de second chargement - Résultats	114
IV. Comparaison entre les résultats sur le matériau à l'état hypere trempé et celui à l'état non hypere trempé	119
IV. 1. Première approche : analyse des courbes expérimentales	119
IV. 2. Comparaison des caractéristiques élastiques	120
IV. 3. Etude des paramètres de l'effet Bauschinger	123
IV. 4 Synthèse des résultats sur l'acier AH et l'acier ANH	128
V. Conclusions	129

CHAPITRE C :

PRISE EN COMPTE DE L'EFFET BAUSCHINGER PAR

DIFFERENTES LOIS DE COMPORTEMENT

I. Présentation de différentes lois de comportement	134
I. 1. Cadre thermodynamique	134
I. 2. Lois à écrouissage isotrope	136
I. 3. Lois à écrouissage cinématique	137
I. 4. Lois d'écrouissage combinées	142
I. 5. Résumé des lois de comportement	144
II. Méthode d'exploitation des résultats	146
II. 1. Méthode d'identification des modèles	146
II. 2. Calcul des indicateurs Bauschinger	146
III. Identifications - comparaisons avec les résultats expérimentaux	149
III. 1. Lois à écrouissage cinématique	149
III. 2. Lois d'écrouissage combinées	184
III. 3. Réduction du modèle à écrouissages cinématiques et isotrope	191
IV. Conclusions	192

CONCLUSION GENERALE - PERSPECTIVES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

ANNEXES

LISTE DES INDICATEURS PRESENTES DANS LE CHAPITRE A

INDICATEURS BAUSCHINGER UTILISES DANS NOTRE ETUDE

INTRODUCTION GENERALE

De tous temps l'homme a su tirer profit de ses observations pour améliorer ses connaissances et mettre au point de nouvelles techniques. Ceci est en particulier le cas en mécanique. C'est à partir du XIXème siècle que l'étude du comportement mécanique des matériaux a commencé à bénéficier fortement des apports de la physique et de la chimie.

C'est ainsi que l'utilisation d'un extensomètre à miroir d'une résolution de 10^{-6} a permis à Bauschinger (1833-1893) d'analyser le comportement en traction des métaux au voisinage de la limite d'élasticité. Bauschinger a ainsi observé la discontinuité de la force de traction au seuil de plasticité macroscopique des aciers doux, la disparition de cette discontinuité induite par une prédéformation, et sa réapparition progressive selon le temps écoulé entre la prédéformation et une nouvelle traction. Il a aussi constaté en 1881, la diminution du seuil de non-linéarité (ou limite d'élasticité) en compression provoquée par une prédéformation en traction. Ce phénomène est connu à présent sous le nom d'effet Bauschinger.

Suite aux observations de Bauschinger, de nombreuses études ont été menées sur ce phénomène, complétant ainsi la définition de l'effet Bauschinger. Ainsi, ce phénomène est bien plus qu'un abaissement de limite d'élasticité suite à un premier chargement, c'est aussi une modification de la forme des courbes d'écrouissage suite à une prédéformation. Mais si de nombreuses recherches ont déjà eu lieu sur ce phénomène, ce n'est pas pour autant qu'elles en ont déterminé tous les aspects.

Encore aujourd'hui, on découvre les conséquences de cet effet dans le domaine des pièces mécaniques mises en forme par déformation plastique. En forgeage, en emboutissage, ou plus généralement dans tout procédé de mise en forme, plusieurs opérations sont souvent nécessaires pour obtenir la pièce souhaitée. A cause de l'effet Bauschinger, les propriétés du matériau sont modifiées au cours des différentes opérations. De même les caractéristiques mécaniques de la pièce formée sont différentes de celles du matériau vierge, de part l'anisotropie induite.

L'analyse de nombreux travaux antérieurs sur l'effet Bauschinger nous a montré que la caractérisation de cet effet pose encore de nombreuses questions, même sous sollicitations uniaxiales. La variété des paramètres proposés pour en rendre compte met bien en évidence l'insuffisance de chacun d'entre eux.

Les travaux menés jusqu'ici dans l'équipe Mécanique et Matériaux du Laboratoire de Mécanique de Lille, à l'Ecole Centrale de Lille, sur l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2 concernaient essentiellement son comportement monotone et cyclique et l'influence de la teneur en Azote sur ce comportement. En fatigue plastique oligocyclique en particulier, l'analyse des boucles d'hystérésis contraintes-déformations a permis de mettre en évidence l'influence de la réversibilité de la déformation plastique cyclique sur les durées de vie, et les variations du taux de réversibilité avec le niveau de déformation appliquée, la teneur en Azote et la durée du vieillissement à 600°C. Il est clair que l'effet Bauschinger est à l'origine de cette réversibilité. Mais avant d'aborder l'effet Bauschinger sous sollicitations cycliques, et étant donné le faible nombre de résultats concernant l'effet Bauschinger dans l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2, nous nous sommes proposés de l'étudier sur des essais élémentaires de traction (respectivement de compression) jusque plastification suivie d'une compression (respectivement de traction) que nous appelons « essais Bauschinger type ». Les processus de mise en forme des métaux consistant souvent en des sollicitations de type compression (forgeage en particulier), il était intéressant de comparer les deux sens de prédéformation, traction et compression.

Les objectifs de notre étude étaient donc les suivants :

- caractériser le plus complètement possible l'effet Bauschinger dans un acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2 sous sollicitations uniaxiales ;
- modéliser entièrement les courbes de premier et second chargements, pour un niveau de prédéformation quelconque.

Notre travail se compose de trois chapitres.

Le premier chapitre est une étude bibliographique de l'effet Bauschinger. Nous verrons que de nombreux auteurs ont travaillé sur ce phénomène, définissant souvent leur(s) propre(s) paramètre(s). Ceci a mené à une grande variété de paramètres s'exprimant en terme de contraintes, de déformations et/ou d'énergies, utilisés seul ou en complément les uns des autres. A partir de cette étude, nous analyserons la pertinence des différents paramètres proposés pour étudier l'effet Bauschinger dans le cas d'un matériau subissant une traction suivie d'une compression ou une compression suivie d'une traction. Nous en sélectionnerons quelques uns pour notre étude.

Le deuxième chapitre présente les résultats des essais effectués sur l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2, pour analyser l'effet Bauschinger. Cette analyse est effectuée à partir de l'observation des courbes expérimentales et à l'aide des paramètres (ou

« indicateurs ») Bauschinger que nous avons choisis d'étudier. Les résultats obtenus sur l'acier hypertrempé sont enfin comparés à ceux obtenus sur le même acier avant hypertrempe. En particulier, l'influence du niveau et du sens de la prédéformation est étudiée. Une première modélisation des courbes d'écrouissage de second chargement est proposée.

Le troisième et dernier chapitre montre comment ces différentes caractéristiques de l'effet Bauschinger (forme des courbes et « indicateurs Bauschinger »), dans l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2, peuvent être simultanément prises en compte par diverses lois de comportement proposées dans la littérature.

CHAPITRE A

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

DE

L'EFFET BAUSCHINGER

TABLE DES MATIERES

I. DEFINITIONS DE L'EFFET BAUSCHINGER	10
II. PARAMETRES CARACTERISTIQUES DE L'EFFET BAUSCHINGER	12
II. 1. Notations	12
II. 2. Paramètres (ou « indicateurs ») relatifs aux contraintes	14
II. 2. 1. Contraintes de rappel	15
II. 2. 2. « Paramètres de contrainte Bauschinger »	16
II. 2. 3. Paramètres de contrainte et modèles d'écrouissage	31
Modèle de Ludwik	32
Modèle d'écrouissage isotrope	33
Modèle d'écrouissage cinématique linéaire de Prager	33
Modèle d'écrouissage avec limite d'élasticité inverse constante	33
II. 2. 4. Contrainte Bauschinger et prédéformation	34
II. 2. 5. Adoucissement permanent et adoucissement transitoire	37
II. 2. 6. Conclusion	41
II. 3. Paramètres (ou indicateurs) relatifs à la déformation	42
II. 3. 1. « Déformation Bauschinger »	42
II. 3. 2. « Paramètre de déformation Bauschinger »	52
II. 3. 3. Conclusion	54
II. 4. Paramètres (ou indicateurs) relatifs à l'énergie	54
II. 4. 1. « Paramètre d'énergie Bauschinger »	55
II. 4. 2. Paramètre A.B.S.	62
II. 4. 3. « Energie de concavité Bauschinger »	63
II. 4. 4. Conclusion	65
III. FACTEURS OU MÉCANISMES INFLUENÇANT L'EFFET BAUSCHINGER	66
III. 1. Taille de grain	67
III. 2. Composition du matériau	67
III. 3. Température	68
III. 4. Traitement thermique de relaxation	69
III. 5. Vieillissement en température	69
III. 6. Vieillissement sous déformation (ou « strain aging »)	70
III. 7. Forme des précipités	70
III. 8. Présence d'un palier de limite d'élasticité	70
IV. INTERPRETATIONS PHYSIQUES DE L'EFFET BAUSCHINGER	71
IV. 1. Analogie mécanique	71
IV. 2. Interprétations physiques	71
V. CONCLUSIONS	76

Un métal écroui dans une certaine direction présente souvent une diminution de sa contrainte d'écoulement lorsque l'on inverse la direction de chargement. Cette anisotropie des propriétés mécaniques, particulièrement importante pour la mise en forme des métaux à froid, est appelée « effet Bauschinger ». C'est en 1881 que J. Bauschinger a observé pour la première fois que : « après la déformation d'un matériau métallique, la limite d'élasticité est plus élevée pour un chargement effectué dans la même direction, que pour un second chargement effectué dans le sens opposé » [BAU 1881]. Cet effet intervient pratiquement dans tous les procédés de déformation à froid ; il apparaît à la fois dans les monocristaux et les polycristaux, dans les alliages monophasés et multiphasés.

La définition proposée par Bauschinger a été complétée depuis par les nombreuses études que nous présenterons plus loin. Nous décrirons dans ce chapitre tous les aspects de l'effet Bauschinger, sous sollicitations uniaxiales, recensés à partir de nos recherches bibliographiques. Ensuite, nous verrons que cet effet est caractérisé par un grand nombre de paramètres, presque aussi nombreux que les études menées sur le sujet. Puis, nous citerons les différents facteurs influant sur l'effet Bauschinger, avant de terminer par quelques interprétations physiques de cet effet. En conclusion, nous définirons les paramètres que nous avons choisis d'étudier et justifierons notre choix.

I. DEFINITIONS DE L'EFFET BAUSCHINGER

Au 19^{ème} siècle, différentes études ont établi que des essais de chargements inversés menaient à la conclusion que la limite d'élasticité d'un matériau dépend de son histoire. C'est dans les années 1880 que J. Bauschinger [BAU 1881] [BAU 1887] a montré les résultats suivants :

- une prédéformation plastique augmente la limite d'élasticité dans la même direction que la prédéformation ;
- une prédéformation plastique diminue la limite d'élasticité dans la direction opposée à la prédéformation ; celle-ci peut même être réduite à zéro ;
- le temps entre la prédéformation et l'essai de déformation inverse n'a pas d'influence sur la nouvelle limite d'élasticité ;
- tandis qu'une déformation de sens opposé réduit la limite d'élasticité, et que des déformations successives dans des directions alternées mènent à une ré-augmentation de cette limite d'élasticité réduite, qui n'excède néanmoins jamais sa valeur originale.

A présent, il est reconnu que les découvertes de Bauschinger ne représentent qu'une partie de l'effet du même nom. Cet effet est bien plus complexe que la simple variation de la limite d'élasticité. En conséquence, il existe différentes façons de décrire l'effet Bauschinger. Par exemple :

- Cottrell [COT53] et Dieter [DIE61] donnent une définition similaire à celle de J. Bauschinger, puisqu'ils le définissent comme un abaissement de la limite d'élasticité après une prédéformation ;

- Buckley et Entwistle [BUC56], de même que Woolley [WOO53], traduisent l'effet Bauschinger en terme de « déformation Bauschinger », qui sera définie plus loin ;
- Van Bueren [VAN60] définit l'effet Bauschinger comme « une certaine dépendance de la contrainte d'écoulement et de l'écrouissage avec l'histoire de la déformation du métal » ;
- McClintock et Argon [MCC60], comme Pederson [PED81], énoncent que « l'effet Bauschinger nécessite non seulement une première plasticité, mais aussi un certain taux d'adoucissement permanent ». Orowan [ORO59], quant à lui, considère uniquement « l'adoucissement transitoire » pour décrire l'effet Bauschinger (adoucissement permanent et adoucissement transitoire seront définis plus loin) ;
- Sowerby [SOW79] remarque que « l'effet Bauschinger est habituellement déterminé à partir de simples essais de chargements dans un premier sens puis dans le sens opposé, et se manifeste par une courbe de l'écoulement dans le sens opposé présentant une limite d'élasticité réduite par rapport à celle du premier chargement, une apparence « arrondie » de la portion plastique initiale et un adoucissement permanent par rapport à la courbe d'écrouissage du premier chargement » (Figure A- I-1).

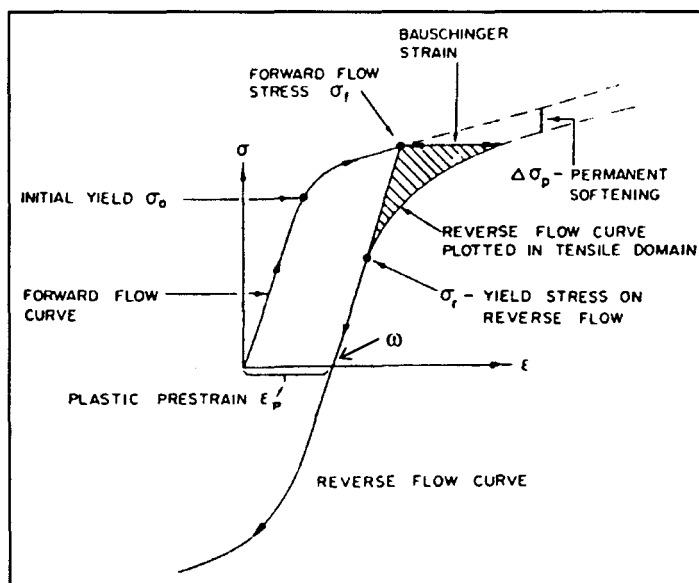


Figure A- I-1 : Schéma du comportement de métaux réels lors d'un essai uniaxial, d'après Sowerby [SOW79].

Essai uniaxial : prédéformation en traction suivie d'une compression.

σ_0 : limite d'élasticité initiale (notée Re_1 par la suite) ;

σ_f : précontrainte, ou contrainte maximale atteinte lors du premier chargement (notée σ_{maxi} par la suite) ;

σ_r : limite d'élasticité du second chargement (notée $|Re_2|$ par la suite) dont la courbe a été ramenée dans le premier quadrant par symétrie par rapport au point ω ;

$\Delta\sigma_p$: adoucissement permanent.

Ces différentes définitions montrent que l'effet Bauschinger peut être défini comme l'existence, sur des métaux prédéformés, de différences entre la courbe σ - ϵ obtenue à partir d'un premier chargement dans un sens et celle obtenue à partir d'un chargement dans le sens opposé (appelé par la suite « second chargement ») après une prédéformation donnée. Pour

décrire ces différences, on trouve de nombreux paramètres dans la littérature. Nous en définirons un certain nombre dans le paragraphe A.II.

D'un point de vue pratique, on peut dire, comme Atkinson [ATK74], que « l'effet Bauschinger est simplement l'observation qu'après une première déformation dans un sens, soit en traction, soit en compression, il est plus facile de déformer un solide dans le sens opposé que de continuer à le déformer dans le même sens ».

Les méthodes expérimentales les plus communes et les plus simples, pour mettre en évidence l'effet Bauschinger, sont les essais de torsion cyclique ou les essais unidirectionnels de traction/compression, appelés aussi « essais Bauschinger type », où la prédéformation en traction est suivie d'une compression (ou inversement).

De nombreux modèles macroscopiques et microscopiques ont été proposés pour expliquer le comportement des écoulements dans le premier sens et dans le sens opposé (dit encore « inverse »). Les modèles macroscopiques, de nature phénoménologique, sont basés sur la théorie continue de la plasticité. L'approche microscopique, quant à elle, a pour but d'identifier les micro-mécanismes d'écrouissage et l'amplitude des contraintes internes créées lors de la déformation du matériau : « l'effet Bauschinger est une conséquence naturelle des contraintes internes non relaxées qui se sont préalablement développées », comme le fait remarquer Sowerby [SOW79].

II. PARAMETRES CARACTERISTIQUES DE L'EFFET BAUSCHINGER

La méthode la plus couramment utilisée pour étudier l'effet Bauschinger consiste à pratiquer un « essai Bauschinger type », et à placer les deux courbes des chargements direct et opposé dans le même quadrant (Figure A- I-1), la seconde étant la symétrique de la courbe réelle par rapport au point M. A partir de cette représentation, on peut définir plusieurs paramètres caractérisant l'effet Bauschinger. Ceux-ci peuvent être classés en trois catégories principales, objets des paragraphes A II.2, 3 et 4 respectivement : les paramètres relatifs aux contraintes, ceux relatifs aux déformations et ceux relatifs aux énergies.

Pour définir ces différents paramètres, prenons le cas d'un matériau soumis à une prédéformation en traction, suivie d'une déformation en compression. Le cas opposé en découle aisément.

II. 1. Notations

Nous définissons ici les notations utilisées par la suite. Certaines seront définies immédiatement, d'autres le seront ultérieurement. Les principales grandeurs mises en jeu sont définies à la Figure A- II-1. Il s'agit de :

$\sigma_{\max i}$: contrainte maximale atteinte lors du premier chargement (qui est aussi la limite d'élasticité du second chargement s'il est effectué dans le même sens que le premier) ;

Re_1 : limite d'élasticité du premier chargement (en valeur algébrique) ;

Re₂ : limite d'élasticité du second chargement (en valeur algébrique) ;

ϵ_{maxi} : déformation totale maximale atteinte lors du premier chargement ;

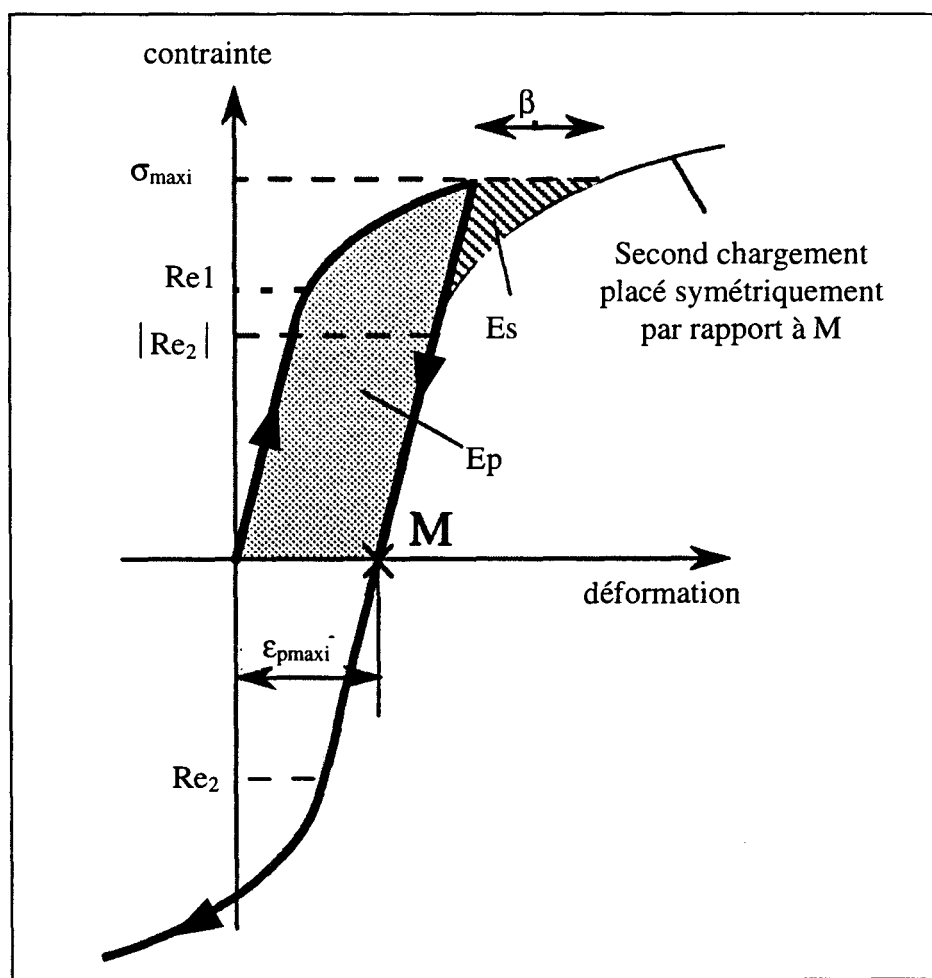
$\epsilon_{p\max i}$: déformation plastique maximale atteinte lors du premier chargement ;

β : « déformation Bauschinger » définie à $\sigma = \sigma_{\max i}$;

β_n : « déformation Bauschinger » définie à $\sigma = n.\sigma_{\max i}$;

Es : différence d'énergie de déformation plastique, pour atteindre $\sigma_{\max i}$ lors du second chargement, entre un matériau ne présentant pas d'effet Bauschinger* et le matériau testé ;

Ep : énergie de déformation plastique emmagasinée durant la prédéformation.



* Un matériau ne manifestant pas d'effet Bauschinger présente une courbe de second chargement en sens inverse confondue avec la courbe de second chargement dans le même sens, c'est-à-dire confondue, pour sa partie plastique, avec le prolongement de la courbe de premier chargement au-delà de σ_{maxi} .

A partir de ces grandeurs, les paramètres suivants seront définis plus loin :

β_{ϵ} : « paramètre de déformation Bauschinger » ;

β_{σ} : « paramètre de contrainte Bauschinger » ;

β_E : « paramètre d'énergie Bauschinger » ;

A.B.S. : « Average Bauschinger Strain » ou « déformation Bauschinger moyenne » ;

$\Delta\sigma$: adoucissement permanent ou transitoire ;

σ_R : contrainte de rappel élastique (contrainte interne, athermique) due aux interactions à longue distance entre dislocations, fonction de la déformation plastique ;

σ_F : contrainte de frottement (contrainte effective, activée thermiquement), somme des deux composantes σ_{f1} et σ_{f2} définies ci-dessous ;

σ_{f1} : partie de la contrainte de frottement indépendante de la déformation plastique, due aux impuretés et aux forces de Peierls (frottement de réseau) ;

σ_{f2} : partie de la contrainte de frottement fonction de la déformation plastique, due aux interactions à courte distance entre dislocations, distance néanmoins plus grande que pour σ_{f1} .

Ayant trouvé plusieurs paramètres caractéristiques de l'effet Bauschinger possédant le même nom, mais définis de manière différente, nous avons opté pour la notation suivante des différents paramètres :

PARA^[AUT00]

signifiant que le paramètre **PARA** a été défini par l'auteur **AUT** en l'année 1900, dans l'article [AUT00].

II. 2. Paramètres (ou « indicateurs ») relatifs aux contraintes

Il existe de nombreux paramètres caractéristiques de l'effet Bauschinger, définis en terme de contraintes.

Sans doute suite à la définition de l'effet Bauschinger (noté souvent EB par la suite) proposée par Bauschinger lui-même, les premiers paramètres proposés étaient des paramètres en contrainte. Il s'agissait plus précisément d'un rapport de limites d'élasticité, ou d'une différence de limites d'élasticité ramenée à une contrainte de référence (pour obtenir une grandeur sans dimension). Mais ces paramètres ne sont révélateurs que d'une partie assez restreinte des modifications de la courbe d'écrouissage des seconds chargements succédant à une prédéformation plastique. Aussi, le décalage en contraintes entre les courbes d'écoulement a été utilisé pour mieux quantifier les différentes modifications suite à une prédéformation plastique (adoucissement transitoire ou permanent).

Nous présentons ici l'essentiel des paramètres et quantités utilisés dans la littérature pour caractériser l'effet Bauschinger en terme de contraintes.

II. 2. 1. Contraintes de rappel

Lorsque l'on observe une courbe de chargement (premier ou second), on peut y voir trois parties : une partie élastique quasiment linéaire, puis une partie de forte courbure (« le coude »), suivie d'une partie plastique de faible courbure.

Orowan [ORO59] a proposé que le « coude » de la courbe de second chargement est dû à la rencontre des dislocations avec des obstacles plus faciles à traverser lors de ce chargement inverse que lors du chargement initial, et en conséquence, que l'abaissement de la partie plastique succédant au coude est dû aux contraintes de rappel élastiques, ou contraintes à longues distances résultant de l'écrouissage dû au premier chargement.

Cet abaissement de la courbe de second chargement étant une conséquence de l'effet Bauschinger, on comprend pourquoi les contraintes de rappel (appelées aussi contraintes élastiques, internes ou athermiques), fonctions de la déformation plastique, c'est-à-dire de l'état d'écrouissage, sont parfois utilisées pour étudier l'effet Bauschinger. C'est en s'inspirant des idées de Cottrell sur l'hystérésis mécanique [COT53] (cf. Annexe 1), qu'Abel [ABE65] [ABE66] utilise en particulier cette notion de contrainte de rappel pour étudier l'EB dans des monocristaux Al-4%Cu.

La contrainte maximale atteinte lors du premier chargement, $\sigma_{\max i}$, peut être considérée comme la somme de deux composantes (voir également Wilson [WIL65] et Atkinson [ATK74]) : une contrainte de rappel σ_R (ou interne) et une contrainte de frottement (ou effective) σ_F :

$$\sigma_{\max i} = \sigma_R + \sigma_F$$

Lors de l'inversion du chargement, le sens de la déformation est aussi inversé, et les contraintes de rappel contribuent à l'écoulement plastique : si l'écoulement plastique a lieu durant le déchargement, alors $\sigma_R > 0$; s'il a lieu lorsque le chargement est complètement inversé, alors $\sigma_R < 0$. Ainsi, la limite d'élasticité du second chargement est égale à :

$$Re_2 = \sigma_F - \sigma_R$$

On obtient alors :

$$\sigma_R = \frac{\sigma_{\max i} - Re_2}{2}$$

Cette approche donne une première idée des processus de déformation. L'utilisation des « essais Bauschinger type » (essais de traction-compression) donne en réalité bien plus de renseignements. Il est donc nécessaire d'avoir recours à d'autres paramètres pour exprimer l'ensemble des informations fournies par les courbes contraintes-déformations obtenues par ces essais.

II. 2. 2. « Paramètres de contrainte Bauschinger »

Dans la littérature, il existe plusieurs paramètres appelés « paramètres de contrainte Bauschinger ». Ils sont définis en fonction de la limite d'élasticité du second chargement et de la contrainte maximale atteinte lors du premier chargement ; mais ils peuvent aussi dépendre de la limite d'élasticité du premier chargement.

En 1949, Welter [WEL49] propose le paramètre de contrainte :

$$\beta_{\sigma}^{[WEL49]} = \frac{Re_2}{Re_1}$$

Malheureusement, ce paramètre présente l'inconvénient de ne pas prendre en compte le niveau de prédéformation plastique (ou précrouissage).

C'est pourquoi en 1966, Milligan [MIL66] propose plutôt le paramètre :

$$\beta_{\sigma}^{[MIL66]} = \frac{Re_2}{\sigma_{\max i}}$$

qui ne présente pas cet inconvénient. Lorsque la limite d'élasticité du second chargement est fortement affectée par la prédéformation, $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ peut même approcher la valeur +1 (pas de zone élastique en déchargement). En revanche, en l'absence d'effet Bauschinger, $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ vaut -1.

Milligan a montré dans les aciers martensitiques (Figure A- II-2) que le paramètre de contrainte ainsi défini diminue avec la prédéformation, jusqu'à 2% de prédéformation. Au-delà, il reste constant, avec une valeur de l'ordre de 0,35. Il n'existe par ailleurs pas de différence entre des essais à préchargement en traction et des essais à préchargement en compression (Figure A- II-2 et Figure A- II-3) ; de plus, le paramètre proposé est peu influencé par la limite d'élasticité initiale du matériau. Le paramètre proposé par Welter est alors simplement proportionnel à Re_2 , et les résultats obtenus avec ce paramètre diffèrent peu de ceux obtenus avec le paramètre $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ (Figure A- II-4).

Enfin, la même étude menée sur des aciers de structure perlitique ou bainitique (Figure A- II-5 à Figure A- II-8), conduit à des conclusions similaires, et à des valeurs de paramètres $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ peu influencées par la structure. En revanche, les résultats en terme de paramètre de Welter $\beta_{\sigma}^{[WEL49]}$ diffèrent des précédents, au-delà de 1,5% de prédéformation pour les aciers perlitiques, et dès les faibles prédéformations pour les aciers bainitiques ; mais ils semblent également se stabiliser à plus forte prédéformation ($\geq 3\%$).

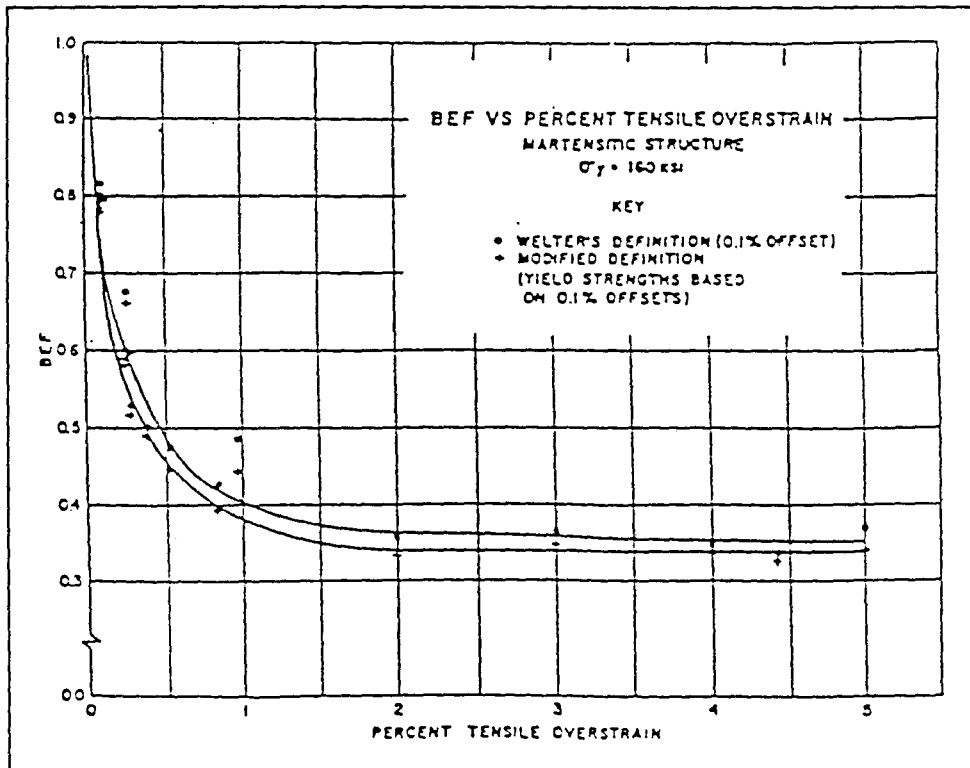


Figure A- II-2 : Evolution de $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ en fonction d'une prédéformation de traction [MIL66].
 $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ est évalué pour le cas des aciers à structure martensitique ($Re_l = 160 \text{ k.s.i}$) : ● [WEL49] + [MIL66]
 Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.

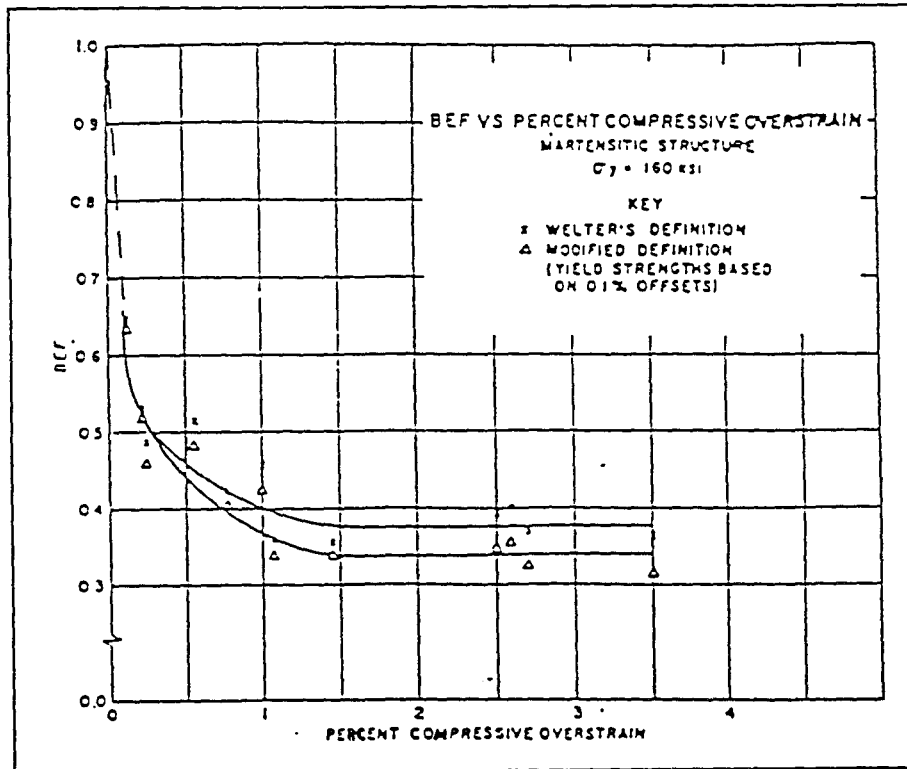


Figure A- II-3 : Evolution de $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ et $\beta_{\sigma}^{[WEL49]}$ en fonction d'une prédéformation en compression (acier de structure martensitique) [MIL66].
 + $\beta_{\sigma}^{[WEL49]}$ Δ $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$
 Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.

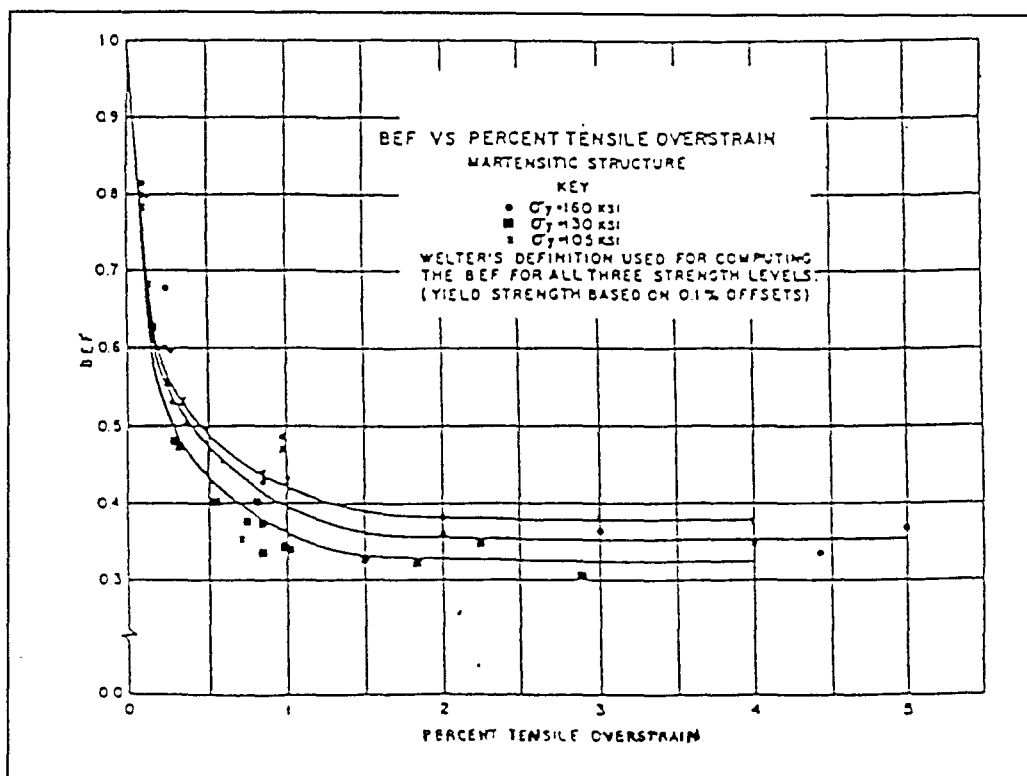


Figure A- II-4 : Evolution de $\beta_{\sigma}^{[WEL49]}$ en fonction d'une prédéformation en traction : évaluées à partir de différentes limites d'élasticité initiales (acier de structure martensitique) [MIL66].

Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.

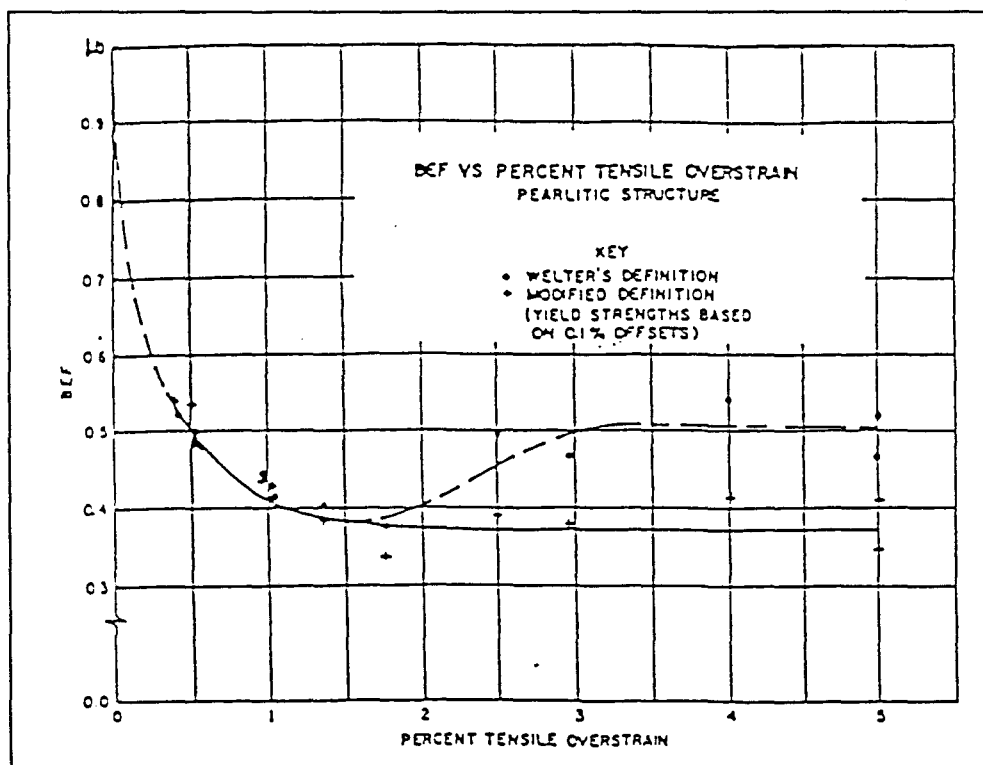


Figure A- II-5 : Evolution de $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ et $\beta_{\sigma}^{[WEL49]}$ en fonction d'une prédéformation en traction (acier de structure perlitique) [MIL66].

$$\bullet \beta_{\sigma}^{[WEL49]} + \beta_{\sigma}^{[MIL66]}$$

Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.

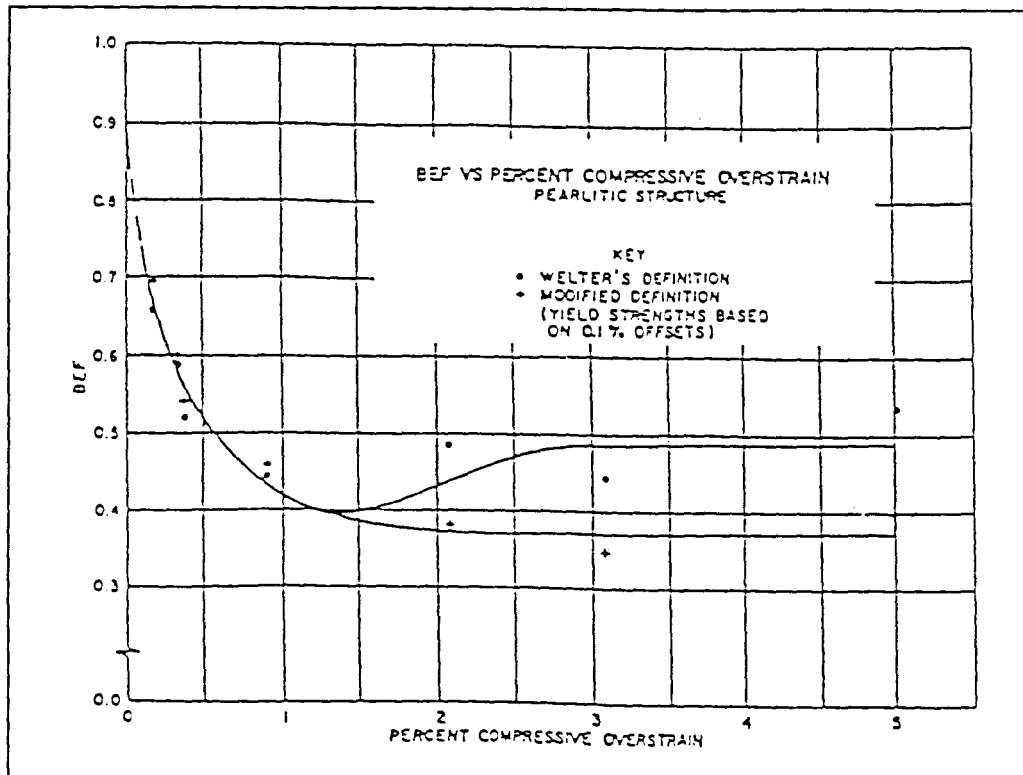


Figure A- II-6 : Evolution de $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ et $\beta_{\sigma}^{[WEL49]}$ en fonction d'une prédéformation en compression (acier de structure perlitique) [MIL66].

• $\beta_{\sigma}^{[WEL49]}$ + $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$

Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.

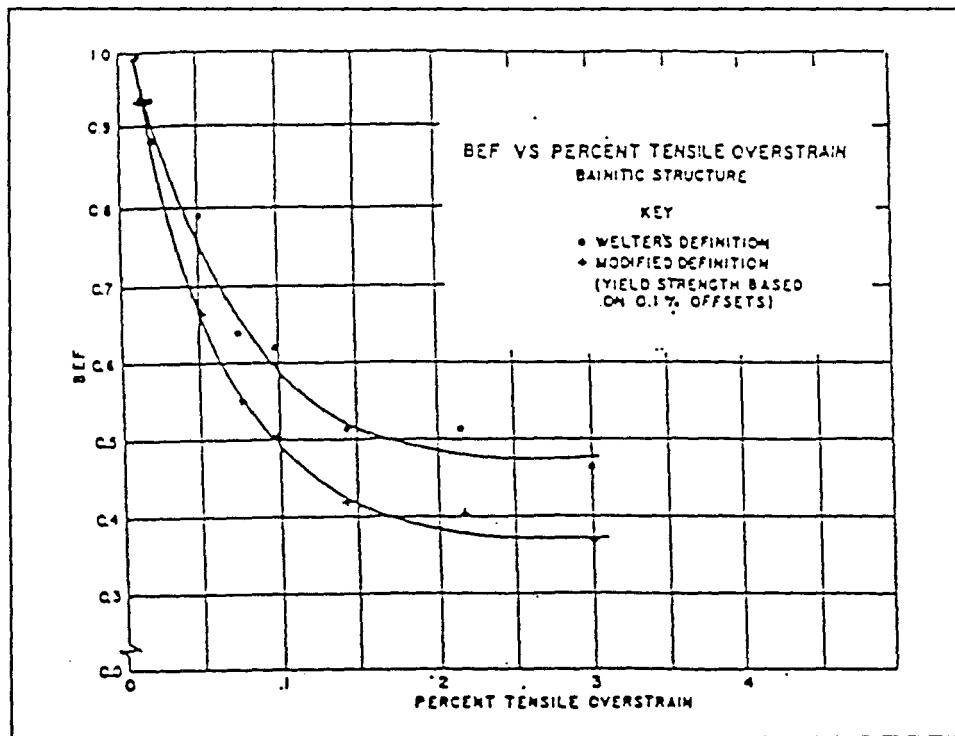


Figure A- II-7 : Evolution $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ et $\beta_{\sigma}^{[WEL49]}$ en fonction d'une prédéformation en traction (acier de structure bainitique) [MIL66].

• $\beta_{\sigma}^{[WEL49]}$ + $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$

Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.

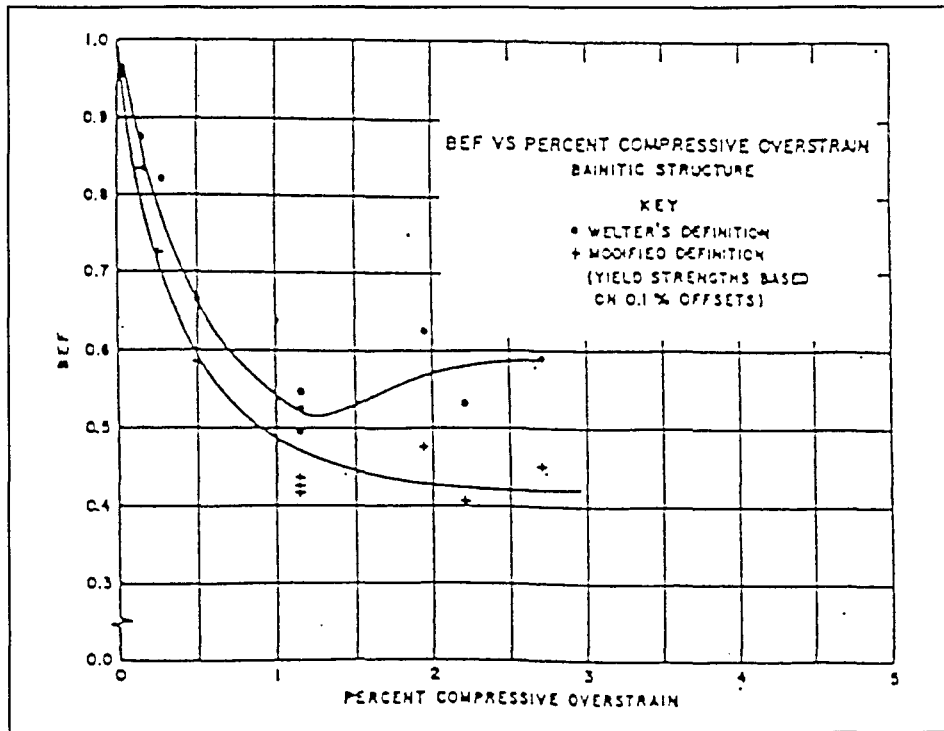


Figure A- II-8 : Evolution de $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ et $\beta_{\sigma}^{[WEL49]}$ en fonction d'une prédéformation en compression (acier de structure bainitique) [MIL66].

• $\beta_{\sigma}^{[WEL49]}$ + $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$

Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.

Harrison et al [HAR72] ont effectué des essais uniaxiaux (prédéformation en traction suivie d'une compression) sur des aciers au C-Mn avec différentes tailles de grains, et ont utilisé le paramètre $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ en définissant la limite d'élasticité du second chargement à 0,5% de déformation plastique. Ils obtiennent des $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ indépendants de la taille de grain, au moins pour des prédéformations inférieures à 8% (Figure A- II-9).

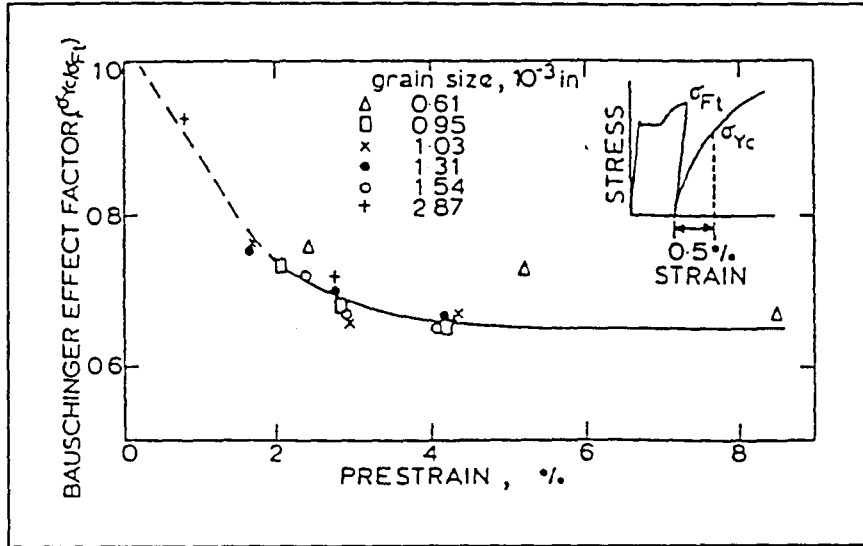


Figure A- II-9 : Effet de la taille de grain et de la prédéformation sur le paramètre $\beta_{\sigma}^{[MIL66]}$ [HAR72].

Où $\beta_{\sigma}^{[MIL66]} = \frac{\sigma_{yc}}{\sigma_{Ft}}$ avec :

σ_{yc} : limite d'élasticité en compression évaluée à 0,5% de déformation plastique,

σ_{Ft} : précontrainte, ou contrainte maximale atteinte lors du premier chargement (notée σ_{maxi} dans le rapport).

Le paramètre le plus couramment étudié maintenant, noté $\beta_{\sigma}^{[ABE72]}$, est relié directement à la définition originale de l'effet Bauschinger, c'est-à-dire à l'abaissement de la limite d'élasticité du second chargement et à la précontrainte σ_{maxi} :

$$\beta_{\sigma}^{[ABE72]} = \frac{\sigma_{maxi} + Re_2}{\sigma_{maxi}} = 1 + \frac{Re_2}{\sigma_{maxi}}$$

Quand l'écoulement plastique en sens inverse a lieu durant le déchargement ($\sigma > 0$) (Figure A- II-10 a et b), $Re_2 > 0$, et $\beta_{\sigma}^{[ABE72]} > 1$, avec une valeur théorique maximum de 2. Quand l'écoulement plastique commence lorsque la charge est inversée ($\sigma < 0$), $Re_2 < 0$ et $\beta_{\sigma}^{[ABE72]}$ est plus petit que 1.

Il n'est pas toujours clair dans les travaux d'Abel, si σ_{maxi} et Re_2 sont utilisés en valeurs algébriques ou absolues. Pourtant, évaluer le paramètre de contrainte Bauschinger $\beta_{\sigma}^{[ABE72]}$ à partir des valeurs algébriques permet de tenir compte du sens de chargement et du signe de la limite d'élasticité Re_2 . Ne pas utiliser les valeurs algébriques revient à confondre les deux cas présentés en Figure A- II-10 a et b.

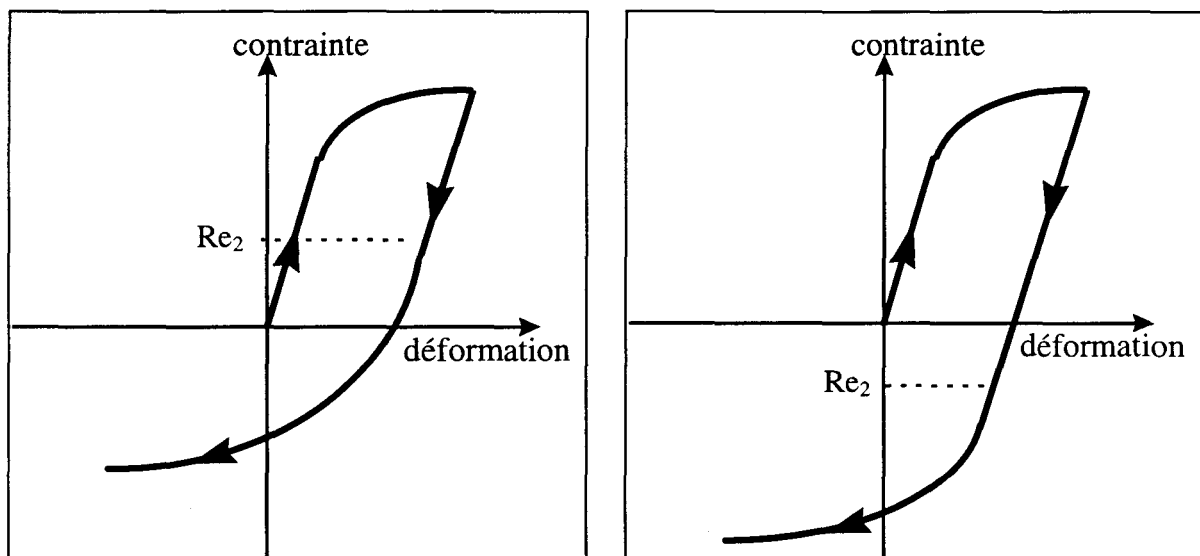


Figure A- II-10 :

a) Matériau subissant une prédéformation en traction puis une compression, avec $Re_2 > 0$.

b) Matériau subissant une prédéformation en compression puis une traction, avec $Re_2 < 0$.

Abel et Muir [ABE73c] considèrent le paramètre de contrainte $\beta_\sigma^{[ABE72]}$ comme un indice de stabilité de l'état déformé ; plus $\beta_\sigma^{[ABE72]}$ est important, moins l'état déformé est stable.

Comme le fait remarquer Abel [ABE87], en s'appuyant sur le modèle de Cottrell, le paramètre β_σ peut être utilisé pour calculer les contraintes de rappel. C'est ce qu'il fait en fatigue oligocyclique, par exemple, pour accéder aux valeurs des contraintes de frottement et de rappel en cours de cyclage.

Sur un acier ferritoperlitique R52, un acier austénitique 304L et un acier ferritique Fe-3%Si [IRI84] (Figure A- II-11) et sur des aciers à bas carbone [ABE72a et b] [ABE87] et des alliages Cu et Cu-Al [ABE73], Abel et Irimescu observent que le « paramètre de contrainte Bauschinger » $\beta_\sigma^{[ABE72]}$ augmente avec l'augmentation de la prédéformation plastique ε_{pmaxi} . Abel [ABE72a] note de plus que $\beta_\sigma^{[ABE72]}$ augmente lorsque les contraintes de rappel élastiques augmentent. Ces résultats concernent des essais de traction suivie d'une compression.

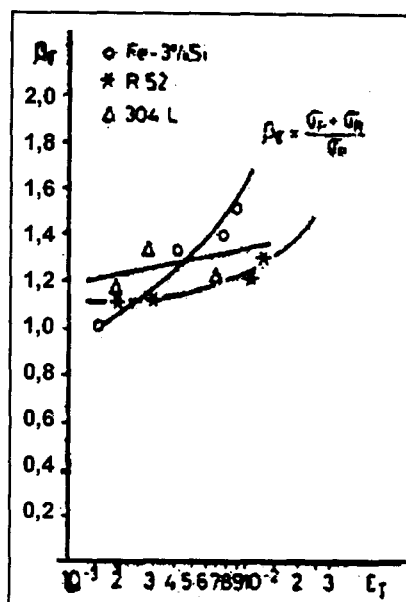


Figure A- II-11 : Evolution du « paramètre de contrainte Bauschinger » $\beta_{\sigma}^{[IRI84]}$ en fonction de la prédéformation plastique [IRI84].

Bernshtein [BER79], quant à lui, définit l'effet Bauschinger à l'aide du paramètre de contrainte suivant :

$$\beta_{\sigma}^{[BER79]} = \frac{|Re_1| - |Re_2|}{|Re_1|}$$

et à l'aide d'une « déformation Bauschinger » $\beta^{[WOO53]}$ qui sera définie plus loin (cf. § A II.3.1).

Travaillant sur deux aciers à ressort à l'état recuit, Bernshtein montre que $\beta_{\sigma}^{[BER79]}$ augmente avec une réduction de la température de recuit (Figure A- II-31), tandis que la « déformation Bauschinger », définie comme une différence en déformation à $\sigma_{\max i}$ entre les deux courbes d'écrouissage (cf. plus loin § A II.3.1) diminue. Il faut noter que sur ce type d'acier, un recuit provoque une légère augmentation de la résistance mécanique et une augmentation significative de la ductilité.

Ceci nous permet de souligner, dès à présent, comme l'a fait Abel [ABE72a], que selon le critère utilisé pour l'étude de l'effet Bauschinger, on peut aboutir à des conclusions contraires. Parler alors d'un « fort » ou d'un « faible » effet Bauschinger n'a pas grand sens, surtout lorsque l'on veut faire une comparaison. Plusieurs paramètres sont en réalité nécessaires pour définir et comparer des effets Bauschinger. Nous ne cesserons de le souligner par la suite.

Bernshtein et al estiment que le paramètre de contrainte Bauschinger, $\beta_{\sigma}^{[ABE72]}$, ne peut être que très difficilement recommandé pour les aciers à haute résistance, puisque la déviation du second chargement à partir de la partie élastique (à savoir la plastification inverse lors du second chargement) se produit avant le déchargement (soit lorsque $\sigma > 0$) : Re_2 est donc positif, et sa détermination est peu précise.

L'effet Bauschinger a été défini, au départ, comme un abaissement de limite d'élasticité entre un second chargement ayant lieu dans le même sens que le chargement initial et un second chargement ayant lieu dans le sens opposé. C'est pourquoi il semble peu intéressant de prendre en compte la limite d'élasticité du premier chargement, dans l'expression d'un paramètre de contrainte caractéristique de l'effet Bauschinger.

Jamieson et al [JAM71] ont étudié l'effet Bauschinger uniquement à l'aide d'un paramètre de contrainte $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ et de l'abaissement de la limite d'élasticité, $(\sigma_{\max i} - Re_2)$, dans le cas d'essais de torsion sur différents aciers. Ils ont établi la relation suivante entre le paramètre $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$, exprimé en terme de contraintes de cisaillement, et la prédéformation plastique en cisaillement $\gamma_{p \max i}$:

$$\beta_{\sigma}^{[JAM71]} = \frac{\tau_{\max i} - \tau_{e2}}{\tau_{\max i}} = \frac{\gamma_{p \max i}}{a + b\gamma_{p \max i}}$$

où a et b sont deux coefficients qu'ils ont cherché à relier aux paramètres mécaniques, chimiques et microstructuraux. Ils ont trouvé que « a » était une fonction linéaire de la teneur en carbone et en manganèse :

$$a = 4,72 - 9,65 (\%C) - 1,20 (\%Mn)$$

tandis que « b » n'a pu être corrélé avec aucun paramètre. Ils ont alors supposé que « b » représentait les incertitudes expérimentales, et ont finalement obtenu :

$$\beta_{\sigma}^{[JAM71]} = \frac{\gamma_{p \max i}}{3,69 - 8,77 (\%C) - 0,54 (\%Mn) + 1,4 (\gamma_{p \max i})}$$

Leurs résultats expérimentaux sont en très bon accord avec cette formule. Et ils ont ainsi montré que $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ augmente lorsque la prédéformation plastique augmente.

Cette étude leur a par ailleurs permis de mettre en évidence différents facteurs influençant l'effet Bauschinger, sur lesquels nous reviendrons plus loin (cf. § A.III.1 et 2).

Wuillez et al [WOI77] étudient l'effet Bauschinger à l'aide de l'abaissement de limite d'élasticité $(\sigma_{\max i} - Re_2)$, et du paramètre défini par Jamieson et al, $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$, défini ici dans le cas de la traction-compression :

$$\beta_{\sigma}^{[JAM71]} = \frac{\sigma_{\max i} - Re_2}{\sigma_{\max i}}$$

Ils ont tout d'abord étudié l'influence de la prédéformation en traçant les courbes $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ de différents aciers (définis dans le Tableau A- II-1) en fonction de la prédéformation plastique, $\varepsilon_{p \max i}$ (Figure A- II-12 et Figure A- II-13). On y remarque que $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ augmente avec la prédéformation, rapidement d'abord, plus lentement ensuite. Ces courbes mettent par ailleurs en évidence qu'en dépit d'une certaine dispersion des résultats, les susceptibilités à l'effet Bauschinger sont très différentes d'un acier à l'autre.

Référence de l'acier	Type d'acier	Figure concernée
A, B, C, E, G, H	aciers micro-alliés ou C-Mn à $C < 0,17\%$ pour lesquels $(Al + Nb + Mo + Ni + Cr + V) < 0,5\%$ en poids	Figure A- II-12
D, F, I, J, K	aciers moyennement alliés ou au C-Mn pour lesquels $(Ni + Cr + Mo) > 0,5\%$ en poids, à bas carbone et aux aciers au C-Mn à $C \geq 0,18\%$ en poids	Figure A- II-13

Tableau A- II-1 : Aciers étudiés par Woillez et al [WOI77].

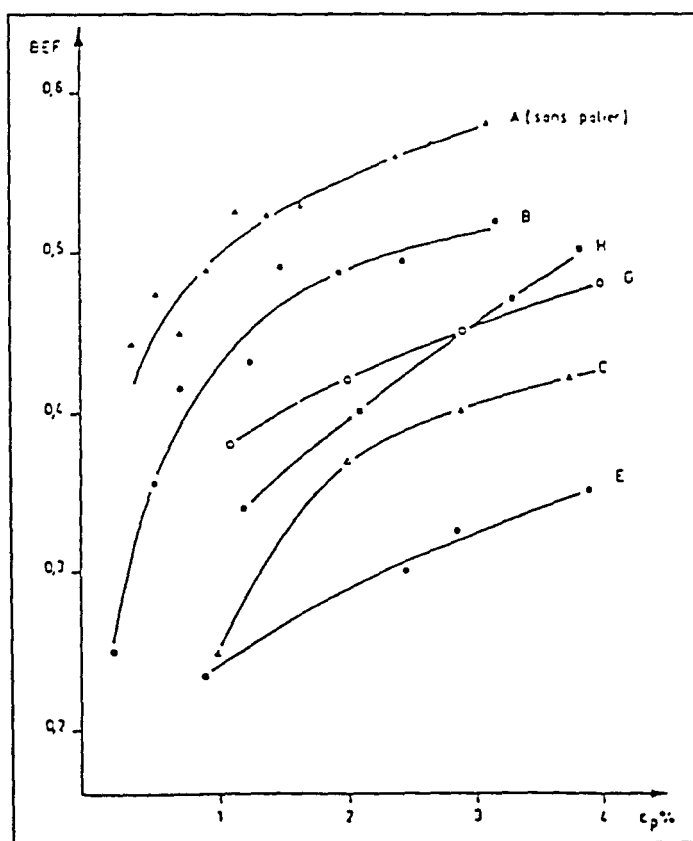


Figure A- II-12 : Courbes $\beta_{\sigma}^{[JAM71]} - \epsilon_{pmaxi}$ des aciers C-Mn ou des aciers micro-alliés à $C < 0,17\%$ [WOI77].

Gupta et al [GUP76] ont remarqué sur plusieurs métaux, que l'abaissement de la limite d'élasticité en chargement inverse, $(\sigma_{maxi} - Re_2)$, varie linéairement avec le logarithme de la déformation plastique initiale. Les différentes courbes obtenues par Woillez et al [WOI77], sur les aciers précédemment cités (Tableau A- II-1), montrent que cette relation est en effet vérifiée pour des prédéformations comprises entre 0,2 et 4%. Cette nouvelle présentation des résultats n'apporte néanmoins, selon ces auteurs, que quelques modifications dans la classification des aciers en fonction de leur sensibilité à l'effet Bauschinger, par rapport à une classification basée sur $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$. Cette représentation permet néanmoins de montrer que les

aciers micro-alliés ont tendance à être moins sensibles à l'effet Bauschinger que les autres aciers, présentés Figure A- II-13.

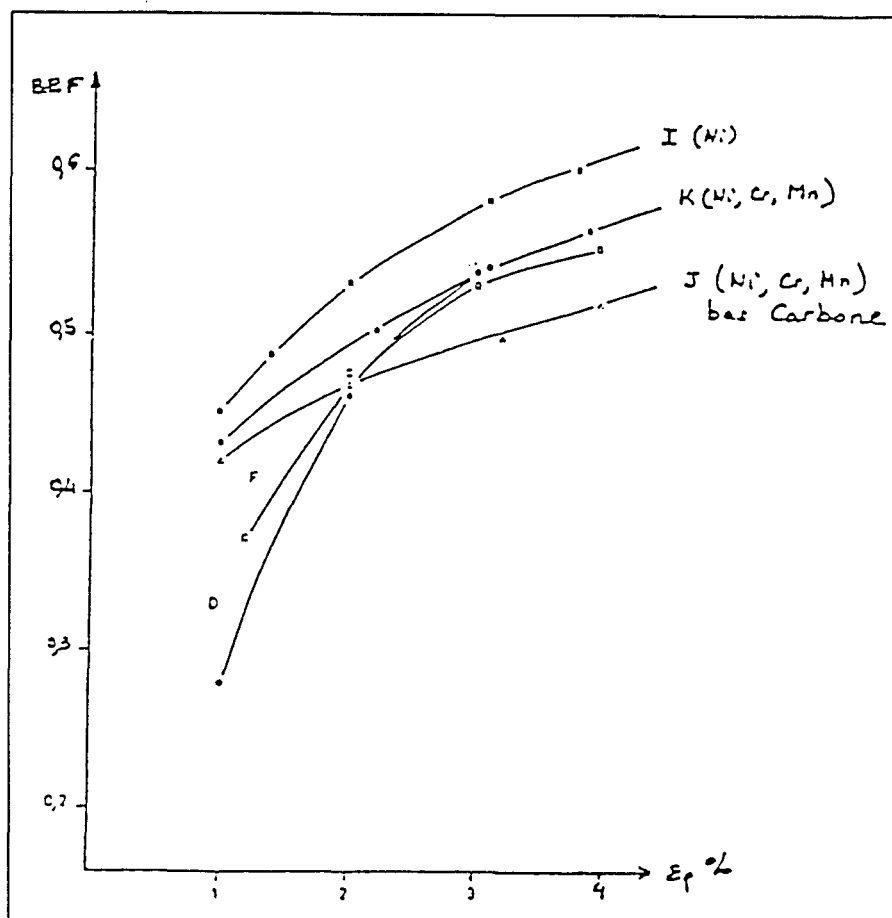
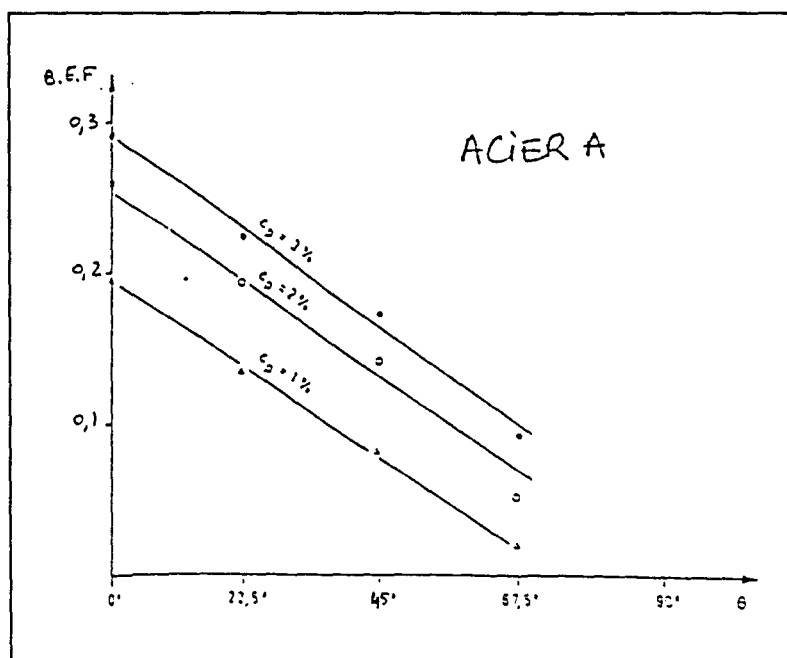
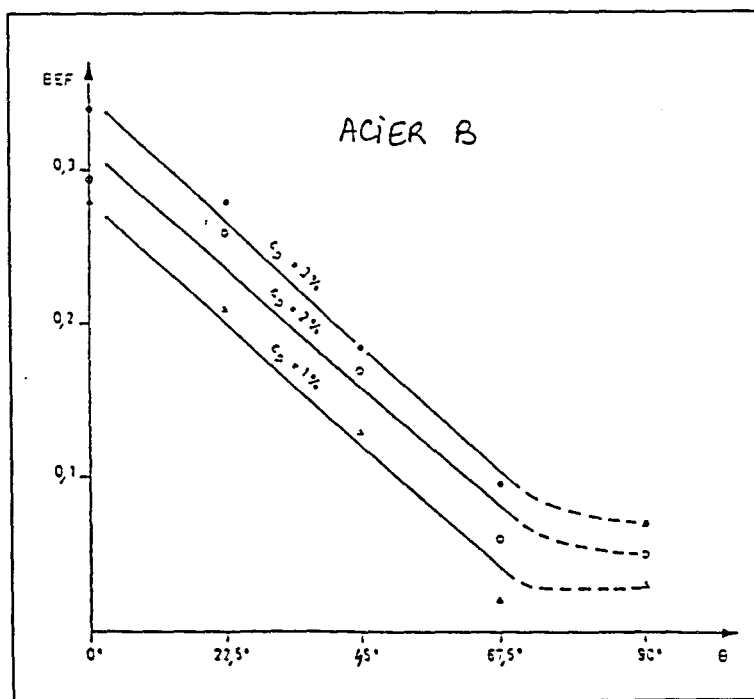


Figure A- II-13 : Courbes $\beta_{\sigma}^{[JAM71]} - \epsilon_{pmaxi}$ des aciers moyennement alliés, ou des aciers C-Mn à $\geq 0,18\%$ [WOI77].

Woillez et al [WOI77] ont par ailleurs étudié l'effet Bauschinger dans une direction de second chargement en traction résultant d'une prédéformation en compression dans une autre direction (θ angle entre la direction de la prédéformation en compression et celle en traction) sur les 2 aciers A et B du Tableau A- II-1. Ils ont mesuré $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ en fonction de l'angle θ , pour $0 \leq \theta \leq 90^\circ$. Pour les 2 aciers, $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ décroît à peu près linéairement avec l'augmentation de l'angle θ , pour les taux de prédéformation de 1, 2 et 3%. $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ est très faible pour $\theta = 90^\circ$, mais ne s'annule pas (Figure A- II-14 a et b). Ces résultats sont en accord avec ceux de Kishi [KIS73] obtenus sur différents matériaux tels que le cuivre, l'aluminium et différents aciers au carbone.



a) Influence de la désorientation sur $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ dans l'acier A (cf. Tableau A- II-1).



b) Influence de la désorientation sur $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ dans l'acier B (cf. Tableau A- II-1).

Figure A- II-14 :

Notons que ces derniers résultats de Woillez ont été obtenus à partir d'essais réalisés de la manière suivante : compression d'un bloc parallélépipédique, usinage d'une éprouvette de traction dans ce bloc, puis essai de traction. Les valeurs de $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ ainsi obtenues pour $\theta = 0$ sont inférieures à celles mesurées par essais uniaxiaux de traction puis compression sur une

même éprouvette (sans usinage intermédiaire). De plus, après compression - usinage - traction avec $\theta = 0$, l'acier B présentait un effet Bauschinger légèrement plus important que l'acier A, à l'inverse de ce qui était mesuré en traction puis compression sur une même éprouvette. Ces auteurs attribuent cette différence au vieillissement qui peut se produire entre la compression initiale du bloc et l'essai de traction sur l'éprouvette prélevée dans ce bloc, dû à l'échauffement du métal pendant l'usinage. De plus, entre la compression du bloc et l'essai de traction sur éprouvette, plusieurs jours se sont souvent écoulés, durant lesquels le métal est resté à température ambiante. Néanmoins ces résultats ne concernent que l'effet Bauschinger analysé à partir d'un critère en contrainte, et sur des essais autres que des « essais Bauschinger type » puisqu'il y a eu changement de direction entre le premier et le second chargement.

Pour étudier plus précisément l'influence du vieillissement à haute température sur l'effet Bauschinger des aciers A, B, H, I, J, K du Tableau A- II-1, Woillez et al [WOI77] ont réalisé des essais de traction-compression avec vieillissement intermédiaire :

- traction initiale jusque ϵ_p ,
- vieillissement à 100°C pendant 2h ou à 250°C pendant 30 min.,
- compression.

Ils aboutissent à la conclusion qu'un traitement de vieillissement à relativement basse température (100°C) diminue considérablement l'effet Bauschinger de tous les aciers cités dans le paragraphe précédent. Cet effet du vieillissement peut alors effectivement expliquer la diminution apparente de l'effet Bauschinger après usinage entre les deux déformations de directions différentes de θ . Ceci les amène à noter que « les conditions expérimentales suivant lesquelles l'effet Bauschinger est mesuré sont très critiques, et la difficulté dans la comparaison des résultats publiés dans la littérature a probablement pour origine la diversité des méthodes de mesure utilisées. ».

Ces mêmes auteurs ont montré que $\beta_\sigma^{[JAM71]}$ augmente avec l'augmentation de la teneur en carbone d'aciers de même structure. Ces résultats sont en accord avec ceux de Jamieson et al [JAM71] utilisant le même paramètre $\beta_\sigma^{[JAM71]}$, avec ceux de Kishi [KIS73] obtenus à l'aide de l'abaissement de la limite d'élasticité, $(\sigma_{\max i} - Re_2)$ et avec ceux de Li [LI78], à l'aide du « paramètre de déformation Bauschinger », β_ϵ , du « paramètre d'énergie Bauschinger », β_E , (paramètres définis plus loin) et du rapport $\frac{Re_2}{\sigma_{\max i}}$ (paramètre $\beta_\sigma^{[MIL66]}$ défini précédemment).

Arsenault [ARS87], pour sa part, a étudié l'influence de l'enlèvement d'une couche superficielle sur l'effet Bauschinger dans du cuivre. Après avoir appliqué un chargement au matériau, l'essai est interrompu pour démonter l'éprouvette et lui retirer une couche superficielle de 250 μm . Puis, l'éprouvette est chargée dans le sens opposé. Pour cette étude, l'auteur utilise un « paramètre de contrainte Bauschinger », défini par :

$$\beta_\sigma^{[ARS87]} = \frac{\sigma_{\max i} - |Re_2|}{Re_1}$$

c'est-à-dire le quotient de la différence entre la contrainte maximale atteinte lors du premier chargement et la valeur absolue de la limite d'élasticité du second chargement, par la limite d'élasticité du premier chargement.

Les résultats montrent que $\beta_\sigma^{[ARS87]}$ diminue avec l'enlèvement de la couche superficielle. Cette diminution est importante si la prédéformation plastique est inférieure à

2%. Dans le cas d'une prédéformation plastique supérieure à 2% , le paramètre $\beta_{\sigma}^{[ARS87]}$ est plus important, et l'enlèvement d'une couche superficielle ne le diminue presque pas. Notons que ce paramètre ne différencie pas les cas a) et b) de la Figure A- II-10, ce qui est regrettable.

Ibrahim et Embury [IBR75], en travaillant sur deux métaux de structure cubique centrée (acier ARMCO et Niobium) ont défini le « paramètre de l'effet Bauschinger » :

$$\beta_{\sigma}^{[IBR75]} = \frac{\sigma_{\max i} - \sigma_{\text{inv}}}{\sigma_{\max i} - \sigma_0}$$

où σ_{inv} et σ_0 ont été définis conformément à la Figure A- II-15.

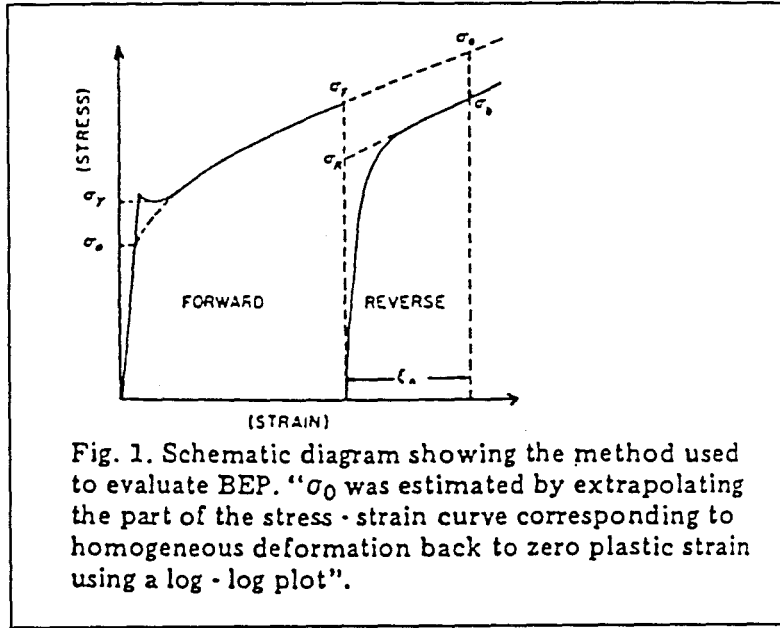


Figure A- II-15 : Schéma de définition du paramètre $\beta_{\sigma}^{[IBR75]}$ [IBR75]. Schéma montrant la méthode utilisée pour l'évaluation de $\beta_{\sigma}^{[IBR75]}$ (extrapolation par une courbe bilogarithmique pour σ_0 et par une courbe linéaire pour σ_R notée σ_{inv} dans le rapport).
 σ_y : limite d'élasticité du chargement initial (noté Re_l dans le rapport) ;
 σ_F : contrainte maximale atteinte durant le premier chargement (noté σ_{maxi} dans le rapport).

Ce paramètre permet d'utiliser l'analyse de l'effet Bauschinger pour étudier le processus d'accumulation des dislocations et pour différencier les contraintes de rappel élastiques, σ_R , du « durcissement de forêt » σ_{for} qui devrait être symétrique dans son action vis-à-vis de l'écoulement plastique. Ainsi on peut définir :

$$\begin{aligned}\sigma_{\text{maxi}} &= \sigma_0 + \sigma_{\text{for}} + \sigma_R \\ \sigma_{\text{inv}} &= \sigma_0 + \sigma_{\text{for}} - \sigma_R\end{aligned}$$

D'où :

$$\beta_{\sigma}^{[IBR75]} = \frac{\sigma_{\max i} - \sigma_{\text{inv}}}{\sigma_{\max i} - \sigma_0} = \frac{2\sigma_R}{\sigma_{\max i} - \sigma_0}$$

$(\sigma_{\max i} - \sigma_{\text{inv}})$ représente l'écrouissage ou durcissement au cours du second chargement, tandis que $(\sigma_{\max i} - \sigma_0)$ représente l'écrouissage initial (premier chargement). $\beta_{\sigma}^{[\text{IBR75}]}$ est donc une mesure de la fraction de l'écrouissage total due aux contraintes de rappel.

Les résultats montrent (Figure A- II-16 et Figure A- II-17) que $\beta_{\sigma}^{[\text{IBR75}]}$ est :

- peu dépendant de la prédéformation ;
- peu dépendant de la température de déformation (ce qui avait déjà été remarqué par Woolley sur des métaux purs [WOO53]).

On peut en conclure que $\beta_{\sigma}^{[\text{IBR75}]}$ est indépendant de l'arrangement des dislocations.

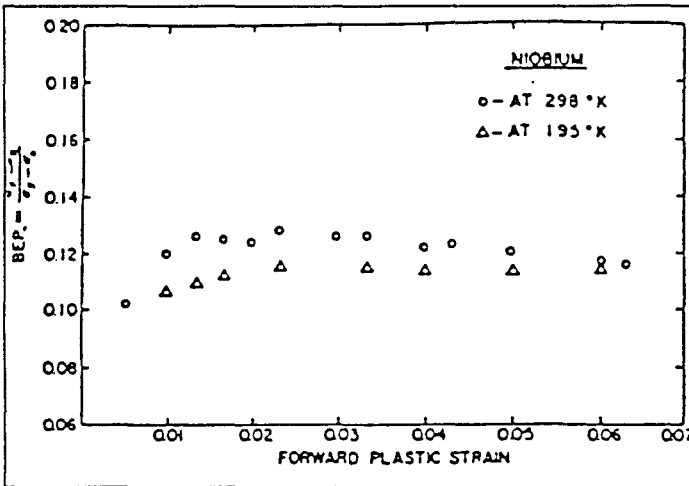


Figure A- II-16 : Amplitude du paramètre $\beta_{\sigma}^{[\text{IBR75}]}$ pour le Niobium, en fonction de la prédéformation [IBR75].

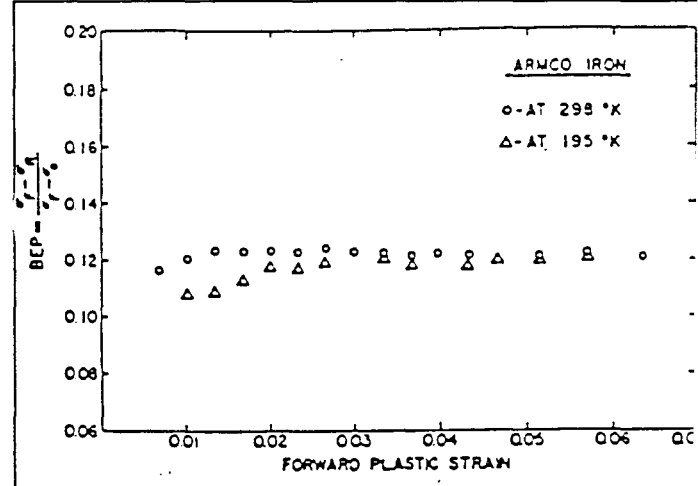


Figure A- II-17 : Amplitude du paramètre $\beta_{\sigma}^{[\text{IBR75}]}$ pour l'acier Armco, en fonction de la prédéformation [IBR75].

D'après ces auteurs, la composante réversible de la contrainte d'écoulement, σ_{inv} , reflète la nature dynamique du processus d'écoulement, c'est-à-dire les dislocations mobiles impliquées dans l'écoulement, et non pas la nature des débris et dislocations accumulés durant l'écrouissage. Pourtant le mouvement des dislocations mobiles impliquées tend à faire disparaître toute distribution des contraintes internes dans le matériau ; c'est pourquoi il est hasardeux de lier la dynamique du processus d'écoulement à l'amplitude de la composante réversible de l'écoulement. Ainsi ils suggèrent de plutôt considérer une autre interprétation de l'effet Bauschinger : la constance du rapport $\frac{2\sigma_R}{\sigma_{\max i} - \sigma_0}$ pour différentes prédéformations et

différentes températures de déformation implique que les contributions de la contrainte de rappel σ_R et du durcissement de forêt σ_{for} sont proportionnelles et indépendantes de l'arrangement des dislocations.

Par ailleurs, tout en restant dans le domaine uniaxial, certains processus de formage sont beaucoup plus complexes qu'une prédéformation dans un sens suivie d'une déformation en sens inverse ; le précrouissage peut par exemple consister en une suite de sollicitations alternées, d'amplitudes constantes ou variables. On peut même imaginer une infinité de types de précrouissage. Bouhelier [BOU78] propose par exemple des paramètres de caractérisation

de l'effet Bauschinger en terme de contraintes, différents pour deux types particuliers de préécrouissage : une suite de cycles fermés (Figure A- II-18 a et b) et une suite de cycles ouverts (Figure A- II-18-c).

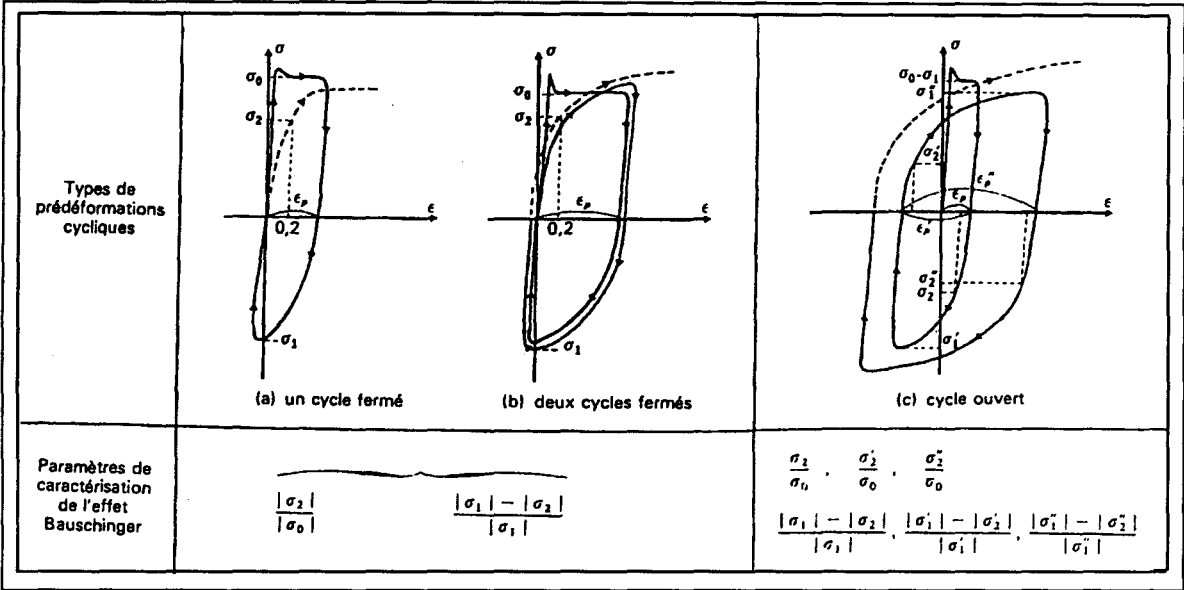


Figure A- II-18 : Définitions des cycles de sollicitations utilisés par Bouhelier [BOU78].

Bien que notre propos soit l'étude de l'effet Bauschinger entre un premier et un second chargement en sens inverse, nous noterons quelques résultats concernant les premiers chargements alternés successifs. Nous ne nous attarderons pas sur les paramètres définis pour chacun de ces cas, mais citerons simplement les résultats remarquables obtenus.

Bouhelier montre que l'effet Bauschinger résultant d'un cycle fermé de déformation plastique en terme d'abaissement de limite d'élasticité est inférieur de 20 à 60% à celui produit par une prédéformation unique. Et pour un cycle de prédéformation ouvert, l'abaissement de la limite d'élasticité se situe entre celui produit par une sollicitation unique et celui résultant d'une déformation alternée en boucle fermée.

On retiendra donc qu'une sollicitation alternée produit un abaissement de limite d'élasticité inférieur à une prédéformation unique.

Un matériau en service peut être soumis à différents types de sollicitations, bien plus complexes parfois que deux ou trois cycles successifs. Un effet Bauschinger est encore observé. En fatigue plastique oligocyclique purement alternée par exemple, cet effet se traduit par un décalage du centre de la boucle d'hystérésis contraintes-déformations obtenue au cycle stabilisé, par rapport à l'origine.

II. 2. 3. Paramètres de contrainte et modèles d'écrouissage

Différents modèles d'écrouissage sont utilisés pour traduire le comportement élasto-plastique des matériaux. Tan et al [TAN94] étudient l'effet Bauschinger, sur des tôles d'aluminium, d'acier austénitique et d'acier duplex (austéno-ferritique), à l'aide de différents

modèles, en exprimant les paramètres de contrainte utilisés en fonction de ces mêmes modèles.

Modèle de Ludwik

Tan et al [TAN94] utilisent l'abaissement de la limite d'élasticité : $(|\sigma_{\max i}| - |\text{Re}_2|)$, à partir duquel ils définissent le paramètre de contrainte suivant :

$$B_{\sigma}^{[TAN94]} = \frac{|\sigma_{\max i}| - |\text{Re}_2|}{|\sigma_{\max i}|}$$

S'il n'y a pas d'effet Bauschinger, alors $B_{\sigma}^{[TAN94]}$ est nul. En revanche, après une certaine prédéformation plastique ϵ_p , la fonction empirique :

$$B_{\sigma}^{[TAN94]}(\epsilon_p) = a \ln |\epsilon_p| + b$$

où ϵ_p représente la prédéformation plastique, donne une bonne approximation des résultats obtenus sur des tôles d'aluminium, des tôles d'acier austénitique et des tôles d'acier duplex (austéno-ferritique).

Lorsqu'on utilise la loi d'écrouissage de Ludwik :

$$\sigma = \sigma_0 + k \epsilon_p^n$$

pour décrire la courbe de traction initiale de chacun des matériaux précédemment cités, en considérant $(|\sigma_{\max i}| - |\sigma_0|)$ comme l'écrouissage « avant » et $(|\sigma_{\max i}| - |\text{Re}_2|)$ comme l'écrouissage ou adoucissement dans le sens opposé, le rapport de ces deux quantités, noté β_{σ} , par Tan et al [TAN94], s'exprime ainsi :

$$\beta_{\sigma}^{[TAN94]} = \frac{|\sigma_{\max i}| - |\text{Re}_2|}{|\sigma_{\max i}| - |\sigma_0|} = B_{\sigma}(\epsilon_p) \left(\frac{|\sigma_0|}{k|\epsilon_p|^n} + 1 \right) = \frac{|\sigma_{\max i}| - |\text{Re}_2|}{|\sigma_{\max i}|} \left(\frac{|\sigma_0|}{k|\epsilon_p|^n} + 1 \right)$$

$\beta_{\sigma}^{[TAN94]}$ dépend à la fois des propriétés d'écrouissage du matériau et de la prédéformation.

Si on connaît le taux d'écrouissage, évalué par k et n , et l'adoucissement qui apparaît entre le premier et le second chargement (dû à l'effet Bauschinger), mesuré par $B_{\sigma}^{[TAN94]}$, alors le paramètre $\beta_{\sigma}^{[TAN94]}$ donne une description analytique de l'effet Bauschinger pour n'importe quelle prédéformation.

S'il n'y a pas d'effet Bauschinger, $\beta_{\sigma}^{[TAN94]}$ et $B_{\sigma}^{[TAN94]}$ sont nuls tous les deux.

Pour chacun des matériaux testés, le paramètre $\beta_{\sigma}^{[TAN94]}$ décroît avec l'augmentation de la prédéformation (Figure A- II-19).

Les mêmes auteurs ont étudié l'expression du paramètre $\beta_{\sigma}^{[TAN94]}$ avec trois modèles d'écrouissage simples et en ont proposé un quatrième.

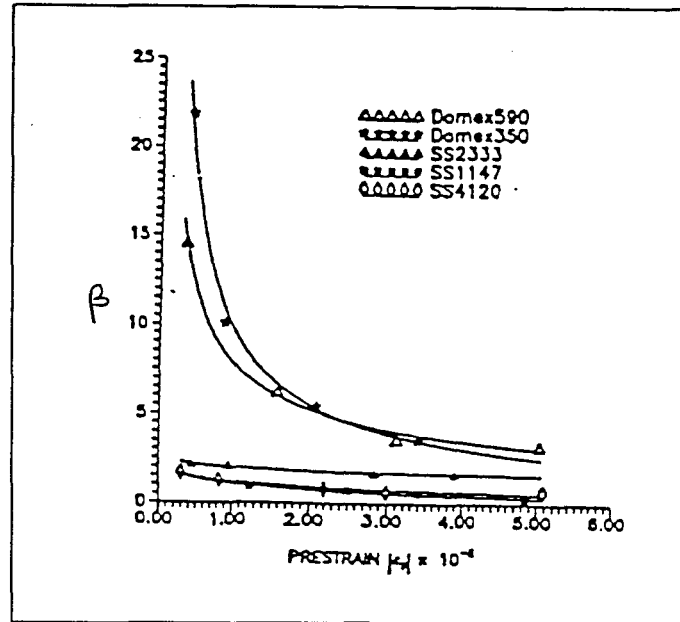


Figure A- II-19 : Evolution du paramètre $\beta_{\sigma}^{[TAN94]}$ défini par Tan, en fonction de la prédéformation [TAN94].

Modèle d'écrouissage isotrope

Ce modèle suppose que la surface de contrainte, $f(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) = 0$, définissant l'état initial du matériau, se dilate uniformément sous l'effet d'une déformation plastique, en conservant sa forme et son orientation, et que la limite d'élasticité est indépendante de la direction de déformation. Cette dernière hypothèse impose en traction-compression simple :

$$|\sigma_{\max i}| = |Re_2|.$$

Dans ce cas, $\beta_{\sigma}^{[TAN94]} = B_{\sigma}^{[TAN94]} = 0$.

Modèle d'écrouissage cinématique linéaire de Prager

Le modèle d'écrouissage cinématique linéaire de Prager prend en compte l'anisotropie du matériau. Ce modèle se définit ainsi : une surface initiale de charge conserve sa taille mais se translate rigidement dans l'espace des contraintes au cours d'un chargement. Il est supposé, de plus, que la limite d'élasticité du second chargement est toujours le double de la limite d'élasticité initiale ; ce cas est appelé par Tan et al [TAN94] l'« effet Bauschinger idéal » :

$$|\sigma_{\max i}| = 2 |Re_2|$$

d'où, avec la relation de Ludwik, on obtient $\beta_{\sigma}^{[TAN94]} = 2$, si l'effet Bauschinger est « idéal ».

Modèle d'écrouissage avec limite d'élasticité inverse constante

Un modèle simplifié combinant les écrouissages isotrope et cinématique a été présenté indépendamment par Crafoord [CRA70], et Sowerby et Tomita [SOW77]. Dans ce modèle, la prédéformation n'a pas d'effet sur la limite d'élasticité du second chargement, qui est

considérée comme constante et égale à la limite d'élasticité originale du matériau : $|\sigma_{\max}| = |\sigma_0|$. On obtient alors $\beta_{\sigma}^{[TAN94]} = 1$.

Modèle proposé par Tan

Tan et al [TAN94] ont proposé un modèle d'écrouissage basé sur la théorie macroscopique de la plasticité, utilisant des paramètres déterminés expérimentalement. Ce modèle interprète le comportement d'écoulement du matériau sous des conditions de chargement complexes dans lesquels chargement, déchargement et chargement inverse sont impliqués. Le modèle est simple, mais utile pour décrire quelques caractéristiques générales des conditions d'écoulement lors des chargements inverses, sous état de contraintes biaxiales.

Ce modèle s'écrit, sous état de contraintes biaxiales :

$$\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1\sigma_2 - \sigma_{\max} B_{\sigma}^{[TAN94]} (\sigma_1 + \sigma_2) = (1 - B_{\sigma}^{[TAN94]}) \sigma_{\max}^2$$

Si $B_{\sigma}^{[TAN94]} = 0$ (cas d'un effet Bauschinger nul), on retrouve le critère de Von Mises. $B_{\sigma}^{[TAN94]}$ est une constante caractéristique du matériau, évaluée expérimentalement.

II. 2. 4. Contrainte Bauschinger et prédéformation

Afin de tenir compte de la différence observée entre les courbes d'un premier chargement prolongé et celles du second chargement dans le sens opposé, ramenés toutes les deux dans la première moitié du repère ($\epsilon_v > 0$), certains auteurs ont utilisé une différence de contraintes correspondant à une contrainte interne.

Kishi [KIS71] a défini la « contrainte Bauschinger » (Figure A- II-20) comme l'abaissement de la limite d'élasticité (la différence entre la contrainte maximale atteinte lors du premier chargement et la limite d'élasticité lors du second chargement dans le sens opposé au premier).

La « contrainte Bauschinger » est définie par τ_B et la déformation correspondante γ_B s'il s'agit d'essais de torsion ; la « contrainte Bauschinger » est définie par σ_B et la déformation correspondante est ϵ_B s'il s'agit d'essais de traction-compression.

La contrainte Bauschinger est donc définie ainsi :

$$\tau_B^{[KIS71]} = \tau_{\max} - |Re_2(\alpha\%)|$$

où Re_2 est définie à $\alpha\%$ de déformation plastique rémanente.

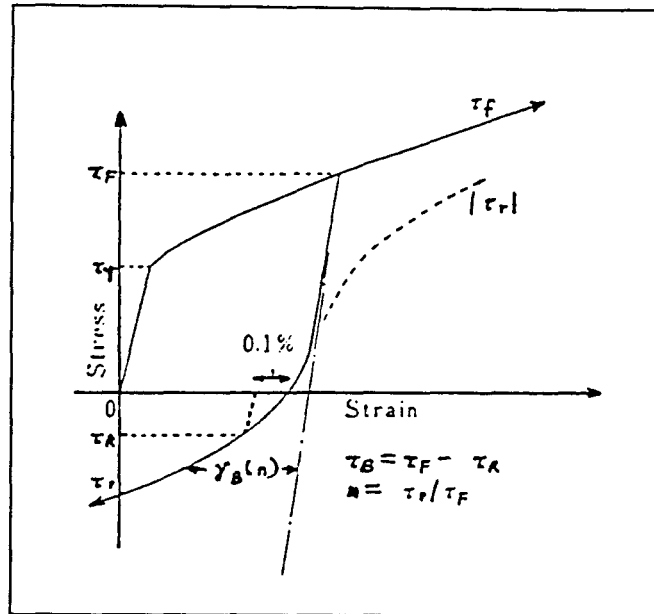


Figure A- II-20 : Définition de la « contrainte Bauschinger » selon Kishi [KIS71], sous sollicitations de torsion.

- τ_B : contrainte Bauschinger définie par Kishi : $\tau_B = \tau_F - |\tau_r|$;
- τ_F : contrainte maximale atteinte lors du premier chargement (équivalent à σ_{maxi} en traction/compression) ;
- τ_y : limite d'élasticité du chargement initial (équivalente à Re_1 dans le rapport) ;
- τ_R : limite d'élasticité du second chargement équivalente à Re_2 dans le rapport) ;
- $|\tau_r|$: contrainte sur la courbe de second chargement renversée ;
- $\gamma_B(n)$: déformation Bauschinger évaluée à différentes contraintes : $n\tau_F$;
- $\tau_r = n\tau_F$.

Différents auteurs [GUP76] [KIS73a,b] [MOA77] ont étudié la contrainte Bauschinger τ_B (σ_B) en fonction de la prédéformation.

Kishi et al [KIS71] utilisent cette contrainte Bauschinger τ_B et la déformation Bauschinger associée, pour $n=3/4$, ainsi que $|\beta_\sigma^{[MIL66]}|$ pour caractériser l'effet Bauschinger dans différents aciers.

Sur des aciers au carbone avec différentes teneurs en carbone (0,1%, 0,3%, 0,6% et 0,9%) et sur un acier à C + N = 60 p.p.m., ils observent que la contrainte Bauschinger τ_B augmente linéairement avec la prédéformation, et est d'autant plus élevée que la teneur en carbone est élevée (Figure A- II-21). En revanche, le taux d'accroissement de τ_B avec la prédéformation diminue lorsque la teneur en carbone augmente.

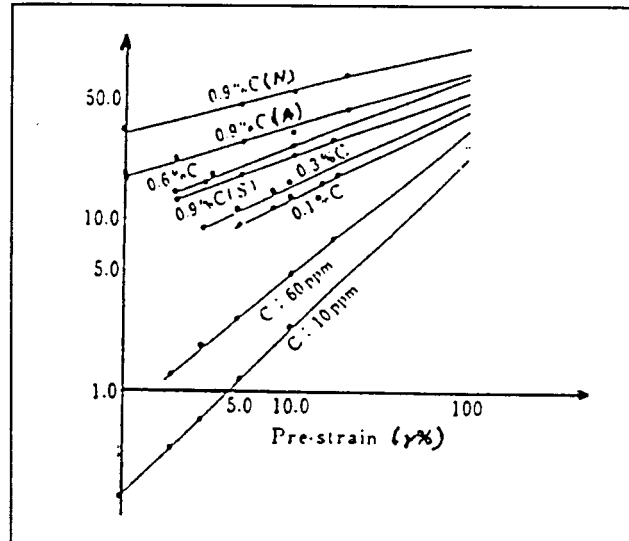


Figure A- II-21 : Evolution de la contrainte Bauschinger $\tau_B^{[KIS71]}$ en fonction de la prédéformation et de la teneur en carbone de l'acier [KIS71].

Les mêmes auteurs [KIS71] [KIS73a,b] relient la contrainte Bauschinger et la prédéformation en torsion, sur du cuivre, de l'aluminium, un acier avec $C + N < 10 \text{ p.p.m.}$, un acier avec $C + N = 60 \text{ p.p.m.}$ et d'autres aciers à différentes teneurs en carbone, par :

$$\tau_B^{[KIS71]} = k \gamma_{\text{maxi}}^m \quad (1)$$

Sur du cuivre, du fer, de l'acier, du titane, du Zirconium et du magnésium soumis à de la torsion, ils montrent que k et m sont des caractéristiques du matériau et dépendent de sa structure métallurgique [KIS73b]. k est alors appelé « constante de l'effet Bauschinger », et m « exposant de l'effet Bauschinger ». Si $k = 0$, alors le matériau ne manifeste pas d'effet Bauschinger. Et dans les aciers à différentes teneurs en carbone, k augmente et m diminue avec une teneur en carbone croissante [KIS71].

Si la loi d'écrouissage du matériau peut être définie par :

$$\tau_{\text{maxi}} = k_0 \gamma_{\text{maxi}}^n$$

où k_0 et n sont respectivement le coefficient et l'exposant d'écrouissage, on peut évaluer alors la limite d'élasticité du second chargement par :

$$|Re_2| = k_0 \gamma^n - k \gamma_{\text{maxi}}^m$$

Dans le cas d'essais uniaxiaux de traction-compression :

$$\sigma_B = k' \epsilon_{\text{maxi}}^{m'} \quad (2)$$

avec k' et m' similaires à k et m , étant donné que l'on peut comparer les résultats d'essais de torsion et ceux d'essais de traction-compression compte tenu des relations :

$$\begin{aligned} \sigma_{\text{traction}} &= \sqrt{3} \tau_{\text{torsion}} \\ \gamma_{\text{torsion}} &= \sqrt{3} \epsilon_{\text{traction}} \end{aligned}$$

Gupta et Kodali [GUP76] ont étudié l'effet Bauschinger à l'aide de la contrainte Bauschinger, obtenue à partir d'essais de tractions-compressions successives sur du Vanadium pur, des aciers recuits à moyen carbone, des aciers doux, des aciers à moyen carbone, des alliages de cuivre-nickel contenant du silicium, et des alliages d'aluminium - cuivre vieillis pour obtenir une phase θ' . Seules les éprouvettes d'aluminium - cuivre vieilles pour obtenir une phase θ' ont été testées en compressions-tractions successives. Ils obtiennent effectivement, à partir d'essais de traction-compression d'une part, de torsion d'autre part $k = k'$ et $m = m'$. Ils en concluent que les résultats ne sont pas affectés par la nature de la déformation. Ainsi, connaissant les valeurs de k et m pour différents matériaux, il est possible d'estimer quantitativement l'abaissement de leur limite d'élasticité dû à l'effet Bauschinger [KIS73a].

Ces résultats diffèrent de ceux de Kishi et Gokyu. En effet, dans tous les matériaux testés, la contrainte Bauschinger augmente tout d'abord très rapidement avec la prédéformation, puis très lentement, avant de se stabiliser. Gupta et Kodali observent une loi linéaire entre $\log \varepsilon_p$ et σ_B , :

$$\sigma_B = m'' \ln \varepsilon_p + k'' \quad (3)$$

où k'' et m'' sont des constantes du matériau.

Ces auteurs attribuent les différences entre leurs résultats et ceux de Kishi et Gokyu [KIS73b] au mode de chargement d'une part, en torsion pour Kishi et al, en traction-compression pour eux, suggérant qu'il peut exister des effets d'orientation en torsion ; mais surtout ils ont effectué des essais à plus grandes déformations.

Liu et al [LIU49] montrent, sur un alliage d'aluminium, que la contrainte Bauschinger est plus élevée pour une précompression que pour une prétraction. Gupta et Kodali [GUP76] obtiennent la même chose sur un acier à moyen carbone ; en revanche, ils ne vérifient ces résultats qu'à petites déformations initiales sur des alliages aluminium - cuivre [GUP76].

Moan et Embury [MOA77] montrent que les relations (1), (2) et (3) ne sont pas valables sur de grands domaines de prédéformation. Ils expliquent ceci de la manière suivante : à faible prédéformation, la contrainte n'est pas relaxée et la contrainte Bauschinger, (c'est-à-dire la contrainte interne) est linéairement dépendante de la prédéformation. Mais lorsqu'on déforme davantage le matériau, la contrainte se relaxe, et la contrainte et la prédéformation ne sont plus linéairement dépendantes. Ceci les amène à la conclusion que : « puisque le processus de déformation change au cours de l'histoire de cette déformation, il est improbable qu'une seule équation suffise pour décrire la relation entre l'effet Bauschinger et la prédéformation ».

II. 2. 5. Adoucissement permanent et adoucissement transitoire

Plusieurs auteurs utilisent et étudient l'adoucissement permanent (Wilson [WIL65], Atkinson [ATK74], Pederson [PED81]) pour caractériser l'effet Bauschinger.

Ce paramètre « adoucissement permanent », également relatif à la contrainte, est défini ainsi : lorsque les courbes des 2 chargements en sens opposés sont placées dans le même quadrant (Figure A- II-1), on observe que la courbe de l'écoulement plastique du second chargement se situe généralement sous celle du chargement initial, si celui-ci avait été mené

jusqu'à une déformation plus grande (Figure A- II-22). L'adoucissement permanent, défini par Atkinson [ATK74], avec l'hypothèse que les deux courbes sont parallèles, est noté le plus souvent $\Delta\sigma_p^{[ATK74]}$.

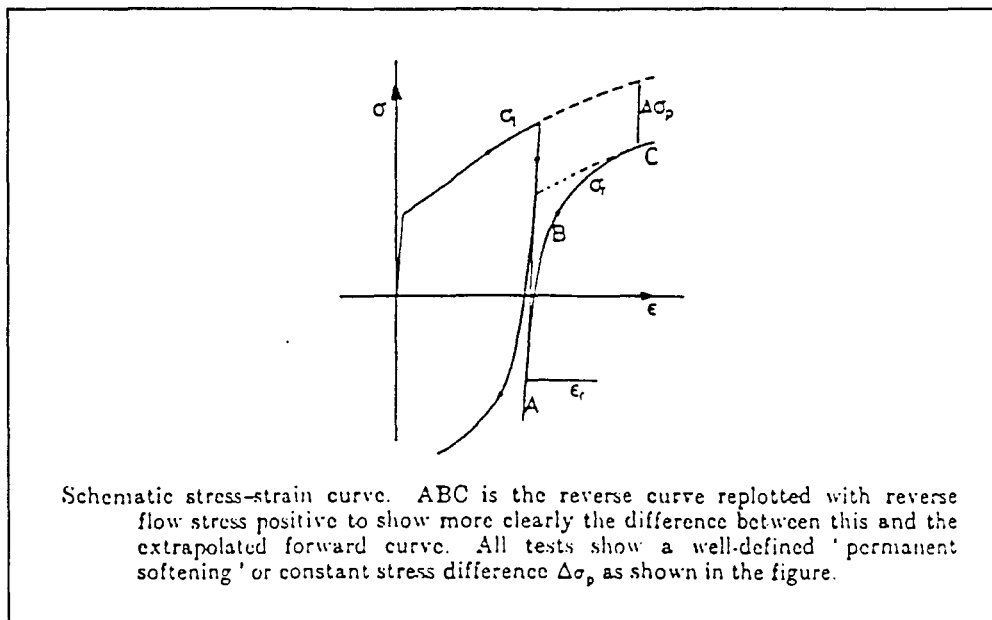


Figure A- II-22 : Définition de l'adoucissement permanent $\Delta\sigma_p$ [ATK74].

Courbe schématique σ - ϵ . ABC est la courbe de second chargement placée dans la première moitié du repère, pour montrer clairement la différence entre cette courbe et l'extrapolation de chargement initial.

En l'absence de parallélisme, cas le plus courant dans la réalité, l'adoucissement peut être défini de deux manières différentes.

Pederson [PED81] définit l'adoucissement permanent lors de l'étude de l'effet Bauschinger dans un monocristal de cuivre, comme la différence minimum, $\Delta\sigma_p^{[PED81]}$, entre la valeur absolue de la contrainte de l'écoulement premier, notée σ_1 , et la valeur absolue de la contrainte de l'écoulement opposé, notée σ_2 , mesurées à la même valeur de déformation plastique cumulée (Figure A- II-23). Pederson observe que l'adoucissement permanent croît avec l'augmentation de la prédéformation.

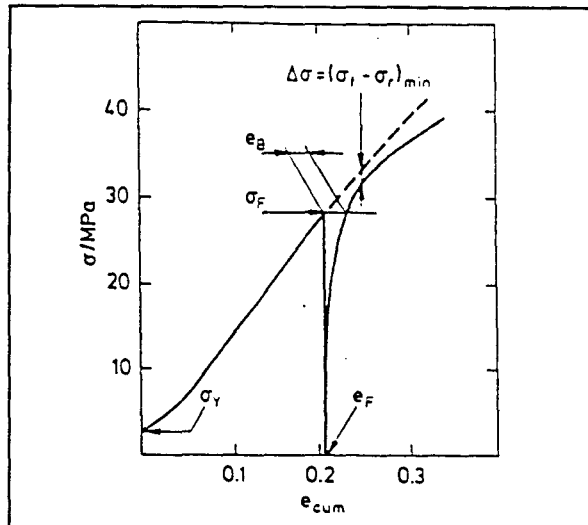


Figure A- II-23 : Définition de l'adoucissement permanent selon Pederson [PED81].

Irimescu [IRI84], pour sa part, lors d'un travail sur trois aciers, un ferrito-perlitique (R52), un ferritique (Fe-3%Si) et un austénitique (304L), définit l'adoucissement permanent comme un écart en contrainte, à la contrainte σ_{maxi} , entre les deux chargements ramenés dans le même quadrant (chargement second réel et chargement initial prolongé linéairement) (Figure A- II-24). Il montre que cet adoucissement permanent augmente avec la prédéformation plastique, de manière moins importante pour l'acier ferritique que pour l'acier austénitique ; dans l'acier ferrito-perlitique au contraire, il diminue lorsque la prédéformation plastique augmente (Figure A- II-25).

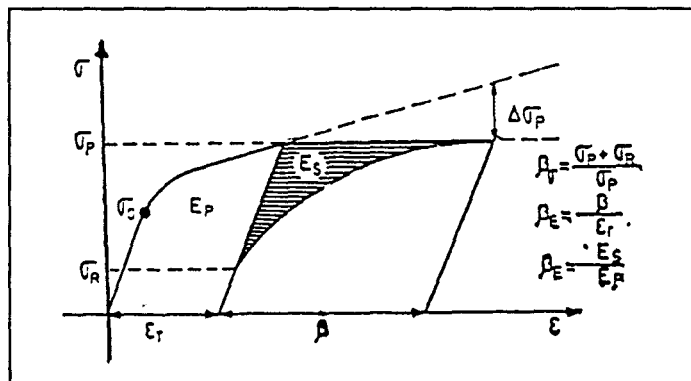


Figure A- II-24 : Définition de l'adoucissement permanent selon Irimescu [IRI84].

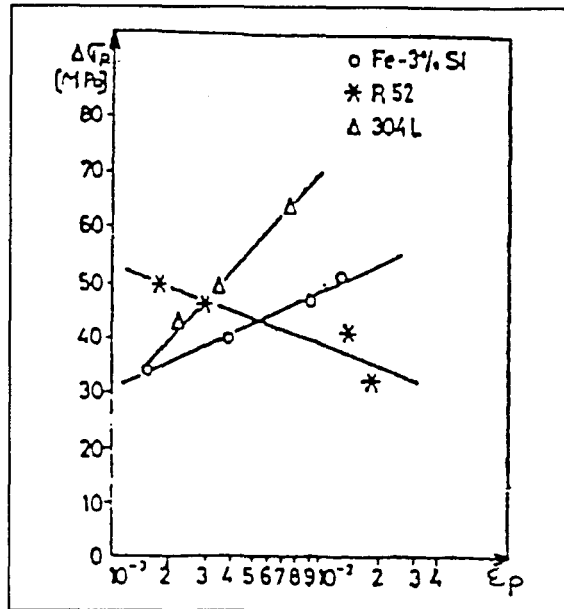


Figure A- II-25 : Evolution de l'adoucissement permanent en fonction de la prédéformation plastique sur trois aciers ferritoperlitique (R52), austénitique (304L) et ferritique (Fe 3% Si) [IR184].

Lorsque les deux courbes comparées (ramenées dans le même demi-plan du repère) ne sont pas parallèles, la différence en contrainte entre ces deux courbes, en fonction de la déformation peut aussi être appelée « adoucissement transitoire ».

L'adoucissement permanent est le résultat de l'effet des contraintes internes créées par l'érouissage de premier chargement, comme décrit au § A.II.2.1.

Une différence en contrainte est également utilisée par Anglada et al [ANG88] pour étudier les boucles d'hystérésis stabilisées obtenues lors d'essais en fatigue sur des monocristaux de niobium (Figure A- II-26). Ils observent une asymétrie des boucles, typique des métaux cubiques centrés, liée à la contrainte de frottement des dislocations vis, fonction de l'orientation cristallographique par rapport à la direction de chargement. Les adoucissements définis par ces auteurs sont l'adoucissement permanent de compression, $\Delta\tau_c$ (respectivement de traction, $\Delta\tau_t$) définis comme : la différence en contrainte entre la courbe de traction (respectivement de compression) initiale et la courbe de compression (respectivement de traction) inversée, à même déformation cumulée. L'influence de l'asymétrie des boucles sur l'adoucissement permanent est éliminée en définissant la moyenne de $\Delta\tau_c$ et $\Delta\tau_t$. Par ailleurs, ils ont aussi travaillé avec le paramètre β_σ [IBR75]. Ils montrent que ce paramètre est indépendant de la température sur les intervalles d'amplitudes de déformation en torsion [2×10^{-3} - 10^{-2}] et de températures [250 - 400K] étudiés.

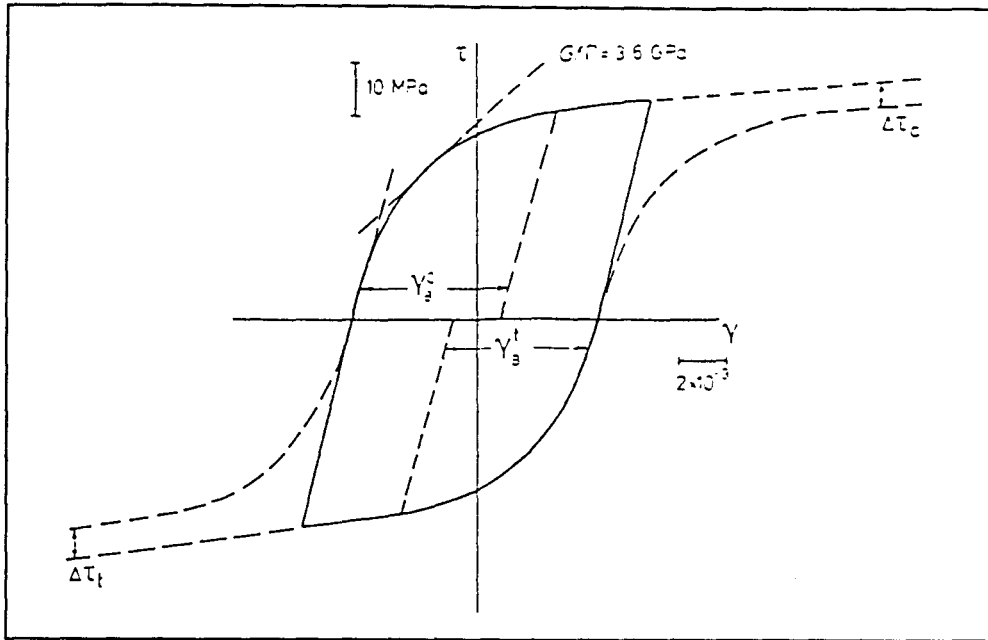


Figure A- II-26 : Boucle d'hystérésis stabilisée typique obtenue à saturation en fatigue plastique oligocyclique à température ambiante sur des monocristaux de Nb. Paramètres Bauschinger $\Delta\tau_t$ et $\Delta\tau_c$ utilisés par Anglada et al [ANG88].

II. 2. 6. Conclusion

Il existe presque autant de paramètres de contrainte que d'auteurs ayant étudié l'effet Bauschinger. Ces paramètres s'expriment par un rapport de contrainte, par une différence de contrainte ou par un rapport de différences de contraintes.

L'effet Bauschinger a été défini par Bauschinger comme une limite d'élasticité de second chargement en sens inverse inférieure à celle d'un second chargement dans le même sens que le préchargement. Mais l'effet Bauschinger est également une modification de la courbe de second chargement en sens inverse après une prédéformation dans un premier sens. Aussi les trois points suivants nous paraissent devoir être retenus pour caractériser l'effet Bauschinger en terme de contraintes :

- 1) la limite d'élasticité du premier chargement n'est pas une caractéristique de référence ;
- 2) les contraintes Re_2 et $\sigma_{max i}$ en revanche sont fondamentales ;
- 3) Re_2 doit être pris en valeur algébrique si l'on veut distinguer les deux cas de la Figure A- II-10.

Deux paramètres, parmi les nombreux cités dans ce chapitre, nous paraissent particulièrement intéressants et relativement simples à obtenir :

- le paramètre $\beta_\sigma^{[ML66]} = \frac{Re_2}{\sigma_{max i}}$ qui varie de -1 (absence d'effet Bauschinger) à +1 (maximum d'effet Bauschinger) ;
- le paramètre $\beta_\sigma^{[ABE72]} = \frac{\sigma_{max i} + Re_2}{\sigma_{max i}}$ qui varie de 0 (absence d'effet Bauschinger) à 2 (maximum d'effet Bauschinger).

Ce second paramètre présente l'avantage, par rapport au premier, de pouvoir être utilisé pour caractériser l'effet Bauschinger en fatigue plastique oligocyclique, sur une boucle d'hystérésis contraintes-déformations.

C'est ce paramètre $\beta_{\sigma}^{[ABE72]}$ que nous utiliserons par la suite pour caractériser l'effet Bauschinger en terme de contraintes dans l'acier AISI 316L.

Pourtant si ces deux paramètres sont des indicateurs d'effet Bauschinger en terme de contraintes, ils sont loin de caractériser entièrement l'effet Bauschinger, qui se traduit en fait par une modification de la forme de la courbe complète d'écrouissage de second chargement. C'est pourquoi un certain nombre d'auteurs ont proposé de caractériser également l'effet Bauschinger en terme de déformations. Le paragraphe suivant fait le point sur les différents indicateurs rencontrés dans la littérature, basés sur les déformations.

II. 3. Paramètres (ou indicateurs) relatifs à la déformation

Le fait que les courbes σ - ϵ montrent un passage progressif entre la portion élastique et la portion plastique, mène à quelques difficultés pour définir précisément les limites d'élasticité. Il semble que cette difficulté soit à l'origine de la recherche de paramètres exprimant l'effet Bauschinger en terme de déformations, plutôt qu'en terme de contraintes.

Plusieurs auteurs ont proposé des définitions de grandeurs et paramètres en terme de déformations. Les paramètres proposés sont des écarts de déformation ou des rapports de déformations caractéristiques de l'effet Bauschinger.

II. 3. 1. « Déformation Bauschinger »

Un matériau ne manifestant pas d'effet Bauschinger a une limite d'élasticité de second chargement Re_2 égale et opposée à la contrainte maximale atteinte en fin de premier chargement. Un matériau manifestant un EB présente en revanche une courbe de second chargement qui « décolle » de la droite élastique avant d'atteindre la contrainte $-\sigma_{\max i}$, c'est-à-dire qu'il se déforme plastiquement avant d'atteindre $-\sigma_{\max i}$. Logiquement, la première idée a été de caractériser l'effet Bauschinger par la déformation plastique atteinte à $-\sigma_{\max i}$; ou, si l'effet Bauschinger est très important, par la déformation plastique atteinte à $-n\sigma_{\max i}$ ($n < 1$). Cette déformation appelée « déformation Bauschinger » est notée β ou β_n .

Woolley [WOO53] a étudié l'effet Bauschinger, à l'aide d'essais de torsion pratiqués sur différents matériaux (acier, aluminium pur (99,9%), aluminium pur (99,98%), cuivre, nickel et plomb) en utilisant la « déformation Bauschinger », $\beta_n^{[WOO53]}$ (Figure A- II-27). Le plus souvent $n = 3/4$ ou $n = 1$.

Cet auteur a également proposé l'utilisation d'un autre paramètre de déformation, indicateur de l'effet Bauschinger en torsion :

$$\rho^{[WOO53]} = \gamma_{0,75} / \gamma_0$$

où $\gamma_{0,75}$ est la distorsion opposée totale (somme des distorsions élastique et plastique) à 0,75 fois $\sigma_{\max i}$, sur la distorsion totale à la contrainte nulle (γ_0). Pour de nombreux matériaux (Cu,

Al, Pb ...) et dans une grande gamme de distorsions initiales ($1\% < \gamma < 120\%$), $\rho^{[WOO53]}$ varie entre 2,85 et 4,3. En l'absence d'effet Bauschinger, $\rho^{[WOO53]}$ est égal à 0.

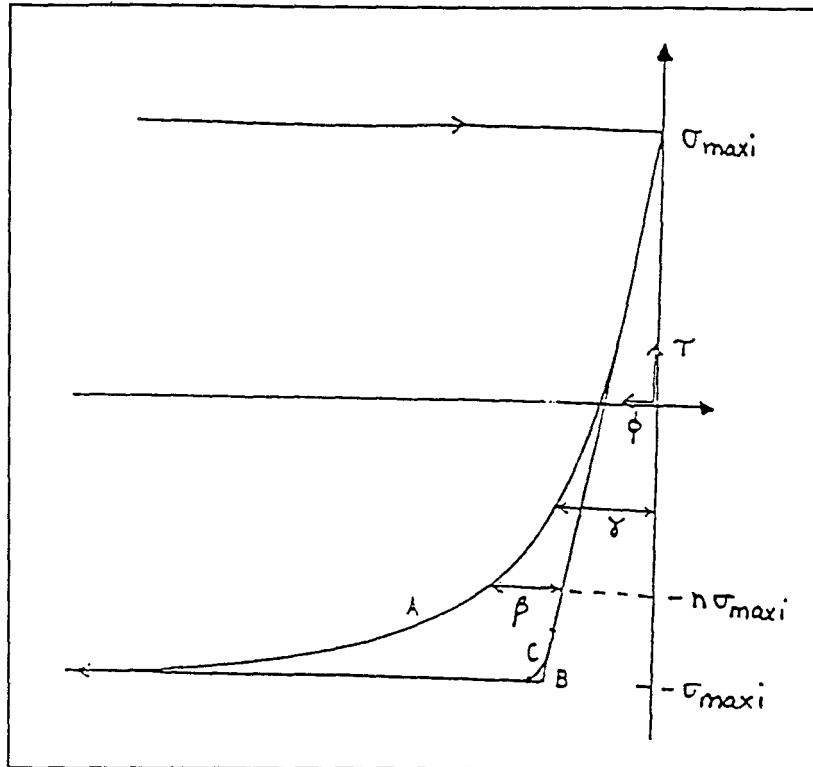


Figure A- II-27 : Définition des paramètres $\beta_n^{[WOO53]}$ et $\rho^{[WOO53]}$ proposés par Woolley [WOO53].

Courbe expérimentale obtenue par Woolley : courbe A (essai de torsion) ;

Courbe B : matériau idéal, ne présentant pas d'effet Bauschinger ;

Courbe C : courbe obtenue en considérant que la contrainte s'exprime à l'aide d'une série de Taylor ;

β : déformation Bauschinger mesurée à $-0,75\sigma_{maxi}$;

γ : différence en déformation entre la courbe de second chargement et l'axe $\phi = 0$, permet de définir le paramètre ρ .

Buckley et Entwistle [BUC56] quant à eux, utilisent, pour étudier l'effet Bauschinger, un paramètre $\beta_n^{[BUC56]}$ qu'ils nomment « Bauschinger Glide Strain », c'est-à-dire « déformation de glissement Bauschinger ». Ils le définissent de la même manière que Woolley, à ceci près que la différence en déformation est mesurée entre la courbe d'écrouissage d'un second chargement effectué dans le même sens que le premier, et celle d'un second chargement effectué dans le sens opposé (Figure A- II-28). Cette définition diffère légèrement de celle de Woolley du fait qu'elle décrit l'anisotropie de l'éprouvette déchargée. Toutefois, la différence entre la courbe de déchargement après la prédéformation et la partie élastique de la courbe de second chargement est négligeable si $n > 1/2$. C'est sans doute la raison pour laquelle les autres chercheurs ont opté pour la définition de Woolley, plus simple en pratique.

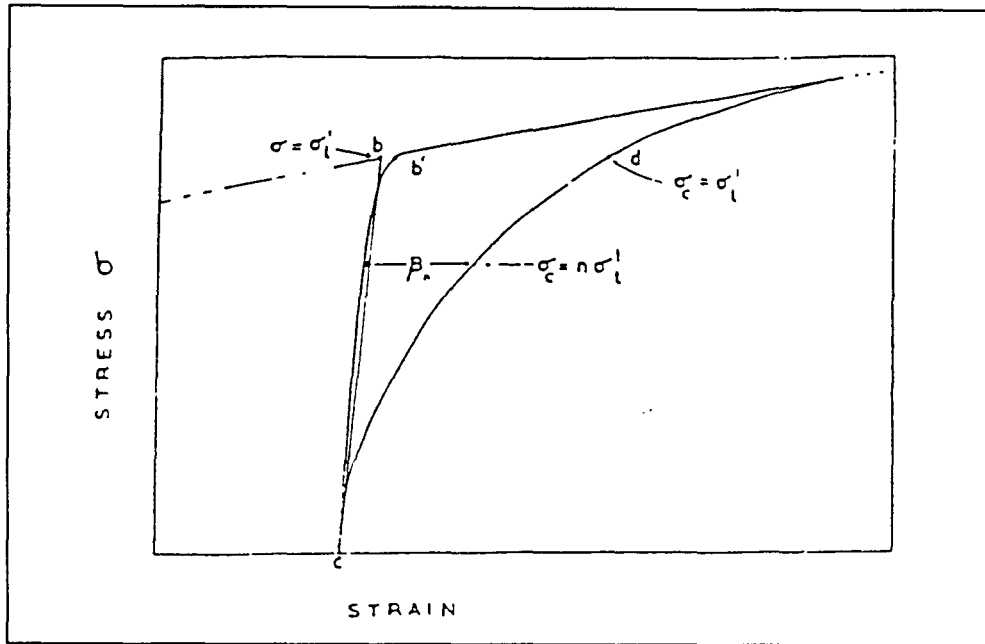


Figure A- II-28 : Définition de la « déformation Bauschinger » selon Buckley et Entwistle[BUC56].

$\sigma = \sigma'_l$: contrainte maximale obtenue lors de la prédéformation
(notée σ_{maxi} dans le rapport) ;

σ_c : contrainte du second chargement, renversée ;

β_n : déformation Bauschinger évaluée à $\sigma = n\sigma'_l$.

Les mêmes auteurs ont étudié la « déformation Bauschinger » $\beta_n^{[BUC56]}$ à $n = 3/4$, à partir d'essais uniaxiaux en traction-compression, sur de l'aluminium pur (99,996%) monocristallin et sur de l'aluminium polycristallin. Stoltz et Pelloux [STO74] utilisent $n = 1/2$ pour étudier les premiers cycles de fatigue en traction-compression sur des alliages d'aluminium. Et Hsu et Arsenault [HSU82] [ARS87] utilisent $n = 1$ sur des monocristaux de cuivre en traction-compression et sur des matériaux composites à matrice métallique (Al/SiC).

Il est important de noter que, la forme de la courbe du second chargement variant de façon complexe, cette manière de quantifier l'effet Bauschinger dépend de la valeur de n choisie. Néanmoins, les résultats ne semblent pas dépendre qualitativement de la valeur de n , au moins pour $1/2 < n < 1$ [BUC56]. Ceci explique certainement que $n = 1$ est le plus généralement utilisé.

D'après les travaux de Woolley [WOO53], sur différents matériaux tels que l'acier, le cuivre, l'aluminium pur (99,9%), l'aluminium super-pur (99,99%), le nickel (99%) et le plomb (99,98%), testés en torsion à -182°C et 15°C , la « déformation Bauschinger », $\beta^{[WOO53]}$, pour chacun des matériaux étudiés :

- est indépendante de la taille de grain lorsque le matériau est déformé entre 1% et 120% ;
- dépend faiblement de la température ;
- dépend très légèrement de la pureté du matériau ;
- est approximativement proportionnelle à la contrainte maximale appliquée lors du premier chargement, τ_{maxi} , divisée par le module de cisaillement.

Buckley et Entwistle [BUC56] montrent pour leur part que la « déformation de glissement Bauschinger », $\beta_n^{[BUC56]}$, est fonction du degré d'écrouissage généré par la prédéformation.

Ils ont en effet étudié $\beta_n^{[BUC56]}$ en fonction de la précontrainte appliquée et constaté que celle-ci croît très rapidement avec la prédéformation aux faibles valeurs de la précontrainte, puis plus doucement, de manière linéaire, lorsque la précontrainte augmente. La première partie de la courbe détermine les conditions de « glissement facile » (ou « easy glide ») justifiant ainsi le nom de « déformation de glissement Bauschinger ».

Ils ont montré par ailleurs que l'effet Bauschinger est plus important dans les polycristaux que dans les monocristaux, la différence augmentant lorsque la précontrainte augmente. Ils pensent même possible que, pour des valeurs de précontraintes très élevées, l'effet Bauschinger dans les polycristaux, en terme de paramètre $\beta_n^{[BUC56]}$, puisse être de l'ordre de deux fois plus important que dans les monocristaux.

Il est important de noter que cette conclusion, sur l'évolution de l'effet Bauschinger, a été obtenue à partir de résultats basés sur un seul paramètre de déformation Bauschinger, $\beta_n^{[BUC56]}$.

D'autres résultats de la littérature montrent que la « déformation Bauschinger » β est une fonction croissante de la prédéformation totale (les relations $\log \beta - \log \epsilon_t$ sont linéaires) (Figure A- II-29), dans les aciers à bas carbone, le cuivre et les alliages de Cuivre [ABE72a,b] [ABE73] ; ou de la prédéformation plastique [BER79] (relations linéaires entre $\log \beta - \log \epsilon_p$), dans trois aciers ferritoperlitique (R52), ferritique (Fe-3%Si) et austénitique (304L) [IRI84]. Pour de très petites prédéformations, la « déformation Bauschinger » est en général plus grande que la prédéformation, dans les matériaux étudiés par Abel [ABE72a].

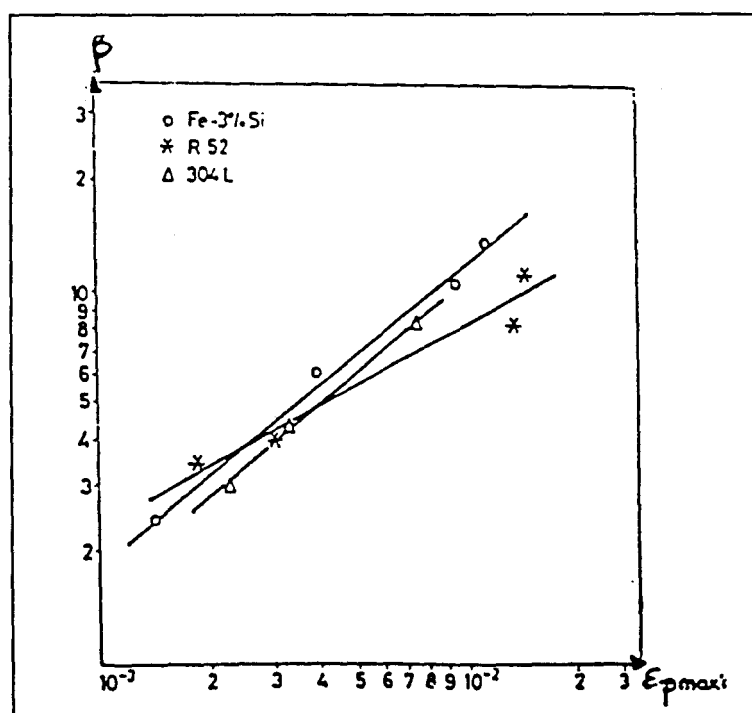


Figure A- II-29 : Evolution de la « déformation Bauschinger » en fonction de la prédéformation sur trois aciers de différentes structures [IRI84].

Les travaux de Harrison et al [HAR72] sur différents aciers au C-Mn, avec différentes tailles de grains, leur ont permis de conclure que la « déformation Bauschinger » est fonction de la précontrainte, mais pas de la taille de grain (Figure A- II-30), confirmant ainsi les conclusions de Woolley précédemment citées.

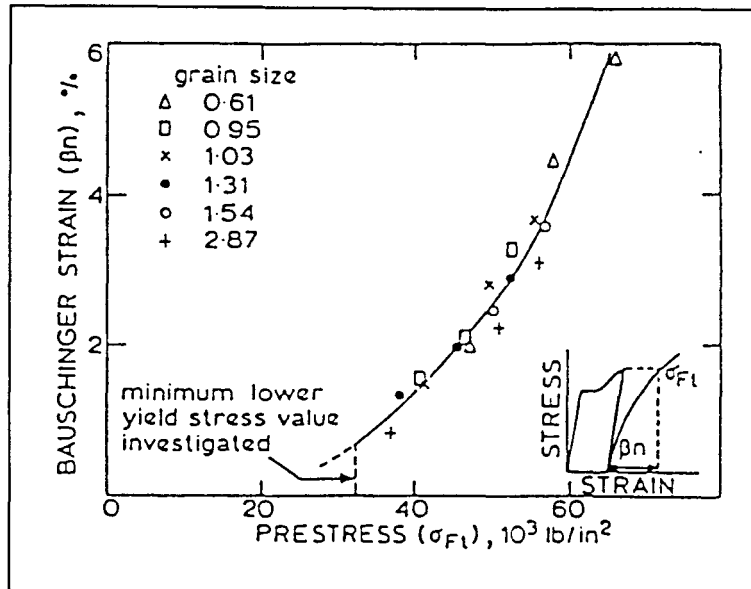


Figure A- II-30 : Evolution de la déformation Bauschinger en fonction de la précontrainte et de la taille de grain [HAR72].

σ_{F1} : précontrainte, ou contrainte maximale atteinte lors de la prédéformation à laquelle est mesurée β_n (notée σ_{max} dans le rapport) ;

β_n : déformation Bauschinger (notée β dans le rapport).

Décrire l'effet Bauschinger uniquement en terme de déformation, comme l'ont fait Woolley [WOO53] ou Buckley et Entwistle [BUC56], soulève quelques difficultés mises en évidence par Abel [ABE65] et Edwards et Washburn [EDW54]. En effet, Edwards et Washburn ont obtenu, pour des monocristaux de zinc, une valeur élevée de la « déformation Bauschinger » mais un abaissement faible de la limite d'élasticité. Tandis que sur des cristaux Al-4%-Cu avec précipités θ et θ' , Abel obtient une « déformation Bauschinger » faible, mais un abaissement de la limite d'élasticité élevé. De telles ambiguïtés de résultats sont suffisants pour justifier la nécessité d'utiliser plusieurs paramètres pour caractériser l'effet Bauschinger, comme il sera plusieurs fois souligné dans ce travail.

Bernshtein et al [BER79] ont travaillé sur deux aciers à ressort ayant subi un écrouissage thermomécanique à haute température, puis un recuit à 300°C, 400°C ou 600°C ou un recuit de normalisation. L'écrouissage thermomécanique permet d'éliminer l'effet Bauschinger. Sur la Figure A- II-31, on peut voir que $\beta^{[WOO53]}$ est plus grand après écrouissage thermomécanique à haute température et recuit à 600°C, qu'après un traitement de contrôle avec le même recuit, pour les mêmes prédéformations. Ceci est dû au changement de l'allure de la courbe de second chargement. De plus, avec une réduction de la température de recuit, la « déformation Bauschinger » diminue.

Ils observent qu'après un écrouissage thermomécanique à haute température et un recuit à température moyenne, les aciers se déforment moins dans la direction opposée. Ceci,

d'après eux, est le résultat de la destruction de la sous-structure de dislocations développée lors de l'écrouissage thermomécanique à haute température.

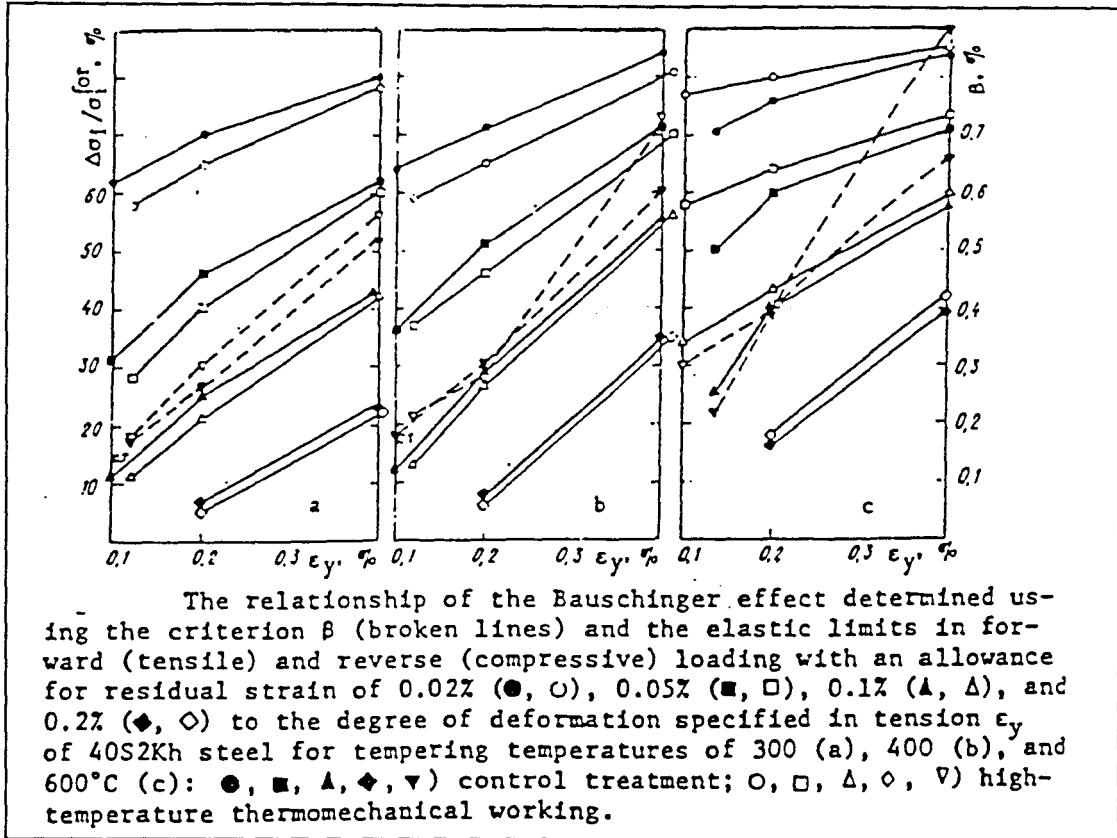


Figure A- II-31 : Evolution de la « déformation Bauschinger » étudiée par Bernshtein, en fonction de la prédéformation plastique, à différentes températures [BER79].

Variation de l'effet Bauschinger déterminé à l'aide du critère β (ligne en pointillé) et de la limite d'élasticité du premier chargement (traction) et du second chargement (compression) évaluées à différentes déformations rémanentes : 0,02% (\circ , \bullet), 0,05% (\square , \blacksquare), 0,1% (\triangle , \blacktriangle) et 0,2% (\lozenge , \blacklozenge), avec la prédéformation (en traction) ϵ_y de l'acier 40s2Kh pour différentes températures de recuit : 300 (a), 400 (b) et 600°C (c) : pour un traitement de contrôle : \bullet , \blacksquare , \blacktriangle , \blacklozenge , \blacktriangledown ; pour un écrouissage thermomécanique : \circ , \square , \triangle , \lozenge , \triangledown .

De nombreux auteurs utilisent la « déformation Bauschinger » β pour caractériser l'effet Bauschinger en fatigue plastique oligocyclique. Mais en général, ils n'utilisent pas ce seul paramètre.

Pour des essais cycliques, Plumtree et al [PLU98] définissent la « déformation Bauschinger », $\beta^{[PLU98]}$, comme la déformation plastique sur l'alternance considérée, obtenue à 75% de l'amplitude de la contrainte maximale de l'alternance précédente. Ils utilisent également ce paramètre pour dire si un métal possède ou non un « comportement de Masing », dont nous rappelons la définition ci-dessous.

Un comportement de Masing est observé lorsque :

- toutes les boucles d'hystérésis contraintes-déformations à différents niveaux de variation de déformation sont incluses l'une dans l'autre avec coïncidence des alternances de chargement en traction ou coïncidence des alternances de chargement en compression, si celles-ci sont tracées à partir de la même origine (Figure A- II-32),
- la courbe d'écrouissage cyclique est définie comme la courbe homothétique de rapport $\frac{1}{2}$ de l'alternance de chargement de la boucle d'hystérésis stabilisée.

Si l'une de ces deux propriétés n'est pas vérifiée, alors le métal possède un « non-comportement de Masing ».

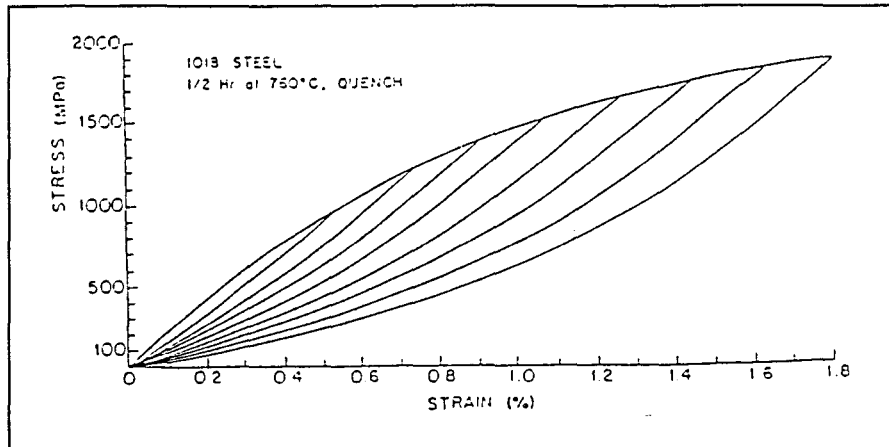


Figure A- II-32 : Boucles d'hystérésis stabilisées d'un acier type AISI 1018 hypertrempé présentant un comportement de Masing [PLU98].

Ces mêmes auteurs observent (Figure A- II-33) que :

- pour un métal possédant un comportement de Masing, $\beta^{[PLU98]}$ augmente linéairement avec la variation de déformation plastique croissante ;
- pour un métal ne possédant pas un comportement de Masing, $\beta^{[PLU98]}$ croît plus lentement et non linéairement avec la variation de déformation plastique.

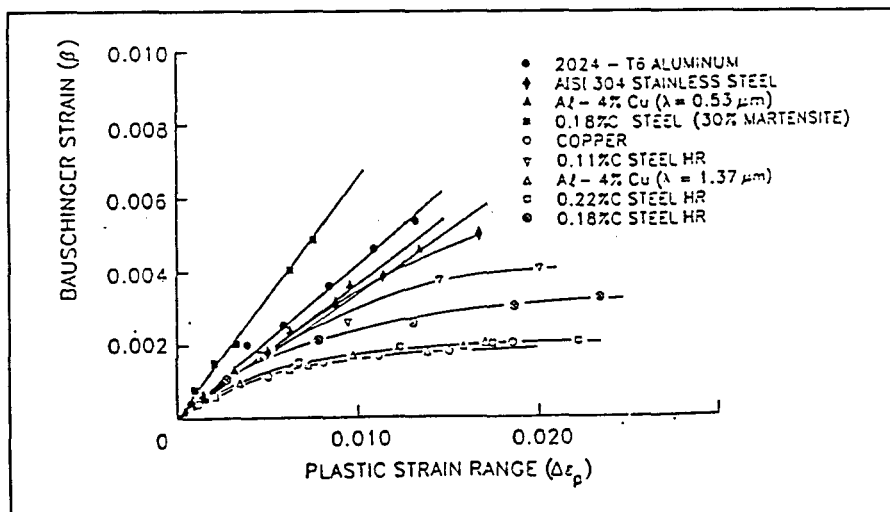


Figure A- II-33 : Variations de $\beta^{[PLU98]}$ en fonction de la variation de déformation plastique pour différents métaux [PLU98].

En testant plusieurs métaux, à un certain niveau de prédéformation révélant un « non-comportement de Masing » (des aciers ferritoperlitiques, un alliage Al-4%Cu et du cuivre), Plumtree et al constatent que l'on peut néanmoins parler d'un « comportement de Masing » pour ces métaux, pour de faibles amplitudes de déformation (Figure A- II-33). Ils expliquent le changement de comportement par le fait que cette limite en déformation correspond à une limite entre deux états microstructuraux :

- en dessous, la sous-structure de dislocations consiste en des dipôles, dont la densité gouverne la contrainte de frottement ;
- au dessus, la sous-structure de dislocations consiste en cellules de dislocations.

Plus généralement, les métaux pour lesquels une amplitude de déformation plastique cyclique donne lieu à des cellules de dislocations présente un « non-comportement de Masing ». Au contraire, un « comportement de Masing » est observé dans les métaux possédant une faible énergie de faute d'empilement, c'est-à-dire présentant un glissement plan des dislocations.

Dziubinski et al [DZI92] utilisent d'autres déformations pour étudier l'effet Bauschinger en fatigue plastique oligocyclique d'aciers perlitiques ou faiblement alliés. Il s'agit d'écarts des déformations plastiques entre la droite élastique et l'alternance correspondante de la boucle d'hystérésis, aux 7/8 de la variation de contrainte à partir du pic début de l'alternance. Ces déformations sont appelées $\beta_{\min}^{[DZI92]}$ et $\beta_{\max}^{[DZI92]}$ (Figure A- II-34).

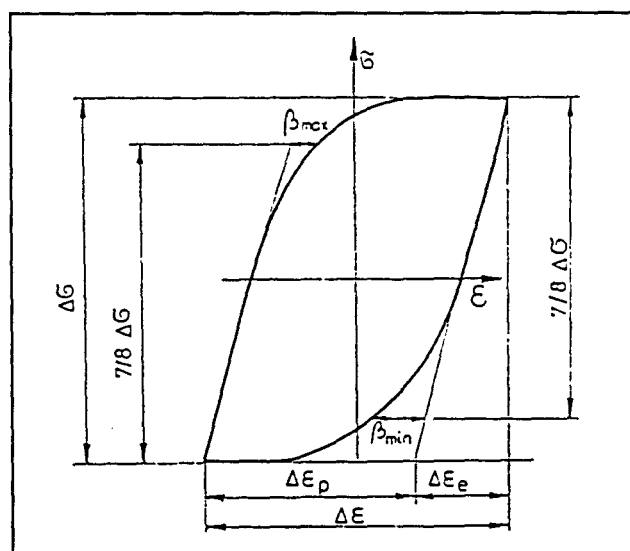


Figure A- II-34 : Evaluation des déformations Bauschinger sur une boucle d'hystérésis contraintes-déformations, selon Dziubinski [DZI92].

Pour leur part, Labidi et al [LAB92], toujours en fatigue plastique oligocyclique, définissent une déformation $\beta^{[LAB92]}$ qu'ils appellent « facteur Bauschinger », définie comme l'amplitude de déformation plastique pour chaque boucle stabilisée à $7/8 \Delta\sigma$. Ce facteur indique, selon eux, le degré de réversibilité du mouvement des dislocations. L'allure des courbes $\beta^{[LAB92]} - \Delta\epsilon_p$ indiquerait le mécanisme de déformation plastique mis en jeu : une forme parabolique est associée à un mode de glissement dévié, lequel favorise une distribution complexe de dislocations, alors qu'une courbe linéaire est associée à un mouvement plan des

dislocations. Les résultats montrent, par ailleurs, que ce facteur Bauschinger n'est pas affecté par la présence d'hydrogène dans une austénite métastable, mais l'est dans l'acier doux.

Stoltz et Pelloux [STO74] utilisent quant à eux, sur des alliages Al-Cu-Mg, une « déformation Bauschinger » définie comme le « facteur Bauschinger » de Labidi et al, mais à la contrainte de compression égale à la moitié de l'opposée de la contrainte maximale atteinte en traction. Leurs résultats indiquent que l'alliage vieilli naturellement (pendant 20 jours à température ambiante), révèle des valeurs de déformation Bauschinger inférieures à celles obtenues dans l'alliage ayant subi un traitement à haute température (présentant en conséquence une phase S (Al_2CuMg)). Les valeurs élevées obtenues dans ce dernier cas indiquent la présence de contraintes internes dans le matériau. La déformation Bauschinger évaluée diminue au cours du cyclage, mais reste toujours plus importante dans le cas de l'alliage traité à chaud, que dans l'alliage vieilli à température ambiante.

Outre l'adoucissement permanent (cf. § A II.2.5.), Anglada et al [ANG88] utilisent également des déformations Bauschinger qu'ils notent $\gamma_B^{(c)[ANG88]}$ et $\gamma_B^{(t)[ANG88]}$ pour caractériser l'effet Bauschinger, à partir d'essais cycliques en traction-compression. L'écrouissage de la courbe opposée est caractérisé par la mesure des déformations Bauschinger $\gamma_B^{(c)}$ et $\gamma_B^{(t)}$ définies comme les déformations plastiques minimales en compression et en traction respectivement, qui sont nécessaires pour atteindre la même courbure de la boucle d'hystérésis que dans la direction opposée (Figure A- II-26). La différence entre ces deux déformations révèle une dissymétrie de la boucle. Pour ne pas en tenir compte, ils effectuent une moyenne de ces deux valeurs. Ils montrent alors que cette valeur moyenne augmente avec l'exposant d'écrouissage cyclique n' , de manière linéaire.

Au cours d'essais cycliques de traction-compression sur du cuivre, l'effet Bauschinger est étudié par Daniel et al [DAN71] à l'aide de la déformation Bauschinger $\beta_x^{[DAN71]}$, définie, sur chaque alternance, comme la déformation plastique obtenue à la fraction x de l'opposée de la contrainte maximale atteinte lors de l'alternance précédente. $\beta_1^{[DAN71]}$ est obtenu lorsque $x=1$. D'une alternance à l'autre, la déformation Bauschinger est susceptible d'évoluer (Figure A- II-35).

Les auteurs montrent que les déformations Bauschinger définies à différents niveaux de contrainte diminuent (Figure A- II-36) lorsque le nombre de cycles augmente. La non-symétrie des boucles d'hystérésis en fatigue à amplitude de déformation totale constante (contraintes en traction plus grandes qu'en compression), résulte en d'importantes déformations Bauschinger $\beta_x^{[DAN71]}$ en deçà du niveau de contrainte atteint en traction.

Enfin, Degallaix et al [DEG90] étudient l'influence de la teneur en azote sur le comportement en fatigue plastique oligocyclique d'aciers de type 316L - 316LN. Ils utilisent la « déformation Bauschinger » $\beta^{[DEG90]}$, définie comme une différence de déformation entre la partie élastique et la partie plastique de l'alternance en compression, à l'opposée de la contrainte atteinte à la fin de l'alternance en traction. $\beta^{[DEG90]}$ leur sert à définir le paramètre de déformation Bauschinger défini dans le paragraphe suivant, qu'ils étudient ensuite.

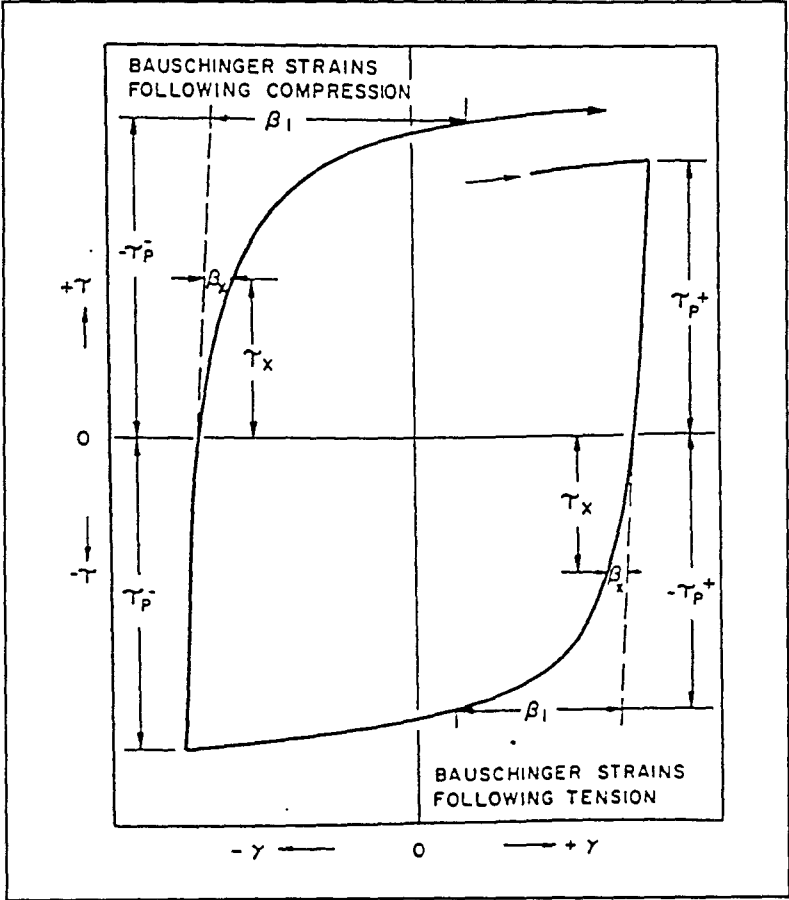


Figure A- II-35 : Définition de la déformation Bauschinger, sur une boucle d'hystérésis contraintes-déformations, selon Daniel et al [DAN71].

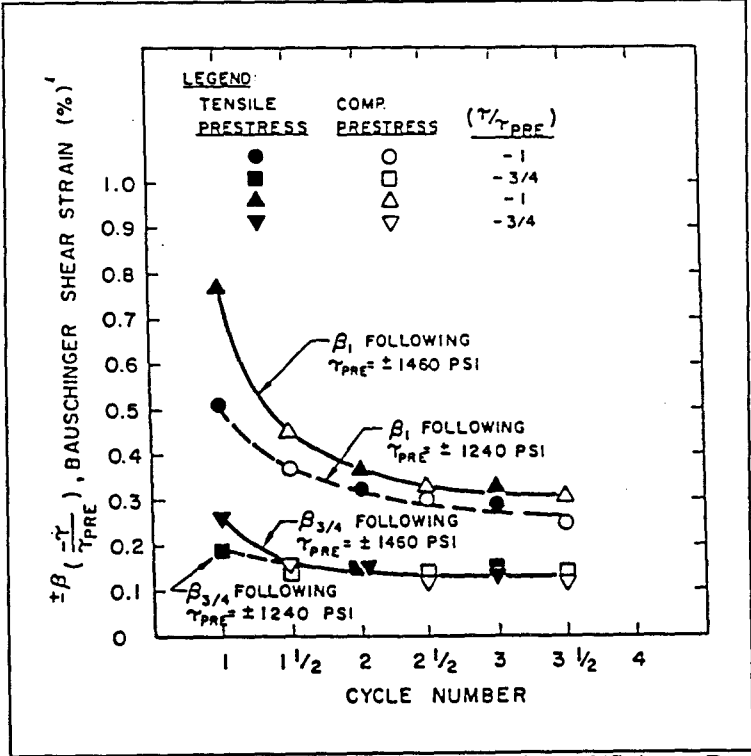


Figure A- II-36 : Variations de la déformation Bauschinger définie par Daniel et al [DAN71] en fonction du nombre de cycles.

II. 3. 2. « Paramètre de déformation Bauschinger »

Le « paramètre de déformation Bauschinger », β_e , proposé par Abel [ABE72a] est défini comme le rapport de la « déformation Bauschinger », définie par Woolley avec $n = 1$, sur la prédéformation plastique, ϵ_{pmaxi} (Figure A- II-37) :

$$\beta_e^{[ABE72]} = \frac{\beta^{[WOO53]}}{\epsilon_{pmaxi}}$$

Si $\beta_e^{[ABE72]} = 1$, la prédéformation a été complètement inversée ($\beta^{[WOO53]} = \epsilon_{pmaxi}$) [ABE72a,b], pour la même valeur absolue de contrainte en premier et second chargements. Si $\beta_e^{[ABE72]} = 0$ quelle que soit la prédéformation plastique, alors il n'y a pas d'effet Bauschinger. Généralement, $\beta_e^{[ABE72]}$ est inférieur à 1 ; mais les essais qu'Abel a effectués sur un acier doux [ABE72a] et sur des alliages Al-Cu (structure C.F.C.) [ABE73], montrent des $\beta_e^{[ABE72]}$ supérieurs à 1, notamment à très faible prédéformation.

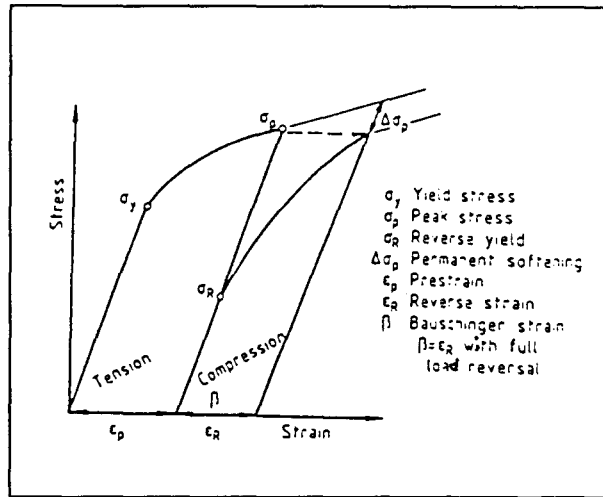


Figure A- II-37 : Définition du « paramètre de déformation Bauschinger » β_e , proposé par Abel [ABE72a].

Le raisonnement suivant, proposé par Abel [ABE72a], permet de définir une borne supérieure pour ce paramètre. Si on suppose que N dislocations ont participé à la prédéformation plastique ϵ_{pmaxi} et si, ensuite, on déforme le matériau en sens inverse, on peut supposer que le même nombre de dislocations N participe à la déformation inverse, pour une variation de contrainte égale à 2 fois la précontrainte ; et si la déformation plastique est aussi facile dans un sens que dans l'autre, on peut admettre que la déformation plastique maximale atteinte dans ce second sens sera $2 \cdot \epsilon_{pmaxi}$. On en déduit que la valeur maximale théorique de $\beta_e^{[ABE72]}$ est 2. En l'absence d'effet Bauschinger, $\beta^{[ABE72]}$ et $\beta_e^{[ABE72]}$ sont nuls. Le « paramètre de déformation Bauschinger » $\beta_e^{[ABE72]}$ est donc compris entre 0 et 2.

A de très faibles prédéformations, le « paramètre de déformation Bauschinger » est supérieur à 1, c'est-à-dire que la « déformation Bauschinger » est généralement supérieure à la prédéformation [ABE72] [ABE73]. Puis $\beta_e^{[ABE72]}$ décroît lorsque la prédéformation augmente, contrairement à la « déformation Bauschinger ».

Les essais effectués par Irimescu [IRI84] sur un acier ferrito-perlitique R52, un acier austénitique 304L et un acier ferritique Fe-3%Si (déjà reportés § A.II.2), montrent que le paramètre de déformation Bauschinger $\beta_e^{[ABE72]}$ diminue lorsque la prédéformation plastique augmente (Figure A- II-38) ; mais si la forme de cette augmentation est similaire pour les aciers ferrito-perlitique et austénitique, l'augmentation est en revanche beaucoup plus rapide pour l'acier ferritique, bien que $\beta_e^{[ABE72]}(\text{ferritique}) < \beta_e^{[ABE72]}(\text{ferrito-perlitique et austénitique})$ pour des prédéformations plastiques supérieures à $3 \cdot 10^{-3}$.

Ainsi, le « paramètre de déformation Bauschinger » $\beta_e^{[ABE72]}$ dépend de façon évidente de la prédéformation et de la structure métallographique du matériau.

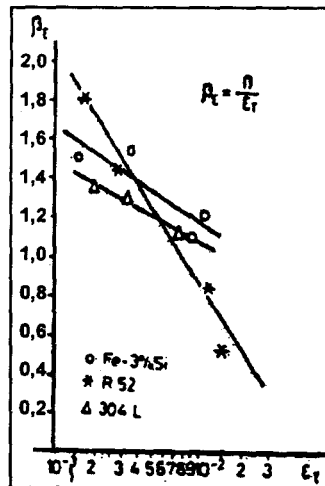


Figure A- II-38 : Evolution du « paramètre de déformation Bauschinger » en fonction de la prédéformation plastique, pour trois aciers de structures différentes [IRI84].

Généralement, le paramètre $\beta_e^{[ABE72]}$ n'est pas utilisé seul pour étudier l'effet Bauschinger. Abel, par exemple, l'utilise conjointement à un paramètre d'énergie et un paramètre de contrainte.

En fatigue oligocyclique, le paramètre de déformation semble peu utilisé. Sa définition dépend étroitement de celle de la déformation Bauschinger et on trouvera donc là encore plusieurs définitions de ce paramètre.

Dziubinski et al [DZI92] ayant défini en fatigue deux déformations Bauschinger $\beta_{\min}^{[DZI92]}$ et $\beta_{\max}^{[DZI92]}$, sur différents aciers faiblement alliés et sur des aciers perlitiques, ils définissent logiquement les deux paramètres de déformation : $\beta_{\min}^{[DZI92]} / \Delta \epsilon_p$ et $\beta_{\max}^{[DZI92]} / \Delta \epsilon_p$ (cf. Figure A- II-34). Ils obtiennent, en terme de paramètres de déformation, que l'effet Bauschinger est toujours plus important à faible déformation, quel que soit l'acier. De plus, ils montrent qu'un chargement en traction a plus d'influence sur le chargement suivant qu'un chargement en compression, puisqu'ils obtiennent des valeurs plus élevées pour $\beta_{\max}^{[DZI92]} / \Delta \epsilon_p$. Cette différence est néanmoins peu visible pour des amplitudes de déformation inférieures à 1%.

Degallaix et al [DEG90] ont aussi utilisé la déformation Bauschinger $\beta^{[DEG90]}$ (§ A.II.3.1) pour étudier des aciers inoxydables austénitiques à différentes teneurs en azote, testés en fatigue oligocyclique. Ils ramènent cette déformation, à la variation de déformation plastique $\Delta\epsilon_p$, et montrent que ce paramètre, caractérisant la symétrie de la boucle, reste constant quels que soient la teneur en azote, la durée du vieillissement à 600°C et le niveau de variation de déformation totale appliquée. Les boucles d'hystérésis stabilisées obtenues sont presque symétriques, ce qui signifie que la mémoire du chargement initial en traction s'évanouit au cours du cyclage.

II. 3. 3. Conclusion

L'approche de l'effet Bauschinger en terme de déformations ou paramètres de déformation a été développée, souvent de manière complémentaire à l'approche en contraintes. Mais les « déformations Bauschinger » et « paramètres de déformation Bauschinger » proposés sont en nombre beaucoup plus restreint que les indicateurs en terme de contraintes. La déformation Bauschinger et le paramètre de déformation Bauschinger sont définis de manière voisine sur des essais Bauschinger type et sur des essais de fatigue plastique oligocyclique.

La notion de « déformation Bauschinger » a été introduite, afin de traduire le décalage en terme de déformation, entre les courbes de premier et second chargements dans des essais Bauschinger type (entre deux alternances successives en fatigue). Celle-ci s'évalue à différents facteurs n de l'opposée de la précontrainte en traction ou compression (de l'opposée de la contrainte atteinte en fin de l'alternance précédente en fatigue). Lors d'essais Bauschinger type, n est en général choisi égal à 1. En revanche, en fatigue plastique oligocyclique la valeur de n utilisée varie selon les auteurs.

Comme pour les paramètres de contrainte ramenés à la précontrainte, il existe des paramètres de déformation ramenés à la prédéformation.

En ce qui concerne notre étude, nous avons choisi de travailler avec les paramètres $\beta^{[WOO53]}$ ($n = 1$) et $\beta_\epsilon^{[ABE72]}$.

Notons que les variations des indicateurs en terme de déformations ont été beaucoup plus souvent corrélées aux structures de dislocations résultant des déformations plastiques alternées.

Cette approche de l'effet Bauschinger en terme de déformations est, comme celle en terme de contraintes, insuffisante. Ces deux approches sont en fait complémentaires. Elles peuvent d'ailleurs être combinées pour définir des paramètres en terme d'énergie. C'est cette troisième approche que nous analysons dans le paragraphe suivant.

II. 4. Paramètres (ou indicateurs) relatifs à l'énergie

Afin de combiner les approches en contraintes et en déformations, de l'effet Bauschinger, une approche en terme d'énergies peut être effectuée. Nous allons voir quels

sont les paramètres qui ont été proposés, et quelles interprétations peuvent être déduites de l'étude de ces paramètres.

II. 4. 1. « Paramètre d'énergie Bauschinger »

L'énergie de déformation plastique emmagasinée lors d'une prédéformation a été dépensée pour augmenter le nombre de défauts cristallins, et déplacer les dislocations mobiles au travers des divers obstacles rencontrés, avec une certaine perte par frottements visqueux. Et en fin de prédéformation, un taux inconnu d'énergie interne est emmagasiné dans l'éprouvette sous la forme de dislocations additionnelles, défauts ponctuels, etc.

L'étude de la « récupérabilité » de l'énergie, ou de la « réversibilité » des mécanismes de stockage de l'énergie associée à la déformation plastique s'effectue à l'aide du « paramètre d'énergie Bauschinger », β_E . Celui-ci a été défini et principalement étudié par Abel [ABE72a,b] [ABE73].

A l'aide conjointement de ce paramètre $\beta_E^{[ABE72]}$ et des paramètres $\beta_\epsilon^{[ABE72]}$ et $\beta_\sigma^{[ABE72]}$, Abel a étudié l'effet Bauschinger dans des aciers à bas carbone. Il montre que $\beta_\epsilon^{[ABE72]}$ diminue tandis que $\beta_\sigma^{[ABE72]}$ augmente, lorsque la prédéformation augmente. Il observe une augmentation de l'abaissement de la limite d'élasticité, et une diminution de la réversibilité de la déformation. Il lui est donc difficile de conclure quant au sens de variation et à l'intensité de l'effet Bauschinger. C'est pourquoi il se propose de raisonner en terme d'énergies. Il définit alors $\beta_E^{[ABE72]}$ comme l'énergie « récupérée » lors du second chargement, E_s , rapportée à l'énergie « emmagasinée » lors du premier chargement, E_p (Figure A- II-39) :

$$\beta_E^{[ABE72]} = \frac{E_s}{E_p}$$

E_s est l'énergie « récupérée » lors du chargement inverse, jusqu'à la même contrainte pic que lors du chargement initial, et E_p est l'énergie de déformation plastique dissipée lors du premier chargement, pour atteindre la prédéformation totale ϵ_{\max} . En l'absence d'effet Bauschinger, E_s est nulle, ainsi que $\beta_E^{[ABE72]}$. En présence d'effet Bauschinger, E_s représente l'énergie qu'il n'est pas nécessaire d'apporter lors du second chargement, parce que emmagasinée de manière « réversible » lors du premier chargement. Abel appelle cette énergie E_s l'« énergie Bauschinger ». Elle représente la différence d'énergie, pour atteindre σ_{\max} lors du second chargement, entre un matériau ne présentant pas d'effet Bauschinger et le matériau testé.

Le paramètre $\beta_E^{[ABE72]}$ peut être utilisé comme un indicateur de l'effet Bauschinger, reflétant les effets combinés de la contrainte, de la déformation, et de l'écrouissage caractéristique du chargement inverse.

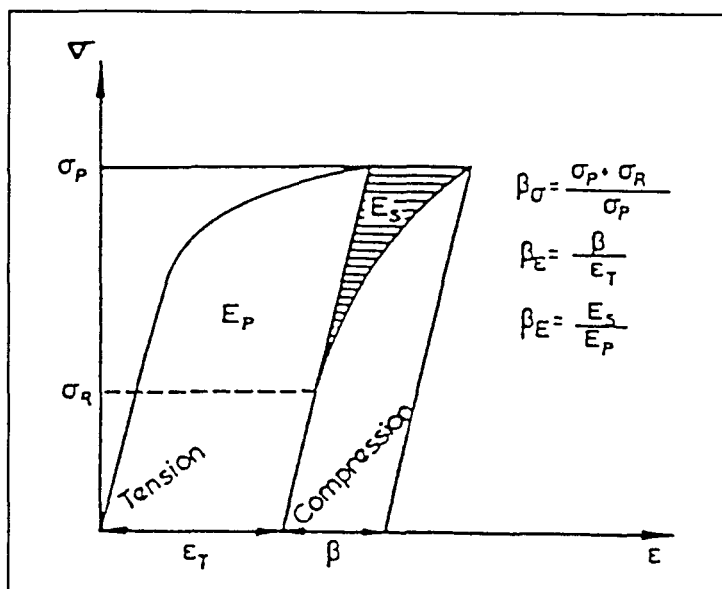


Figure A- II-39 : Paramètres proposés par Abel [ABE72].

σ_P : précontrainte (notée σ_{maxi} dans le rapport) ;
 σ_R : limite d'élasticité du second chargement renversé ;
 ϵ_T : prédéformation plastique.

Abel [ABE72a], de façon voisine de celle d'Ibrahim et al [IBR75] (cf. § A II.2.2), propose de décomposer la contrainte totale (Figure A- II-40) en :

$$\sigma = \sigma_{f1} + \sigma_{f2} + \sigma_R$$

où : σ_{f1} représente une composante de frottement, indépendante de la déformation plastique (due aux impuretés et aux forces de Peierls [frottement de réseau]),

σ_{f2} , une deuxième composante de frottement, fonction de la déformation plastique (due aux interactions à courte distance entre dislocations, mais distances plus grandes que pour σ_{f1}),

σ_R , contrainte de rappel élastique due aux interactions à longue distance entre dislocations, fonction de la déformation plastique.

En moyennant $\sigma_{f1} + \sigma_{f2} = \sigma_f$, contrainte dite de frottement (ou thermique, ou effective), par $\bar{\sigma}_f$; et σ_R , contrainte dite de rappel élastique (ou athermique, ou interne) par $\bar{\sigma}_R$, on obtient alors l'aire sous la courbe de chargement :

$$\int \sigma d\epsilon = \bar{\sigma}_p \epsilon_{pmaxi} = \bar{\sigma}_f \epsilon_{pmaxi} + \bar{\sigma}_R \epsilon_{pmaxi}$$

où : $\bar{\sigma}_p$ est la moyenne de σ_{maxi} (σ_T sur la figure) ;

$\bar{\sigma}_f \cdot \epsilon_{pmaxi}$ représente l'énergie dissipée, par frottement ;

$\bar{\sigma}_R \cdot \epsilon_{pmaxi}$ représente l'énergie emmagasinée.

L'énergie stockée de manière réversible (ou « énergie Bauschinger ») est donc égale à :

$$\bar{\sigma}_R \epsilon_{pmaxi} .$$

Le paramètre d'énergie Bauschinger est alors égale à :

$$\beta_E = \frac{E_s}{E_p} = \frac{\bar{\sigma}_R \epsilon_{p \max i}}{\bar{\sigma}_p \epsilon_{p \max i}} = \frac{\bar{\sigma}_R}{\bar{\sigma}_p} = 1 - \frac{\bar{\sigma}_f}{\bar{\sigma}_p}$$

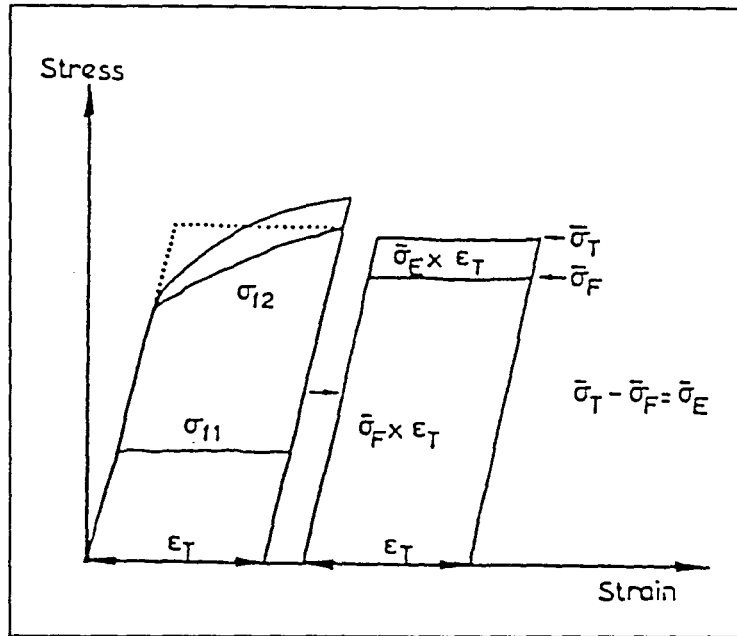


Figure A- II-40 : Courbe de traction modifiée [ABE72].

Ainsi, le paramètre d'énergie Bauschinger est une mesure directe des contraintes internes moyennes accumulées durant la phase de préchargement. Il donne une indication sur la nature des processus de déformation durant cette phase.

Abel [ABE72] [ABE87] [ABE73] sur du cuivre, des alliages de Al-Cu et sur des aciers à bas carbone, et Irimescu [IRI84] sur trois types d'acier (ferrito-perlitique, austénitique, ferritique) ont montré sur des essais Bauschinger type, que $\beta_E^{[ABE72]}$ décroît lorsque la prédéformation augmente (Figure A- II-41).

Si on compare les différents résultats de Irimescu [IRI84] (Figure A- II-25, Figure A- II-25, Figure A- II-29, Figure A- II-38 et Figure A- II-41), obtenus sur des aciers ferrito-perlitique R52, ferritique Fe-3%Si et austénitique 304L, toutes les courbes varient dans le même sens pour les trois aciers, exceptées les courbes adoucissement-prédéformation. De plus, on constate que quel que soit le paramètre utilisé pour caractériser l'effet Bauschinger, (β_σ , β_E , β_E), l'allure des courbes est similaire pour les aciers ferritique et austénitique, tandis que les courbes de l'acier ferritoperlitique s'en distinguent.

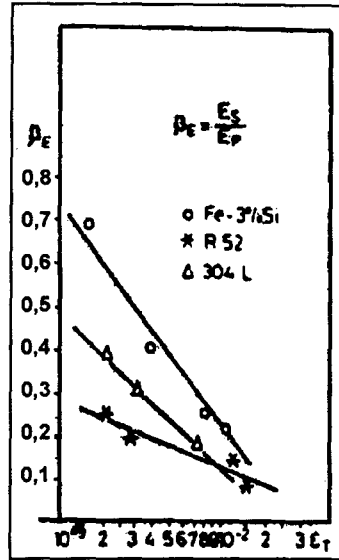


Figure A- II-41 : Evolution du « paramètre d'énergie Bauschinger » en fonction de la prédéformation [IRI84].

Ce même paramètre $\beta_E^{[ABE72]}$ peut être utilisé pour étudier l'effet Bauschinger en fatigue plastique oligocyclique.

Pour une boucle d'hystérésis fermée, sous une contrainte totalement inversée :

$$\beta_E^{[ABE72]} = \frac{2\sigma_p \Delta\epsilon_p - \oint \sigma d\epsilon}{\oint \sigma d\epsilon}$$

où : σ_p est la contrainte pic cyclique, donc l'amplitude,
 $\Delta\epsilon_p$ est la variation de déformation plastique.

Si les valeurs de $\beta_E^{[ABE72]}$ sont faibles ($\sigma_R \approx 0$), le comportement du matériau se rapproche de celui d'un matériau élastique parfaitement plastique, dans lequel l'essentiel du travail apporté est nécessaire pour vaincre la résistance de frottement au mouvement des dislocations. Un tel matériau présente une boucle d'hystérésis ayant la forme d'un parallélogramme. En revanche, plus la boucle d'hystérésis est « pointue », plus la valeur du « paramètre d'énergie Bauschinger » est élevée. $\beta_E^{[ABE72]} = 1$ ($\sigma_F = 0$ ou $\sigma_R = \sigma_p$) quand l'aire de la boucle est égale à $\sigma_{\max} \Delta\epsilon_p$. Une boucle d'hystérésis « pointue » correspond à des processus de déformation où une plus grande fraction d'énergie apportée est stockée de manière réversible. A la limite, on aboutit au cas où la plasticité est négligeable et le matériau purement élastique.

Autrement dit un matériau élastique-parfaitement plastique se caractérise par $\beta_E = 0$, un matériau parfaitement élastique, par $\beta_E = 1$. Les matériaux élasto-plastiques réels se caractérisent par $0 < \beta_E < 1$.

Notons qu'une diminution de l'énergie de faute d'empilement augmente la tendance au glissement plan des dislocations, ce qui augmente la réversibilité de la déformation plastique, et donc le paramètre d'énergie Bauschinger [ABE93].

Tout ceci souligne le fait que le paramètre d'énergie Bauschinger est associé à la notion de « réversibilité ». Si le paramètre d'énergie est important, cela signifie qu'une grande partie de l'énergie emmagasinée lors du premier chargement est « récupérable » par le système lors du second chargement [ABE72a].

Abel [ABE98] observe sur trois aciers inoxydables (austénitique type AISI 316L, ferritique 5CR12 et austéno-ferritique SAF2205), que $\beta_E^{[ABE72]}$ varie avec l'amplitude de déformation appliquée (Figure A- II-42 et Figure A- II-43).

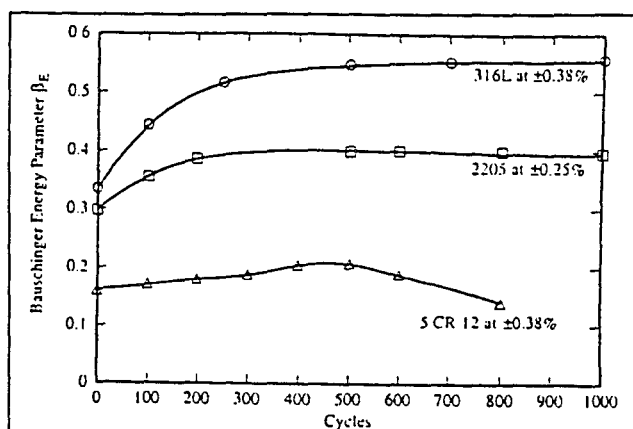


Figure A- II-42 : Variation de $\beta_E^{[ABE72]}$ au cours d'un cyclage à faible amplitude de déformation. Cas de trois aciers inoxydables. [ABE98]

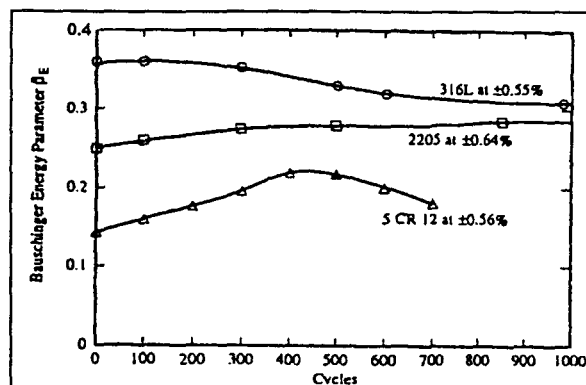


Figure A- II-43 : Variation de $\beta_E^{[ABE72]}$ au cours d'un cyclage à forte amplitude de déformation. Cas de trois aciers inoxydables. [ABE98]

Degallaix et al [DEG90] étudient des aciers inoxydables austénitiques à différentes teneurs en azote, vieillis à 600°C pendant 2000h ou 10000h. Ils associent au paramètre de déformation $\beta_e^{[DEG90]}$ précédemment défini, le paramètre d'énergie $\beta_E^{[ABE72]}$ défini à partir des différentes aires figurant sur la Figure A- II-44. Ils obtiennent que $\beta_E^{[ABE72]}$ augmente avec l'amplitude de déformation totale ; et ses valeurs sont nettement plus élevées lorsqu'il est évalué à 20% de la durée de vie, qu'au second cycle. Enfin, ce paramètre croît pendant les 100 premiers cycles puis se stabilise, et ce, quels que soient l'acier et le traitement thermique.

L'augmentation de $\beta_E^{[ABE72]}$ avec la teneur en azote, à haut niveau de déformation, montre la meilleure réversibilité du mode de glissement planaire des dislocations favorisé par l'azote, comparé au mode de glissement multiple, observé à plus faible teneur en azote. De plus, ils montrent que le traitement de vieillissement conduit à une précipitation de carbures, essentiellement intergranulaire. Ils attribuent l'augmentation de $\beta_E^{[ABE72]}$ avec le temps de vieillissement, et celle observée à faible niveau de déformation lorsque la teneur en azote décroît, à un abaissement de la teneur en interstitiels.

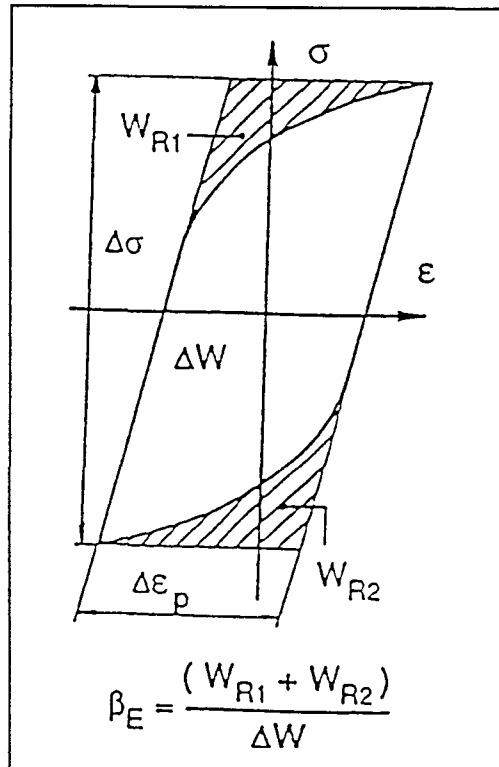


Figure A- II-44 : Définition du paramètre d'énergie Bauschinger utilisé par Degallaix et al [DEG90] pour l'étude de boucles d'hystérésis en fatigue oligocyclique.

Abel [ABE78] [ABE79] [ABE93] a étudié l'évolution de $\beta_E^{[ABE72]}$ au cours du cyclage de monocristaux de cuivre (Figure A- II-45). Il observe que le paramètre d'énergie $\beta_E^{[ABE72]}$ augmente avec le nombre de cycles, lors du premier stade d'écrouissage cyclique (durcissement d'accommodation). C'est lorsque $\beta_E^{[ABE72]}$ est maximal que les bandes de glissement persistantes apparaissent ; le paramètre d'énergie Bauschinger décroît alors ; puis, il augmente à nouveau, mais très faiblement, lorsque les fissures commencent à se propager.

Il montre qu'à variation de déformation plastique croissante (de 0,108% à 1,08%), les durées de vie en fatigue bien sûr décroissent, et le paramètre $\beta_E^{[ABE72]}$ diminue. Ceci signifie que la contrainte de frottement $\bar{\sigma}_f$ augmente, tandis que les contraintes internes diminuent. Autrement dit la réversibilité diminue lorsque le niveau de déformation plastique augmente.

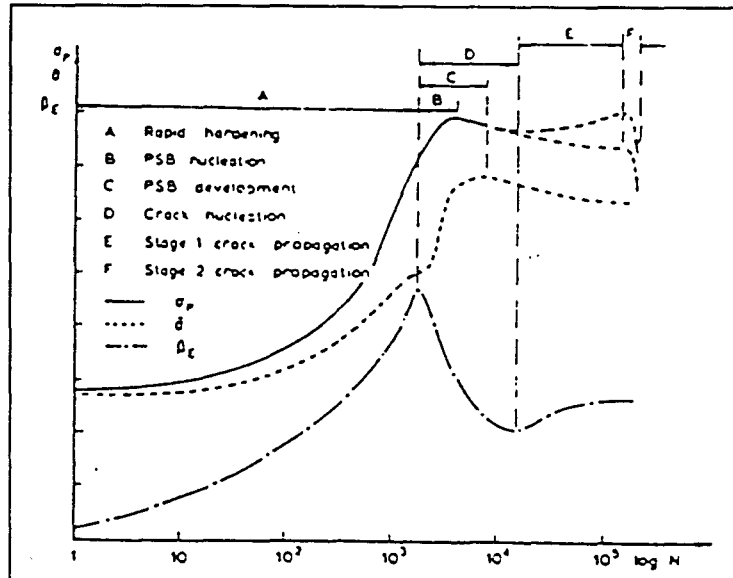


Figure A- II-45 : Evolution du « paramètre d'énergie Bauschinger » au cours du processus de fatigue, sur des monocristaux de cuivre [ABE78].

- A : écoulement rapide ;
 B : création de Bandes de Glissement persistantes ;
 C : développement de Bandes de glissement persistantes ;
 D : amorçage des fissures ;
 E : première étape de propagation des fissures ;
 F : deuxième étape de propagation des fissures.

Il [ABE78] montre également, que lors d'essais à paliers croissants de déformation, sur des monocristaux de cuivre, il peut exister un effet Bauschinger lié aux processus d'adoucissement ou de durcissement cyclique (Figure A- II-46). A chaque palier, les boucles d'hystérésis sont fermées, et seule la forme de la boucle change au cours du cyclage : $\beta_E^{[ABE72]}$

augmente, c'est-à-dire que le rapport $\frac{\sigma_R}{\sigma_P}$ augmente, jusqu'à ce que la contrainte de rappel moyenne générée à chaque demi-cycle, soit suffisamment importante pour provoquer la plastification d'une région du matériau jusque là non plastifiée, et ainsi augmenter la variation de déformation plastique. Ce processus se répète palier après palier, et les processus d'adoucissement et de durcissement s'accompagnent de variations du paramètre d'énergie Bauschinger $\beta_E^{[ABE72]}$.

Abel [ABE93] relie alors $\beta_E^{[ABE72]}$ à la résistance à la fatigue :

- $\beta_E^{[ABE72]}$ est plus faible durant le cyclage des alliages Cu-2%Al et Cu-4%Al que durant le cyclage du cuivre pur, et la durée de vie est plus courte ;
- si l'alliage contient 7% ou plus d'aluminium, $\beta_E^{[ABE72]}$ croît fortement durant le cyclage, et la durée de vie en fatigue est plus importante qu'à plus faible teneur en Al.

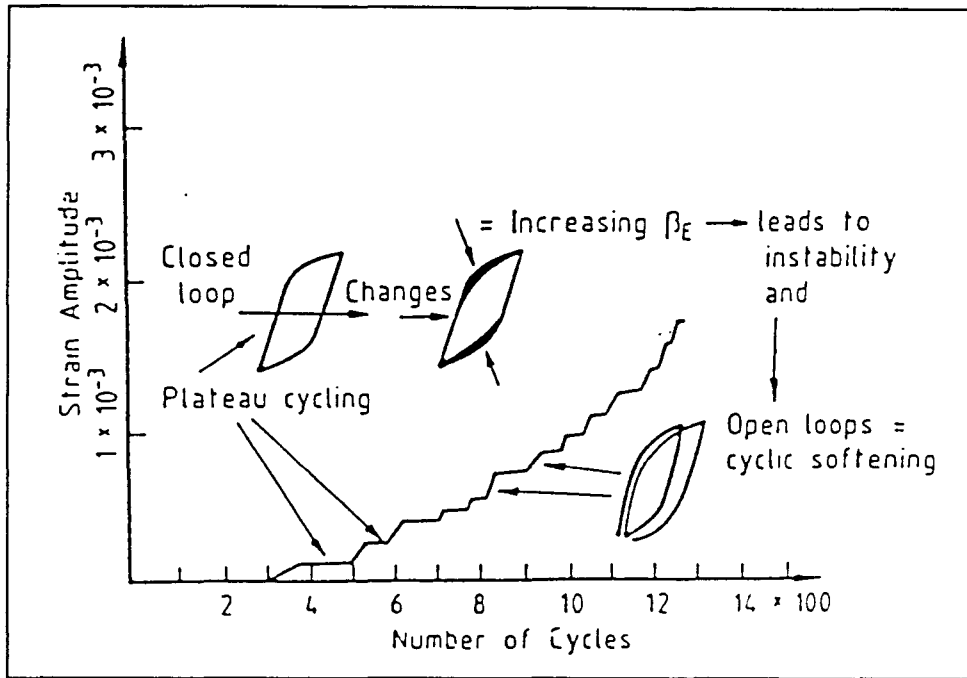


Figure A- II-46 : Effet Bauschinger lors d'un adoucissement en fatigue [ABE87].

Boucle d'hystérésis au cours du cyclage sous amplitudes de déformation croissantes Incidences sur le paramètre d'énergie Bauschinger : β_E .

Abel [ABE93] explique le phénomène d'hystérésis mécanique à partir du modèle de Cottrell : l'écrouissage dans une direction de chargement se traduit entre autre par une énergie élastique accumulée, donc stockée, utilisable durant le chargement inverse. Les interactions des dislocations créées retardent les processus de déformation dans la direction initiale (durcissement d'écrouissage) de la même manière que le fait les contraintes de frottement. En revanche, durant le chargement inverse, les contraintes internes dues à ces interactions entre dislocations favorisent la déformation plastique. Ceci affecte la courbe d'écoulement ou la forme de la boucle d'hystérésis et réduit l'énergie à fournir pour compléter la phase inverse.

II. 4. 2. Paramètre A.B.S.

Ce paramètre a la dimension d'une déformation. Nous avons choisi d'en parler dans ce paragraphe, car il s'exprime en fait à l'aide de l'énergie E_s .

Le paramètre A.B.S.^[SAL79] (« Average Bauschinger Strain »), ou encore « déformation Bauschinger moyenne », a été proposé par Saleh et Margolin [SAL79] pour étudier l'effet Bauschinger sur des alliages Ti-Mn. Il est employé pour rendre compte du fait que la déformation Bauschinger est une quantité continûment variable, du début de l'écoulement plastique inverse, jusqu'à l'inversion complète de la contrainte (Figure A- II-47).

Ce paramètre se définit par le rapport de l'énergie E_s (cf. paragraphe précédent) sur la contrainte maximale atteinte lors du premier chargement :

$$\text{A.B.S.}^{[SAL79]} = \frac{E_s}{\sigma_{\max i}}$$

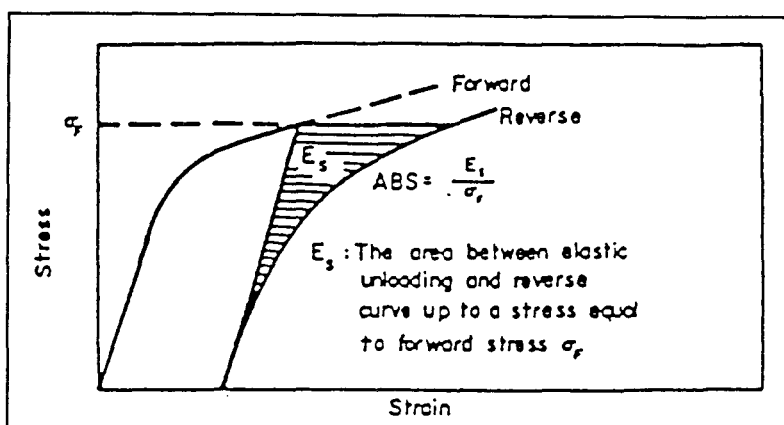


Figure A- II-47 : Définition du paramètre A.B.S. [SAL79].

Courbes de premier et second chargements ramenées dans le premier quadrant.

σ_F : précontrainte (notée σ_{maxi} dans le rapport) ;

E_s : aire comprise entre le déchargement élastique et la courbe de second chargement jusqu'à la contrainte σ_{maxi} .

II. 4. 3. « Energie de concavité Bauschinger »

Pour certains alliages d'aluminium contenant des précipités, sous certaines conditions de vieillissement et de déformation, sur les courbes de second chargement, on observe une partie concave [STO74] [HOR85]. Cette partie peut être considérée comme une énergie « récupérée » lors de la déformation en sens contraire, laquelle contribue au mouvement en sens inverse des dislocations.

On trouve dans la littérature un paramètre relatif à cette énergie, pour caractériser l'effet Bauschinger. Il s'agit du paramètre B.C.E. (« Bauschinger Concavity Energy »), ou « énergie de concavité Bauschinger ». Ce paramètre a été défini (Figure A- II-48) et utilisé par Aran et al [ARA87] pour caractériser l'effet Bauschinger d'un alliage d'aluminium 2024 en traction-compression, conjointement avec le paramètre de contrainte Bauschinger β_σ [JAM71] (cf. § A.II.2.2).

Ces auteurs ont observé que le paramètre B.C.E. [ARA87] passe par un maximum, tandis que le paramètre β_σ [JAM71] atteint un plateau (Figure A- II-49 et Figure A- II-50).

Ils ont effectué des essais cycliques de traction-compression, mais ont utilisé uniquement le premier cycle pour évaluer l'indicateur B.C.E. [ARA87]. Ils observent que :

- la concavité apparaît au début du chargement inverse ; ils supposent alors qu'elle doit être contrôlée par les interactions à courtes distances entre dislocations et obstacles ;
- la concavité est observée si des précipités cohérents non cisailables, avec des interfaces fortes, sont présents ; la cohésion particule - matrice semble donc jouer un rôle important vis-à-vis de l'apparition de cet effet ;
- la perte de cohésion entre les précipités et la matrice, avec l'augmentation du temps de vieillissement, résulte en une plus faible concavité, donc en un plus faible B.C.E. [ARA87] ;
- les résultats sur les monocristaux montrent que cet effet dépend de l'orientation du monocristal relativement à la charge appliquée, et est observé principalement quand

il y a du glissement simple de dislocations primaires. Si l'orientation est favorable au glissement multiple, la concavité disparaît ;

- les processus de relaxation, qui se produisent à hauts niveaux de contrainte, entraînent une diminution de la concavité.

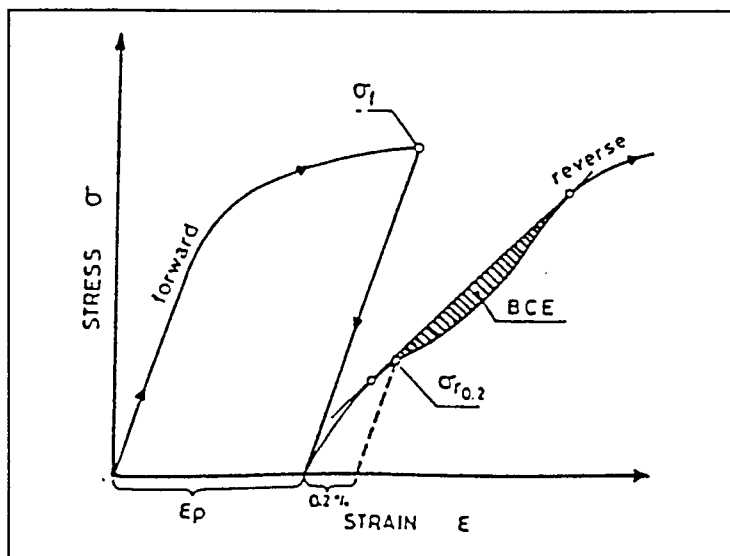


Figure A- II-48 : Définition de l'« énergie de concavité Bauschinger » [ARA87].

Comparaison des deux courbes de chargement ramenées dans le premier quadrant.

σ_f : précontrainte (notée σ_{maxi} ailleurs dans le rapport) ;

$\sigma_{r0.2}$: « limite d'élasticité » du second chargement inversé, évaluée à 0,02% de déformation plastique rémanente ;

ε_p : prédéformation plastique (notée ε_{pmaxi} ailleurs dans le rapport).

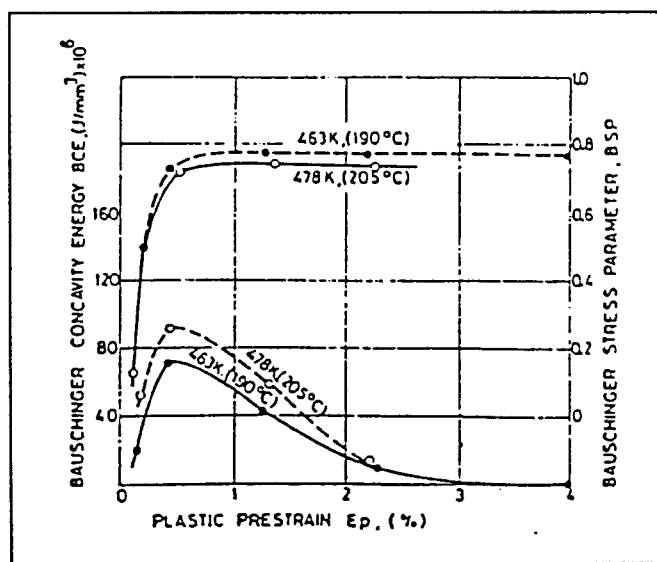


Figure A- II-49 : Variations du paramètre $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ (les 2 courbes supérieures) et de l'« énergie de concavité Bauschinger » (les 2 courbes les plus basses) avec la déformation plastique pour 2 conditions différentes de vieillissement de l'alliage d'aluminium 2024 [ARA87].

B.C.E. : énergie de concavité Bauschinger ;

B.S.P. : paramètre de contrainte $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$.

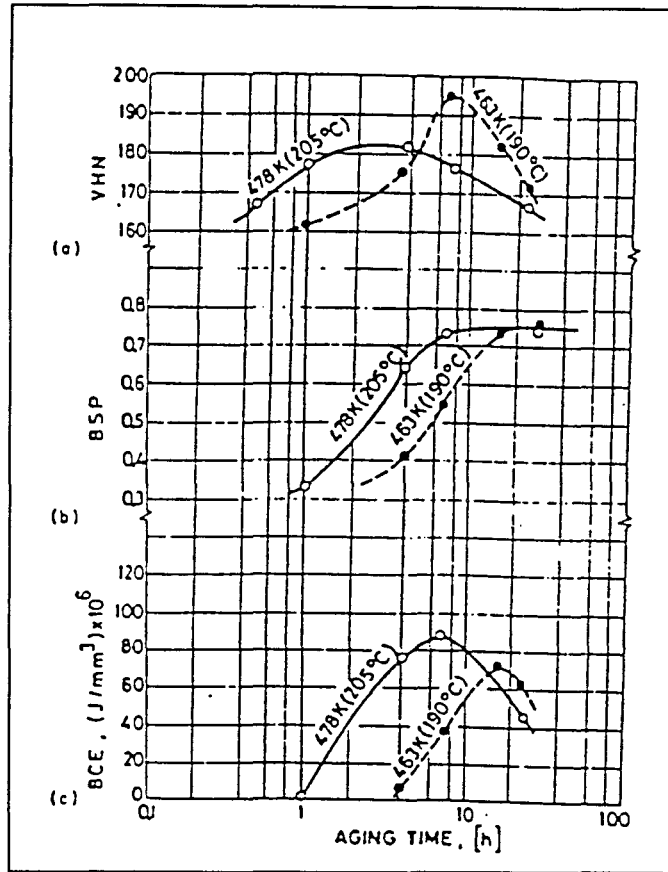


Figure A- II-50 : Variations de la dureté Vickers (a), du paramètre de contrainte $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ (b) et de l'énergie de concavité Bauschinger (c), avec le temps de vieillissement pour 2 températures différentes. Alliage d'aluminium 2024 [ARA87].

B.C.E. : énergie de concavité Bauschinger ;
 B.S.P. : paramètre de contrainte $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$;
 V.H.N. : dureté Vickers.

De plus, pour de petites prédéformations, le B.C.E.^[ARA87] augmente avec la prédéformation croissante ; mais à plus forte prédéformation, les processus de relaxation le font décroître jusqu'à le faire disparaître complètement ; c'est en particulier le cas dans l'alliage d'aluminium 2024, étudié par Aran et al, prédéformé au-delà de 2% (Figure A- II-50).

II. 4. 4. Conclusion

Les approches de l'effet Bauschinger en termes de contraintes et de déformations n'étant pas satisfaisantes, Abel a proposé de les combiner pour déterminer une troisième approche en terme d'énergies. Ainsi, en examinant les différences entre les courbes d'écrouissage de premier et second chargements, dans le cas de la traction-compression (de deux alternances successives en fatigue), il définit une énergie Bauschinger E_s « récupérable ». Cette énergie, ramenée à l'énergie E_p emmagasinée lors du premier chargement, (ou de l'alternance préalable en fatigue) définit le paramètre sans dimension : β_E .

Ce paramètre, associé par Abel à la notion de « réversibilité » de la déformation plastique, permet en particulier en fatigue plastique oligocyclique d'étudier l'évolution de la

forme des boucles d'hystérésis au cours du cyclage, et de la corréler aux structures de dislocations.

Il a également été proposé d'exprimer cette réversibilité par un paramètre noté A.B.S. ou déformation Bauschinger moyenne, égale à l'énergie récupérée E_s ramenée à la précontrainte.

Enfin, pour certains matériaux, on observe une concavité sur les courbes de second chargement, que l'on peut associer à une énergie. Pourtant de cette observation, Aran définit l'« énergie de concavité Bauschinger », B.C.E..

En ce qui concerne l'acier inoxydable austénitique 316L objet de notre étude, aucune partie concave n'est observée sur les courbes de second chargement. Par conséquent, l'analyse de l'effet Bauschinger se fera à l'aide des paramètres d'énergie β_E ^[ABE72] et A.B.S.^[SAL79] exclusivement. Cette approche sera bien entendu utilisée en complément de celles en termes de contraintes et de déformations.

III. FACTEURS OU MECANISMES INFLUENÇANT L'EFFET BAUSCHINGER

Comme les nombreux exemples cités précédemment le montrent, l'effet Bauschinger dépend de la nature du matériau (composition chimique, structure), et d'un certain nombre de caractéristiques microstructurales (taille de grain, état de précipitation...). Par ailleurs, l'effet Bauschinger peut être caractérisé par différents paramètres (en contrainte, en déformation, en énergie) et peut ne pas varier dans le même sens suivant l'indicateur que l'on utilise. Aussi, dans ce qui suit, nous donnerons des « tendances » plutôt que des « vérités » et préciserons à chaque fois qu'il sera possible, le ou les indicateurs utilisés pour tirer les conclusions énoncées.

Les résultats présentés ici sont la synthèse de certains résultats déjà donnés dans les paragraphes précédents et d'autres résultats de la littérature.

Avant d'étudier différents facteurs microstructuraux susceptibles d'influencer l'effet Bauschinger, nous pouvons d'ores et déjà noter que les matériaux monophasés présentent en général un effet Bauschinger plus faible que les matériaux biphasés (structures « duplex ») [ARS96] [ANG88] [IBR75] [LI78].

Dans un premier temps, on a vu que l'effet Bauschinger était dû au caractère polycristallin des alliages. Il a été montré par la suite que les monocristaux présentent également un effet Bauschinger. De plus, les résultats de la bibliographie sont contradictoires sur le fait qu'un alliage monocristallin présenterait ou non un effet Bauschinger plus important que l'alliage polycristallin.

Par ailleurs étant donné l'origine de l'effet Bauschinger (cf. § A IV.2), celui-ci est fonction de la texture d'un polycristal et de l'orientation de la direction de chargement relativement à cette texture.

III. 1. Taille de grain

L'essentiel des résultats de la littérature tend à montrer que l'influence de la taille de grain sur l'effet Bauschinger est négligeable.

Woolley [WOO53] l'a montré, à l'aide d'essais de torsion sur de l'acier, de l'aluminium très pur (99,9%), de l'aluminium pur (99,98%), du cuivre, du nickel et du plomb. Il utilise comme indicateur la « déformation Bauschinger », β_n [WOO53].

Wollez [WOI77] tire les mêmes conclusions de ses résultats sur différents aciers micro-alliés et moyennement alliés (cf. Tableau A- II-1), à partir de paramètres en contrainte, tels que l'abaissement de la limite d'élasticité et le paramètre β_σ [JAM71].

Jamieson et al [JAM71], à l'aide du β_σ [JAM71] et de l'abaissement de la limite d'élasticité, ($\sigma_{\max} - Re_2$), montrent que l'effet Bauschinger est peu influencé par la taille de grain, dans le cas d'essais de torsion sur différents aciers.

Gokyu et al [GOK70], quant à eux, montrent, sur du cuivre testé en torsion, pour des tailles de grain inférieures à 120 μ m, que l'influence de la taille de grain sur l'effet Bauschinger est très faible et tend même à disparaître avec l'augmentation de la déformation (étude menée à partir de la contrainte Bauschinger τ_B et de l'indicateur β_σ [IBR75]).

III. 2. Composition du matériau

Nous nous limiterons ici aux résultats sur les aciers.

Les résultats quant à l'influence du carbone sont contradictoires.

Li et al [LI78] ont étudié l'influence de la composition du matériau sur l'effet Bauschinger, en observant l'évolution, en fonction de la composition du matériau, des paramètres : β_σ [ABE72], β_ϵ [ABE72], β_σ [MIL66] et β_E [ABE72]. Il montrent que dans les aciers au carbone, l'augmentation de la teneur en carbone de 0,21 à 0,34% en poids, conduit à une augmentation de β_ϵ [ABE72] et de β_E [ABE72], alors que β_σ [MIL66] diminue.

Wollez et al [WOI77] montrent également une influence importante du carbone, qui augmente l'effet Bauschinger sur des aciers de même structure (résultat obtenu à l'aide de l'indicateur β_σ [JAM71]), en accord avec les résultats de Kishi et Tanabe [KIS73], obtenus à l'aide de l'abaissement de la limite d'élasticité, ($\sigma_{\max} - Re_2$).

En revanche, l'augmentation de la teneur en manganèse, à même teneur en carbone, abaisse les paramètres β_ϵ [ABE72] et β_E [ABE72], tandis que β_σ [MIL66] augmente [LI78].

A l'aide de $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ et de l'abaissement de la limite d'élasticité, $(\sigma_{\max} - Re_2)$, dans le cas d'essais de torsion sur différents aciers, Jamieson et al [JAM71] montrent que $\beta_{\sigma}^{[JAM71]}$ augmente avec la teneur en carbone, et attribue cette augmentation à l'augmentation de la fraction volumique de perlite. Le manganèse augmente la fraction volumique de perlite, en diminuant la teneur en carbone des eutectoïdes et en abaissant la température de transformation. Ils concluent que l'effet Bauschinger, dans les aciers étudiés, est contrôlé par la prédéformation, la teneur en carbone et la teneur en manganèse. En revanche, la teneur en carbures de niobium et vanadium ne semble pas avoir d'effet significatif sur l'effet Bauschinger.

Ces résultats sur l'effet de la perlite semblent confirmés par ceux de Kumakura [KUM68]. Celui-ci montre en effet l'ensemble des résultats qui suivent. Dans les aciers au carbone, plus il y a de perlite, plus l'effet Bauschinger est important. De plus, l'effet Bauschinger croît avec la teneur en impuretés, mais décroît quand la structure lamellaire se développe dans l'échantillon. L'effet Bauschinger est plus faible dans l'acier au carbone à perlite sphéroïdale que dans un acier à même taux de carbone, avec de la perlite lamellaire ; et l'effet Bauschinger est plus faible quand le grain de cémentite est plus gros et plus sphérique. Par ailleurs, les aciers au carbone à teneurs élevées en nickel et en chrome, et peut-être en molybdène, présentent un effet Bauschinger plus important que les autres (Figure A- II-21). L'effet des éléments susceptibles de former des dispersoïdes (Al, V, Nb) ne paraît en revanche pas évident, au moins aux concentrations auxquelles ils sont présents dans ces aciers (< 0,05%). Les auteurs soulignent que leurs résultats ne sont valables que pour des essais de traction immédiatement suivie d'une compression. Des conclusions différentes pourraient être obtenues si les conditions expérimentales étaient changées, en particulier si un vieillissement avait lieu entre les deux déformations.

Pourtant, contrairement à Kumakura, Woillez et al [WOI77] ont obtenu qu'un acier trempé-revenu avec une structure de ferrite plus cémentite fine et sphéroïdale, a un effet Bauschinger moins prononcé que des aciers normalisés qui lui sont comparables (structures eutectiques lamellaires). Lasalmonie et al [LAS74] ont montré également que ces structures eutectiques lamellaires provoquaient un effet Bauschinger plus important que d'autres.

Par ailleurs, en fatigue plastique oligocyclique, à l'aide d'un critère en contrainte (cf. § A II.2.2), Bouhelier et al [BOU78] montrent que l'effet Bauschinger augmente avec l'hétérogénéité métallurgique : l'effet Bauschinger va croissant de l'acier austénitique aux aciers trempés revenus, en passant par des aciers ferrito-perlitiques.

Labidi et al [LAB92] montrent, pour leur part, que la teneur en hydrogène n'a pas d'influence sur la déformation Bauschinger $\beta^{[LAB92]}$, dans l'austénite métastable, alors qu'elle en a dans des aciers doux hydrogénés.

III. 3. Température

La température d'essai jouant sur la dynamique des dislocations, elle est a priori susceptible de jouer sur l'effet Bauschinger. Pourtant, Woolley [WOO53], utilisant la « déformation Bauschinger » $\beta^{[WOO53]}$, lors d'essais à -182°C et 15°C, sur différents matériaux tels que le cuivre ou l'aluminium (matériaux de structure cubique à faces centrées), ne met pas

en évidence d'effet de la température. Ibrahim et Embury [IBR75] aboutissent à la même conclusion, sur deux métaux de structure cubique centrée (aciers Armco) testés à 195°K et 298°K, avec le paramètre de contrainte β_σ [IBR75].

III. 4. Traitement thermique de relaxation

Si on considère que l'effet Bauschinger est associé à la présence de contraintes résiduelles à l'échelle du grain, on peut penser qu'un traitement de relaxation devrait le réduire. Bouhelier [BOU76] montre effectivement qu'un traitement thermique d'une demi-heure à 500°C appliqué à différents aciers (acier non allié, acier allié au Nickel, acier à haute limite d'élasticité, acier allié au chrome-molybdène, acier inoxydable austénitique) supprime l'abaissement de limite d'élasticité observé avant traitement [BOU78].

Différents auteurs [KUM68] [HOF58] [JAN65] ont étudié l'évolution de l'effet Bauschinger avec la température et la durée de traitement thermique. Pour des aciers non alliés, ils concluent à la disparition de l'effet Bauschinger après un traitement à haute température. Et ils montrent que l'effet Bauschinger diminue linéairement en fonction du logarithme du temps de maintien (Figure A- III-1) [JAN65]. Ils en concluent que la durée du traitement thermique ne semble pas être un facteur prépondérant.

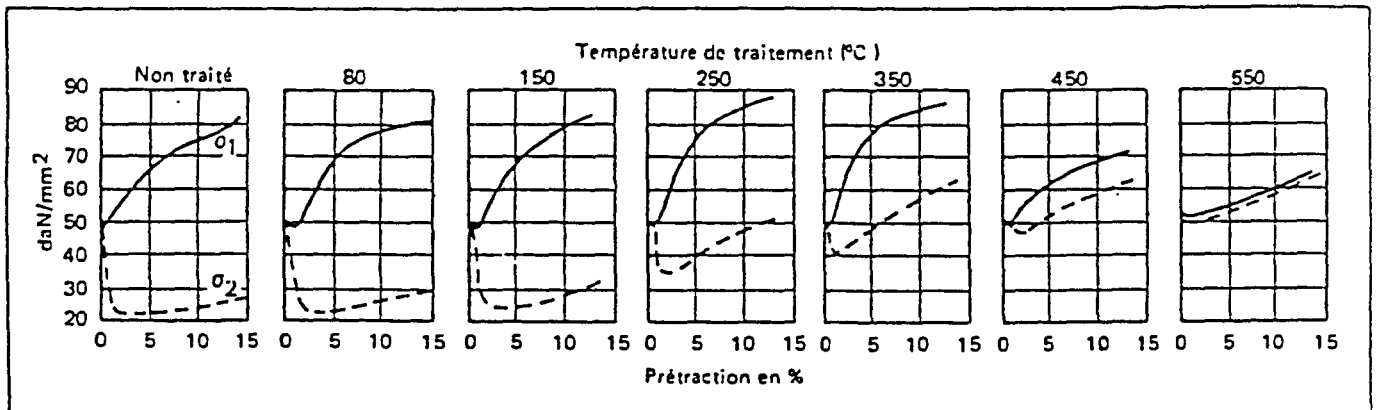


Figure A- III-1 : Influence de la prédéformation et de la température de traitement thermique sur les limites d'élasticité de second chargement en traction et en compression d'un acier non allié (C 0,44% ; Si 0,27% ; Mn 1,15% ; P 0,043% ; S 0,024%) [HOF58].

— σ_1 : limite d'élasticité en traction après prétraction et traitement thermique.
 --- σ_2 : limite d'élasticité en compression après prétraction et traitement thermique.

III. 5. Vieillissement en température

Woillez et al [WOI77] ont étudié l'effet Bauschinger sur différents aciers micro-alliés ou moyennement alliés (cf. Tableau A- II-1), à partir de l'abaissement de la limite d'élasticité et du paramètre de contrainte β_σ [JAM71]. Ils ont montré qu'un traitement de vieillissement,

même à relativement basse température (vieillissement à 100°C pendant 2h ou 250°C pendant 30 min.), diminuait considérablement l'effet Bauschinger dans tous les aciers testés.

III. 6. Vieillissement sous déformation (ou « strain aging »)

L'influence du vieillissement sous déformation sur l'effet Bauschinger a été étudiée par Tan et al [TAN94] sur des tôles d'aluminium, d'acier austénitique et d'acier duplex (austéno-ferritique), à l'aide de $\beta_{\sigma}^{[TAN94]}$ et $B_{\sigma}^{[TAN94]}$. Ils observent que le vieillissement sous déformation augmente la limite d'élasticité et diminue le rayon de courbure des courbes de second chargement.

III. 7. Forme des précipités

D'après les études de Wilson [WIL65] sur différents matériaux (du cuivre, des aciers à bas carbone, des aciers à différentes teneurs en carbone, des alliages cuivre-aluminium et aluminium-manganèse) et celles d'Atkinson [ATK74] sur des alliages cuivre-silicium, les effets de la composition et de la structure du matériau sur l'effet Bauschinger sont essentiellement fonction de la fraction volumique, de la taille et de la forme des précipités. La fraction volumique des précipités en particulier, a une influence importante sur l'effet Bauschinger [ATK74]. Il est en effet suggéré que les dislocations bloquées par les dispersoïdes créent des contraintes résiduelles internes qui facilitent la déformation dans le sens opposé, diminuant ainsi l'effet Bauschinger.

III. 8. Présence d'un palier de limite d'élasticité

Atkinson et al [ATK74] ont suggéré que des aciers à courbe de traction continue seraient moins sensibles à l'effet Bauschinger que des aciers présentant un palier de limite d'élasticité. Pourtant, Woillez [WOI77] montre que, en l'absence de vieillissement antérieur, ce n'est pas vérifié. La Figure A- II-12 (cf. p.25) montre que l'acier A ne présentant pas de palier est plutôt plus sensible à l'effet Bauschinger que l'acier B. Mais, après vieillissement c'est l'acier B qui devient plus sensible que l'acier A ; la suggestion d'Atkinson serait alors vérifiée, mais après vieillissement seulement.

Il ajoute que, si le rôle du palier de limite d'élasticité était très important, il y aurait une discontinuité dans les paramètres de l'effet Bauschinger, autour de la déformation correspondant à la fin du palier. Or il n'a pas observé de discontinuité. Ceci l'amène à la conclusion que le palier ne joue pas un rôle par lui-même, mais plutôt que les modifications observées sont à relier à la composition et à la structure des aciers.

L'ensemble de ces résultats met encore une fois en évidence l'importance des conditions d'élaboration, de traitement thermique et surtout du vieillissement en température, sur l'effet Bauschinger.

IV. INTERPRETATIONS PHYSIQUES DE L'EFFET BAUSCHINGER

IV. 1. Analogie mécanique

J. Mandel propose un modèle rhéologique simple qui rend compte de l'écrouissage et de l'effet Bauschinger. Ce modèle est constitué d'un patin visqueux P dont la résistance au glissement est s , et de deux ressorts R_0 et R_1 (Figure A- IV-1). Le système mécanique ainsi défini a un domaine élastique initial allant de $-s$ à $+s$ (Figure A- IV-2).

Si on augmente l'effort Q au-delà de la résistance au glissement du patin s , le ressort R_0 subit une tension X_0 qui subsiste après décharge : c'est la contrainte résiduelle. Le domaine élastique est modifié. En valeur absolue, la limite d'élasticité en traction est accrue, la limite d'élasticité en compression est diminuée : c'est l'effet Bauschinger (Figure A- IV-2).

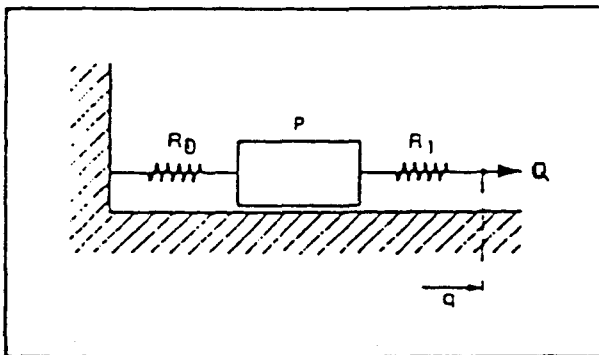


Figure A- IV-1 : Modèle rhéologique rendant compte de l'effet Bauschinger [BOU76].

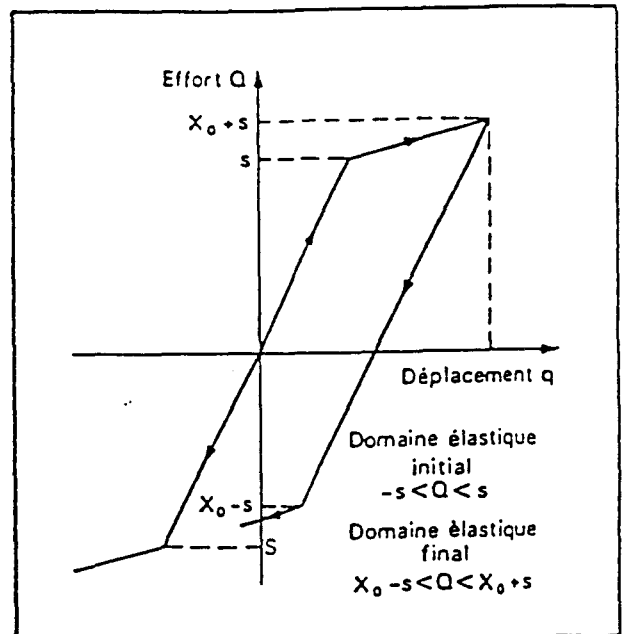


Figure A- IV-2 : Courbe effort - déplacement correspondant au modèle rhéologique [BOU76].

IV. 2. Interprétations physiques

D'aucuns ont cru au départ que l'effet Bauschinger était caractéristique des polycristaux. Défini comme un abaissement de la limite d'élasticité en compression après une première déformation en traction, au-delà de la limite d'élasticité, ce phénomène a tout d'abord été attribué aux contraintes résiduelles ou internes résultant de taux inégaux d'écoulement plastique des cristaux individuels possédant des orientations différentes dans l'agrégat polycristallin.

Masing pensait qu'à cause de l'anisotropie des cristaux individuels, davantage d'écoulement plastique apparaîtrait dans les grains peu favorablement orientés par rapport à la direction de chargement. Pourtant, Sachs et Shoji [SAC27] ont probablement été les premiers à montrer que l'effet Bauschinger était aussi présent dans les monocristaux.

Plusieurs hypothèses sont avancées pour expliquer l'effet Bauschinger ; elles sont essentiellement basées sur les notions de contraintes internes et de contraintes résiduelles.

Dans un grain individuel (monocristal ou grain individuel d'un polycristal), la déformation plastique est généralement localisée dans des bandes de glissement séparées par des zones très peu déformées. Il se crée alors des contraintes résiduelles entre les bandes de glissement et le matériau adjacent, dues aux incompatibilités de déformation entre ces deux types de zones [ZEN48].

Dans un polycristal, aux contraintes internes précédemment décrites pour les grains individuels, se superposent des contraintes internes résultant des incompatibilités de déformations entre grains adjacents, dues à leurs orientations différentes par rapport à la direction de sollicitation.

Ces deux interprétations de l'effet Bauschinger rejoignent la notion de dislocations statistiquement stockées et de dislocations géométriquement nécessaires. Pour accommoder globalement la déformation macroscopiquement appliquée, un écrouissage réparti de manière relativement homogène dans tout le volume est nécessaire ; pour accommoder les incompatibilités de déformation entre deux zones dans un monocristal (bandes de glissement - matériau adjacent) ou entre grains dans un polycristal, des dislocations « géométriquement nécessaires » apparaissent au voisinage des interfaces. Ces dislocations « géométriquement nécessaires » créent les contraintes internes à l'origine d'une asymétrie de comportement, donc d'un effet Bauschinger.

En conséquence l'effet Bauschinger est en particulier fonction de la texture d'un polycristal. Néanmoins, ces contraintes résultant des incompatibilités de déformation plastique n'expliquent que partiellement l'ensemble du phénomène d'effet Bauschinger.

L'importance des contraintes résiduelles intergranulaires dans l'explication de l'effet Bauschinger a été décrit par Bouhelier et al [BOU76]. A partir d'un modèle simplifié que l'on peut rapprocher du modèle décrit précédemment par Thompson et Wadsworth [THO58] et Sowerby [SOW79], ils ont expliqué l'apparition des contraintes résiduelles intergranulaires et l'effet Bauschinger qui en résulte. Ce phénomène est montré être d'autant plus important que le matériau est plus hétérogène. C'est le cas en particulier des aciers non alliés qui présentent des grains de natures différentes (structure ferritoperlitique).

Un certain nombre de théories ont été développées pour expliquer l'effet Bauschinger, à partir de la théorie des dislocations. Mott base son modèle sur le rôle d'empilements de dislocations coins [MOT52].

Buckley et Entwistle [BUC56], quant à eux, ont proposé un processus de réarrangement de dislocations de manière asymétrique durant le second chargement en sens inverse du premier.

Enfin, Orowan [ORO58] développe une théorie basée sur l'hypothèse de distribution aléatoire d'obstacles traversés par les dislocations mobiles. Il propose un modèle basé sur l'anisotropie de la force motrice pour le mouvement des dislocations, due à une prédéformation. Pour lui, les dislocations ont « à négocier » les obstacles non-uniformément distribués et de différentes résistances. Ainsi sous la contrainte appliquée, les dislocations tendent à balayer une aire où la résistance des obstacles est plus petite, et elles sont stoppées dans une région où les obstacles sont plus denses et plus résistants. Lorsque les dislocations sont bloquées, elles rencontrent de plus importantes résistances dans la direction « avant » que dans la direction opposée. Quand la déformation est inversée, grâce aux contraintes internes (ou élastiques) développées lors de l'écroutissage initial, il est plus facile pour les dislocations de se mouvoir en sens inverse, jusqu'à ce qu'elles rencontrent une autre région de haute résistance.

Expliquons l'approche « contraintes internes » plus en détails.

Heyn a développé, dès 1918, une théorie permettant d'expliquer l'abaissement de la limite d'élasticité observé lors d'un chargement inverse. Son approche est basée sur les quatre hypothèses suivantes :

- le matériau est constitué de petits éléments de volume assemblés en parallèle, lesquels ont un comportement élastique-parfaitement plastique ;
- tous les éléments de volume ont le même module d'élasticité ;
- la limite d'élasticité diffère d'un élément de volume à l'autre ;
- la valeur absolue de la limite d'élasticité de n'importe quel élément de volume est indépendante de la direction de la déformation, (c'est-à-dire qu'elle est identique en traction et en compression).

Avec ces quatre hypothèses, la théorie explique que :

- la courbe contrainte - déformation initiale présente une courbure au niveau de la transition élastique - plastique ;
- durant le chargement, la déformation ϵ est uniforme et homogène dans la section chargée, jusqu'à ce qu'un premier élément de volume se déforme plastiquement ;
- durant la déformation plastique, la distribution de contrainte n'est pas uniforme ;
- après déchargement, des contraintes résiduelles apparaissent, lesquelles sont responsables de l'effet d'abaissement de la limite d'élasticité sous chargement opposé.

Cette théorie a conduit au modèle de Masing cité précédemment (Figure A- IV-3).

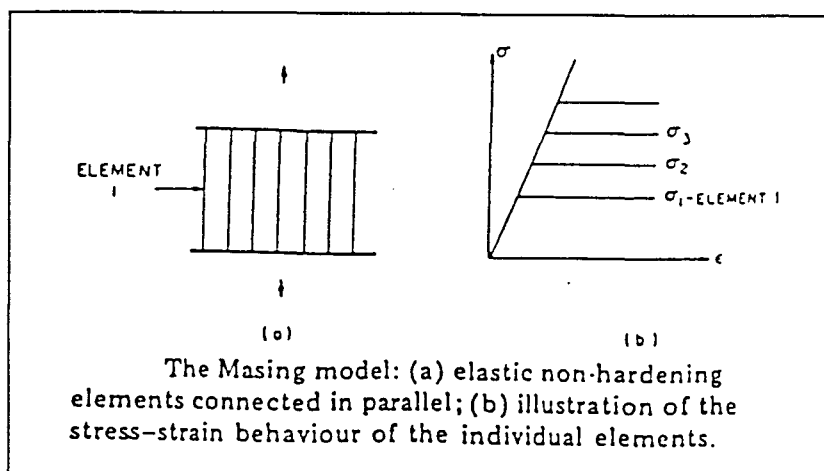


Figure A- IV-3 : Modèle de Masing [SOW79].

- (a) éléments élastiques non écrouis placés en parallèle ;
 (b) illustration du comportement σ - ϵ des éléments pris individuellement.

Les caractéristiques essentielles du modèle de Masing sont les suivantes : considérons deux éléments de limites d'élasticité σ_1 et σ_2 ($\sigma_1 < \sigma_2$), d'aires égales. Sous chargement en traction uniaxiale, le premier élément commence à se plastifier à σ_1 (à une déformation ϵ_1) et la contrainte moyenne dans la structure est σ_1 . Le second élément se plastifie lorsque la contrainte atteint σ_2 (à une déformation ϵ_2) ; la contrainte moyenne dans la structure est alors égale à $(\sigma_1 + \sigma_2)/2$.

La courbe OAB (Figure A- IV-4) représente le comportement contraintes-déformations. Augmenter le nombre d'éléments a pour effet d' « arrondir » la courbe contrainte - déformation jusqu'au point où le dernier élément est plastifié ; la contrainte moyenne dans la structure est alors :

$$\sigma_m = (\sigma_1 + \sigma_2 + \dots + \sigma_n)/n$$

Si le modèle à deux éléments subit un chargement opposé à partir de B, jusqu'à ce que le second élément s'écoule plastiquement en sens inverse (en C), alors la courbe de l'écoulement inverse de la structure est donnée par BCD. Et, la courbe BCD est semblable à la courbe de chargement OAB avec un facteur 2.

La Figure A- IV-4 a été dessinée pour deux éléments d'aires égales et des contraintes d'écoulement telles que $2\sigma_1 = \sigma_2$. A part le nombre, la limite d'élasticité et l'aire des éléments individuels, les propositions suivantes sont vraies :

- la contrainte Bauschinger est toujours non nulle et est égale à $(\sigma_2 - \sigma_1)$, soit 2 fois l'écrouissage ;
- il n'y a pas d'adoucissement permanent avec des éléments élastiques parfaitement plastiques. Pour qu'il puisse exister de l'adoucissement permanent, un élément au moins doit être parfaitement élastique. L'amplitude de l'adoucissement permanent $\Delta\sigma_p$ devrait alors dépendre du nombre et de la limite d'élasticité des éléments. Le modèle à deux

éléments représente un solide à mémoire parfaite puisque : $\Delta\sigma_p = 2(\sigma_{\max} - \sigma_0)$, c'est-à-dire, tout l'écroutissage provient de la contribution des contraintes de rappel ($\Delta\sigma_p$) ;

- appliquer à la structure des cycles d'amplitude de déformation (ou de contrainte) constante à partir de l'origine, produit des boucles symétriques entre traction et compression.

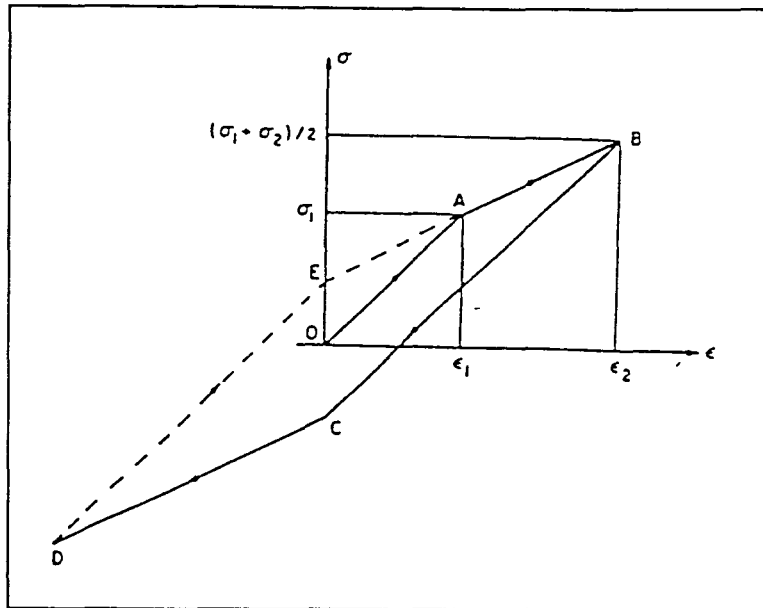


Figure A-IV-4 : Courbes correspondant au modèle de Masing à deux éléments sous chargement uniaxial [SOW79].

Thompson et Wadsworth [THO58], de même que plus tard Sowerby [SOW79], proposent de modifier le modèle de Masing en permettant aux éléments individuels de s'écrouter ; la plus simple approche serait pour tous les éléments de s'écrouter de manière linéaire avec le même taux d'écroutissage. La contrainte Bauschinger σ_B (cf. § A II.2.4) est présente dès la première inversion de la déformation. Toutefois, contrairement au modèle de Masing, il n'existe pas de simple facteur d'échelle reliant les deux courbes d'écoulement (chargement initial et inverse). De plus, avec un modèle d'écroutissage linéaire, la structure s'écrouterait cycliquement, mais tendrait ensuite à se déformer de manière purement élastique si le cyclage s'effectuait à une variation de déformation constante centrée sur l'origine (phénomène d'adaptation).

Mais, cette interprétation n'explique qu'une partie de l'effet Bauschinger, et en particulier n'explique pas l'effet dans les monocristaux. Pour cela, il faut faire intervenir le comportement, la localisation et le réarrangement des dislocations dans un grain au cours d'une déformation plastique. Nous nous limiterons ici à indiquer que les créations et arrangements de dislocations intervenant au cours d'une déformation plastique, introduisent une résistance plus élevée dans le sens de cette déformation que dans le sens opposé, en raison de l'existence de contraintes internes.

V. CONCLUSIONS

Bauschinger le premier, en 1881, a montré que « après la déformation d'un matériau métallique, la limite d'élasticité est plus élevée pour un chargement effectué dans la même direction, que pour celle d'un second chargement effectué dans le sens opposé ». Pourtant, l'effet Bauschinger est bien plus qu'un simple abaissement de limite d'élasticité en chargement inverse, après une prédéformation plastique. C'est en réalité une modification complète des courbes d'écrouissage de second chargement après une prédéformation plastique.

Pour étudier l'effet Bauschinger en uniaxial, des essais de torsion ou de traction-compression sont pratiqués. Nous appellerons par la suite « essai Bauschinger type » l'essai le plus couramment pratiqué en traction-compression, à savoir un premier chargement jusqu'à une prédéformation plastique dans un sens (traction ou compression) suivi d'un second chargement en sens inverse (déchargement puis rechargement en sens inverse). Pour étudier l'effet Bauschinger, on compare généralement les courbes de premier et second chargements. Ces courbes diffèrent bien sûr généralement, et c'est leur différence qu'il convient alors de caractériser.

Pour décrire l'effet Bauschinger, de nombreux paramètres plus ou moins pertinents ont été proposés ; ils s'expriment en terme de contraintes, de déformations et/ou d'énergies. Ces paramètres sont plus exactement des « indicateurs » permettant de caractériser l'effet Bauschinger. Ils ne sont pas analogues ni concurrents ; ils sont complémentaires les uns des autres.

Pour notre part, nous avons choisi d'étudier par la suite les paramètres proposés par Abel [cf § A. II.2.2, A II.3 et A II.4] et le paramètre A.B.S. [cf. § A II.4], rappelés ci-dessous :

- paramètre de contrainte Bauschinger : $\beta_{\sigma}^{[ABE72]} = \frac{\sigma_{\max i} + Re_2}{\sigma_{\max i}}$;
- paramètre de déformation Bauschinger : $\beta_{\epsilon}^{[ABE72]} = \frac{\beta^{[WOO53]}}{\epsilon_{p \max i}}$;
- paramètre d'énergie Bauschinger : $\beta_E = \frac{E_s}{E_p}$;
- paramètre de déformation Bauschinger moyenne : $A.B.S. = \frac{E_s}{\sigma_{\max i}}$.

Notre choix repose sur les critères suivants :

- 1) le paramètre β_{σ} permet en effet de caractériser l'abaissement de limite d'élasticité du second chargement par rapport à une continuation du chargement dans le premier sens, et prend de plus en compte le signe de cette limite d'élasticité de second chargement ;
- 2) le paramètre β_{ϵ} caractérise l'écart en déformation entre les deux courbes de premier et second chargements, ramené à la prédéformation plastique ; le rapport n [cf. § A II.3] est pris égal à 1. Pour décrire complètement la courbe de second chargement, il conviendrait de prendre plusieurs rapports n ; mais cela reviendrait à étudier la courbe dans son ensemble, ce qui sera fait à l'aide de lois de comportement au chapitre C ;

- 3) le paramètre d'énergie β_E prend en compte l'énergie E_s , que l'on peut considérer comme partie « récupérable » de l'énergie de déformation plastique de premier chargement E_p , ramenée à cette énergie E_p caractéristique du niveau atteint au premier chargement, qui combine à la fois la précontrainte et la prédéformation ;
- 4) le paramètre A.B.S. permet d'étudier plus directement la variation d'énergie « récupérable » E_s en fonction de la précontrainte de premier chargement.

Si le matériau ne présente pas d'effet Bauschinger, la limite d'élasticité Re_2 est égale à la précontrainte σ_{maxi} et tous les paramètres sont nuls. En revanche, un matériau présentant un effet Bauschinger important, se caractérise par des paramètres β et E_s élevés, et Re_2 se rapprochant de σ_{maxi} en grandeur algébrique. Il s'en suit des paramètres β_E , A.B.S. et β_E élevés, de même que le paramètre β_σ qui tend vers 2.

L'effet Bauschinger dépend des conditions de chargement, mais aussi bien sûr essentiellement du matériau (structure, composition, traitement thermique...). Nous reprenons ci-dessous quelques résultats caractéristiques de la littérature mis en évidence dans ce chapitre, essentiellement sur les aciers :

- un matériau monophasé présente un effet Bauschinger plus faible qu'un matériau bi-phasé ;
- la taille de grain n'a quasiment pas d'influence sur l'effet Bauschinger ;
- la température semble avoir peu d'influence sur l'effet Bauschinger ;
- un matériau à faible énergie de faute d'empilement présente un effet Bauschinger plus important qu'un matériau à forte énergie de faute d'empilement ;
- les teneurs en éléments Carbone, Nickel, Chrome, et la teneur en dispersoïde des aciers ont une influence sur leur effet Bauschinger.

Enfin plusieurs interprétations de l'effet Bauschinger ont été proposées, basées sur un « modèle composite » pour les polycristaux. Le rôle des contraintes internes y est clairement mis en évidence.

Dans la suite de notre travail, nous proposons une approche mixte de l'effet Bauschinger. Dans un premier temps nous utiliserons les quatre indicateurs Bauschinger présélectionnés pour caractériser cet effet dans l'acier inoxydable austénitique AISI 316L hypertrempé sollicité en traction-compression uniaxiale. Puis nous modéliserons les comportements de premier et second chargements à l'aide de lois de comportement de la littérature. Enfin nous analyserons dans quelle mesure ces lois de comportement rendent compte des différents « indicateurs » Bauschinger sélectionnés et étudiés expérimentalement.

CHAPITRE B

ETUDE EXPERIMENTALE

DE

L'EFFET BAUSCHINGER

DANS UN ACIER X2CrNiMo17-12-2

TABLE DES MATIERES

I. DISPOSITIF EXPERIMENTAL	81
I. 1. Machine de traction INSTRON 4508	81
I. 1. 1. Description - caractéristiques	81
I. 1. 2. Pilotage	83
I. 1. 3. Dispositifs de mesures	83
I. 1. 4. Mors d'amarrage	84
I. 2. Matériau - Eprouvettes	86
I. 3. Programmes de pilotage	88
I. 4. Programme d'acquisition	90
I. 5. Programme d'essais	91
II. METHODE D'EXPLOITATION DES DONNEES	92
II. 1. Remarques préalables	92
II. 2. Méthodes d'exploitation	93
II. 2. 1. Evaluation des caractéristiques élastiques	93
II. 2. 1. 1. Détermination de la borne supérieure de la plage élastique	93
II. 2. 1. 2. Détermination de la borne inférieure de la plage élastique	94
II. 2. 2. Calcul des paramètres (ou « indicateurs ») Bauschinger	95
II. 2. 2. 1. Calcul du paramètre de contrainte	96
II. 2. 2. 2. Calcul des paramètres de déformation	96
II. 2. 2. 3. Calcul des paramètres d'énergie	97
II. 2. 3. Modélisation des courbes d'écrouissage de second chargement	98
III. RESULTATS ET EXPLOITATION DES ESSAIS SUR L'ACIER HYPERTREMPE	99
III. 1. Première approche : Etude des courbes expérimentales	100
III. 1. 1. Comparaison des résultats des essais monotones	100
III. 1. 2. Comparaison des seconds chargements	101
III. 2. Caractéristiques élastiques	104
III. 2. 1. Modules d'élasticité	104
III. 2. 2. Limites d'élasticité	105
III. 3. Paramètres de l'effet Bauschinger - Influence de la prédéformation	107
III. 3. 1. 1. Paramètre de contrainte β_{σ}	107
III. 3. 1. 2. Paramètre de déformation	108
III. 3. 1. 3. Paramètres d'énergie	110
III. 4. Synthèse des résultats sur l'acier AH	113
III. 5. Modélisation des courbes d'écrouissage de second chargement - Résultats	114
IV. COMPARAISON ENTRE LES RESULTATS SUR LE MATERIAU A L'ETAT HYPERTREMPE ET SUR CELUI A L'ETAT NON HYPERTREMPE	119
IV. 1. Première approche : analyse des courbes expérimentales	119
IV. 1. 1. Comparaison des courbes monotones	119
IV. 1. 2. Comparaison des courbes de second chargement	120
IV. 2. Comparaison des caractéristiques élastiques	120
IV. 2. 1. Modules d'élasticité	120

IV. 2. 2. Comparaison des limites d'élasticité _____	121
IV. 3. Etude des paramètres de l'effet Bauschinger _____	123
IV. 3. 1. Paramètre de contrainte Bauschinger _____	123
IV. 3. 2. Paramètres de déformation _____	124
IV. 3. 3. Paramètres d'énergie _____	125
IV. 4. Synthèse des résultats sur l'acier AH et l'acier ANH _____	128
V. CONCLUSIONS _____	129

Ce chapitre est consacré à l'étude expérimentale de l'effet Bauschinger sur un acier inoxydable austénitique type AISI 316L (X2CrNiMo17-12-2).

Nous commencerons par une description du dispositif expérimental. Il est à noter que notre étude est réalisée à partir d' « essais Bauschinger type », consistant en un premier chargement en traction (respectivement en compression) jusqu'à atteindre la plastification, puis un second chargement en compression (respectivement en traction).

Les méthodes d'exploitation des données d'essais seront ensuite présentées. Nous expliquerons notamment la méthode mise au point pour obtenir automatiquement et de manière la plus « objective » possible, les différentes caractéristiques élastiques de l'acier 316L, qui ne présente pas de domaine élastique nettement marqué.

Nous étudierons les différents résultats obtenus sur l'acier 316L hypereffé, avant de les comparer à ceux obtenus sur le même matériau n'ayant pas subi d'hyperffé. Ces résultats seront discutés à partir de l'étude des courbes expérimentales contrainte - déformation, mais aussi de celles de l'influence de la prédéformation sur les caractéristiques élastiques et sur les différents indicateurs Bauschinger utilisés.

Enfin, rappelons que nous avons déjà mis en évidence dans le chapitre A que les paramètres Bauschinger ne permettent pas de décrire toutes les modifications de la courbe d'écrouissage de second chargement ; c'est pourquoi une première modélisation simple des courbes d'écrouissage de second chargement est proposée en dernière partie de ce chapitre. Une partie modélisation plus poussée fera l'objet du chapitre C.

I. DISPOSITIF EXPERIMENTAL

I. 1. Machine de traction INSTRON 4508

I. 1. 1. Description - caractéristiques

La machine de traction-compression INSTRON modèle 4508 utilisée est une machine électromécanique dont une vue générale et une vue éclatée sont données Figure B- I-1. Le déplacement de la traverse (8) est assuré par deux vis à billes précontraintes (9) entraînées par le moteur (19). Ce dispositif permet de ne pas avoir de jeu au cours des changements de sens traction-compression.

La machine INSTRON 4508 est particulièrement adaptée à des essais monotones en traction ou compression, et à des essais cycliques à faible nombre de cycles. Son système de contrôle est entièrement numérique et offre des capacités de mesure et de résolution de très haut niveau. Il permet d'appliquer des niveaux très précis en charge, en déformation ou en déplacement, et d'acquérir ces données grâce aux sorties numériques. Une interface rend de plus possible la connexion d'un ordinateur afin de piloter automatiquement les essais à réaliser et d'acquérir les données résultantes.

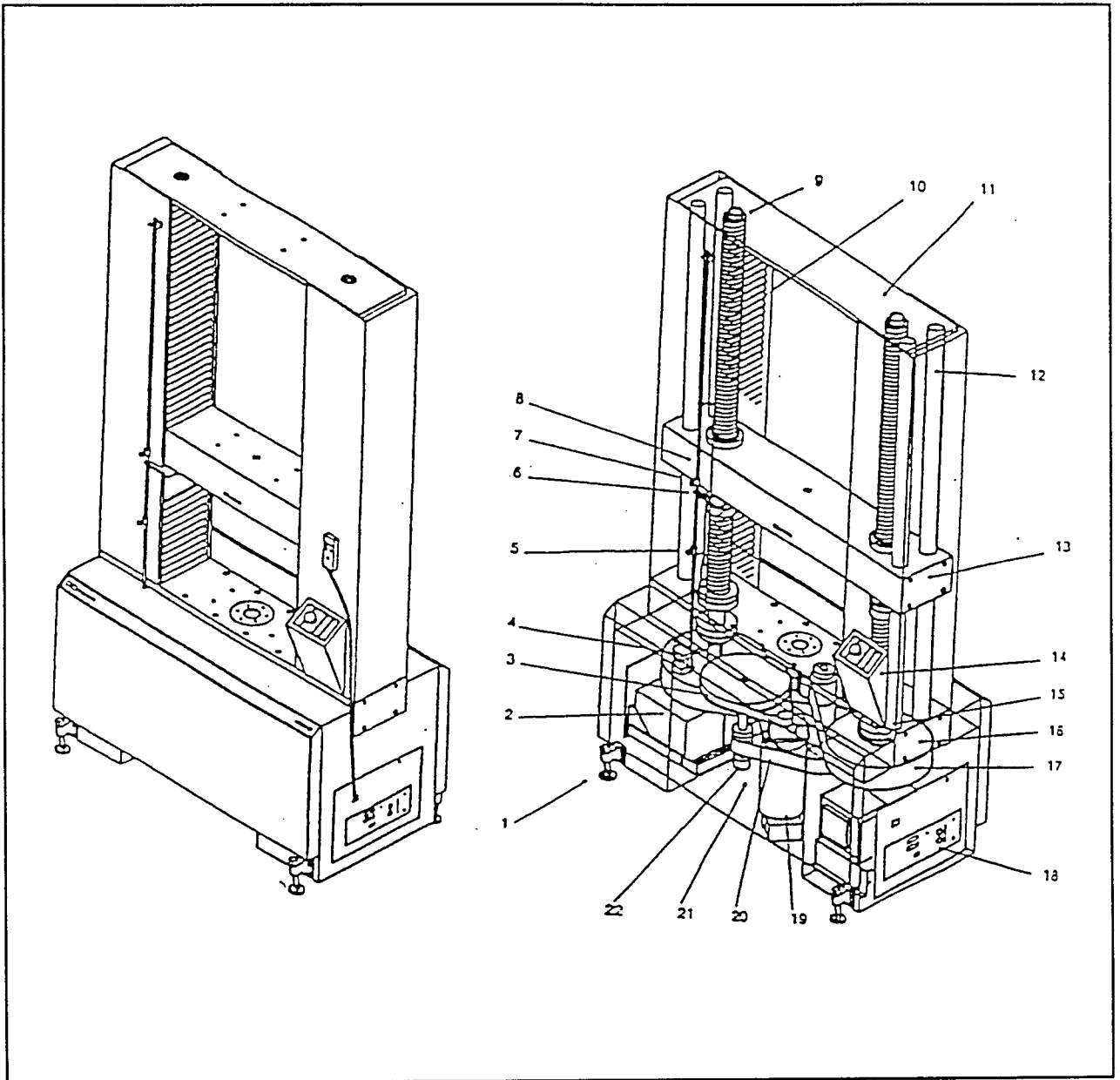


Figure B- I-1 : Vue générale et vue éclatée de la machine de traction INSTRON 4508.

Le système « INSTRON 4508 » est ainsi composé de trois éléments :

- la machine de chargement à proprement parler, constituée d'un bâti, de deux colonnes, d'une traverse mobile en translation et d'un moto-réducteur,
- une tour où sont logées les cartes électroniques de pilotage,
- une console de commande qui constitue l'interface entre l'utilisateur et le système de contrôle ; on y trouve la plupart des commandes et des indications nécessaires à la réalisation des essais.

Caractéristiques:

- La capacité maximale de charge de la machine INSTRON 4508 est de 300 kN. Cette capacité est cependant fonction de la vitesse de déplacement utilisée :
 - * 300 kN pour des vitesses de déplacement inférieures à 100 mm/min.
 - * 120 kN pour des vitesses de déplacement supérieures à 250 mm/min.

Entre ces deux limites, la capacité maximale de charge, F_{\max} en kN, vaut :
$$F_{\max} = \frac{30000}{V}$$
où V représente la vitesse de déplacement en mm/min.

- La vitesse de déplacement de la traverse peut varier entre 0,5 et 250 mm/min.
- La course maximale de la poutre-traverse est de 1133 mm.
- La largeur de la zone d'essai est de 660 mm.

I. 1. 2. Pilotage

Le pilotage s'effectue à l'aide de la console de commande. La grandeur pilotée peut être la charge, la déformation ou le déplacement de la traverse. En revanche, les sorties analogiques ne permettent d'acquérir que la charge et la déformation.

L'acquisition et le pilotage peuvent aussi être réalisés par un micro-ordinateur relié à la machine par une liaison IEEE. Sur le micro-ordinateur, on dispose du logiciel SERIE IX. Ce programme, à usage industriel, est spécialement conçu pour des essais monotones en traction, en compression ou en flexion quatre points. Il permet d'effectuer automatiquement un certain nombre de dépouillements.

I. 1. 3. Dispositifs de mesures

* Cellule de charge :

La force appliquée est mesurée à l'aide d'une cellule de charge, de capacité 300kN, montée sur la traverse mobile, en série avec l'éprouvette.

* Extensomètre :

La déformation axiale est mesurée grâce à un extensomètre à lames et jauges de déformation. Les couteaux de l'extensomètre sont maintenus en position sur la partie utile de l'éprouvette à l'aide d'élastiques.

Le conditionneur du capteur délivre une tension électrique qui varie linéairement en fonction de l'écartement des couteaux.

L'extensomètre que nous avons utilisé présentait une base de mesure de 12,5 mm et un écartement maximal de $\pm 2,5$ mm, soit une déformation de $\pm 20\%$ (ou un déplacement relatif de $\pm 0,2$ mm/mm).

I. 1. 4. Mors d'amarrage

Nous avons utilisé les mors d'amarrage en photo à la Figure B- I-2, dont le dessin d'ensemble est donné Figure B- I-3.

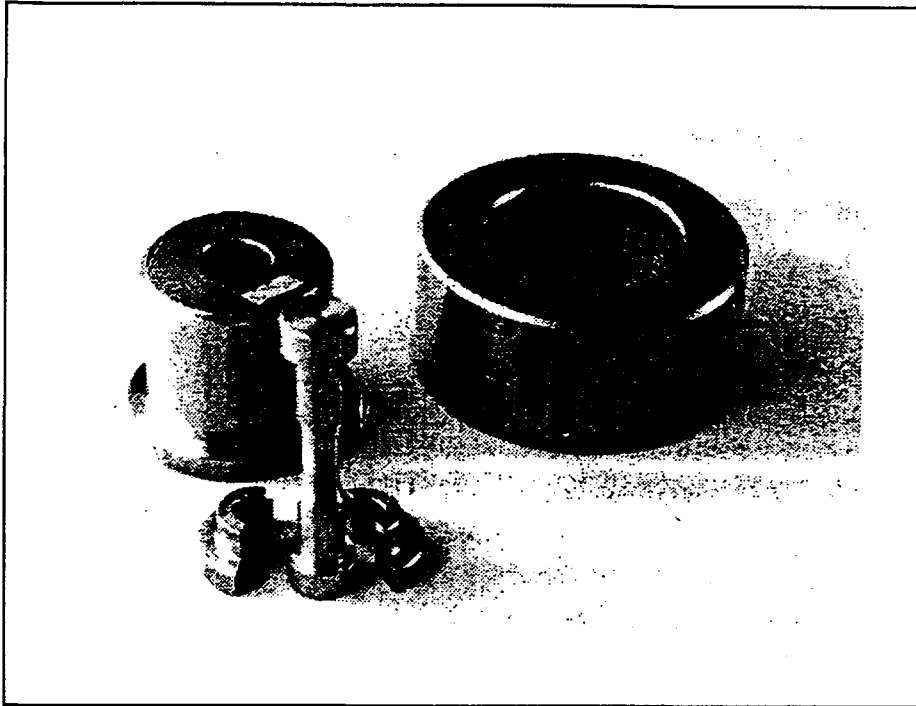


Figure B- I-2 : Photo d'un mors d'amarrage utilisé sur la machine INSTRON 4508.

L'intérêt de ce système d'amarrage est de pouvoir passer d'une phase de traction à une phase de compression sans jeu dans les mors. Pour cela, on vient supprimer le jeu en déplaçant la cale pentée (7), qui vient réaliser un appui bilatéral sur la tête de l'éprouvette cylindrique à têtes lisses (Figure B- I-4).

Quant au centrage de l'éprouvette, il est réalisé par l'intermédiaire des demi-coquilles (6) ajustées à la fois sur l'éprouvette et sur les mors :

- Les bases (1) sont bloquées par l'intermédiaire d'une pièce d'adaptation fileté ; l'une des bases se situe au niveau de la cellule de charge montée sur la traverse mobile, l'autre au niveau du bâti.
- Dans le but d'assurer le blocage et une meilleure rigidité de l'amarrage, deux rampes hélicoïdales sont intercalées entre la base (1) et la cellule et entre la base (1) et le bâti.
- Sur la base (1) est montée la pièce (2) en liaison plane. Un jeu suffisant entre les vis et les trous de passage dans la pièce (2), permet de déplacer (2) parallèlement à son plan d'appui et permet ainsi d'aligner le mors supérieur et le mors inférieur. Ce réglage est réalisé grâce à un comparateur.

Note : De plus amples détails concernant la machine et son utilisation figurent en Annexe 2, ainsi que les plans détaillés des mors. De même, le montage et le démontage des éprouvettes sont expliqués en Annexe 2.

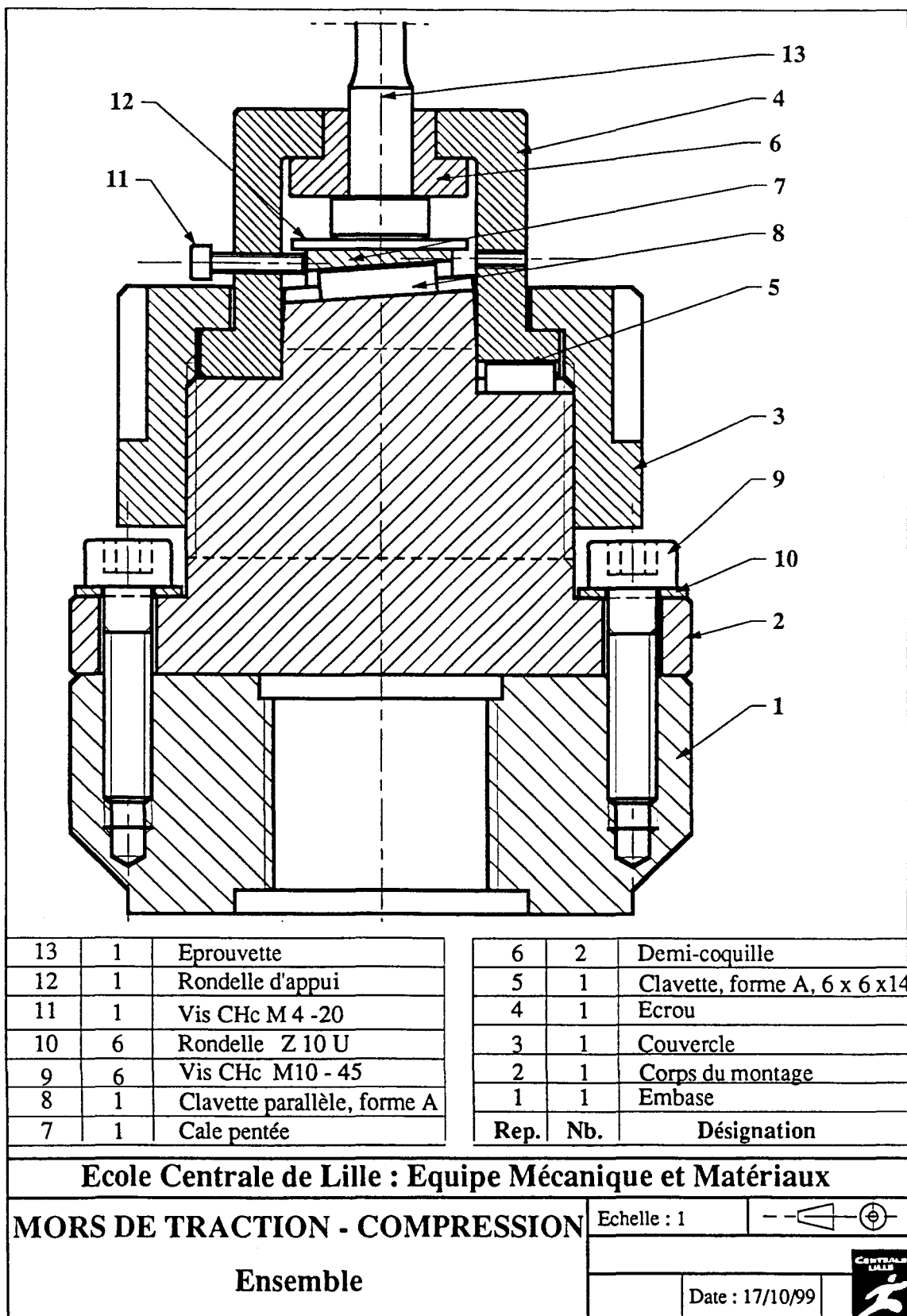


Figure B- I-3 : Dessin d'ensemble d'un mors utilisé sur la machine INSTRON 4508.

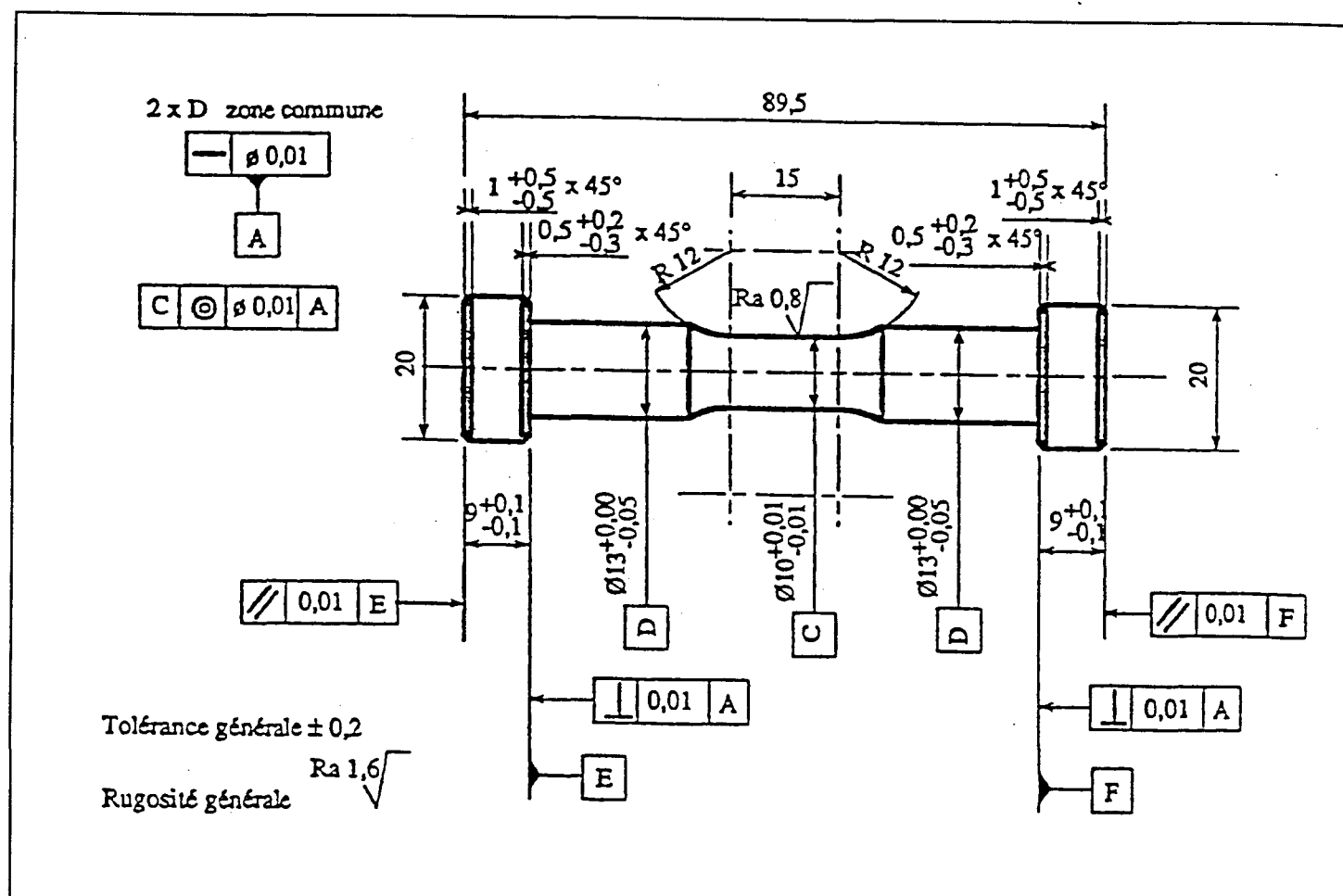


Figure B- I-4 : Dessin de définition de l'éprouvette de traction.

I. 2. Matériau - Eprouvettes

Toutes les éprouvettes ont été prélevées dans un rond étiré de diamètre 25 mm, en acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2 selon la norme AFNOR (AISI 316L selon la norme américaine).

L'acier inoxydable austénitique étudié a la composition donnée dans le Tableau B- I-1. A partir de cet acier, nous avons testé deux lots d'éprouvettes notés respectivement AH et ANH. Le lot AH (appelé par la suite « acier dans l'état AH » ou « acier AH ») a subi une hypertrempe : à savoir un maintien à 1050°C pendant une heure suivi d'un refroidissement à l'eau. Le lot ANH (« acier dans l'état ANH » ou « acier ANH ») n'a, lui, subi aucun traitement thermique après livraison. Leur taille de grain est approximativement de 15 à 20µm.

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	P	N
0,027	0,610	1,280	11,100	16,620	2,030	0,026	0,021	0,020

Tableau B- I-1 : Composition en pourcentage-masse de l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2 étudié.

Les microstructures de l'acier dans l'état AH et dans l'état ANH sont présentées en Figure B- I-5et Figure B- I-6 respectivement.

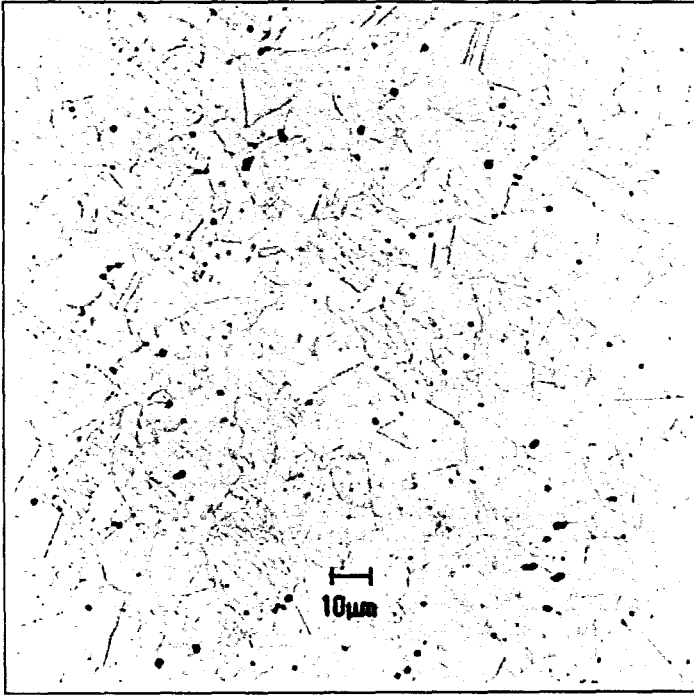


Figure B- I-5 : Microstructure de l'acier dans l'état AH.

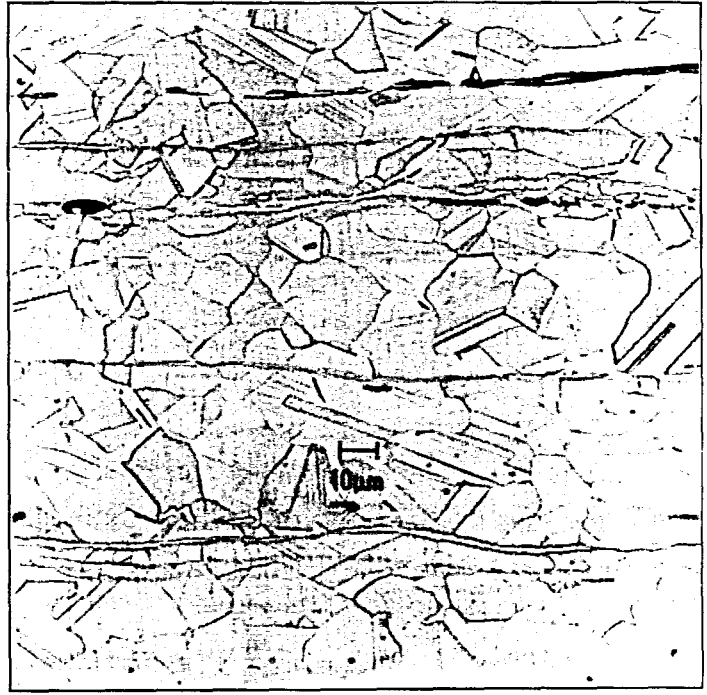


Figure B- I-6 : Microsture de l'acier dans l'état ANH.

La dureté Vickers de l'acier dans les deux états a été mesurée :

- Acier dans l'état AH : $H_v = 167$ (soit $R_m \approx 530$ MPa)
- Acier dans l'état ANH : $H_v = 235$ (soit $R_m \approx 730$ MPa)

Les éprouvettes sont de type cylindriques à têtes lisses. Leur partie utile est de diamètre 10 mm et de longueur 15 mm afin de permettre l'utilisation d'un extensomètre de base de mesure $L_0 = 12,5$ mm. Le plan détaillé des éprouvettes est donné Figure B- I-4.

Outre la précision exigée au niveau du diamètre utile (+/- 0,01 mm), le diamètre de 13 mm demande également un usinage précis : intervalle de tolérance de 0,05mm, dû à la spécificité des mors utilisés : les demi-coquilles (6) qui se positionnent sur ce diamètre assurent le centrage de l'éprouvette par rapport aux mors et ce, grâce à la précision de l'ajustement (Figure B- I-3).

I. 3. Programmes de pilotage

Les essais sont réalisés en asservissant la machine en déformation. On impose que la déformation du fût de l'éprouvette varie de façon linéaire au cours du temps, avec une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} (Figure B- I-7).

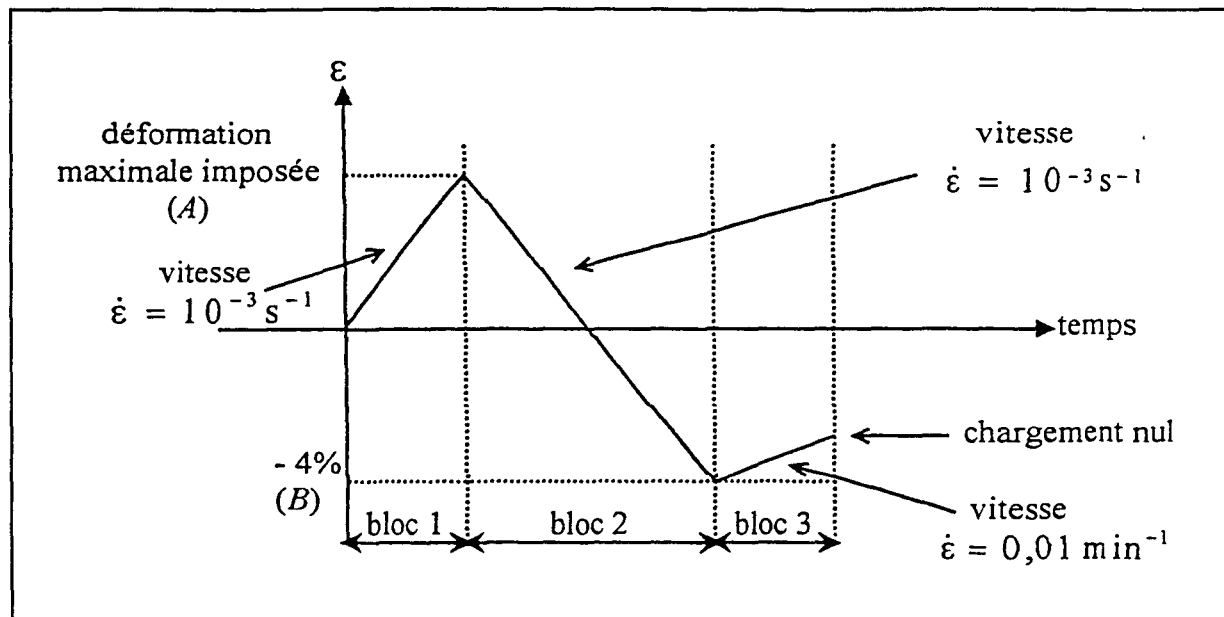


Figure B- I-7 : Signal de sollicitation.

Le programme de pilotage est réalisé à partir des fonctions avancées de la machine INSTRON 4508. Ces fonctions sont accessibles sur la partie supérieure de la console de commande.

Pour obtenir un « cycle », appelé « essai Bauschinger type », c'est-à-dire un essai de traction suivie d'une compression (ou de compression suivie d'une traction), le programme de pilotage est conçu par juxtaposition de trois blocs dont les caractéristiques communes sont :

- la forme du signal : rampe,
- le mode de pilotage : en déformation,
- le point de départ : niveau courant.

Note : « niveau courant » signifie que le bloc commence au niveau de déformation où se situe la machine, seule solution pour parvenir à une bonne continuité entre les blocs successifs.

Initialement, après montage, on soumet l'éprouvette à une charge nulle par réglage manuel.

Un programme de chargement type a été mis au point. Il est donné dans le Tableau B- I-2, et correspond au signal de sollicitation présenté Figure B- I-7. Pour les différents essais, nous n'avons qu'à modifier les cellules grisées du tableau ; si l'essai est une traction suivie d'une compression, alors les signes des amplitudes imposées sont les mêmes que dans le

tableau ; si c'est une compression suivie d'une traction, alors les signes des amplitudes sont inversés.

A : correspond au niveau extrémal de déformation imposé pour le premier chargement.

B : correspond au niveau extrémal de déformation imposé pour le second chargement.

BLO C	MODE	BLOC SUIVANT (Fin de bloc)	LIMITE		FORME DU SIGNAL IMPOSE	DEPART	AMPLITUDE (mm/mm)	VITESSE (course/min)
				Niveau				
1	Strain 1	2	Strain 1	A	rampe	niveau courant	0,05	0,06
2	Strain 1	3	Strain 1	B	rampe	niveau courant	-0,08	0,06
3	Strain 1	Stop	Load	0 (N)	rampe	niveau courant	0,06	0,01

Tableau B- I-2 : Exemple de programme de sollicitation imposée pour un essai.

Comme nous l'avons vu dans la partie bibliographique, l'effet Bauschinger s'observe lorsqu'après avoir sollicité un matériau dans un premier sens de chargement, on le sollicite dans le sens opposé. Il apparaît alors une variation de la limite d'élasticité, du module d'Young et des paramètres d'écrouissage. Ainsi, tout type de chargement imposant une plastification modifie les différents paramètres que nous venons de citer et permet l'étude de l'effet Bauschinger.

Notre travail consiste en l'étude de l'effet Bauschinger sur un matériau « vierge » hypere trempé soumis à : soit une traction suivie d'une compression, soit une compression suivie d'une traction. L'éprouvette est considérée comme « vierge » si elle n'a subi aucune prédéformation.

Nous avons donc effectué des essais constitués d'un seul « cycle ouvert » : pour les deux types d'essais réalisés (traction suivie d'une compression et compression suivie d'une traction) le premier chargement est imposé jusqu'à différents niveaux de déformation totale ($0,2\% \leq |\epsilon_t| \leq 5\%$), tandis que le chargement en sens inverse est effectué jusqu'à une déformation totale de 4% (Figure B- I-8 a et b) pour tous les essais.

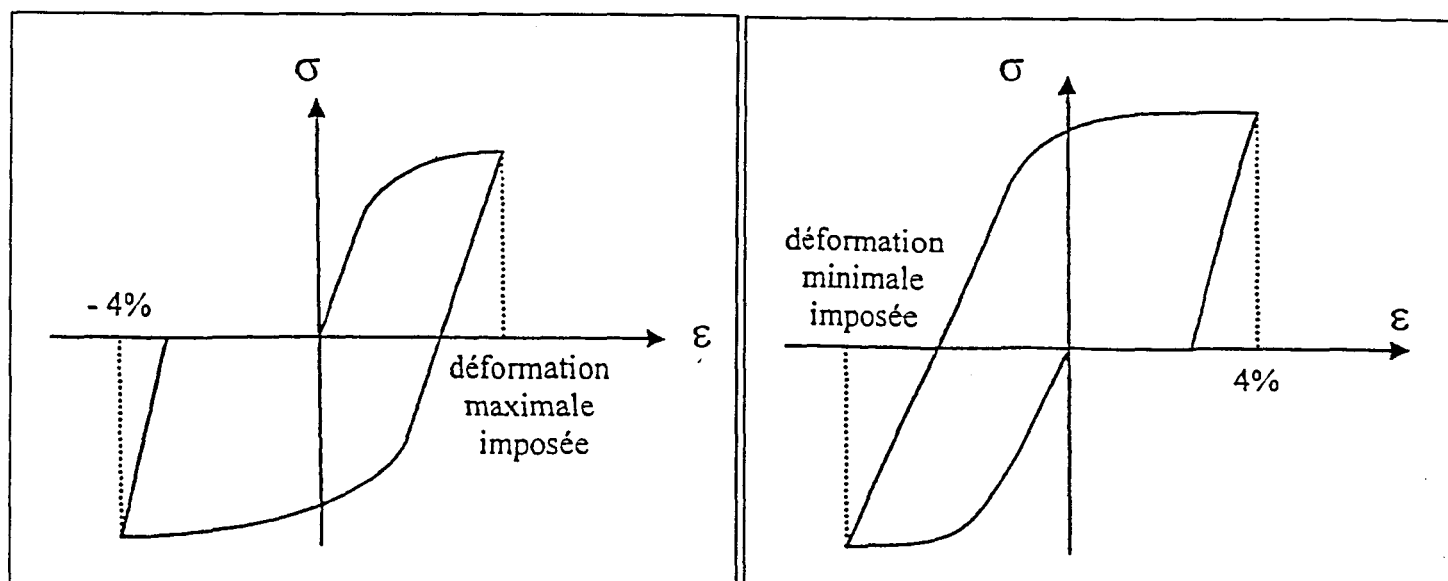


Figure B-1-8 :

- a) Allure de la courbe $\sigma - \epsilon$ enregistrée lors d'un essai de traction suivie d'une compression. b) Allure de la courbe $\sigma - \epsilon$ enregistrée lors d'un essai de compression suivie d'une traction.

I. 4. Programme d'acquisition

Le pilotage étant assuré grâce aux fonctions avancées de la machine, nous n'avons besoin que d'un logiciel d'acquisition. L'application développée sous Labview n'étant pas disponible actuellement, nous avons utilisé le logiciel SERIE IX sous une forme dégradée : nous avons interdit le contrôle de l'essai par le logiciel et nous avons configuré celui-ci comme s'il s'agissait d'un essai de traction où les paramètres de fin d'essai ne sont jamais atteints. L'acquisition est alors lancée pour une durée légèrement supérieure à la durée de l'essai réel.

Cette façon de faire nous a conduit à travailler partiellement « en aveugle » : en effet, le logiciel ne permet de visualiser qu'une partie de l'essai (force positive pour un essai de traction, force négative pour un essai de compression).

La fréquence d'acquisition est constante tout au long de l'essai. Nous avons choisi 50 points de mesure par seconde, ce qui est suffisant pour déterminer correctement les caractéristiques élastiques, mais c'est aussi la plus grande fréquence d'acquisition possible avec le logiciel SERIE IX.

Les grandeurs mesurées lors de ces essais sont stockées dans des fichiers dont le nom a été défini par convention :

- la première lettre est T ou C selon que le premier chargement effectué est une Traction ou une Compression ;
- les deux chiffres suivants correspondent à la déformation extrême $\times 10^3$ atteinte lors du premier chargement ;
- la lettre suivante est C ou T selon que le second chargement effectué est une Compression ou une Traction ;

- le deux chiffres suivants correspondent à la déformation extrême $\times 10^3$ atteinte lors du second chargement ;
- les dernières lettres sont : AH pour les essais effectués sur le lot AH ; et A pour les essais effectués sur le lot ANH.

Exemple : un essai de compression jusqu'à 2% de déformation totale, suivie d'une traction jusqu'à 4% de déformation totale, sur l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2 hyperefforté, sera désigné par : C20T40AH.

I. 5. Programme d'essais

Sur des éprouvettes en acier hyperefforté (état AH), un chargement monotone en traction jusqu'à 16% de déformation totale et un chargement monotone en compression jusqu'à 10% de déformation totale ont été effectués, ainsi que les « essais Bauschinger type », précédemment décrits au § B I.3. .

Neuf essais Bauschinger type ont été effectués sur l'acier AH, avec une prédéformation en traction suivie d'une compression. Les premiers chargements ont été menés jusqu'à 0,2%, 0,5%, 0,8%, 1%, 1,5%, 2%, 3%, 4% et 5% de déformation totale respectivement. Six essais Bauschinger type ont été effectués avec une prédéformation en compression suivie d'une traction. Les premiers chargements ont été menés jusqu'à -0,2%, -0,5%, -1%, -2%, -3%, -5% de déformation totale respectivement. Les seconds chargements ont toujours été effectués jusqu'à 4% de déformation totale, ceci afin de toujours atteindre et dépasser la contrainte maximale obtenue lors du premier chargement, et ainsi de pouvoir définir l'ensemble des paramètres Bauschinger utilisés.

En ce qui concerne l'acier dans l'état ANH, deux essais monotones, en traction et en compression, ont été effectués : un essai de traction jusqu'à 16% et un essai de compression jusqu'à 10% de déformation totale. Six essais Bauschinger type ont été effectués avec une prédéformation en traction suivie d'une compression. Les premiers chargements ont été menés jusqu'à 1%, 1,5%, 2%, 2,5%, 3%, 3,5% de déformation totale respectivement. De même, six essais Bauschinger type ont été effectués avec une prédéformation en compression suivie d'une traction. Les premiers chargements ont été menés jusqu'à -1%, -1,5%, -2%, -2,5%, -3%, -3,5% de déformation totale respectivement. Pour les mêmes raisons que précédemment, chacun des seconds chargements a été mené jusqu'à 4% de déformation totale s'il était en traction, (ou jusqu'à -4% de déformation totale s'il était en compression).

L'ensemble des essais effectués est rappelé dans le Tableau B- I-3.

<u>Type de l'essai</u>	<u>Acier dans l'état AH</u>	<u>Acier dans l'état ANH</u>
<u>traction monotone</u>	T160AH	T160ANH
<u>compression monotone</u>	C100AH	C100ANH
<u>prédéformation en traction suivie d'une compression</u>	T02C40AH	
	T05C40AH	
	T08C40AH	
	T10C40AH	T10C40ANH
	T15C40AH	T15C40ANH
	T20C40AH	T20C40ANH
		T25C40ANH
	T30C40AH	T30C40ANH
		T35C40ANH
	T40C40AH	
	T50C40AH	
<u>prédéformation en compression suivie d'une traction</u>	C02T40AH	
	C05T40AH	
	C10T40AH	C10T40ANH
		C15T40ANH
	C20T40AH	C20T40ANH
		C25T40ANH
	C30T40AH	C30T40ANH
		C35T40ANH
	C50T40AH	

Tableau B- I-3 : Programme d'essais et fichiers de mesures.

II. METHODE D'EXPLOITATION DES DONNEES

Les mesures effectuées ont été exploitées à l'aide du logiciel EXCEL 5.0. Ce logiciel permet de calculer toutes les grandeurs nécessaires à l'interprétation des essais. Notre but étant d'effectuer les calculs automatiquement, il était nécessaire de créer un programme ; le logiciel EXCEL 5.0 nous permettait cela en écrivant des macro-commandes à l'aide du langage Visual Basic. Le programme est expliqué succinctement en Annexe 3.

Le but ici n'est pas d'expliquer le langage Visual Basic, mais plutôt de décrire la manière dont sont calculées les différentes grandeurs qui nous intéressent pour caractériser l'effet Bauschinger.

II. 1. Remarques préalables

Un premier traitement auxiliaire (expliqué ci-après) permet, à partir des données brutes, d'obtenir un fichier qui sera traité ensuite par notre programme.

Les données acquises lors des essais, à l'aide du logiciel Série IX, sont : l'écartement des couteaux de l'extensomètre, Δl , et la force, F , en unités anglaises. Par conséquent, la première chose à faire est de transformer ces données en unités S.I., à savoir en mm et N :

- 1 inch = 25,399 mm
- 1 lb = (9,81*0,45359243) N

Puis, il convient de calculer la déformation conventionnelle $\Delta l/l_0$ (mm/mm) où l_0 représente la distance inter-couteaux initiale (base de mesure de l'extensomètre : 12,5 mm), et la contrainte conventionnelle ou nominale F/S_0 où S_0 représente la section initiale de la partie utile de l'éprouvette.

Enfin, comme il est nécessaire d'utiliser les valeurs vraies, on évalue :

- $\epsilon_v = \ln \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right)$
- $\sigma_v = \sigma_{\text{nom}} * \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right)$

II. 2. Méthodes d'exploitation

Après avoir effectué ces transformations préalables, l'utilisateur peut dépouiller l'essai à l'aide du programme créé. Celui-ci permet d'évaluer les différentes caractéristiques élastiques et les paramètres d'écrouissage.

II. 2. 1. Evaluation des caractéristiques élastiques

La courbe de traction ou de compression monotone de l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2 ne possède pas une zone linéaire marquée. C'est pourquoi il est difficile de déterminer précisément ses caractéristiques élastiques (module d'Young, limite d'élasticité). Aussi une méthode de « définition objective » de la plage élastique a été développée.

« Déterminer la plage élastique » consiste à définir les bornes de cette plage.

II. 2. 1. 1. Détermination de la borne supérieure de la plage élastique

A partir du chargement sélectionné par l'utilisateur (soit l'alternance de traction, soit l'alternance de compression), on prend une plage de départ constituée d'une centaine de points, dans le diagramme (ϵ_v, σ_v) . Cette plage est constituée de la plage élastique et du début de la plage plastique des données contraintes-déformations.

Dans un premier temps, nous éliminons arbitrairement les cinq premiers points. Puis, nous effectuons une régression linéaire sur la plage restante : nous calculons la pente de la droite et son coefficient de corrélation. Faisant varier la borne supérieure de la plage sur laquelle est effectuée la régression linéaire, nous obtenons alors une évolution du coefficient de corrélation telle qu'elle apparaît sur la Figure B- II-1. On retient comme borne supérieure de la plage élastique, la borne en déformation qui conduit au coefficient de corrélation maximal.

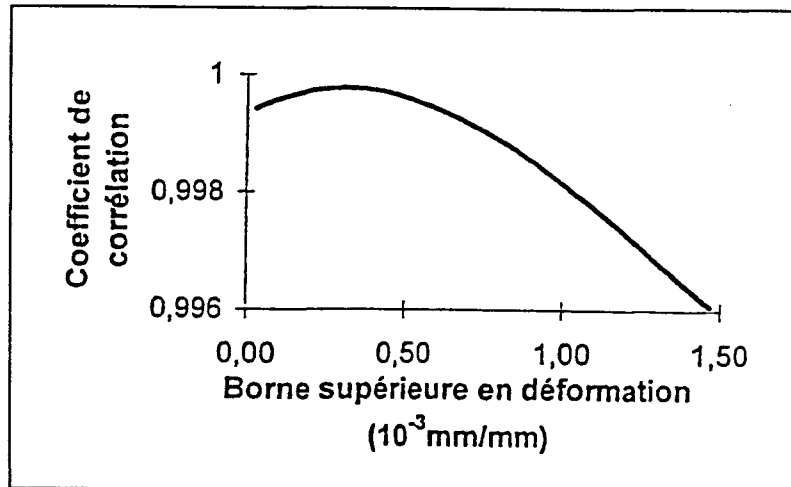


Figure B- II-1 : Evolution du coefficient de corrélation relatif au calcul de la pente de la droite de régression (σ_v - ϵ_v) en fonction de la borne supérieure de la plage élastique.

II. 2. 1. 2. Détermination de la borne inférieure de la plage élastique

Au début des premiers chargements, il existe quelques points non significatifs du comportement élastique du matériau ; de même, au début du second chargement, on observe une « inertie » au changement de sens de la déformation, due à une relaxation du matériau. Il est alors nécessaire de déterminer le nombre de points, en début de chaque alternance, qu'il ne faut pas prendre en considération pour l'évaluation des caractéristiques élastiques.

Faisant varier la borne inférieure de la plage de régression, l'écart maximal entre les points de mesure et la droite de régression évolue alors comme illustré sur la Figure B- II-2. On retient comme borne inférieure de la plage, celle qui conduit à un écart maximal inférieur à $8 \cdot 10^{-6} \text{ mm/mm}$. Cette valeur a été déterminée de manière arbitraire par l'expérience, mais elle est identique pour tous les essais.

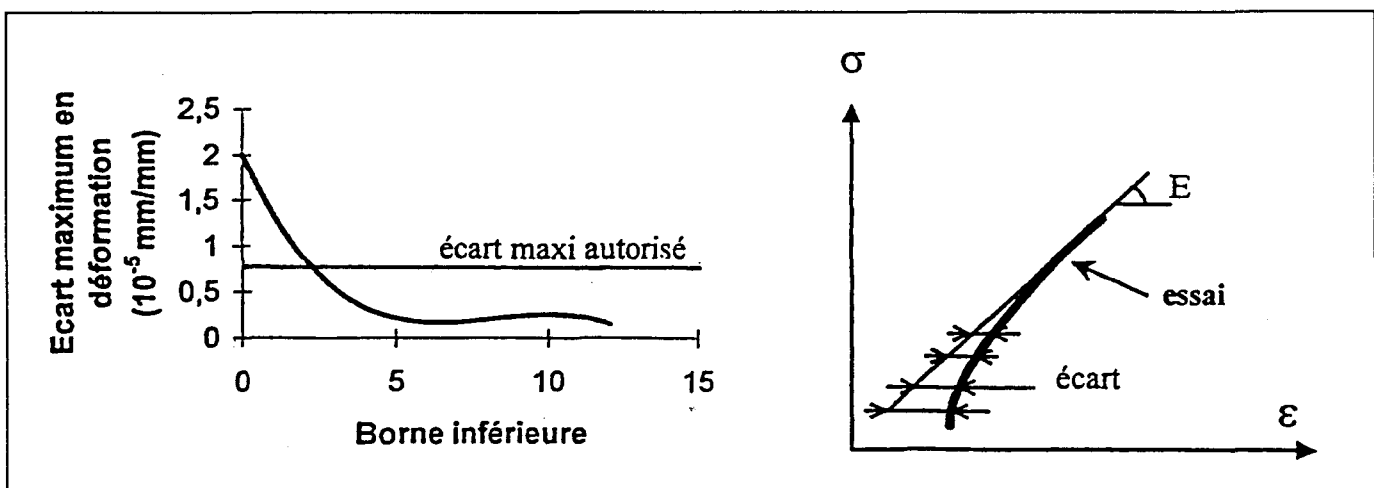


Figure B- II-2 : Evaluation de l'écart en déformation entre les points de mesure et la droite de régression.

Le module d'Young est alors considéré comme égal à la pente de la droite de régression obtenue sur cette plage optimale.

Cette méthode est utilisée pour calculer les deux modules d'élasticité E_1 et E_2 des premier et second chargements respectivement.

II. 2. 2. Calcul des paramètres (ou « indicateurs ») Bauschinger

Comme nous l'avons vu dans la partie bibliographique, la méthode communément utilisée pour étudier l'effet Bauschinger consiste à placer la courbe de chacun des chargements de l'essai dans le premier quadrant du repère ϵ_v - σ_v . Or, pour certains seconds chargements, les limites d'élasticité à 0,02% de déformation rémanente ainsi obtenues sont positives en compression et négatives en traction ; aussi les courbes de second chargement n'ont plus été placées dans le premier quadrant ($\sigma_v, \epsilon_v > 0$) mais dans le demi plan $\epsilon_v > 0$.

Ainsi la courbe de premier chargement de l'essai étudié est naturellement placée dans le premier quadrant. Quant au second chargement, il est placé symétriquement par rapport à M (Figure B- II-3).

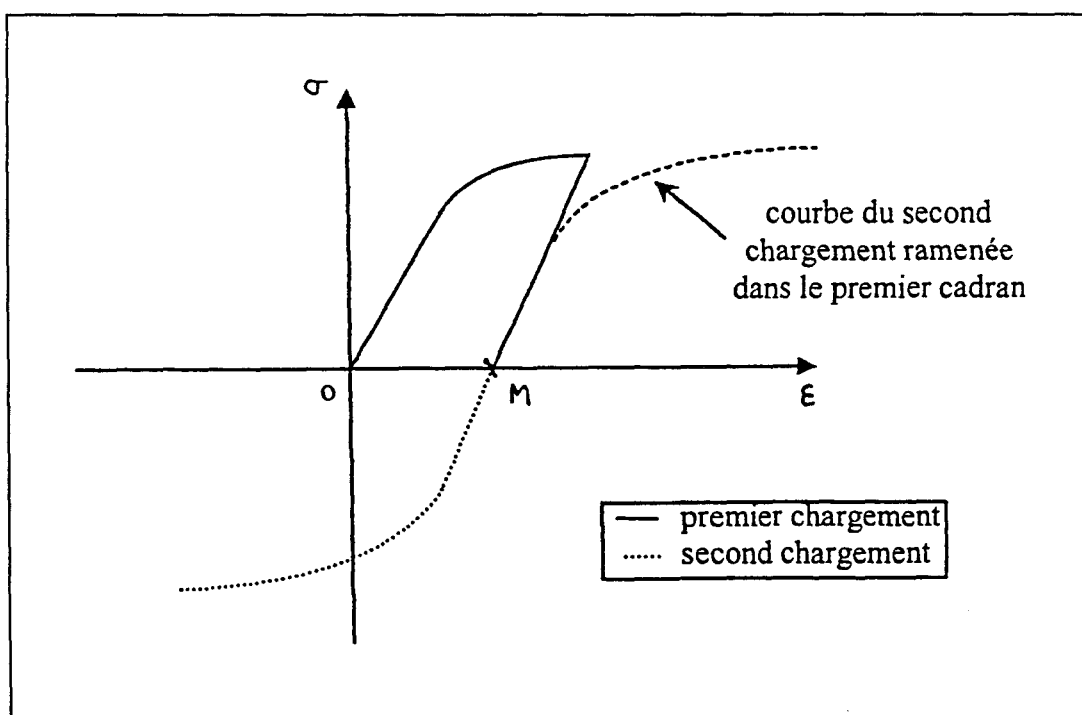
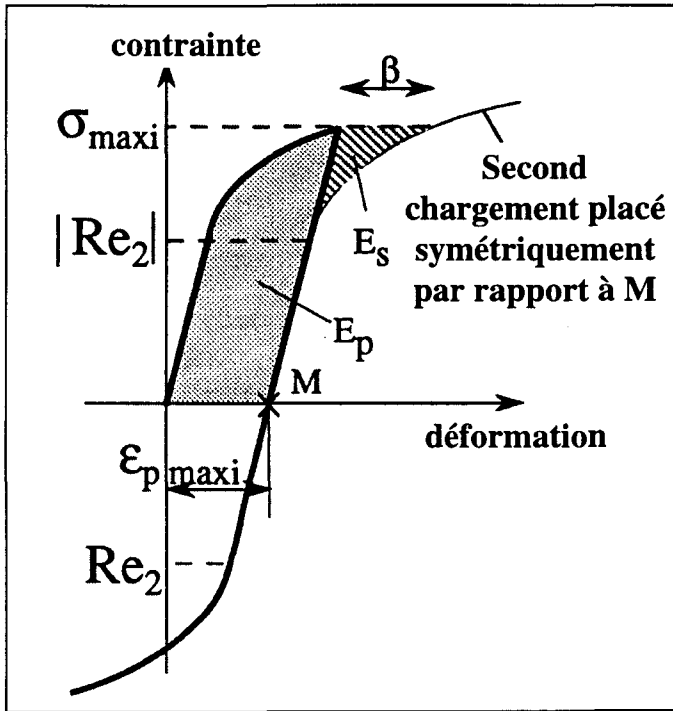


Figure B- II-3 : Représentation utilisée pour la comparaison de deux chargements successifs de sens inverses.

Il reste maintenant à calculer les différents paramètres que nous avons choisis d'étudier. La définition de ces paramètres est rappelée en Figure B- II-4.



Limite d'élasticité du second chargement :

Re_2 (évaluée ici à 0,02% de déformation rémanente)

Paramètre de contrainte Bauschinger :

$$\beta_{\sigma} = \frac{\sigma_{\max i} + Re_2}{\sigma_{\max i}}$$

Paramètre de déformation Bauschinger :

$$\beta_{\epsilon} = \frac{\beta}{\epsilon_{p \max i}}$$

Déformation Bauschinger Moyenne (ou Average Bauschinger Strain) :

$$A.B.S. = \frac{E_s}{\sigma_{\max i}}$$

Paramètre d'énergie Bauschinger :

$$\beta_E = \frac{E_s}{E_p}$$

Figure B- II-4 : Définition des différents indicateurs Bauschinger utilisés dans cette étude.

II. 2. 2. 1. Calcul du paramètre de contrainte

$$\text{Paramètre de contrainte : } \beta_{\sigma} = \frac{\sigma_{\max i} + Re_2}{\sigma_{\max i}}$$

où $\sigma_{\max i}$ est la contrainte maximale atteinte lors du premier chargement et Re_2 la limite d'élasticité du second chargement.

Les limites d'élasticité de chacun des chargements sont évaluées à 0,02% de déformation rémanente. Quant à la précontrainte $\sigma_{\max i}$, elle fait partie des données acquises. Le programme n'a donc plus qu'à calculer le paramètre de contrainte β_{σ} à l'aide de la relation précédente.

II. 2. 2. 2. Calcul des paramètres de déformation

$$\text{Paramètre de déformation Bauschinger : } \beta_{\epsilon} = \frac{\beta}{\epsilon_{p \max i}}$$

$$\text{où } \epsilon_{p \max i} = \epsilon_t(\max i) - \frac{\sigma_{\max i}}{E_2}.$$

La déformation Bauschinger β est définie (Figure B- II-5) par : $\beta = \epsilon_B - \epsilon_A$.

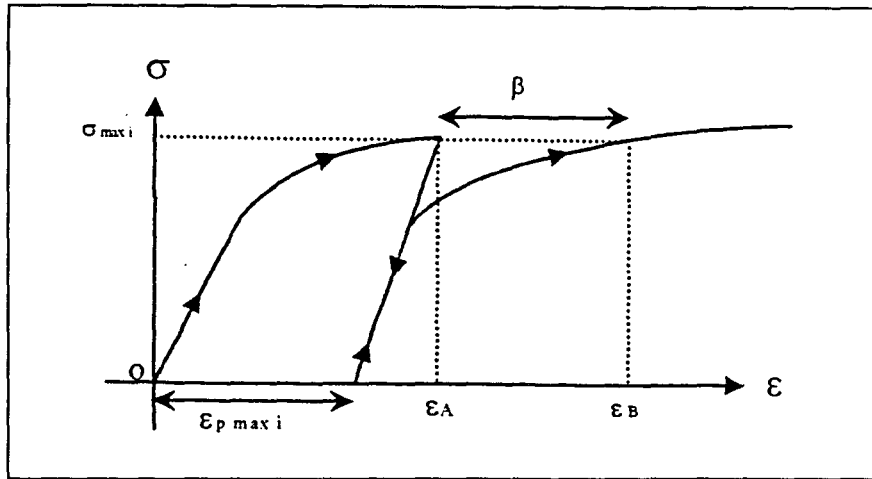


Figure B- II-5 : Définition de la déformation Bauschinger β .

Notre « macro - Excel » recherche dans un premier temps les coordonnées du dernier point du premier chargement ($\epsilon_{\max i}$; $\sigma_{\max i}$), puis calcule $\epsilon_{p\max i}$. Elle recherche ensuite, sur le second chargement, l'abscisse du point d'ordonnée $\sigma_{\max i}$. Comme il est rare de trouver une valeur parfaitement identique, il recherche deux points consécutifs encadrant $\sigma_{\max i}$ et effectue une interpolation linéaire entre ces deux points.

II. 2. 2. 3. Calcul des paramètres d'énergie

Pour évaluer les différentes énergies nécessaires au calcul des paramètres d'énergie Bauschinger, il faut déterminer des aires comprises entre l'axe des déformations et les courbes ramenées dans le demi plan supérieur du repère ($\epsilon_v > 0$).

Paramètre d'énergie Bauschinger β_E : $\beta_E = \frac{E_s}{E_p}$

où

- E_p est l'énergie de déformation plastique emmagasinée durant la prédéformation (Figure B- II-6) ;
- E_s est la différence d'énergie de déformation plastique, pour atteindre $\sigma_{\max i}$ lors du second chargement, entre un matériau ne présentant pas d'effet Bauschinger et le matériau testé (Figure B- II-7).

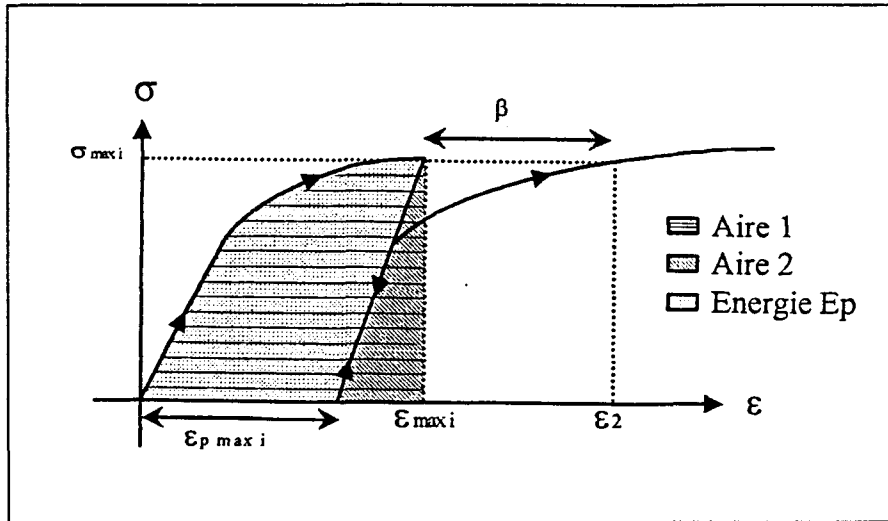


Figure B- II-6 : Définition de l'énergie E_p .

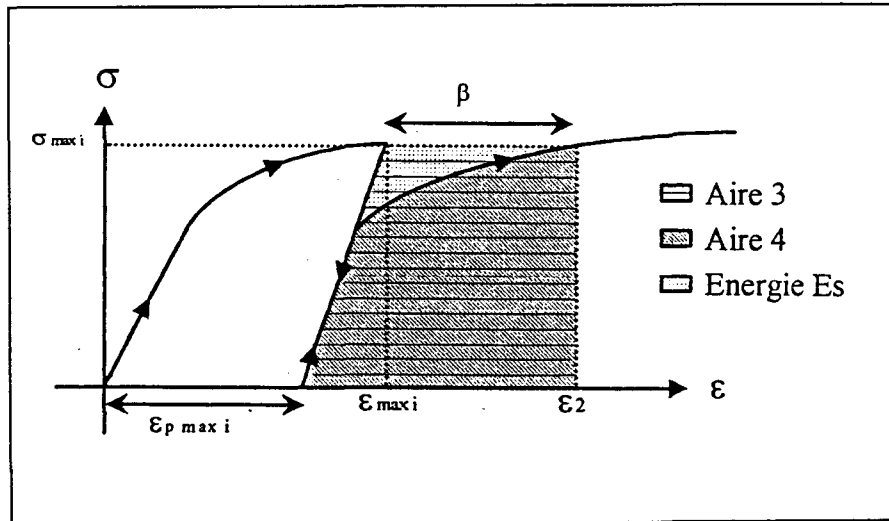


Figure B- II-7 : Définition de l'énergie E_s .

Pour calculer les énergies E_s et E_p , les aires 1 et 4 sont évaluées par la méthode des trapèzes, les aires 2 et 3 par des calculs d'aires d'éléments géométriques (triangles et trapèzes).

II. 2. 3. Modélisation des courbes d'écrouissage de second chargement

Les différents paramètres Bauschinger que nous proposons d'étudier, bien qu'exprimés en terme de contrainte, de déformation et d'énergie, ne permettent pas de rendre compte de l'ensemble des modifications de la forme des courbes d'écrouissage obtenues après une prédéformation, comme nous l'avons déjà dit. C'est pourquoi il nous a paru intéressant de modéliser l'ensemble des courbes d'écrouissage de second chargement.

A partir d'un essai de prédéformation en traction (respectivement en compression) suivie d'une compression (respectivement en traction), on définit le second chargement dans un repère dont l'origine est le premier point du second chargement (repère : $(\varepsilon^*, \sigma^*)$) (Figure B- II-8). Sur ce second chargement, on évalue les déformations plastiques, dans ce nouveau repère. Enfin, le second chargement est modélisé par la loi de Ludwik (loi puissance avec seuil), $\sigma = \sigma_0 + k \varepsilon_p^n$, à l'aide du logiciel d'identification Sidolo [PIL85]. On obtient alors le seuil σ_0 , le coefficient d'écrouissage k et l'exposant d'écrouissage n .

Les courbes entières de second chargement sont modélisées, alors que les courbes de chargement monotone en traction et en compression, sont modélisées jusque 9% de déformation. Ces dernières sont utilisées comme références pour comparer les chargements initiaux aux seconds chargements.

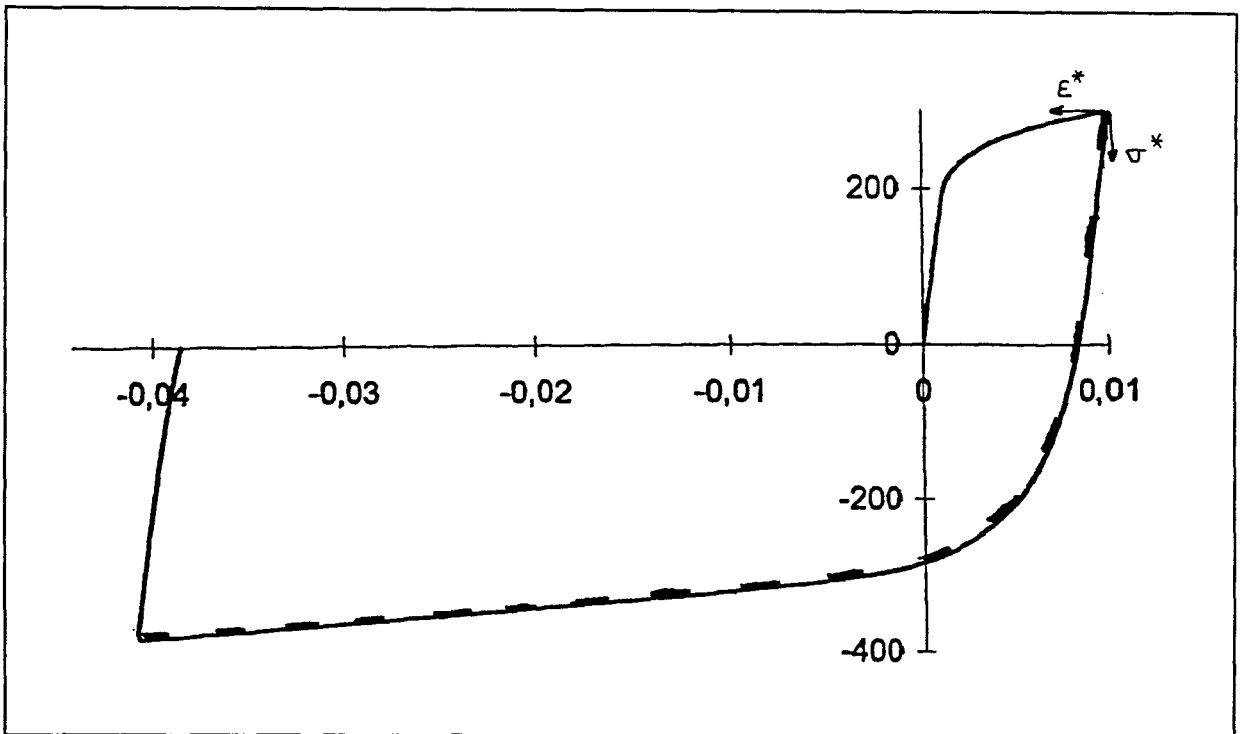


Figure B- II-8 : Changement de repère pour la modélisation des courbes d'écrouissage des seconds chargements.

III. RESULTATS ET EXPLOITATION DES ESSAIS SUR L'ACIER HYPERTREMPE

Nous étudierons d'abord les différents résultats obtenus à partir des essais effectués sur l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2 hypertrempé (acier dans l'état AH), état de référence classique. Nous réaliserons, dans un premier temps, une analyse des courbes des différents essais, puis nous ferons une étude de l'effet Bauschinger à l'aide des différents paramètres Bauschinger évalués à l'aide du programme mis au point ; nous rechercherons enfin une première modélisation des courbes de second chargement. Ces résultats seront comparés à ceux obtenus à partir des essais effectués sur le même acier, dans l'état de

réception (état non hyperefforté, dit ANH) ; les résultats de ces derniers sont donnés en Annexe 4.

III. 1. Première approche : Etude des courbes expérimentales

III. 1. 1. Comparaison des résultats des essais monotones

Afin de comparer les essais de traction et de compression monotones, les deux courbes ont été ramenées dans le premier quadrant (Figure B- III-1 et détail en Figure B- II-2).

Chacune de ces courbes peut être divisée en trois zones. La première zone est la partie élastique, quasiment linéaire. La deuxième zone est de forte courbure, elle sera appelée partie transitoire (ou coude). La troisième zone est la partie plastique relativement linéaire, tandis que la partie transitoire est considérée comme partie plastique « non linéaire ».

On observe très peu de différences entre les courbes monotones de traction et de compression :

- la partie transitoire de la courbe de compression possède un rayon de courbure plus élevé que celui de la courbe de traction, et se trouve donc en-dessous (ceci est à relier à des différences de limites d'élasticité entre les deux chargements, dont nous parlerons plus loin) ;
- les niveaux de contrainte dans la partie plastique de la courbe de compression sont toujours inférieurs à ceux de la courbe de traction, l'écart augmentant avec l'augmentation de la déformation.

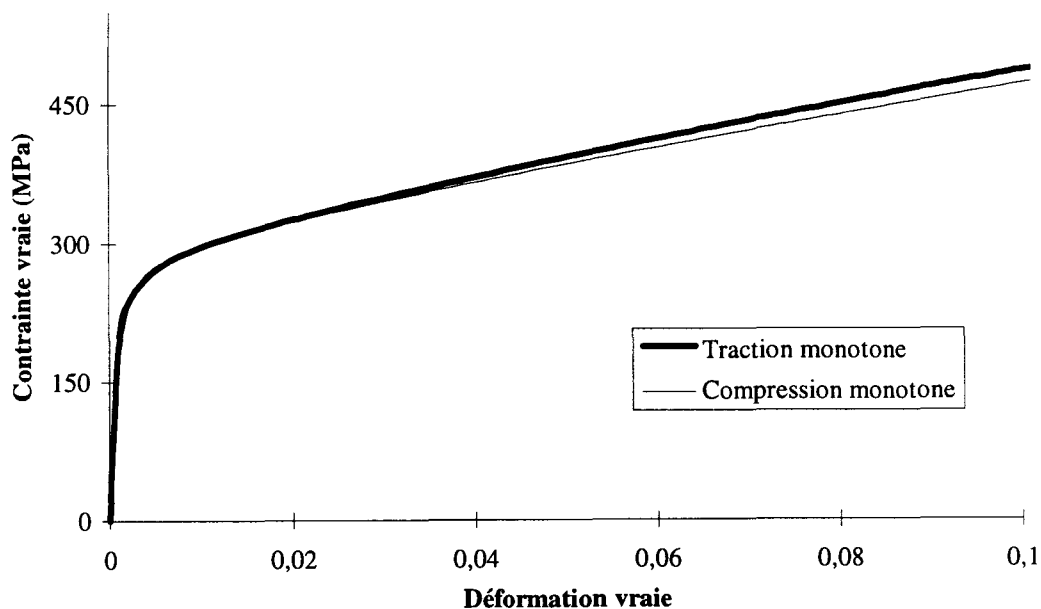


Figure B- III-1 : Comparaison des courbes vraies de traction et de compression monotones.

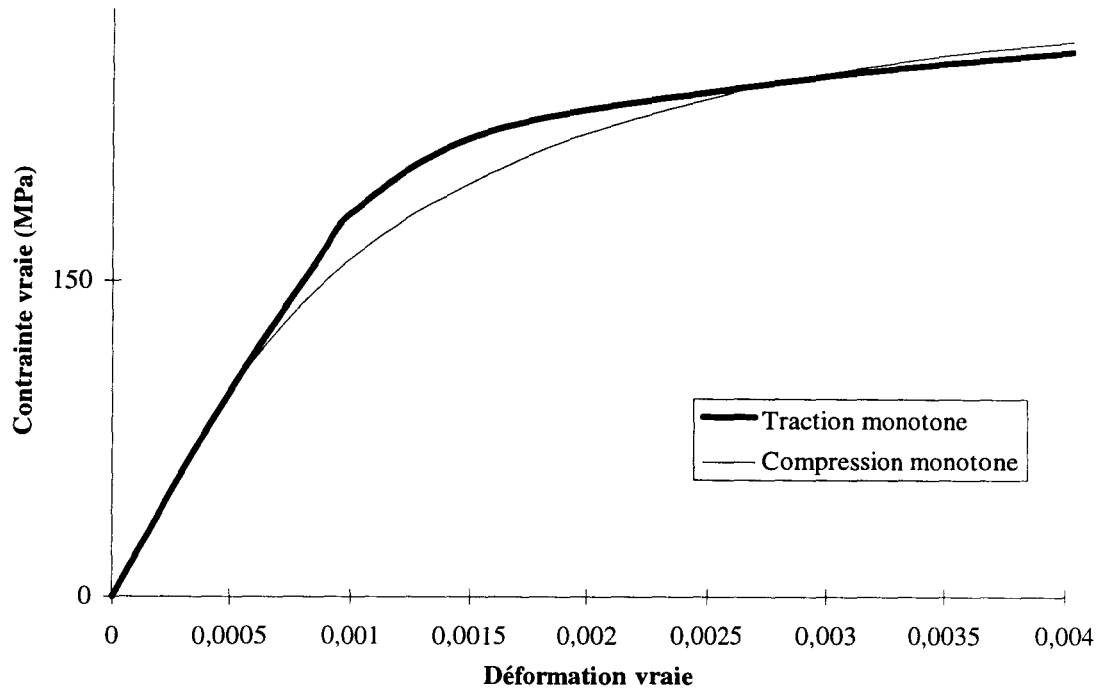


Figure B- III-2 : Détails de la Figure B- III-1.

III. 1. 2. Comparaison des seconds chargements

Les courbes contraintes vraies-déformations vraies des neuf essais effectués avec une prédéformation en traction suivie d'une compression sont présentées Figure B- III-3 ; les mêmes courbes des six essais de prédéformation en compression suivie d'une traction sont présentées Figure B- III-4.

Si l'on compare l'ensemble des essais, bien évidemment les courbes de premier chargement en traction d'une part, en compression d'autre part, sont quasiment confondues ; il n'y a donc pratiquement pas de dispersion, entre les résultats obtenus sur les différentes éprouvettes.

Quel que soit le sens de la prédéformation :

- les parties transitoires des courbes de premier chargement ont des rayons de courbure plus faibles que celles des courbes de second chargement (Figure B- III-5 et Figure B- III-6).
- lors du second chargement, la partie transitoire possède un rayon de courbure d'autant plus important que la prédéformation est élevée ; il serait intéressant d'effectuer d'autres essais avec davantage d'alternances, pour observer si les chargements successifs ont un rayon de courbure croissant effectivement.
- lors du second chargement, les niveaux de contrainte (en valeurs absolues) sont plus élevés que ceux en chargement initial, à même valeur absolue de prédéformation.

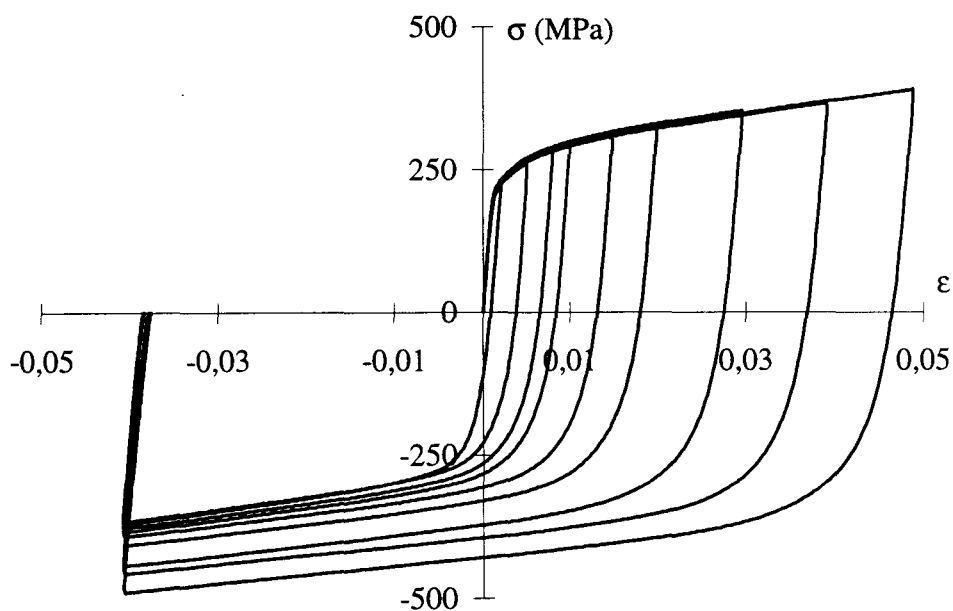


Figure B- III-3 : Essais de prédéformation en traction suivie d'une compression, pour l'acier AH.

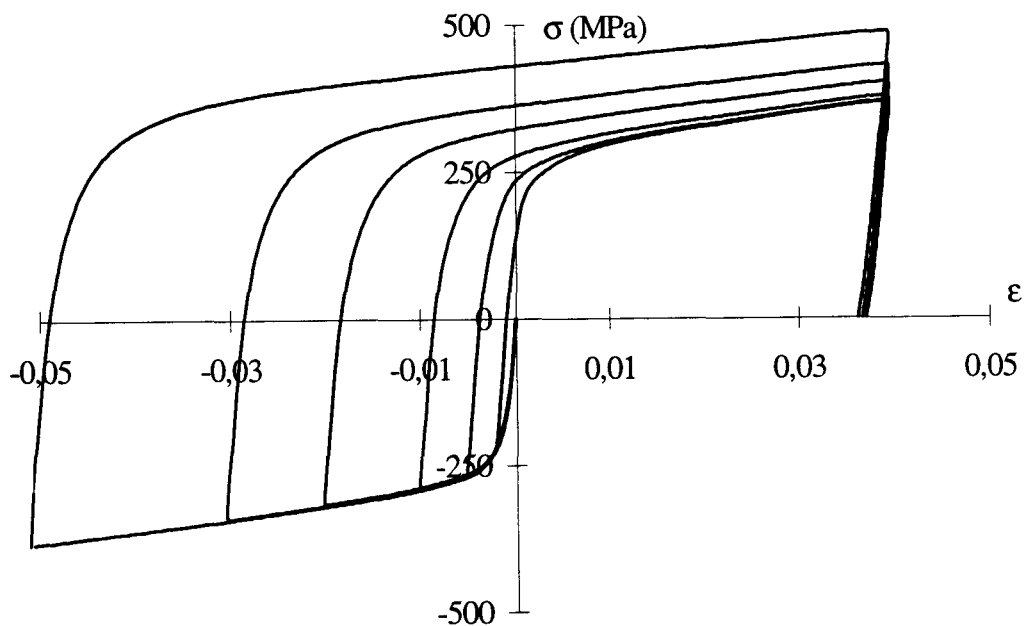


Figure B- III-4 : Essais de prédéformation en compression suivie d'une traction, pour l'acier AH.

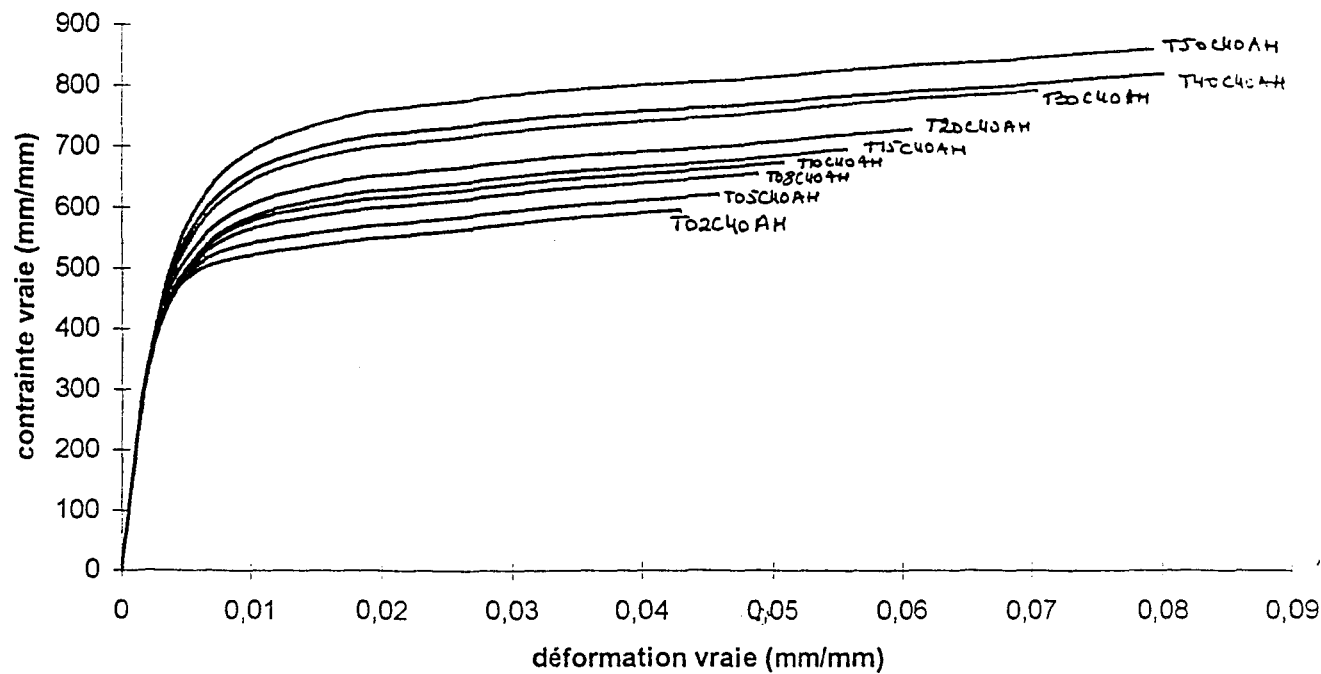


Figure B- III-5 : Comparaison des seconds chargements en compression (essais avec prédéformation en traction suivie d'une compression), acier AH.

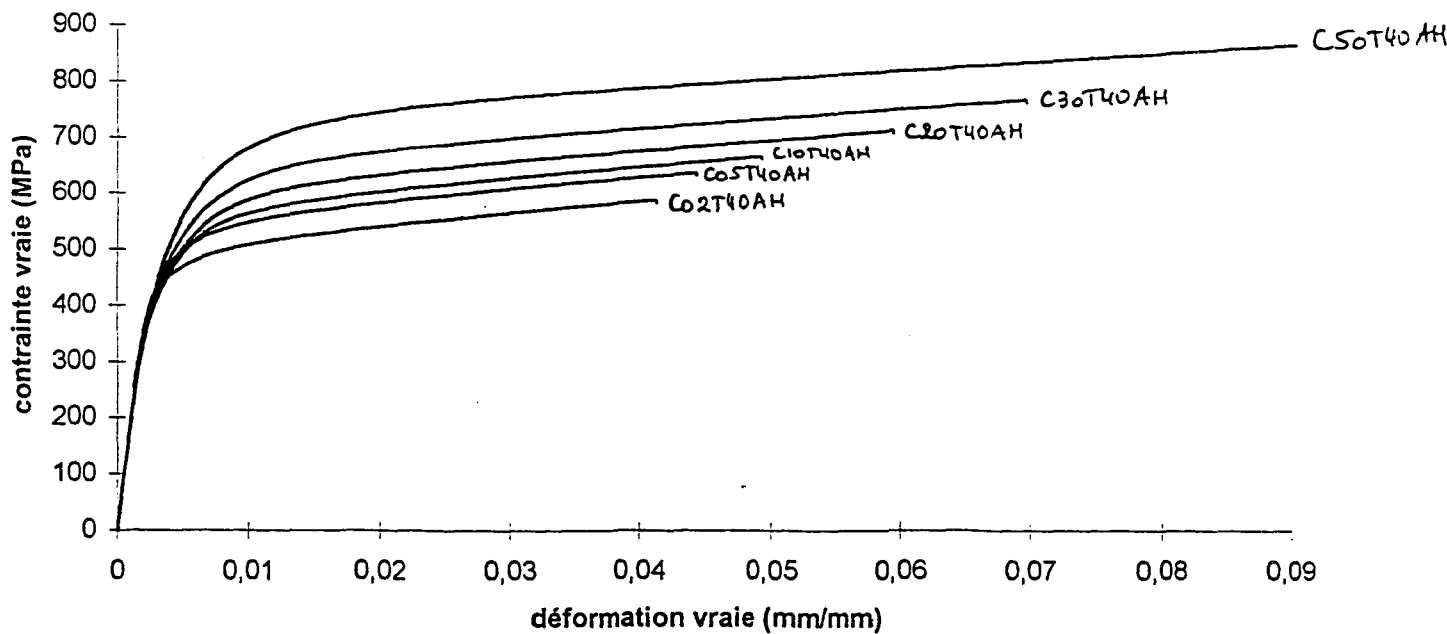


Figure B- III-6 : Comparaison des seconds chargements en traction (essais avec prédéformation en compression suivie d'une traction), acier AH.

III. 2. Caractéristiques élastiques

Les caractéristiques élastiques (module d'élasticité et limite d'élasticité) ont été obtenues à partir du programme développé (cf. § II.2).

III. 2. 1. Modules d'élasticité

Premiers chargements

$E_{1\text{-traction}} = 197500 \text{ MPa } (\pm 2000, \text{ soit } \pm 1\%)$

$E_{1\text{-compression}} = 199200 \text{ MPa } (\pm 1200, \text{ soit } \pm 0,6\%)$

Les modules d'élasticité E_1 des premiers chargements sont quasiment identiques pour tous les premiers chargements d'un même sens, mais sont plus élevés en compression qu'en traction (1700 MPa de différence environ, soit 0,9% environ de $E_{1\text{-compression}}$).

En ce qui concerne les premiers chargements, la plage élastique démarre toujours dès le premier point de l'essai, et est constituée de vingt cinq à trente points (soit jusque $\sigma \approx 72$ à 80 MPa si la prédéformation a lieu en traction, jusque $\sigma \approx (-65)$ à (-70) MPa si la prédéformation a lieu en compression).

Seconds chargements

Le Tableau B- III-1 donne les modules d'élasticité calculés sur les courbes de second chargement, et la Figure B- III-7 définit la variation de ces modules en fonction de la prédéformation, en traction et en compression.

Il existe une dispersion non négligeable des résultats dans le cas d'une prédéformation en traction. Néanmoins l'ensemble des résultats semble montrer une diminution de E_2 avec une prédéformation croissante en valeur absolue.

<u>Prédéformation (%)</u>	<u>Prédéformation en traction</u>	<u>Prédéformation en compression</u>
0,2	193700	198400
0,5	203000	197400
0,8	191300	
1	193400	196500
1,5	195300	
2	205000	194200
3	185900	192200
4	194000	
5	188700	185000
Moyenne	194500	194000

Tableau B- III-1 : Modules d'élasticité des seconds chargements E_2 , acier AH.

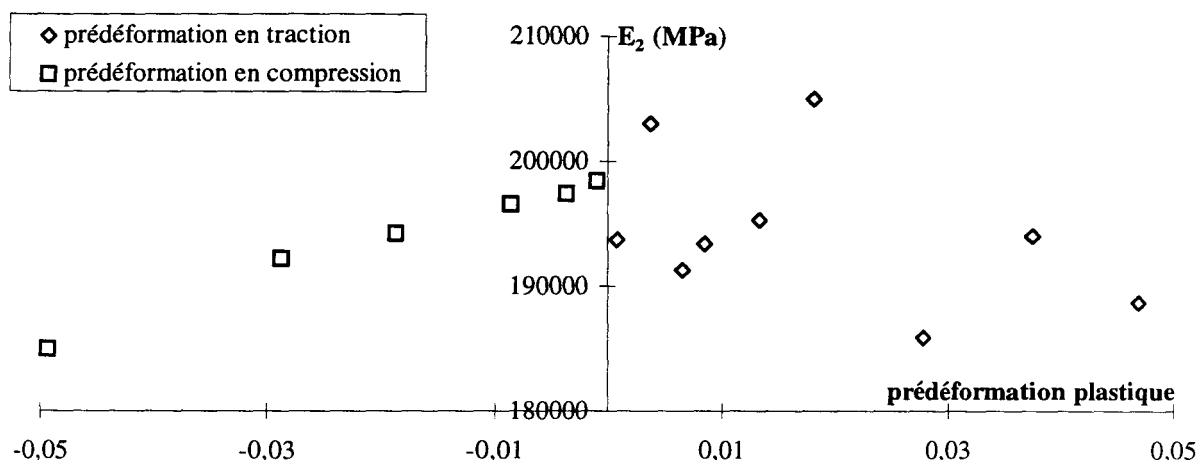


Figure B- III-7 : Variation des modules d'élasticité de second chargement (E_2) en fonction de la prédéformation plastique, acier AH.

Pour les seconds chargements, les plages élastiques sur lesquelles ont été évalués les modules d'élasticité contiennent environ vingt cinq points, et les trois ou quatre premiers points ne sont pas pris en compte.

III. 2. 2. Limites d'élasticité

Les limites conventionnelles d'élasticité ont été évaluées à 0,02% et 0,2% de déformation rémanente. Les limites d'élasticité $Re_{0,02\%}$ sont celles utilisées pour calculer les différents paramètres de l'effet Bauschinger. Les limites d'élasticité $Re_{0,2\%}$ sont données pour informations.

Les limites d'élasticité des premiers chargements sont consignées dans le Tableau B- III-2 et celles des seconds chargements dans le Tableau B- III-3.

	Traction	Compression
$Re_{0,02\%}$ (MPa)	202	-153
écart type	± 1 ($\pm 0,64\%$)	± 2 ($\pm 1,26\%$)
$Re_{0,2\%}$ (MPa)	248	-250
écart type	± 1 ($\pm 0,5\%$)	$\pm 1,4$ ($\pm 0,6\%$)

Tableau B- III-2 : Limites d'élasticité calculées sur les chargements initiaux.
($Re_{0,02\%} = Re_1$ par la suite).

<u>Prédéformation (%)</u>	<u>Prédéformation en traction (compression 2)</u>		<u>Prédéformation en compression (Traction 2)</u>	
	Re _{0,02%} (MPa)	Re _{0,2%} (MPa)	Re _{0,02%} (MPa)	Re _{0,2%} (MPa)
0,2	-90	-242	119	239
0,5	-43	-206	50	219
0,8	-30	-191		
1	-11	-186	12	186
1,5	8	-176		
2	20	-174	-14	174
3	45	-177	-37	175
4	61	-174		
5	87	-179	-63	181

Tableau B- III-3 : Limites d'élasticité calculées pour les seconds chargements.
(Re_{0,02%} = Re₂ par la suite).

Les limites conventionnelles d'élasticité, évaluées à 0,02%, sont très différentes suivant que le chargement est initial ou second. Ceci confirme que l'acier X2CrNiMo17-12-2 à l'état hypereutecté manifeste un effet Bauschinger important.

Les limites conventionnelles d'élasticité des chargements initiaux à 0,02% de déformation rémanente diffèrent en valeur absolue de 50 MPa selon que le premier chargement a lieu en traction ou en compression (Tableau B- III-2), tandis que cette différence disparaît lorsque la limite d'élasticité est évaluée à 0,2% de déformation rémanente.

La Figure B- III-8 présente les variations des modules d'élasticité des seconds chargements en fonction du sens et de l'intensité de la prédéformation. Les limites d'élasticité Re_{0,02%} des seconds chargements obtenues pour une prédéformation inférieure à 1% sont positives en traction et négatives en compression ; au delà, elles sont négatives en traction et positives en compression. Les limites d'élasticité, Re_{0,02%} et Re_{0,2%}, des seconds chargements varient dans le même sens, avec la prédéformation, quel que soit le sens du second chargement : elles augmentent lorsque la prédéformation augmente ; les courbes Re_{0,02%} - prédéformation plastique sont quasiment symétriques par rapport à l'origine du repère.

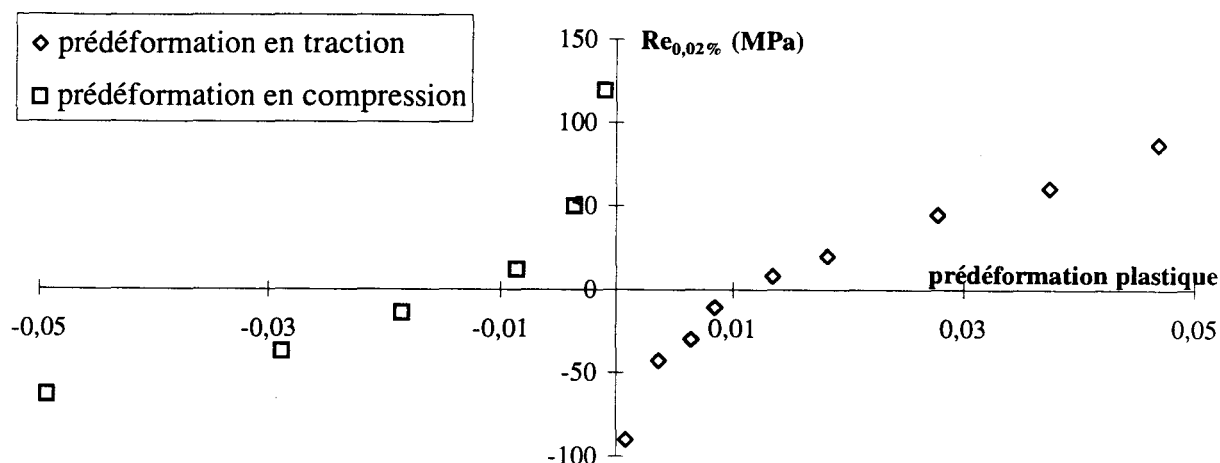


Figure B- III-8 : Variations des limites d'élasticité de second chargement en fonction de la prédéformation plastique.

III. 3. Paramètres de l'effet Bauschinger - Influence de la prédéformation

Pour étudier l'influence du sens et du niveau de la prédéformation sur l'effet Bauschinger, nous étudierons les variations des différents paramètres caractéristiques de l'effet Bauschinger, en fonction de la prédéformation.

III. 3. 1. 1. Paramètre de contrainte β_σ

Rappelons que la limite d'élasticité du second chargement peut être positive ou négative pour un même type de second chargement, selon l'intensité de la prédéformation.

La Figure B- III-9 définit la variation du paramètre de contrainte Bauschinger β_σ en fonction de la prédéformation plastique en valeur absolue, en traction d'une part, en compression d'autre part.

Il y a très peu de différence sur ces courbes entre les essais avec prédéformation en traction et ceux avec prédéformation en compression.

Le paramètre β_σ , au départ de l'ordre de 0,5, augmente lorsque la prédéformation plastique augmente en valeur absolue : tout d'abord assez rapidement, lorsque la prédéformation est faible (<1%), puis plus lentement. β_σ semble se stabiliser à une valeur voisine de 1,3 à haut niveau de prédéformation. Il est, de plus, intéressant de remarquer que la plage de prédéformation pour laquelle β_σ croît rapidement, correspond à la plage de prédéformation (<1%) où l'on observe des limites d'élasticité $Re_{0,02\%}$ de même signe que la prédéformation. L'autre partie de la courbe correspond à des valeurs de $Re_{0,02\%}$ de signe contraire à la prédéformation.

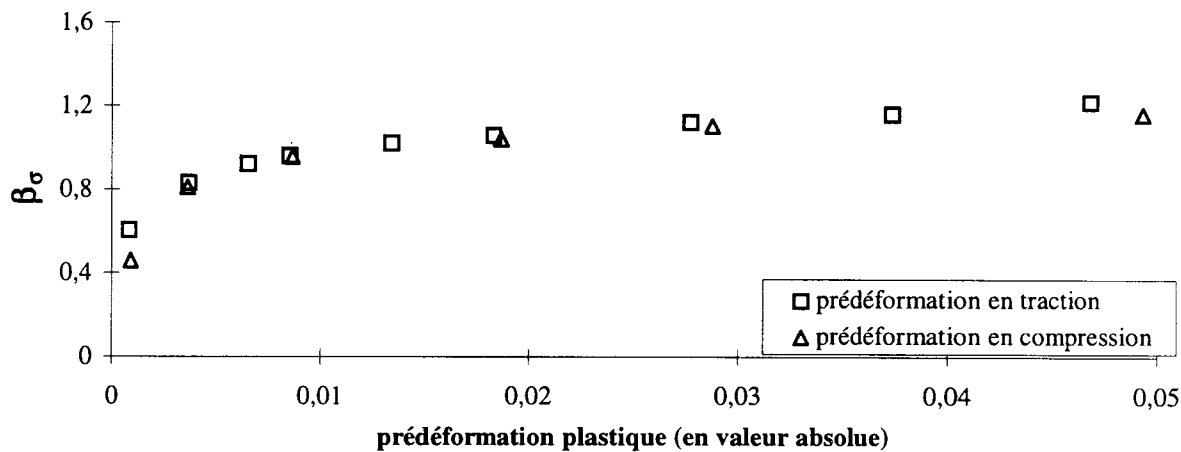


Figure B- III-9 : Influence de prédéformation plastique sur le paramètre de contrainte.

Comme Abel et al [ABE72 a et b] [ABE73] [ABE87] sur des aciers à bas carbone et des alliages Cu et Cu-Al et Irimescu sur un acier ferritique, un acier austéno-ferritique et un acier austénitique (type 304L), on observe ici une augmentation de β_σ avec la prédéformation. En revanche, la concavité de nos courbes est opposée à celles de ces mêmes auteurs, excepté pour l'acier 304L testé par Irimescu, qui est un acier de même structure que le nôtre (acier inoxydable austénitique).

III. 3. 1. 2. Paramètre de déformation

La Figure B- III-10 définit les variations de la déformation Bauschinger β en fonction de la valeur absolue de la prédéformation, en traction d'une part, en compression d'autre part. La variation de β est sensiblement la même, que le chargement initial soit une traction ou une compression. Nulle à prédéformation nulle, β croît avec la prédéformation plastique. Ces résultats sont là encore conformes à ceux de Abel et Irimescu cités ci-dessus (cf. § A.III.3.1)

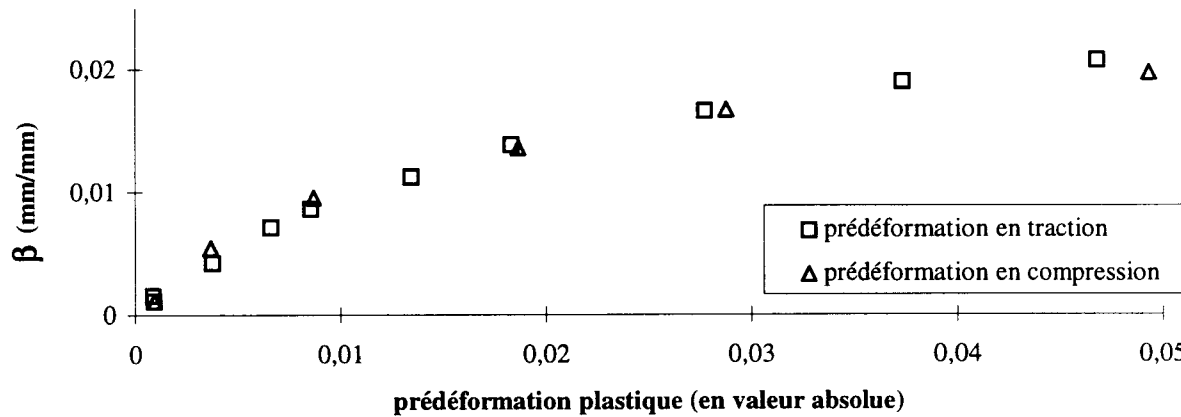


Figure B- III-10 : Influence du niveau de la prédéformation plastique sur la déformation Bauschinger.

La Figure B- III-11 présente les variations du paramètre de déformation Bauschinger β_e en fonction de la prédéformation plastique en traction d'une part en compression d'autre part.

Les valeurs de β_e sont sensiblement identiques quel que soit le sens du chargement initial, pour des valeurs absolues de prédéformation plastique supérieures à 0,8%.

Le paramètre β_e évolue en sens inverse à β : β_e diminue lorsque la prédéformation plastique augmente. Là encore les résultats sont similaires à ceux de Abel et Irimescu.

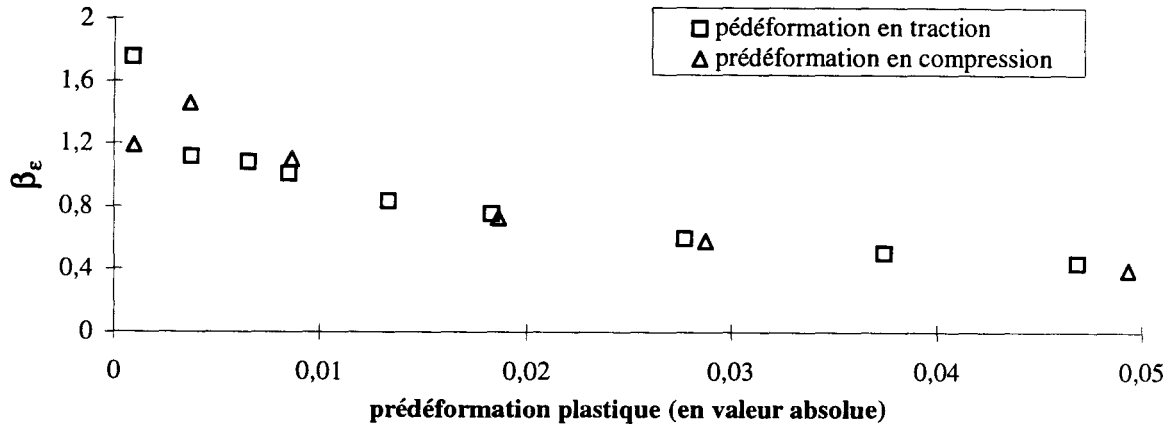


Figure B- III-11 : Influence du niveau de la prédéformation plastique sur le paramètre de déformation Bauschinger.

Pour des prédéformations plastiques faibles (<1%), on observe des valeurs différentes selon que le premier chargement est en traction ou en compression. Ceci a tout d'abord été attribué à une dispersion expérimentale, ce qui nous a conduit à refaire les essais à faibles prédéformations. Les résultats obtenus à partir de ces essais renouvelés sont identiques à ceux des essais réalisés au départ. Les observations, au moins à faible prédéformation ne sont donc pas liées à une dispersion expérimentale.

Mathématiquement $\epsilon_{p\max i}$ tendant vers 0 implique que β_e tende vers l'infini. Pourtant le raisonnement physique prenant en compte que le même nombre de dislocations participe à la déformation lors du premier et du second chargements (cf. § A II.3.2.), conduit à β_e tendant vers 2. A plus haut niveau de prédéformation, β_e décroît jusqu'à une valeur inférieure à 0,5. β_e semble alors se stabiliser. β_e est un facteur indiquant combien de prédéformation plastique il est nécessaire pour atteindre lors du second chargement, le même niveau de contrainte que lors du premier chargement. Ainsi, le fait que β_e diminue avec l'augmentation de la prédéformation, révèle qu'il est nécessaire d'appliquer, quand la prédéformation augmente, davantage d'effort en sens inverse, pour obtenir le même niveau de déformation plastique qu'au chargement initial.

III. 3. 1. 3. Paramètres d'énergie

La Figure B- III-12 et la Figure B- III-13 présentent l'évolution des énergies E_p (énergie de déformation plastique emmagasinée lors du premier chargement) et E_s (énergie Bauschinger) en fonction de la valeur absolue de la prédéformation plastique, en traction d'une part, en compression d'autre part. La Figure B- III-14, quant à elle, représente la variation du paramètre d'énergie Bauschinger β_E en fonction de la valeur absolue de la prédéformation plastique, en traction d'une part et en compression d'autre part.

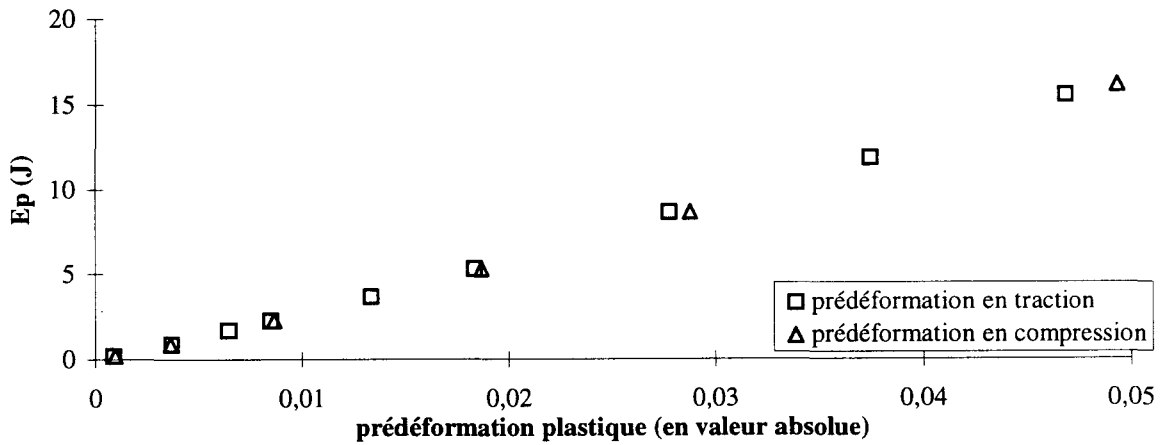


Figure B- III-12 : Variation de l'énergie E_p en fonction de la valeur absolue de la prédéformation plastique.

Aucune des deux énergies E_s et E_p , ni en conséquence le paramètre d'énergie β_E , ne semblent influencés par le sens du chargement initial.

Les énergies E_s et E_p augmentent toutes deux lorsque la prédéformation plastique augmente, avec des valeurs bien plus élevées pour E_p bien sûr. Cependant la concavité des courbes est inversée. E_s augmente fortement, à faible prédéformation, puis plus faiblement, alors que c'est l'inverse pour E_p .

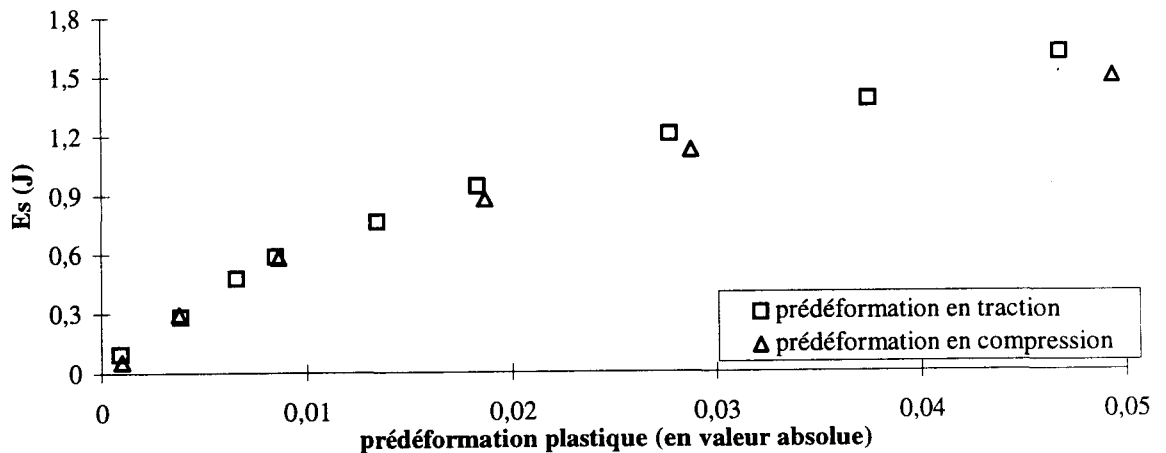


Figure B- III-13 : Variation de l'énergie E_s en fonction de la valeur absolue de la prédéformation plastique.

Es représente l'énergie emmagasinée par le matériau lors du premier chargement, et récupérée lors du second chargement ; cette énergie serait nulle si le matériau ne présentait pas d'effet Bauschinger. Ceci rejoint la notion de réversibilité des mécanismes de stockage de l'énergie qu'Abel a liée au paramètre β_E (cf. Chap. A). Ceci sera discuté un peu plus loin. Par ailleurs, l'augmentation de l'énergie E_s avec la prédéformation plastique résulte de l'effet combiné de l'augmentation de β (la déformation Bauschinger) et de la tendance de $Re_{0,02\%}$ à se rapprocher de l'opposée de la précontrainte (cf. § B.III.2.2.). En ce sens, E_s est un indicateur de la modification de forme de la courbe d'écrouissage du second chargement.

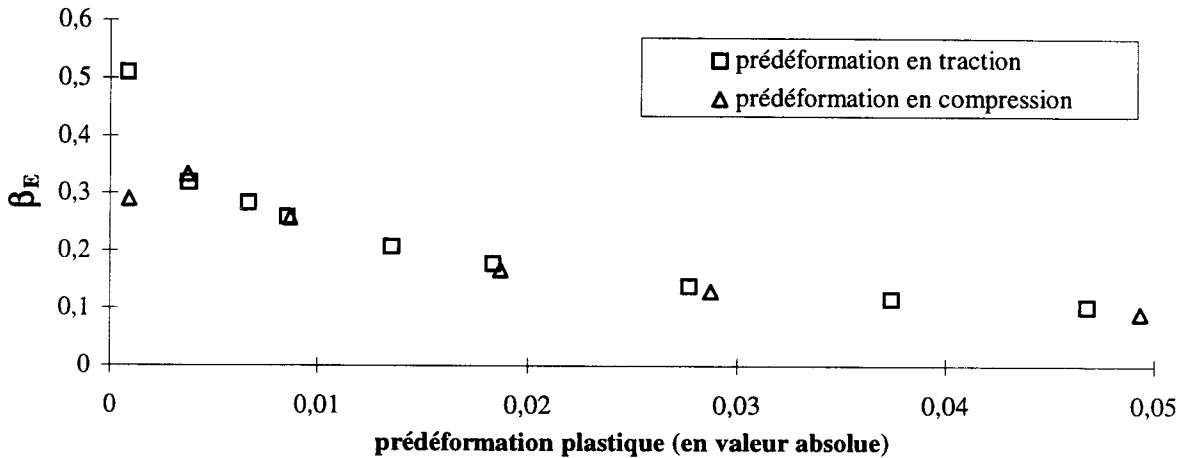


Figure B- III-14 : Influence du niveau de la prédéformation plastique sur le paramètre d'énergie Bauschinger.

Le paramètre d'énergie β_E , du fait des variations des énergies E_s et E_p , diminue avec l'augmentation de la valeur absolue de la prédéformation plastique. β_E semble se stabiliser au-delà de ϵ_{pmaxi} , bien qu'aucune des deux énergies E_s et E_p ne se stabilise. Le sens de variation de β_E est identique à celui observé par Abel et Irimescu (cf. § A II.4.1).

On remarque par ailleurs, qu'à très faible niveau de prédéformation, les points expérimentaux pour des prédéformations en traction et en compression, ne sont pas confondus. Les essais ont été doublés, afin d'être certain que cette observation n'était pas liée à une erreur expérimentale. Or, les mêmes points ont été obtenus. Il existe donc une certaine différence en terme d'énergie, à très faible niveau de prédéformation, entre les deux sens de chargement initial.

Etant donné qu'à la fois β et Re_2 semblent se stabiliser lorsque la prédéformation plastique augmente en valeur absolue (cf. § B III.3.2. et § B III.2.2.), la tendance à la stabilité apparente de β_E indique que le rapport des deux énergies tend à devenir constant lorsque la prédéformation augmente.

Remarquons que le sens de variation de β_E est le même que celui de β_e (Figure B- III-11 et Figure B- III-14).

En ce qui concerne la notion de réversibilité exprimée par β_E , on peut dire que lorsque la déformation est faible, le matériau utilise, lors du second chargement, beaucoup d'énergie préalablement emmagasinée lors du premier chargement. Au contraire, à prédéformation plus

importante, une plus petite quantité d'énergie stockée est utilisée lors du second chargement. Ceci peut être attribué à la plus grande réversibilité de la déformation plastique à bas niveau de déformation (correspondant à une densité de dislocations modérée et des structures peu stables) qu'à haut niveau de déformation plastique (correspondant à une plus grande densité de dislocations, arrangées en structures beaucoup plus complexes et plus stables).

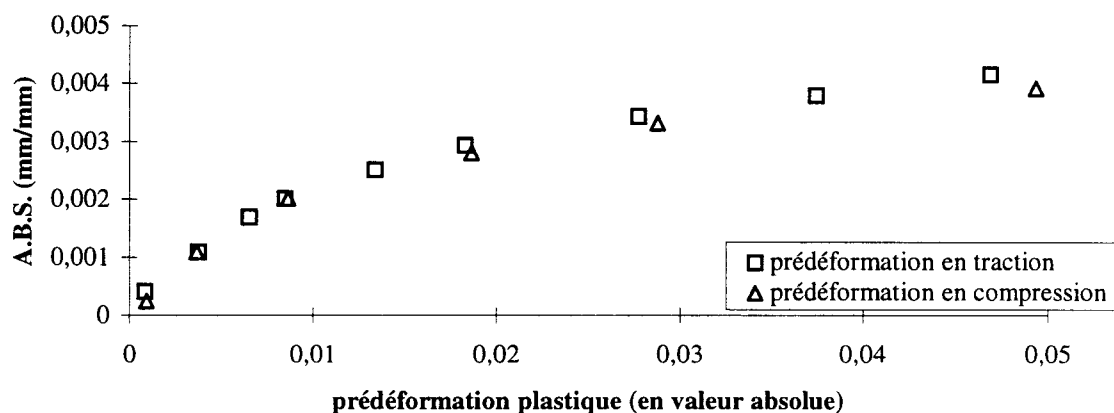


Figure B- III-15 : Paramètre A.B.S. en fonction de la valeur absolue de la prédéformation plastique.

En revanche, le paramètre A.B.S., qui a la dimension d'une déformation, augmente (Figure B- III-15) avec la valeur absolue de la prédéformation plastique, conjointement à E_s et β , tandis que $\sigma_{\max i}$ tend à se stabiliser, dû à l'« aplatissement » de la partie plastique de la courbe d'écrouissage de premier chargement. Le sens de variation de A.B.S. observé ici est identique à celui observé par Saleh et Margolin [SAL79] sur des alliages Ti-Mn (cf. § A II.4.2).

Les variations du paramètre A.B.S. traduisent essentiellement celles de l'énergie E_s .

III. 4. Synthèse des résultats sur l'acier AH

Les premiers chargements effectués jusqu'à différents niveaux de prédéformation présentent des caractéristiques élastiques peu dispersées (dispersions expérimentales) pour un même sens de chargement :

en traction :	en compression :
$E_1 = 197500 \text{ MPa } (\pm 2000, \text{ soit } \pm 1\%)$	$E_2 = 199200 \text{ MPa } (\pm 1200, \text{ soit } \pm 0,6\%)$
$Re_{1\ 0,02\%} = 202 \text{ MPa } (\pm 1, \text{ soit } \pm 0,64\%)$	$Re_{2\ 0,02\%} = -153 \text{ MPa } (\pm 2, \text{ soit } \pm 1,26\%)$

Les seconds chargements en revanche présentent des caractéristiques élastiques fonction de la prédéformation :

- des modules d'élasticité décroissants avec l'augmentation du niveau de prédéformation ;
- des limites d'élasticité égales et de signes contraires pour une même prédéformation, croissantes en valeur algébrique avec la prédéformation.

Globalement, il existe très peu de différences entre les variations des paramètres de l'effet Bauschinger pour une prédéformation en traction et pour une prédéformation en compression.

Si l'on raisonne en terme de paramètre β_σ (paramètre de contrainte), ou en terme de paramètres A.B.S. et β (paramètres de déformation), on peut dire que l'effet Bauschinger caractérisé par ces paramètres augmente avec la valeur absolue de la prédéformation plastique. En revanche, si l'on raisonne en terme de paramètres β_ϵ (autre paramètre de déformation) et β_E (paramètre d'énergie), on peut dire que l'effet Bauschinger caractérisé par ces paramètres diminue lorsque la valeur absolue de la prédéformation plastique augmente.

Par ailleurs, à faible prédéformation, l'effet Bauschinger est davantage lié à une différence de comportement en énergie (paramètre β_E) et déformation (paramètre β_ϵ) qu'à une différence en terme de contrainte (paramètre β_σ) et de déformations β et A.B.S., ou d'énergie E_s . L'inverse est observé à prédéformation plastique importante.

Etant donné que chacun des paramètres utilisés dans cette étude, (β , β_σ , β_ϵ , β_E et A.B.S.) semblent se stabiliser lorsque la valeur absolue de la prédéformation plastique dépasse 5%, on peut en conclure que l'effet Bauschinger, caractérisé par la forme des courbes de second chargement, tend à se stabiliser lorsque la prédéformation augmente.

En conclusion, aucun des paramètres étudiés pris individuellement n'est « caractéristique » de l'effet Bauschinger. Il est donc d'une part difficile de parler d'un « effet Bauschinger » important, d'autre part il est indispensable de raisonner sur plusieurs paramètres simultanément, en terme de contrainte, de déformation et d'énergie. Pourtant, même l'association de tous ces indicateurs ne rend pas compte de la forme exacte de la courbe de second chargement et de sa variation avec l'augmentation de la prédéformation. C'est pourquoi la phase suivante de notre travail a été de tenter de modéliser la courbe de second chargement « complètement ».

III. 5. Modélisation des courbes d'écrouissage de second chargement - Résultats

Dans ce paragraphe, nous reprenons les seconds chargements obtenus après une prédéformation en traction et ceux obtenus après une prédéformation en compression (cf. données § C III.1.2.) pour en proposer une modélisation, fonction si possible de la prédéformation. La méthode utilisée est celle proposée au § A II.2.3., à savoir l'identification à l'aide du logiciel SidoLo, des différents paramètres de la loi de Ludwik (loi puissance avec seuil). Les courbes $\sigma_v - \varepsilon_v$ des chargements monotones en traction et en compression ont également été modélisées jusqu'à 9% de déformation totale, pour comparaison.

Les commentaires présentés dans ce paragraphe concernent dans un premier temps les observations de la forme des courbes de seconds chargements ayant conduit à la démarche de modélisation par une loi de Ludwik. Puis, dans un second temps, l'influence de la prédéformation sur les paramètres de la loi de Ludwik est mise en évidence et introduite dans la loi.

Les courbes de second chargement ont été tracées d'une part en diagrammes linéaires (Figure B- III-5 et Figure B- III-6), puis en diagrammes bilogarithmiques (Figure B- III-16 et Figure B- III-17). On observe, en diagramme linéaire, un quasi-parallélisme des courbes de second chargement, décalées parallèlement à l'axe des contraintes lorsque la prédéformation augmente en valeur absolue. En diagramme bilogarithmique, les courbes $\log \sigma_v - \log \varepsilon_v$ sont quasiment linéaires et parallèles entre elles, tant pour une prédéformation en traction que pour une prédéformation en compression ; en revanche la pente est légèrement plus forte pour une prédéformation en compression. En conséquence nous avons choisi un exposant n de la loi de Ludwik commun dans un même sens :

- pour une prédéformation en traction : $n = 0,37$;
- pour une prédéformation en compression : $n = 0,42$.

A partir de là, les paramètres σ_0 et k de la loi de Ludwik ont été identifiés pour chacune des courbes de second chargement, à l'aide du logiciel SiDoLo. Les résultats sont consignés dans le Tableau B- III-5 et le Tableau B- III-6.

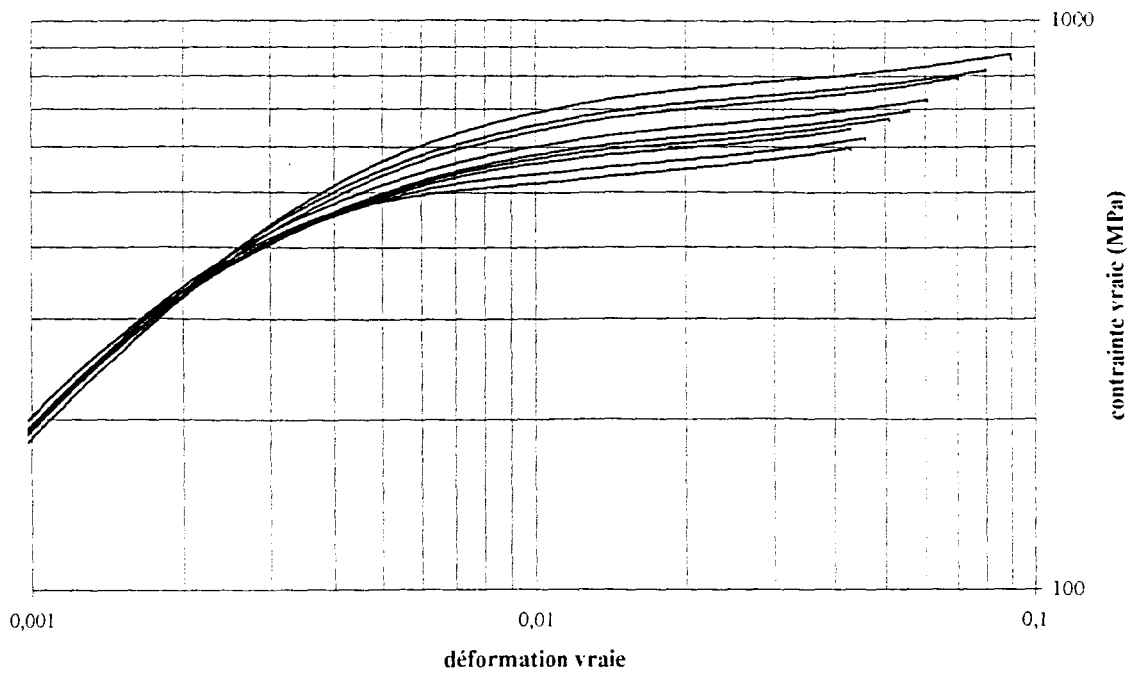


Figure B- III-16 : Comparaison des seconds chargements en compression (essais avec prédéformation en traction suivie d'une compression), diagramme bilogarithmique. Acier AH.

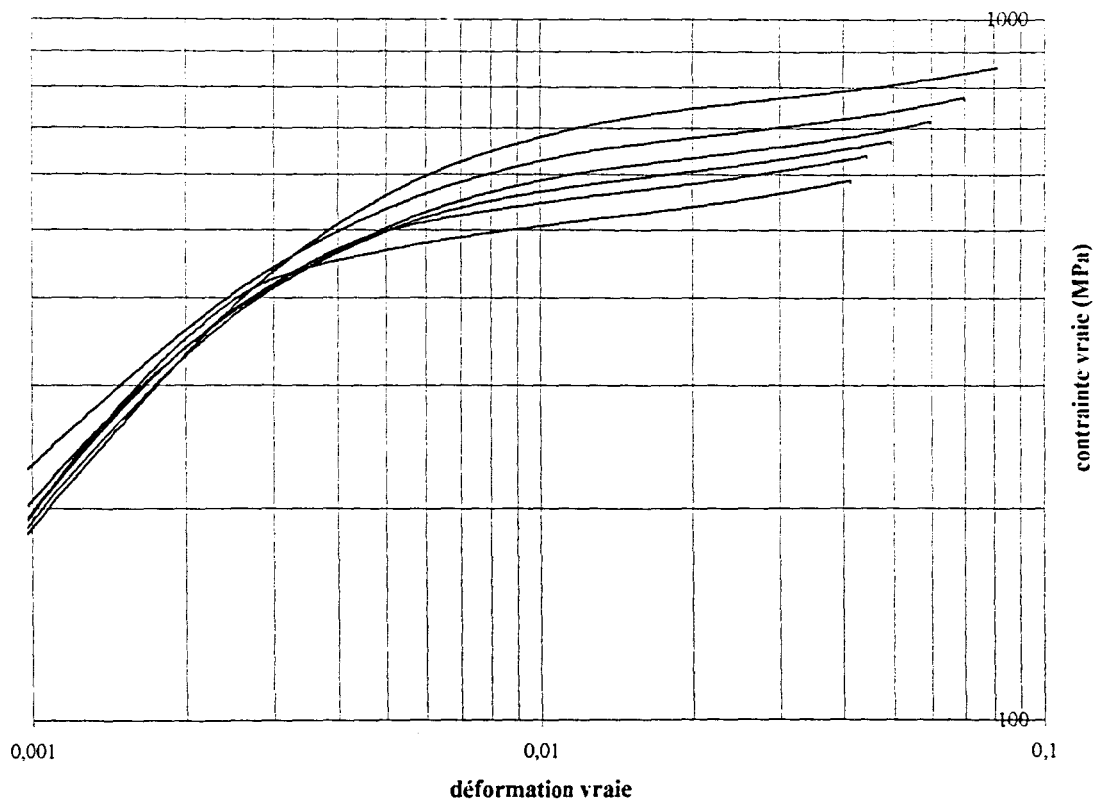


Figure B- III-17 : Comparaison des seconds chargements en traction (essais avec prédéformation en compression suivie d'une traction), diagramme bilogarithmique. Acier AH.

Les exposants d'écrouissage n des chargements initiaux sont plus grands que ceux des seconds chargements (Tableau B- III-4). Ceci traduit le non parallélisme déjà signalé entre les courbes d'écrouissage des premiers chargements prolongés et les courbes de second chargement, quel que soit le sens du premier chargement.

Chargement monotone	k (MPa)	n	σ_0 (MPa)
Traction	1294	0,746	258
Compression	1182	0,741	261

Tableau B- III-4 : Paramètres de la loi puissance avec seuil ($\sigma = \sigma_0 + k \varepsilon_p^n$) identifiés par SiDoLo, définissant les chargements monotones en traction et en compression.

Prédéformation totale(%)	k (MPa)	n	σ_0 (MPa)
0,2	568	0,37	425
0,5	582	0,37	440
0,8	613	0,37	462
1	609	0,37	479
1,5	612	0,37	491
2	616	0,37	514
3	648	0,37	556
4	613	0,37	581
5	640	0,37	614

Tableau B- III-5 : Paramètres de la loi puissance avec seuil ($\sigma = \sigma_0 + k \varepsilon_p^n$) identifiés par SiDoLo, définissant les seconds chargements obtenus après prédéformation en traction.

Prédéformation totale(%)	k (MPa)	n	σ_0 (MPa)
- 0,2	663	0,42	421
- 0,5	678	0,42	452
- 1	700	0,42	475
- 2	707	0,42	499
- 3	703	0,42	471
- 5	697	0,42	619

Tableau B- III-6 : Paramètres de la loi puissance avec seuil ($\sigma = \sigma_0 + k \varepsilon_p^n$) définissant les seconds chargements obtenus après prédéformation en compression.

D'autre part, les coefficients d'écrouissage k sont plus élevés pour un chargement initial en traction, comparé à un chargement initial en compression. La même remarque

s'implique aux seconds chargements : k est plus important pour un second chargement en traction que pour un second chargement en compression.

Afin de vérifier la validité du modèle de Ludwik, à titre d'exemple, nous avons superposé en Figure B- III-18 les courbes de second chargement après une prédéformation totale de 1% en traction, l'une obtenue par le modèle identifié ($\sigma_0 = 479 + 609 \varepsilon_{pv}^{0,37}$), l'autre expérimentale.

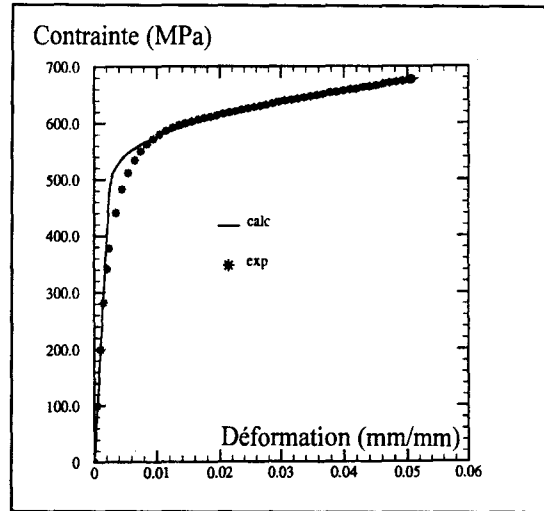


Figure B- III-18 : Courbe d'écrouissage de second chargement obtenue après une prédéformation en traction de 1%. Comparaison calcul/expérience.

On constate que la partie plastique « linéaire » des courbes, est la mieux identifiée par la loi puissance avec seuil utilisée. La partie dite « transitoire » est, en revanche, mal prise en compte. Ce résultat n'a rien d'étonnant puisque l'exposant n en particulier a été évalué sur ces parties « linéaires » et parallèles. La littérature montre en effet que le coude des courbes d'écrouissage est toujours mal pris en compte par ces modèles type « loi puissance » [LUD09].

Rappelons que pour les courbes de prédéformation, n a été évalué à 0,37 en compression, et 0,42 en traction. En revanche, les autres paramètres de la loi, à savoir σ_0 et k , sont fonction du sens de la prédéformation et de son intensité (Figure B- III-19 et Figure B- III-20).

Le coefficient d'écrouissage k est légèrement plus faible pour une prédéformation en traction. Il varie peu avec le niveau de prédéformation :

- $k(\text{prédéf. T.}) \cong 610 \pm 40 \text{ MPa}$;
- $k(\text{prédéf. C.}) \cong 680 \pm 20 \text{ MPa}$

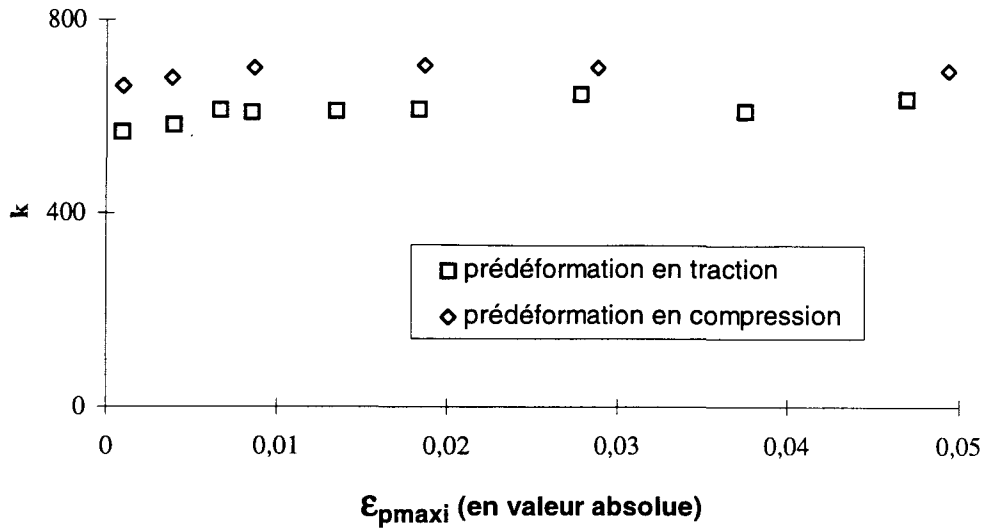


Figure B- III-19 : Coefficients d'écrouissage du second chargement en fonction de la valeur absolue de la prédéformation plastique.

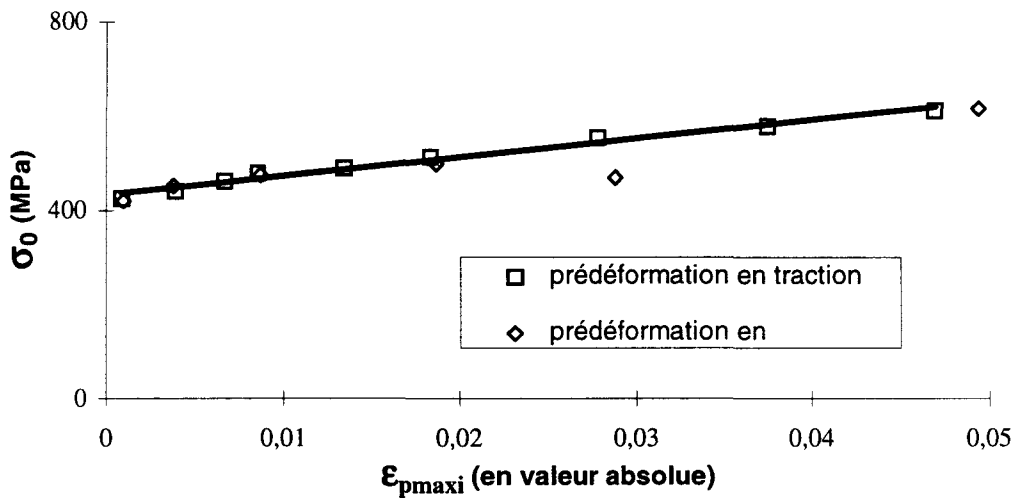


Figure B- III-20 : Seuil σ_0 en fonction de la valeur absolue de la prédéformation plastique.

Le seuil σ_0 est, quant à lui, indépendant du sens du chargement initial, mais augmente linéairement avec la valeur absolue de la prédéformation plastique. On peut traduire cette évolution par la relation :

$$\sigma_0 = 4030 |\epsilon_{pmaxi}| + 434$$

On rappelle que l'on travaille avec les valeurs vraies : σ_v et ϵ_{pv} .

L'équation de Ludwik devient :

$$\sigma = 4030 |\epsilon_{pmaxi}| + 434 + k\epsilon_p^n$$

Si la prédéformation est de traction : $k = 611$ MPa et $n = 0,37$

Si la prédéformation est de compression : $k = 691$ MPa et $n = 0,42$.

Cette relation simple présente un inconvénient majeur : il s'agit de la modélisation des courbes de second chargement après une prédéformation plastique $\epsilon_{p\max i}$; on a vu que la divergence entre courbe expérimentale et courbe modélisée se limite essentiellement au coude de la courbe ; mais chaque courbe de second chargement est définie en coordonnées relatives ayant pour origine le point extrémité du premier chargement ($\sigma_{\max i}$; $\epsilon_{\max i}$) ; or ce point n'est pas inclus dans le modèle et il varie avec la prédéformation $\epsilon_{p\max i}$. L'intérêt de celui-ci est alors très limité pour une application pratique.

IV. COMPARAISON ENTRE LES RESULTATS SUR LE MATERIAU A L'ETAT HYPERTREMPE ET SUR CELUI A L'ETAT NON HYPERTREMPE

L'objectif de ce paragraphe est de comparer les résultats obtenus sur l'acier hypertrempé avec ceux obtenus sur le même acier forgé avant hypertrempe.

Pour l'acier ANH, les différentes courbes expérimentales ainsi que les graphes et les tableaux des caractéristiques élastiques et des paramètres Bauschinger figurent en annexe (cf. Annexe 4). Les résultats ont été obtenus de la même manière que pour l'acier AH.

Notre propos se limite ici à la comparaison entre les deux aciers AH et ANH.

IV. 1. Première approche : analyse des courbes expérimentales

IV. 1. 1. Comparaison des courbes monotones

Les courbes d'écrouissage de traction et de compression monotones des aciers AH et ANH sont ramenées dans le premier quadrant afin de pouvoir les comparer, et sont données en Figure B- IV-1.

La comparaison des aciers ANH et AH montre une différence en contrainte : les niveaux de contrainte atteints pour la même amplitude de déformation, sont beaucoup plus importants pour l'acier ANH. Notons que la courbe de compression de l'acier ANH, a une pente proche de celle des deux courbes de l'acier AH, tandis que la courbe de traction monotone de l'acier ANH a une pente beaucoup plus faible.

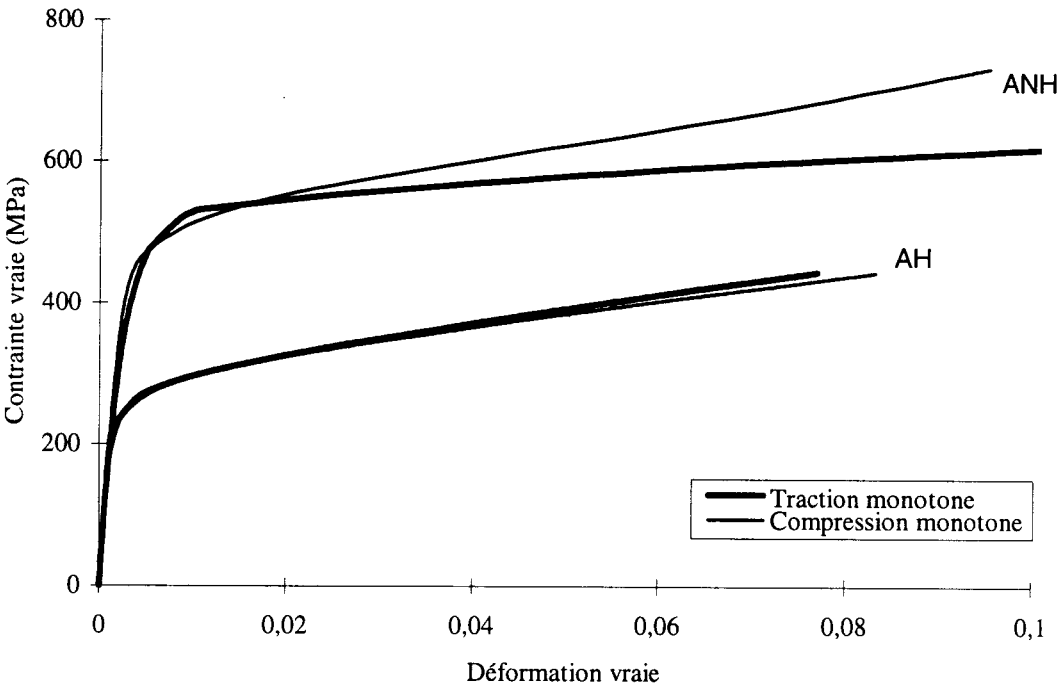


Figure B- IV-1 : Comparaison des courbes des essais monotones de l'acier AH et de l'acier ANH.

IV. 1. 2. Comparaison des courbes de second chargement

La comparaison des courbes de l'acier ANH présentées en annexe 4, avec celles de l'acier AH (Figure B- III-5 et Figure B- III-6), montre que, dans l'acier ANH, les courbes de second chargement sont beaucoup plus proches les unes des autres, avec une pente plus faible.

IV. 2. Comparaison des caractéristiques élastiques

IV. 2. 1. Modules d'élasticité

Les modules d'élasticité des chargements initiaux des aciers AH et ANH sont présentés dans le Tableau B- IV-1.

Chargement initial	Acier ANH		Acier AH	
	Traction	Compression	Traction	Compression
Module d'élasticité (MPa)	186000	189900	197500	199200
Ecart type	±850 (±0,46%)	±760 (±0,4%)	±2000 (±1%)	±1200 (±0,6%)

Tableau B- IV-1 : Comparaison des modules d'élasticité des premiers chargements de l'acier AH et de l'acier ANH.

Les modules d'élasticité des chargements initiaux, dans l'acier ANH, sont plus faibles que ceux dans l'acier AH. D'autre part, la différence observée entre les modules d'élasticité en traction et en compression, pour l'acier ANH (environ 4000 MPa, soit 2% du module d'Young $E_{1\text{-compression}}$) est plus importante que pour l'acier AH (environ 1700 MPa, soit 0,9% environ du module d'Young $E_{1\text{-compression}}$).

Les variations des modules d'élasticité avec la prédéformation, pour les seconds chargements des aciers AH et ANH sont comparées en Figure B- IV-2. Les modules d'élasticité sont plus faibles pour l'acier ANH que pour l'acier AH. De plus, contrairement aux résultats présentés pour l'acier AH, le module d'élasticité est plus faible lorsque le second chargement a lieu en compression plutôt qu'en traction. Et contrairement à ce qui est observé sur l'acier AH, les modules d'élasticité des seconds chargements pour une prédéformation en traction, diminuent avec l'augmentation de la prédéformation. Cette diminution est plus importante pour l'acier ANH que pour l'acier AH, tandis que les modules d'élasticité de second chargement pour une prédéformation en compression, ne semblent pas être influencés par la prédéformation contrairement à l'acier AH (Figure B- IV-2).

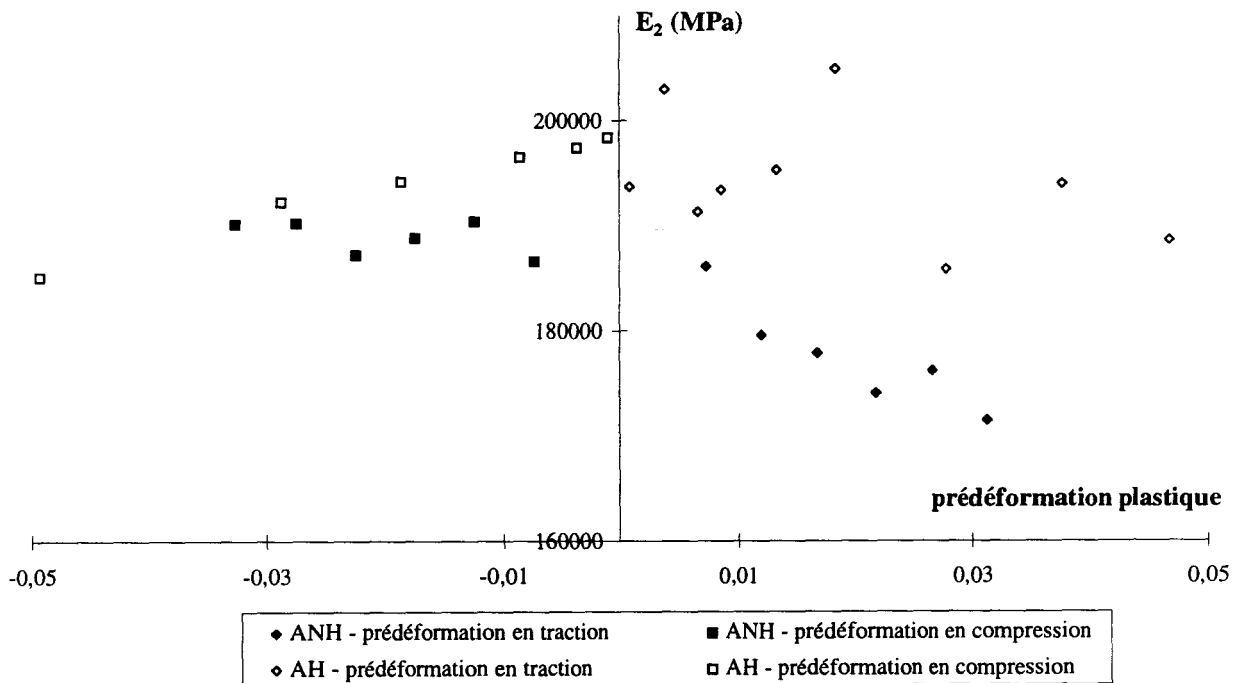


Figure B- IV-2 : Influence de la prédéformation plastique sur les modules d'élasticité des seconds chargements. Aciers AH et ANH.

IV. 2. 2. Comparaison des limites d'élasticité

Les limites d'élasticité des chargements initiaux à 0,02% de déformation rémanente, pour l'acier ANH, diffèrent de 100 MPa, soit une différence deux fois plus importante que pour l'acier AH (Figure B- IV-3).

Contrairement à l'acier AH, les limites d'élasticité, $Re_{0,02\%}$, pour l'acier ANH, sont toutes négatives pour des seconds chargements en traction, et toutes positives pour des seconds chargements en compression. Ceci indique que le matériau non hypereutectique se plastifie avant que la charge ne soit complètement inversée, quel que soit le sens et le niveau de la prédéformation. En revanche, l'acier ANH, comme l'acier AH possèdent tous deux des limites d'élasticité, $Re_{0,2\%}$, positives pour un second chargement en traction, et négatives pour un second chargement en compression, avec cependant des valeurs plus élevées pour l'acier ANH (Figure B- IV-3). Cette différence est moindre lorsque la prédéformation est une traction.

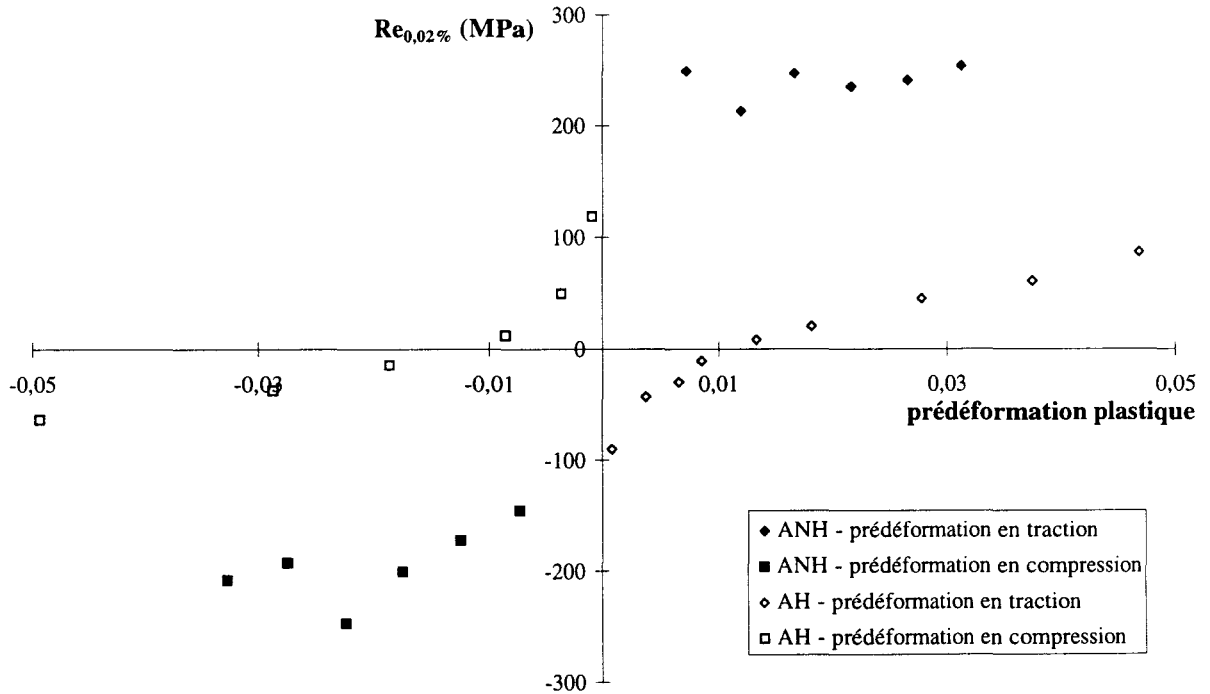


Figure B- IV-3 : Influence de la prédéformation plastique sur les limites d'élasticité $Re_{0,02\%}$ des seconds chargements. Aciers AH et ANH.

Cette différence de signes entre les limites conventionnelles d'élasticité $Re_{0,02\%}$ et $Re_{0,2\%}$ dans l'acier ANH, témoigne de la grande courbure des parties transitoires de ces courbes, supérieure à celle observée sur l'acier AH.

De plus, les courbes de variation de $Re_{0,02\%}$, avec la valeur absolue de la prédéformation, obtenues pour l'acier ANH, semblent être décalées d'environ 150-200 MPa, suivant l'axe des contraintes, par rapport à celles de l'acier AH.

Il est clair que le sens de la prédéformation influence nettement les limites d'élasticité $Re_{0,02\%}$, de l'acier ANH.

Ainsi, au vu des différents résultats obtenus sur l'acier ANH, il semble qu'à la fois le sens et le niveau de la prédéformation influencent les caractéristiques élastiques dans l'acier ANH, ce qui n'était pas observé dans l'acier AH.

Cela montre bien que l'hypertrempe a « effacé » l'histoire de la prédéformation du matériau forgé, ce qui est son but. C'est pourquoi le matériau hypertrempé n'est plus sensible au sens de la prédéformation.

IV. 3. Etude des paramètres de l'effet Bauschinger

Nous utilisons ici les mêmes paramètres que précédemment (cf. § B III.3).

IV. 3. 1. Paramètre de contrainte Bauschinger

Si l'on compare les paramètres de contraintes obtenus pour l'acier ANH avec ceux obtenus pour l'acier AH, on observe (Figure B- IV-4) :

- une variation différente en fonction de la prédéformation : β_σ est à peu près constant, si le matériau n'est pas hypertrempé, alors qu'il augmente avec la prédéformation plastique, lorsque le matériau est hypertrempé. Dans le premier cas, la constance du paramètre de contrainte est liée aux faibles variations des limites d'élasticité et des valeurs de précontraintes ($\sigma_{\max i}$) sur l'acier ANH ;
- des valeurs de β_σ plus importantes pour l'acier ANH.

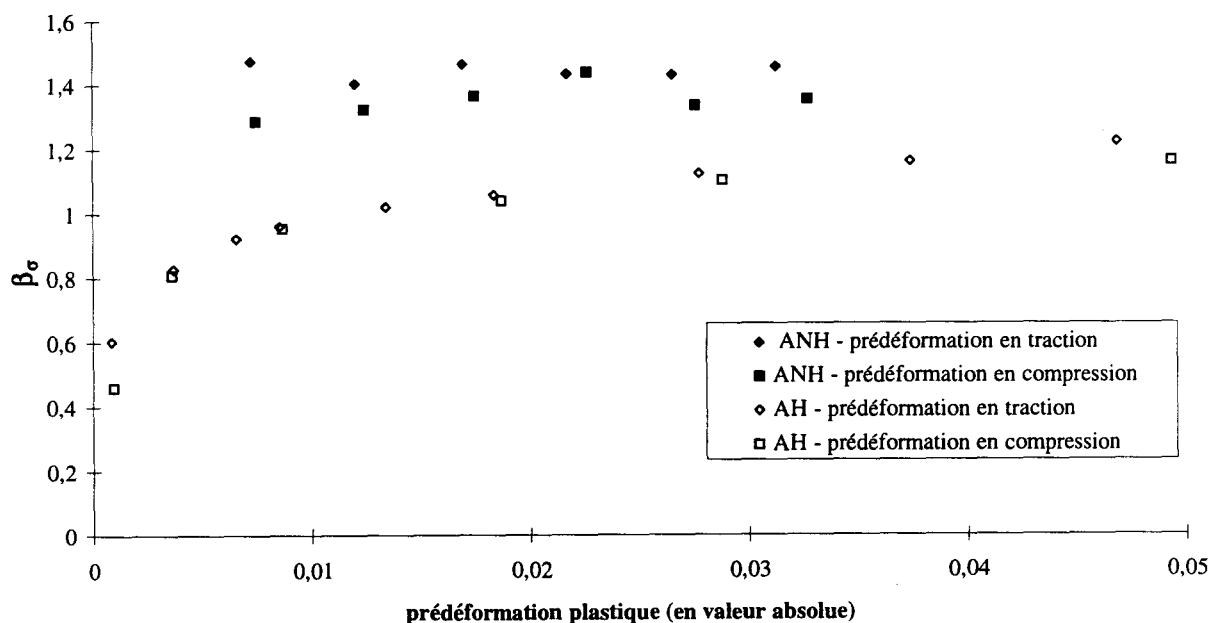


Figure B- IV-4 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation plastique sur le paramètre de contrainte Bauschinger. Aciers AH et ANH.

Rappelons ici encore que le matériau non hypertrempé est « écroui » par forgeage ; en conséquence, son comportement est plutôt comparable à un acier ayant subi une prédéformation relativement importante ; β_σ tend alors vers l'horizontale. C'est ce que nous observons sur la Figure B- IV-4.

Sur l'acier ANH, fortement écroui par forgeage, on observe une légère différence entre les β_σ relatifs à une prédéformation en traction et ceux relatifs à une prédéformation en compression. On peut alors se demander si la très légère divergence qui apparaît à 5% de prédéformation sur l'acier AH ne tendrait pas à augmenter avec le niveau de la prédéformation.

IV. 3. 2. Paramètres de déformation

La déformation Bauschinger β , évaluée sur l'acier ANH, augmente avec l'augmentation de la prédéformation plastique, comme pour l'acier AH, mais possède des valeurs plus élevées sans manifester de direction asymptotique (Figure B- IV-5). De plus, on observe une différence dans la variation de β suivant le sens du chargement initial, lorsque le matériau n'est pas hypere trempé : si la prédéformation est en compression, β varie de manière quasi-linéaire avec l'augmentation de la prédéformation plastique.

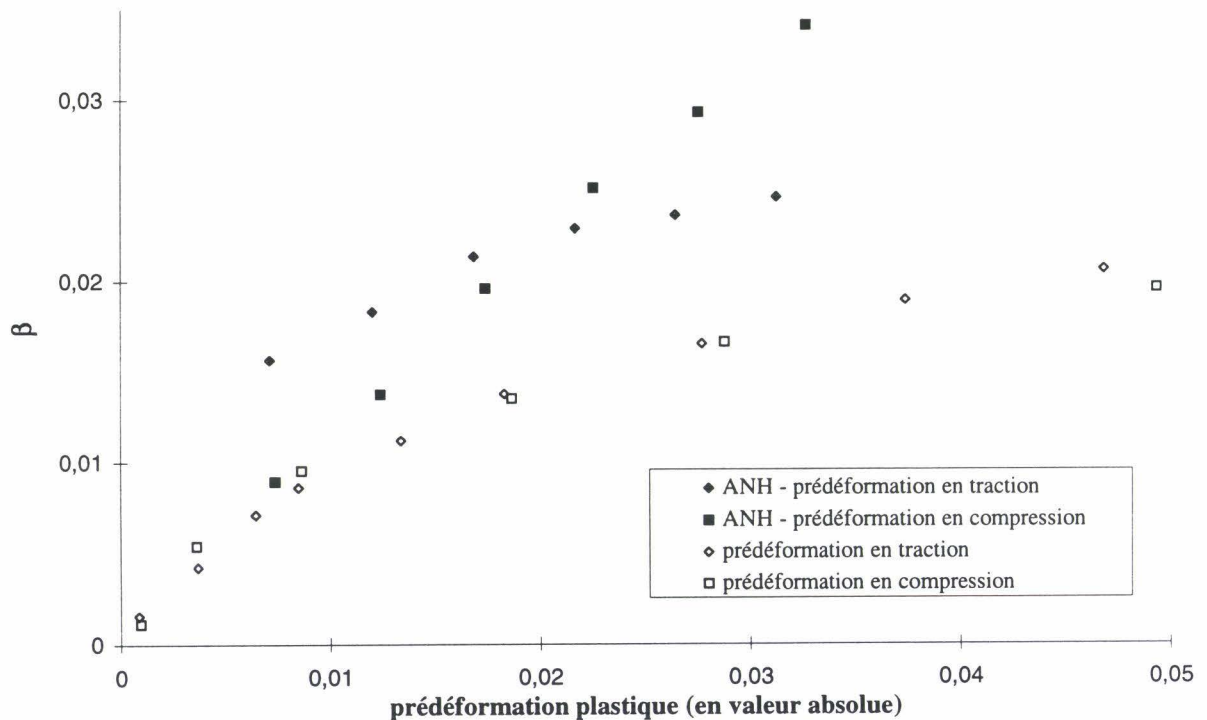


Figure B- IV-5 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation plastique sur la déformation Bauschinger. Aciers AH et ANH.

En comparaison avec l'acier AH (Figure B- IV-6), β_ϵ est plus important lorsque le matériau n'a pas subi d'hypertrempe. Le sens de la prédéformation, contrairement aux résultats obtenus sur l'acier AH, modifie la sensibilité en déformation de l'effet Bauschinger : la variation de β_ϵ avec la prédéformation, est faible si le chargement initial est une compression ; tandis qu'elle est importante s'il s'agit d'une traction.

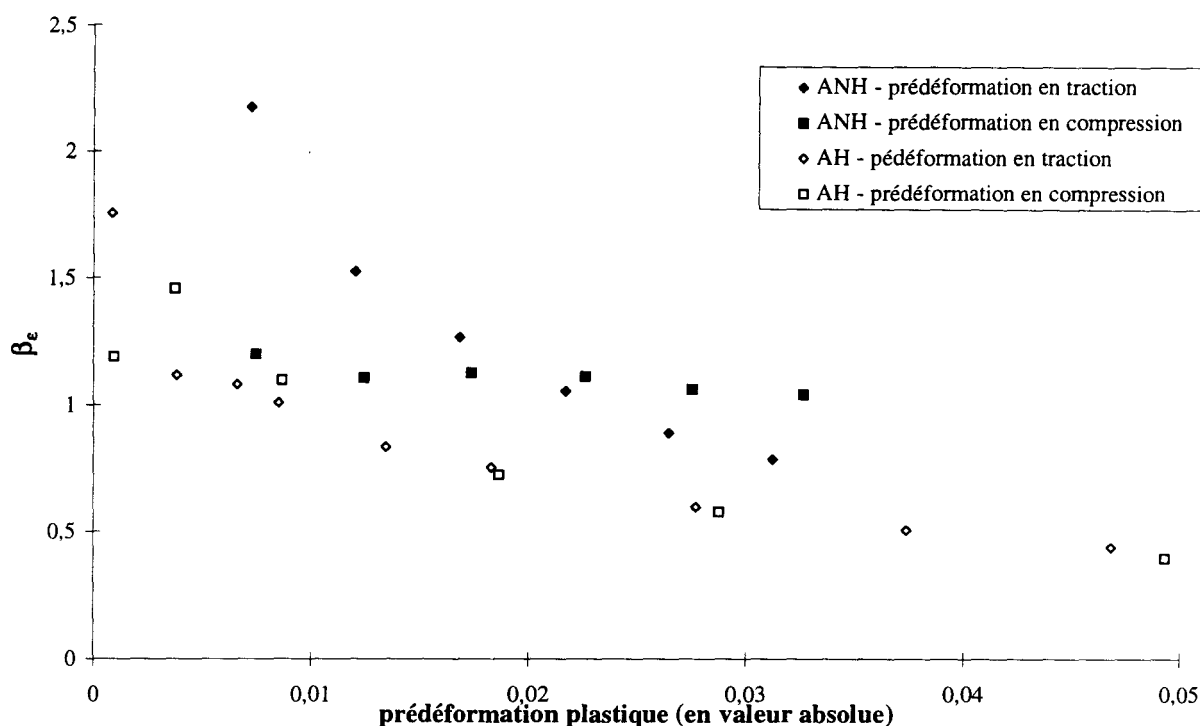


Figure B- IV-6 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation plastique sur le paramètre de déformation Bauschinger. Aciers AH et ANH.

IV. 3. 3. Paramètres d'énergie

Les énergies E_s et E_p sont plus importantes si le matériau n'est pas hyperefflué, quel que soit le sens et le niveau de la prédéformation (Figure B- IV-7 et Figure B- IV-8). Au départ, les valeurs de l'énergie E_p pour l'acier ANH sont proches de celles obtenues sur l'acier AH, puis elles s'en écartent progressivement avec l'augmentation de la valeur absolue de la prédéformation.

Comme dans l'acier AH, il est important de noter que, pour l'acier ANH, bien que les courbes de premier chargement soient différentes, E_p est la même quel que soit le sens de la prédéformation. En revanche, l'énergie E_s est plus grande dans le cas d'une traction initiale. Ainsi, la différence au niveau du paramètre d'énergie Bauschinger suivant le sens de la prédéformation résulte de celle sur l'énergie E_s .

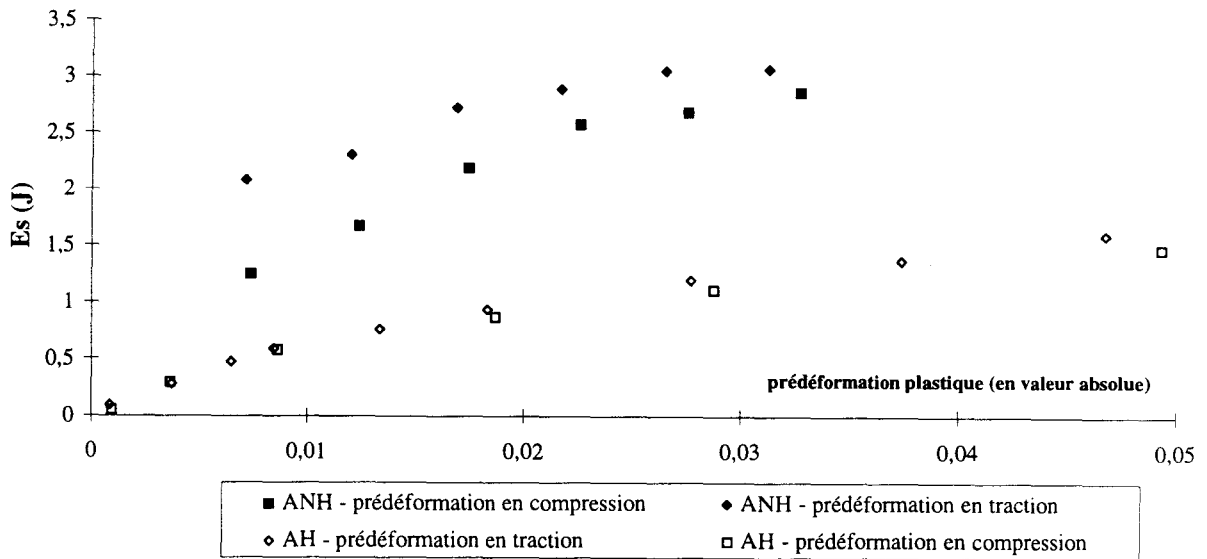


Figure B- IV-7 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation sur l'énergie E_s . Aciers AH et ANH.

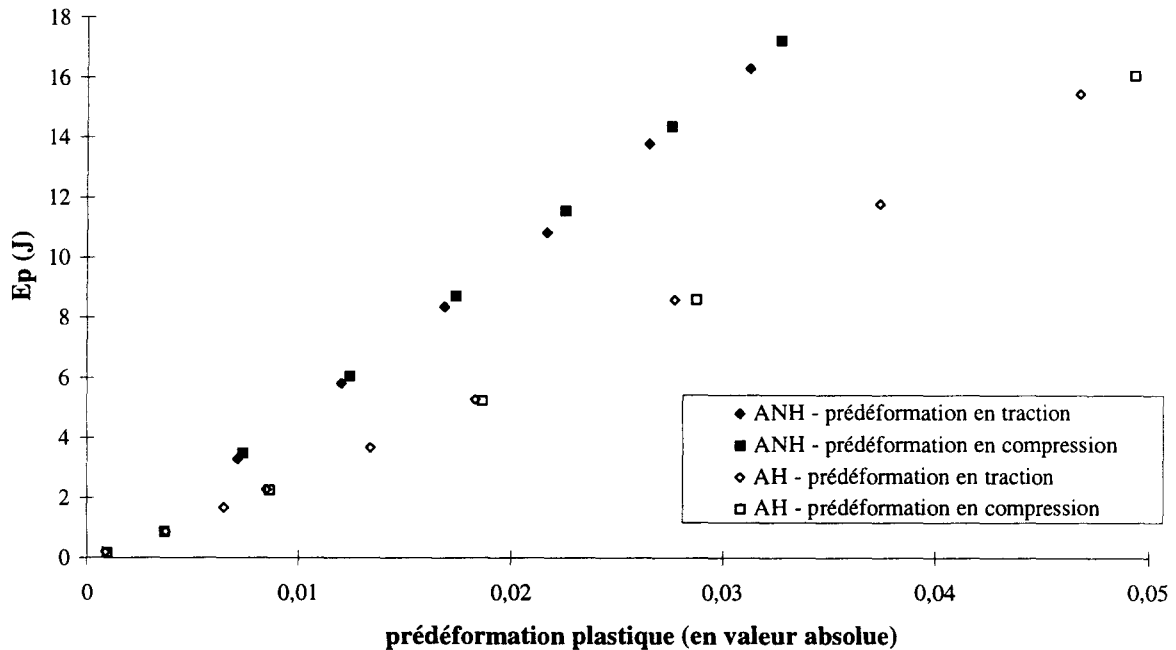


Figure B- IV-8 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation sur l'énergie E_p . Aciers AH et ANH.

Le paramètre d'énergie Bauschinger, β_E , diminue avec l'augmentation de la valeur absolue de la prédéformation, quel que soit le sens du chargement initial, tant dans l'acier ANH que dans l'acier AH (Figure B- IV-9). Cependant, on observe dans l'acier ANH, contrairement au cas de l'acier AH, que β_E est plus élevé si la prédéformation a lieu en traction plutôt qu'en compression. L'influence de l'hypertrempe, comme du sens de la prédéformation, semble disparaître pour des prédéformations approchant 3% puisque toutes les courbes semblent se rejoindre. Ainsi, on pourra conclure qu'à prédéformation élevée (>

3%), la prédéformation plastique, quels que soient son sens et son intensité, et le traitement thermique n'influencent plus l'effet Bauschinger que présente les aciers AH et ANH.

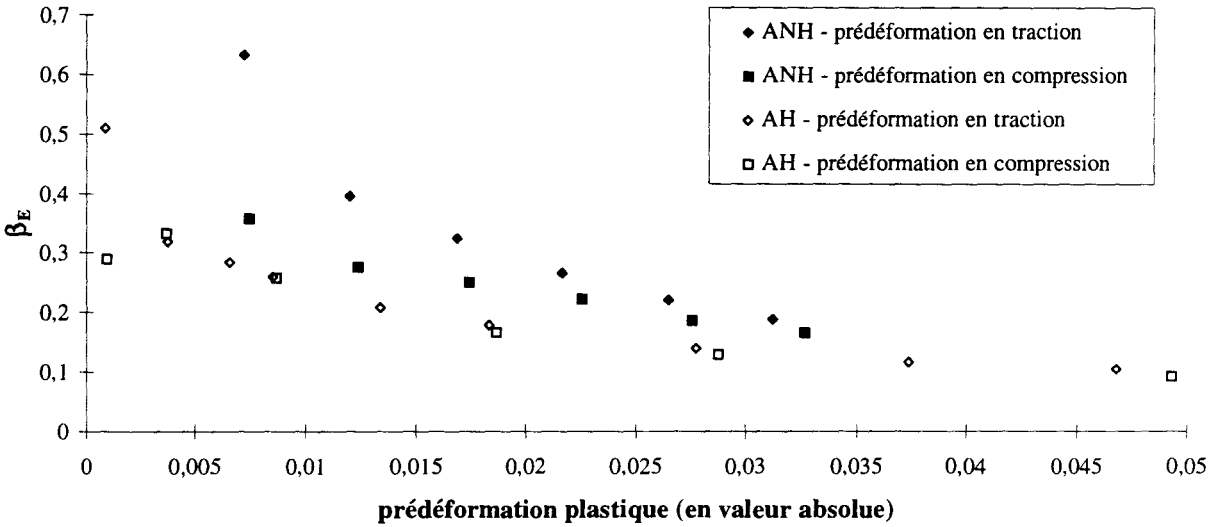


Figure B- IV-9 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation sur le paramètre d'énergie. Aciers AH et ANH.

Une étude de la microstructure pourrait peut être nous indiquer la raison de cette insensibilité apparente. Cependant, il est important de préciser que, même si β_E est faible, il n'en est pas moins différent de 0, c'est-à-dire que l'effet Bauschinger existe toujours, même pour des valeurs de prédéformation supérieures à 3%.

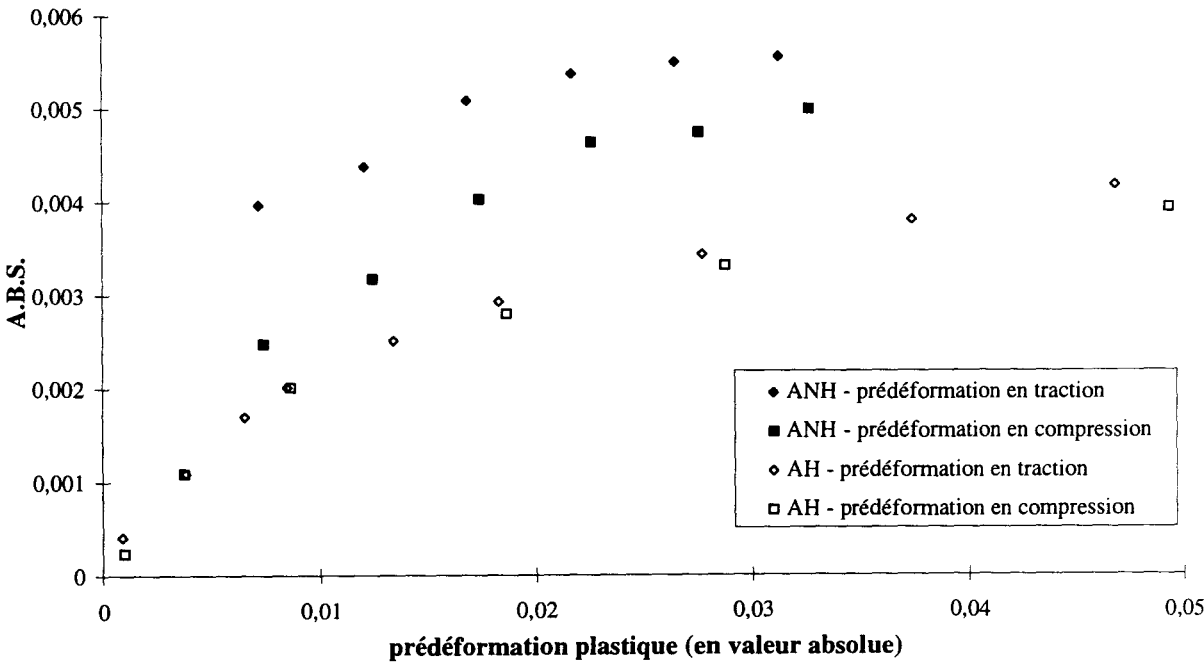


Figure B- IV-10 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation sur le paramètre A.B.S.. Aciers AH et ANH.

Enfin, comme dans l'acier AH, le paramètre A.B.S. dans l'acier ANH, augmente avec la prédéformation plastique, (Figure B- IV-10). La différence entre les aciers AH et ANH réside dans le fait que l'on observe une influence du sens de prédéformation sur la valeur du paramètre dans l'acier ANH.

De plus, le paramètre A.B.S. est nettement plus élevé dans l'acier ANH que dans l'acier AH.

IV. 4. Synthèse des résultats sur l'acier AH et l'acier ANH

Dans ce paragraphe, nous nous sommes proposés de comparer les résultats obtenus sur l'acier hyperefforté, état de référence de ce type de matériau, avec ceux obtenus sur l'acier avant hyperefforté.

En ce qui concerne les courbes de premier et second chargements, les principaux résultats mis en évidence sont :

- le niveau d'écrouissage de l'acier ANH est beaucoup plus fort que celui de l'acier AH ; ce résultat est logique puisqu'il s'agit d'un matériau écroui ;
- les taux d'écrouissage en traction monotone sont comparables en compression ; en revanche, dans l'acier ANH en traction, ils sont beaucoup plus faibles que dans l'acier AH ;
- les modules d'Young sont plus élevés dans l'acier AH ;
- les limites d'élasticité de second chargement, égales et de signes opposés dans l'acier AH lorsque le sens de prédéformation est inversé, ne le sont plus dans l'acier ANH : approximativement constantes pour une prédéformation en traction, elles varient avec le niveau de prédéformation si celle-ci est de compression.

En ce qui concerne les indicateurs Bauschinger et leur évolution en fonction du niveau de prédéformation, les résultats peuvent être résumés comme suit :

- l'influence du sens de la prédéformation sur les paramètres Bauschinger dans l'acier ANH est non négligeable et peut même être importante pour certains paramètres ; en revanche, cette influence est négligeable dans l'acier AH ;
- les sens de variation des différents paramètres sont les mêmes dans les aciers ANH et AH, même si les taux de variation sont différents ;
- les valeurs des différents paramètres sont toujours plus élevées dans l'acier ANH que dans l'acier AH, quels que soient le sens et le niveau de la prédéformation ; on peut en conclure clairement que l'effet Bauschinger est plus intense dans l'acier ANH que dans l'acier AH.

En conclusion, on peut dire que l'effet Bauschinger dans l'acier inoxydable austénitique AISI 316L est réduit par l'hyperefforté, celle-ci permettant d'effacer l'histoire de la déformation plastique du matériau résultant de sa mise en forme par forgeage. Les plus hautes valeurs des indicateurs Bauschinger obtenues sur l'acier ANH confirment que le forgeage du matériau a conduit à un écrouissage de celui-ci qui, outre qu'il est triaxial, est d'intensité beaucoup plus élevée que les états de prédéformation utilisés lors de nos essais Bauschinger type. Nos résultats expérimentaux ne nous permettent donc pas d'évaluer une

déformation uniaxiale équivalente à l'état d'écrouissage triaxial de l'acier ANH dû au forgeage.

V. CONCLUSIONS

Dans ce chapitre, nous avons étudié expérimentalement l'effet Bauschinger dans un acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2 (AISI 316L).

Les essais réalisés étaient du type « essais Bauschinger type » à savoir essais de prédéformation en traction (respectivement en compression) jusqu'à plastification suivie d'une compression (respectivement d'une traction).

Des méthodes « objectives » d'exploitation des données acquises expérimentalement ont été mises au point préalablement aux essais.

Les résultats d'essais sur l'acier 316L hypertrempé, état de référence, nous ont conduits aux conclusions suivantes :

- les modules d'élasticité de premier chargement sont assez peu différents entre traction et compression, tandis que la limite d'élasticité à 0,02% en compression est nettement plus faible (153 MPa) que celle en traction (202 MPa) ;
- les modules d'élasticité de second chargement diminuent avec l'augmentation de la prédéformation, tandis que les limites d'élasticité augmentent avec la prédéformation, symétriquement en traction et en compression ;
- il existe peu de différence d'intensité des indicateurs Bauschinger entre traction et compression ;
- les indicateurs Bauschinger varient de manière monotone avec le niveau de prédéformation ;
- la notion d'effet Bauschinger croissant ou décroissant varie avec l'indicateur étudié ; en conséquence cette notion doit être remise en cause ;
- le taux de variation de tous les indicateurs Bauschinger étudiés ici, avec la prédéformation, tend à se stabiliser.

Afin de prendre en compte les courbes de second chargement dans leur globalité, nous en avons proposé une première modélisation simple.

Ces courbes de second chargement ont été modélisées par une loi de comportement simple de type loi puissance de Ludwik. Les paramètres de cette loi ont été exprimés en fonction du niveau de prédéformation, conduisant au modèle :

$$\sigma = 4030 \left| \varepsilon_{p\max i} \right| + 434 + k\varepsilon_p^n$$

où k et n sont des constantes caractéristiques du matériau et du sens de chargement.

Dans la dernière partie de ce chapitre, nous avons comparé l'effet Bauschinger dans l'acier AISI 316L hypertrempé avec celui manifesté par le même acier avant hypertrempe.

Cette comparaison a montré que le matériau préécroui par forgeage manifestait clairement un effet Bauschinger beaucoup plus intense que l'acier hypere trempé. Et contrairement à l'acier hypere trempé, l'acier forgé avant hypere trempé présente un effet Bauschinger très sensible au sens du chargement.

Un troisième chargement sur essais Bauschinger type, pratiqué sur l'acier hypere trempé aurait peut être pu nous indiquer si le forgeage était plutôt équivalent à une prédéformation en traction ou en compression.

CHAPITRE C

PRISE EN COMPTE DE

L'EFFET BAUSCHINGER PAR DIFFERENTES

LOIS DE COMPORTEMENT

TABLE DES MATIERES

I. PRESENTATION DE DIFFERENTES LOIS DE COMPORTEMENT	134
I. 1. Cadre thermodynamique	134
I. 1. 1. Surface de charge - critère de charge et de décharge	135
I. 1. 2. Hypothèses liées aux modèles	135
I. 2. Lois à écrouissage isotrope	136
I. 3. Lois à écrouissage cinématique	137
I. 3. 1. Loi d'écrouissage cinématique linéaire de Prager	137
I. 3. 2. Loi d'écrouissage cinématique non linéaire	140
I. 3. 3. Superposition d'écrouissages cinématiques	141
I. 4. Lois d'écrouissages combinées	142
I. 4. 1. Lois à écrouissages cinématique et isotrope	142
I. 5. Résumé des lois de comportement étudiées	144
II. METHODE D'EXPLOITATION DES RESULTATS	146
II. 1. Méthode d'identification des modèles	146
II. 2. Calcul des indicateurs Bauschinger	146
II. 2. 1. Modèle d'écrouissage isotrope	146
II. 2. 2. Modèle d'écrouissage cinématique linéaire (Prager)	147
II. 2. 3. Autres modèles	148
III. IDENTIFICATIONS - COMPARAISONS AVEC LES RESULTATS EXPERIMENTAUX	149
III. 1. Lois à écrouissage cinématique	149
III. 1. 1. Modèle d'écrouissage cinématique linéaire de Prager	149
a. Comparaison des courbes d'écrouissage expérimentales avec celles calculées	149
b. Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger	151
c. Conclusions	155
III. 1. 2. Ecrouissage cinématique non linéaire	156
a. Cas du modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_{\infty} = 1$	156
i) Comparaison des courbes expérimentales avec les courbes modélisées	156
ii) Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger	160
iii) Conclusions	164
b. Cas du modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$	164
i) Comparaison des courbes expérimentales avec les courbes modélisées	164
ii) Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger	167
iii) Conclusions	171
III. 1. 3. Superposition d'écrouissages cinématiques	171
a. Cas de la superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire	171
i) Comparaison des courbes expérimentales et de la modélisation	171
ii) Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger	174
iii) Conclusions	177
b. Cas de la superposition de deux écrouissages cinématiques non linéaires	178
i) Comparaison des courbes expérimentales et de la modélisation	178
ii) Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger	181
iii) Conclusions	184
III. 2. Lois d'écrouissages combinées	184

III. 2. 1. Lois à écrouissages cinématique et isotrope	184
a. Comparaison des courbes expérimentales et de la modélisation	185
b. Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger	187
c. Conclusions	190
III. 3. Réduction du modèle à écrouissages cinématique et isotrope	191
IV. CONCLUSIONS	192

L'étude de l'effet Bauschinger précédemment présentée révèle l'impossibilité de décrire l'ensemble des aspects de cet effet, quel(s) que soi(en)t le (ou les) paramètre(s) utilisé(s). Notamment, dans le cas d'essais Bauschinger type, ils ne permettent pas de décrire l'ensemble des modifications de la courbe d'écrouissage obtenue dans un sens de chargement inverse, après une déformation initiale. Il nous paraît intéressant d'étudier à présent dans quelle mesure diverses lois de comportement rendent compte des différents aspects de l'effet Bauschinger (forme des courbes d'écrouissage de second chargement, variation des indicateurs Bauschinger) révélé dans un acier inoxydable austénitique type AISI 316L. Cette analyse est bien sûr menée ici encore dans le cas de sollicitations uniaxiales de traction-compression.

Il existe de nombreuses lois de comportement. Nous étudierons ici quelques lois typiques.

Deux approches nous ont paru intéressantes : la première consiste à observer graphiquement quelle loi traduit le mieux le comportement observé ; la deuxième consiste à comparer les indicateurs Bauschinger obtenus à l'aide de ces lois à ceux obtenus expérimentalement (cf. § B III.).

Dans ce chapitre, nous présenterons dans une première partie les différents modèles étudiés. Ensuite, nous verrons comment ces modèles ont été identifiés et comment ont été calculés les indicateurs Bauschinger. Puis, nous analyserons les résultats obtenus.

I. PRESENTATION DE DIFFERENTES LOIS DE COMPORTEMENT

On se place dans le cadre d'une formulation élastoplastique des lois de comportement. Avant de présenter les différentes lois utilisées, nous définirons brièvement le contexte thermodynamique.

I. 1. Cadre thermodynamique

Pour modéliser les phénomènes physiques de déformation, une méthode fondée sur des principes généraux gouvernant les variables représentatives d'un milieu matériel est nécessaire. La schématisation mécanique présentée repose sur le principe des puissances virtuelles, que nous ne développerons pas ici. On pourra à cet effet se reporter à l'ouvrage [LEM88]. On suppose, de plus, les premier et second principes de la thermodynamique connus. On postule l'existence d'un potentiel thermodynamique permettant la définition de variables associées à partir des différentes variables observables et variables internes, ce qui conduit naturellement aux lois d'état. Les variables internes représentent l'état actuel de la matière, c'est-à-dire ici l'état d'écrouissage du matériau. De plus, pour décrire les processus dissipatifs, en particulier l'évolution des variables internes, on a recours à des lois complémentaires ; lesquelles, pour assurer un processus thermodynamique admissible, doivent assurer la positivité de la dissipation mécanique. Dans ce but, on postule l'existence d'un pseudo-potentiel de dissipation, associé à l'hypothèse de normalité généralisée (Ziegler

[ZIE63]), développée ensuite par Moreau [MOR70]. La connaissance du potentiel de dissipation fournit les lois d'évolution de la déformation plastique et des variables internes. La loi de comportement du milieu continu est déterminée complètement par les données du potentiel thermodynamique et du pseudo-potential de dissipation.

I. 1. 1. Surface de charge - critère de charge et de décharge

Il existe une surface, définie dans l'espace des contraintes, à partir de laquelle l'écoulement plastique peut se produire. Pour les états de contrainte contenus à l'intérieur de cette surface, le comportement est entièrement élastique. Cette surface $f(\underline{\underline{\sigma}}) = 0$ est appelée « surface de charge » ou « surface d'écoulement ». La surface de charge dépend de l'état d'écrouissage, par l'intermédiaire des variables internes. A partir de cette surface de charge, on définit un critère de charge et de décharge :

$$\begin{aligned} f < 0, & \text{ définit un comportement élastique,} \\ f = 0 \text{ et } df = 0, & \text{ un écoulement plastique,} \\ f = 0 \text{ et } df < 0, & \text{ une décharge élastique.} \end{aligned}$$

Pour la plasticité, l'emploi du potentiel thermodynamique conduit au schéma de « la plasticité associée », c'est-à-dire à un schéma dans lequel on confond la surface de charge avec une « surface équipotentielle ».

I. 1. 2. Hypothèses liées aux modèles

Les modèles de base présentés ici reposent sur l'existence d'une surface de charge décrite à l'aide du critère de Von Mises :

$$\sigma_{mises}^{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{S}}} \quad \text{et} \quad \epsilon_{pmises}^{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\epsilon}}_p : \underline{\underline{\epsilon}}_p}$$

où $\underline{\underline{S}}$ est la partie déviatorique du tenseur des contraintes de Cauchy : $\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{tr} \underline{\underline{\sigma}} \underline{\underline{1}}$;

$\underline{\underline{\epsilon}}_p$ est le tenseur des déformations plastiques ;

$\underline{\underline{\sigma}}$ est le tenseur des contraintes.

Le tenseur des déformations élastiques $\underline{\underline{\epsilon}}_e$ est déterminé par la loi de Hooke :

$$\underline{\underline{\epsilon}}_e = \frac{1}{2\mu} \left\{ \underline{\underline{1}} - \frac{\nu}{1+\nu} \underline{\underline{1}} \otimes \underline{\underline{1}} \right\} : \underline{\underline{\sigma}}$$

où μ : module d'élasticité transversale ;

ν : coefficient de Poisson.

On trouvera par la suite, pour chacune des lois, une surface de charge, représentative du domaine d'élasticité, définie à l'aide d'un terme : $J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})$, deuxième invariant donné par la relation :

$$J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) = \sqrt{\frac{3}{2} (\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}})}$$

où $\underline{\underline{X}}$ est une variable cinématique que l'on définira.

On suppose pour chacun des modèles que la vitesse de déformation plastique est normale au domaine d'élasticité. On écrit alors :

$$d\underline{\underline{\epsilon}}_p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = d\lambda \underline{\underline{n}} \quad \text{avec} \quad d\lambda = d\rho = \sqrt{\frac{2}{3} d\underline{\underline{\epsilon}}_p : d\underline{\underline{\epsilon}}_p}$$

où $\underline{\underline{n}}$ désigne la normale à la surface de charge et $d\lambda$ est le multiplicateur plastique obtenu à partir de la condition de cohérence : $f = df = 0$.

I. 2. Lois à écrouissage isotrope

Dans l'espace des contraintes, on définit l'écrouissage isotrope par le « gonflement » de la surface de charge, sans translation de celle-ci.

Le comportement d'un matériau justifie l'hypothèse d'écrouissage isotrope, si la frontière de son domaine d'élasticité ne dépend que d'un seul paramètre scalaire (Figure C- I-1).

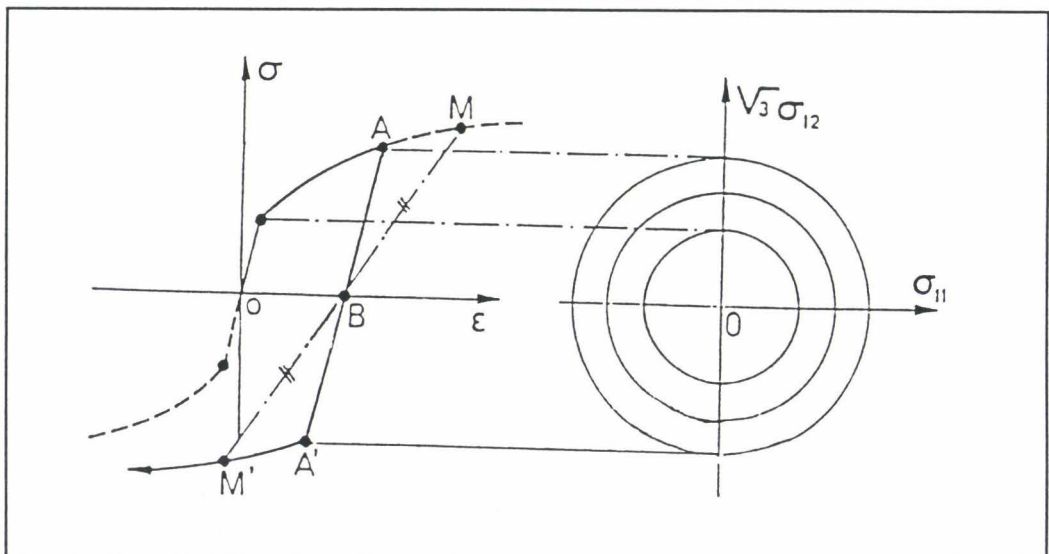


Figure C- I-1 : Essai de traction-compression. Essai de traction-torsion.
Ecrouissage isotrope [LEM88].

Un comportement à écrouissage isotrope conduit aux deux conséquences suivantes :

- la courbe de compression succédant à une traction, dans un essai d'écrouissage, se déduit de la courbe de traction monotone par une homothétie de rapport (-1), de centre le point de contrainte nulle (point B de la Figure C- I-1) ;
- les courbes de charge, lieux des points représentant la limite d'élasticité dans l'espace à deux dimensions contrainte normale-contrainte tangentielle correspondant à des essais de traction-torsion sur tubes, se déduisent les unes des autres par une homothétie de centre O (Figure C- I-1).

L'hypothèse d'écrouissage isotrope ne permet pas de rendre compte de l'effet Bauschinger. Nous le montrerons clairement sur le calcul des indicateurs Bauschinger.

I. 3. Lois à écrouissage cinématique

I. 3. 1. Loi d'écrouissage cinématique linéaire de Prager

La loi d'écrouissage cinématique linéaire de Prager se traduit par une translation de la surface de charge. Soit $\underline{\underline{X}}$, la variable d'écrouissage cinématique, de nature tensorielle, qui indique la position actuelle de la surface de charge ; on définit le modèle de Prager par :

$$\begin{cases} f = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - k \\ d\underline{\underline{\epsilon}}_p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \\ d\underline{\underline{X}} = C d\underline{\underline{\epsilon}}_p \end{cases}$$

où f : fonction seuil de plasticité ;
 C : constante, module d'écrouissage ;
 $\underline{\underline{\sigma}}$: tenseur des contraintes ;
 $\underline{\underline{\epsilon}}_p$: tenseur des déformations plastiques ;
 $d\lambda$: multiplicateur plastique ;
 J_2 : deuxième invariant ;
 k : limite d'élasticité.

L'hypothèse d'écrouissage cinématique linéaire, qui se traduit graphiquement par une droite, réside dans le fait que $d\underline{\underline{X}}$ est proportionnel à $d\underline{\underline{\epsilon}}_p$. Il faut noter qu'en pratique, le choix de la meilleure droite obtenue à partir du modèle, permettant de décrire correctement la courbe expérimentale, dépend du domaine de déformation concerné. Aussi, il sera difficile de comparer des résultats concernant des domaines de déformation différents. La courbe de traction monotone est donc traduite de manière très simple. De plus, ce modèle conduit à des courbes d'écrouissage cyclique et monotone bilinéaires confondues (Figure C- I-2).

Comme le fait remarquer Marquis [MAR79], ce type d'écrouissage traduit une anisotropie du matériau après déformation plastique. La variable d'écrouissage cinématique $\underline{\underline{X}}$ représente les microcontraintes internes engendrées par l'incompatibilité des déformations plastiques locales d'un grain à l'autre dans un matériau polycristallin. Il est intéressant d'améliorer l'écrouissage linéaire de Prager en superposant plusieurs modèles élémentaires correspondant à plusieurs grains. C'est le modèle multicouches. Mroz [MRO67] a généralisé ce modèle au cas tridimensionnel. La formulation de Mroz considère un certain nombre de surfaces, dans l'espace des contraintes, « emboîtées » les unes dans les autres, dont l'évolution de la surface de charge peut être cinématique (linéaire) et (ou) isotrope [LEM88] [SOW79]. Mais ce modèle ne sera pas plus développé, car il n'a pas été étudié ici.

La contrainte effective provoquant la déformation plastique globale est définie par :
 $(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})$.

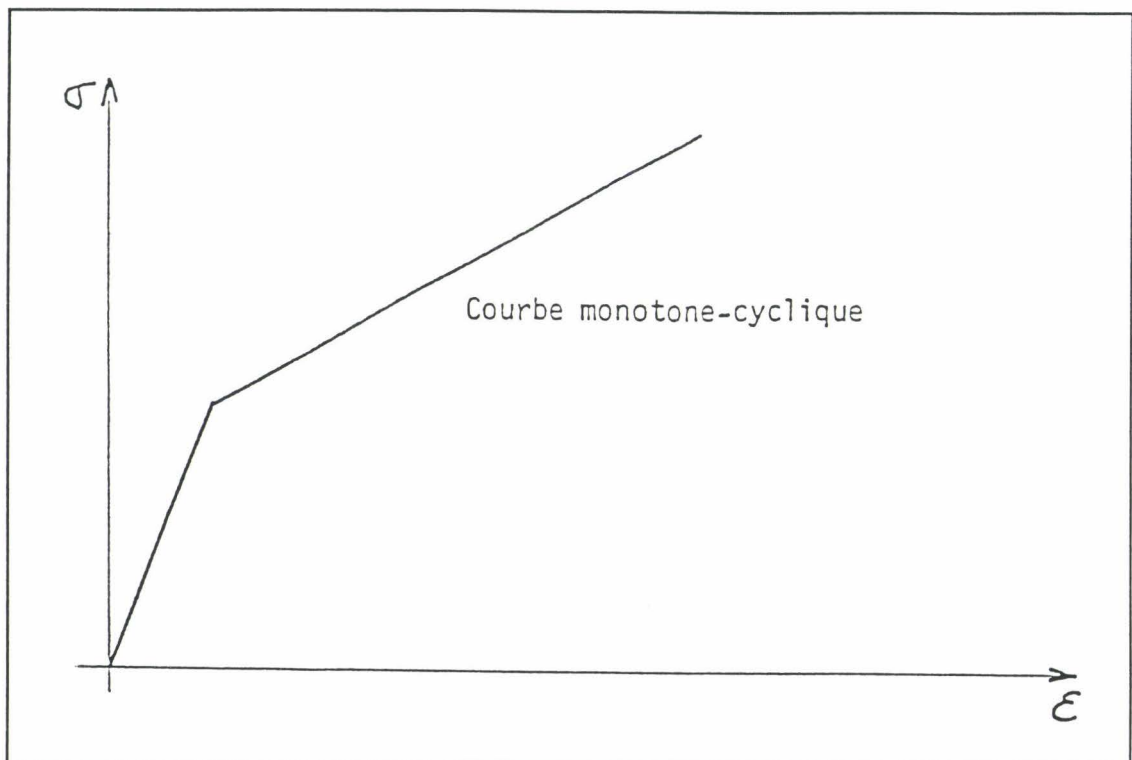


Figure C- I-2 : Courbes cyclique et monotone dans le cas d'un écrouissage cinématique linéaire de Prager [MAR79].

L'avantage de cette loi réside dans le fait que dans le cas de chargements cycliques, l'effet Bauschinger est qualitativement représenté ; en revanche, les effets de rochet (déformation progressive sous chargement cyclique à contrainte moyenne non nulle) ne sont pas décrits. En effet, la loi conduit à un comportement cyclique stabilisé au premier cycle, quelle que soit la contrainte moyenne (Figure C- I-3) [MAR79]. Lorsque la déformation est imposée, la stabilisation a également lieu au premier cycle, puisque la contrainte moyenne n'est pas nulle (Figure C- I-4). L'adoucissement et/ou le durcissement cycliques ne sont donc pas modélisés.

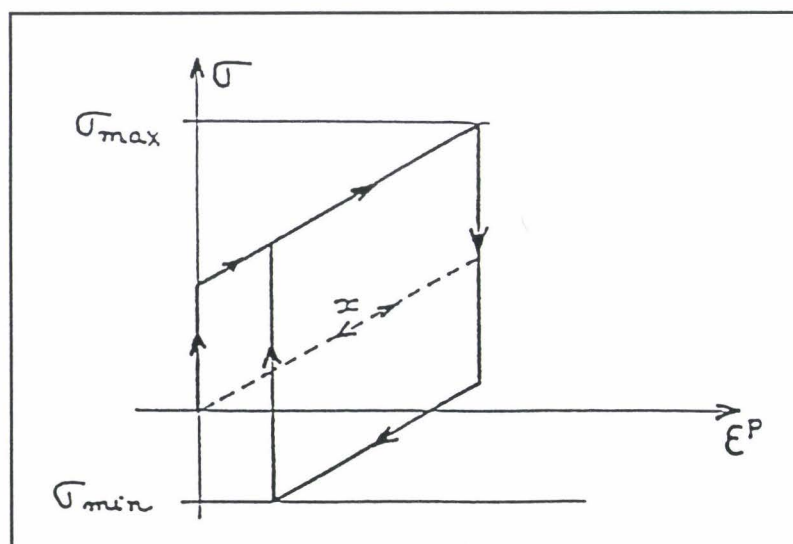


Figure C- I-3 : comportement cyclique à contrainte imposée [MAR79].

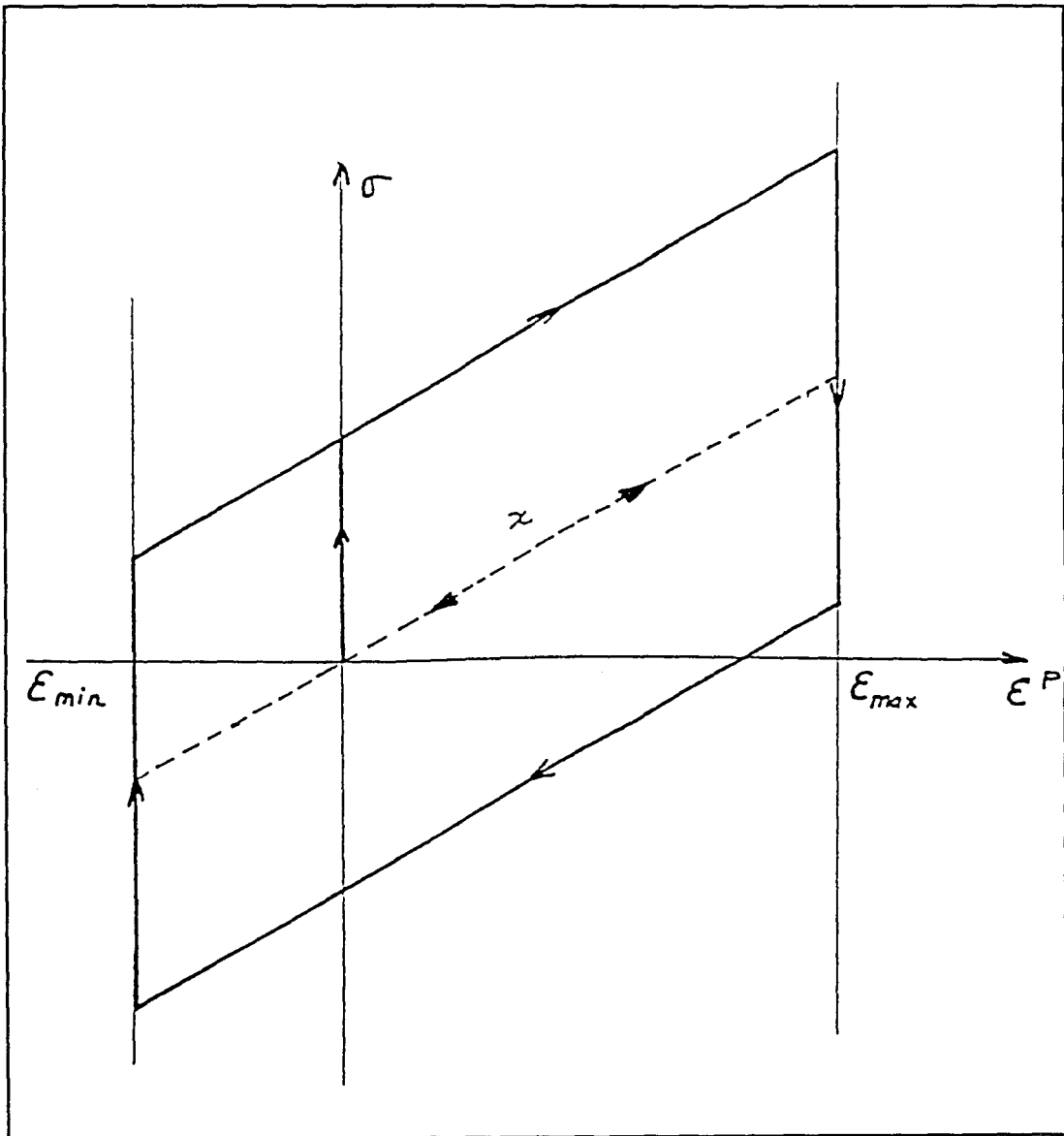


Figure C- I-4 : Comportement cyclique à déformation imposée [MAR79].

Dans le cas uniaxial (traction-compression), la loi d'écrouissage cinématique de Prager s'écrit :

$$\sigma = X + \nu k \quad \text{avec} \quad X = C \varepsilon_p$$

où $\nu = \pm 1$ selon le sens de chargement : $\nu = +1$ en traction, $\nu = -1$ en compression.

Soit :

$$\sigma = C \varepsilon_p + \nu k$$

ou, écrit sous forme différentielle :

$$\begin{cases} f = |\underline{\sigma} - \underline{X}| - k = 0 \\ d\varepsilon_p = \frac{1}{C} \langle d\underline{\sigma} \rangle \\ d\underline{X} = \frac{2}{3} C d\varepsilon_p \end{cases}$$

où f : fonction seuil de plasticité ;
 C : constante, module d'écrouissage ;
 k : limite d'élasticité ;
 avec : $\langle x \rangle = x$ si $x > 0$, $\langle x \rangle = 0$ si $x < 0$.

Le module d'écrouissage C peut être calculé dans le cas d'un essai uniaxial, à partir d'un essai de traction. Il correspond graphiquement à la pente de la droite modélisant la partie plastique des courbes d'écrouissage. Quant à k , c'est la limite d'élasticité du premier chargement en traction. Elle est égale à $-k$ si le chargement initial est une compression, car il n'existe pas de différence quel que soit le sens de la prédéformation.

I. 3. 2. Loi d'écrouissage cinématique non linéaire

De même que pour le modèle de Prager, on a : $f = J_2 (\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - k$.

La non-linéarité de l'écrouissage cinématique, utile pour améliorer la description de la courbe de traction monotone, est introduite par un terme de rappel dans la variable d'écrouissage, introduisant un effet de mémoire évanescence du trajet de déformation :

$$d\underline{\underline{X}} = \frac{2}{3} C d\underline{\underline{\varepsilon}}_p - \gamma \underline{\underline{X}} dp$$

où dp est l'incrément de déformation plastique cumulée ;
 C, γ : coefficients caractéristiques du matériau.

Le terme $(-\gamma \underline{\underline{X}} dp)$, proposé par Armstrong et Frederick [ARM66] permet de faire décroître le module d'écrouissage au cours de l'écoulement. En traction pure par exemple, cette diminution du module d'écrouissage induit une concavité de la courbe de traction-compression dirigée vers le bas. En compression, la concavité est dirigée vers le haut.

L'hypothèse de normalité et la condition de consistance $df = 0$ mènent à :

$$d\underline{\underline{\varepsilon}}_p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \frac{H(f)}{h} \left\langle \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} : d\underline{\underline{\sigma}} \right\rangle \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \text{ avec } \langle x \rangle = x \text{ si } x > 0, \langle x \rangle = 0 \text{ si } x < 0.$$

où h est un module d'écrouissage dépendant de la contrainte cinématique $\underline{\underline{X}}$:

$$h = C - \frac{3}{2} \gamma \underline{\underline{X}} : \frac{\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}'}{k}$$

avec $\underline{\underline{X}}'$: déviateur de $\underline{\underline{X}}$.

Ce modèle conduit aux propriétés suivantes :

- la surface de charge se déplace dans l'espace des contraintes au cours de l'écoulement, mais elle reste toujours inférieure à une surface limite d'équation : $\bar{\sigma} = k + \frac{C}{\gamma}$;
- ce modèle décrit l'effet de rochet (déformation progressive sous contrainte imposée non symétrique en traction-compression) et l'effet de relaxation de la contrainte moyenne à déformation contrôlée non symétrique en traction-compression ;
- il ne traduit ni le durcissement ni l'adoucissement cycliques observés sous sollicitations cycliques, puisque la stabilisation est obtenue là encore en un cycle.

Donc, la non linéarité de l'écrouissage cinématique ne permet pas une description correcte du cycle stabilisé.

Afin d'intégrer le durcissement ou l'adoucissement cyclique, Marquis [MAR79] a proposé de modifier le terme de rappel par l'introduction d'une fonction ϕ de la déformation cumulée. Ainsi nous utiliserons la formulation suivante :

$$d\underline{X} = \frac{2}{3} C d\underline{\epsilon}_p - \gamma \phi(p) \underline{X} dp$$

avec : $\phi(p) = \phi_{\infty} + (1 - \phi_{\infty}) e^{-\omega p}$

où ϕ_{∞} et ω : paramètres du matériau.

En traction-compression uniaxiales, les équations définissant le modèle à écrouissage cinématique non linéaire se mettent sous la forme :

$$\begin{cases} f = |\sigma - X| - k = 0 \\ d\epsilon_p = \frac{1}{h} \left\langle \frac{\sigma - X}{k} d\sigma \right\rangle \frac{\sigma - X}{k} = \frac{d\sigma}{h} & \text{si } (\sigma - X) d\sigma > 0 \\ h = C - \gamma \phi(p) X \operatorname{sgn}(\sigma - X) \\ dX = C d\epsilon_p - \gamma \phi(p) X |d\epsilon_p| \\ \text{où } \phi(p) = \phi_{\infty} + (1 - \phi_{\infty}) e^{-\omega p} \end{cases}$$

où f : fonction seuil de plasticité ;

C : constante, module d'écrouissage ;

k : limite d'élasticité ;

γ , ϕ_{∞} et ω : paramètres du matériau.

avec : $\langle x \rangle = x$ si $x > 0$, $\langle x \rangle = 0$ si $x < 0$.

L'effet Bauschinger est traduit par ce modèle.

I. 3. 3. Superposition d'écrouissages cinématiques

Lorsque le domaine des déformations est important, l'écrouissage cinématique non linéaire fournit une description insuffisante de l'écrouissage du matériau. En effet, la non-linéarité n'intervient que dans un domaine restreint : on retrouve le cas linéaire pour les très

faibles déformations et la transition élastoplastique est mal représentée ; de plus, pour les déformations importantes, la valeur limite est atteinte trop rapidement.

On peut remédier à une telle insuffisance, par la superposition de plusieurs modèles analogues.

La fonction seuil de plasticité est définie par :

$$f = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - k$$

où :

$$\underline{\underline{X}} = \sum_i \underline{\underline{X}}_i$$

avec :

$$d\underline{\underline{X}}_i = \frac{2}{3} C_i d\underline{\underline{\epsilon}}_p - \gamma_i \phi(p) \underline{\underline{X}}_i dp$$

Trois variables cinématiques $\underline{\underline{X}}_i$ sont généralement amplement suffisantes pour lever les inconvénients précédemment mentionnés ; chacune d'elles couvre un domaine de déformations particulier.

Un des avantages de ce modèle, qui traduit par ailleurs l'effet Bauschinger, est une meilleure traduction de l'effet de rochet.

En traction-compression uniaxiales, les équations définissant le modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires se mettent sous la forme :

$$\left\{ \begin{array}{l} f = |\sigma - X_i| - k = 0 \\ d\epsilon_p = \frac{1}{h} \left\langle \frac{\sigma - X_i}{k} d\sigma \right\rangle \frac{\sigma - X_i}{k} = \frac{d\sigma}{h} \quad \text{si } (\sigma - X_i) d\sigma > 0 \\ h = C_i - \gamma_i \phi(p) X_i \operatorname{sgn}(\sigma - X_i) \quad \text{avec } X = \sum_i X_i \\ dX_i = C_i d\epsilon_p - \gamma_i \phi(p) X_i |d\epsilon_p| \\ \text{où } \phi(p) = \phi_\infty + (1 - \phi_\infty)e^{-\omega p} \text{ et } i = 1, 2. \end{array} \right.$$

où f : fonction seuil de plasticité ;

C_i : constante, module d'écrouissage ;

k : limite d'élasticité ;

γ_i, ϕ_∞ et ω : paramètres du matériau.

avec : $\langle x \rangle = x$ si $x > 0$, $\langle x \rangle = 0$ si $x < 0$.

I. 4. Lois d'écrouissages combinées

I. 4. 1. Lois à écrouissages cinématique et isotrope

Dans le cas de la superposition d'un écrouissage isotrope à un écrouissage cinématique non linéaire, le domaine d'élasticité se modifie par translation et par dilatation. La variable isotrope interne peut être la déformation plastique cumulée p associée, à l'échelle microscopique, à la densité de dislocations [LEM79].

La fonction seuil de plasticité s'écrit : $f = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - R(p) - k$

où R représente le rayon de la surface de charge,
 k étant le rayon initial du domaine d'élasticité,
 $\underline{\underline{X}}$ son centre.

L'expression de la variable d'écrouissage cinématique est, comme pour le modèle d'écrouissage cinématique non linéaire :

$$d\underline{\underline{X}} = \frac{2}{3} C d\underline{\underline{\epsilon}}_p - \gamma \phi(p) \underline{\underline{X}} dp$$

où
$$\phi(p) = \phi_\infty + (1 - \phi_\infty) e^{-\omega p}$$

L'expression de la variable d'écrouissage isotrope est la suivante :

$$dR = B (Q - R) dp$$

où Q est la valeur asymptotique de R correspondant au régime cyclique stabilisé,
 B est une constante qui règle la vitesse de croissance ou de décroissance du domaine élastique, c'est-à-dire caractérise la rapidité de stabilisation cyclique,
 $Q + k$: est la valeur asymptotique du rayon de la surface de charge.

L'évolution de R en fonction de p permet de rendre compte d'un adoucissement/durcissement cyclique.

L'ensemble des équations du modèle superposant un écrouissage isotrope et un écrouissage cinématique s'écrit :

$$\left\{ \begin{array}{l} f = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) - R - k \\ d\lambda = \frac{1}{h} H(f) \left\langle \frac{3}{2} \frac{(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}}) : d\underline{\underline{\sigma}}}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} \right\rangle \text{ où } H(f) = 1 \text{ si } f \geq 0, H(f) = 0 \text{ sin on} \\ h = C - \frac{3}{2} \phi \gamma \frac{\underline{\underline{X}} : (\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}})}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} + B(Q - R) \\ d\underline{\underline{X}} = \frac{2}{3} C d\underline{\underline{\epsilon}}_p - \gamma \phi(p) \underline{\underline{X}} dp \quad \text{ où } \phi(p) = \phi_\infty + (1 - \phi_\infty) e^{-\omega p} \\ d\underline{\underline{\epsilon}}_p = \frac{3}{2} d\lambda \frac{(\underline{\underline{S}} - \underline{\underline{X}})}{J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}})} \\ dR = B(Q - R) dp \end{array} \right.$$

Dans cette formulation, il est possible d'intégrer plusieurs écrouissages cinématiques.

Ces modèles combinant différents écrouissages rendent compte de l'effet Bauschinger.

Nous utiliserons ici un modèle superposant deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope. Les équations correspondantes sous sollicitations uniaxiales de traction-compression sont :

$$\left\{ \begin{array}{l} f = |\sigma - X_i| - k - R = 0 \\ d\varepsilon_p = \frac{1}{h} \left\langle \frac{\sigma - X_i}{k} d\sigma \right\rangle \frac{\sigma - X_i}{k} = \frac{d\sigma}{h} \quad \text{si } (\sigma - X_i) d\sigma > 0 \\ h = C_i - \gamma_i \phi(p) X_i \operatorname{sgn}(\sigma - X_i) + B(Q - R) \quad \text{avec } X = \sum_i X_i \\ dX_i = C_i d\varepsilon_p - \gamma_i \phi(p) X_i |d\varepsilon_p| \\ \text{avec } \phi(p) = \phi_\infty + (1 - \phi_\infty)e^{-\omega p} \text{ et } i = 1, 2 \\ dR = B(Q - R)dp \end{array} \right.$$

où f : fonction seuil de plasticité ;
 C_i : constante, module d'écrouissage ;
 k : limite d'élasticité ;
 $\gamma_i, \phi_\infty, \omega, B$ et Q : paramètres du matériau ;

avec : $\langle x \rangle = x$ si $x > 0$, $\langle x \rangle = 0$ si $x < 0$.

I. 5. Résumé des lois de comportement étudiées

Le Tableau C- I-1 présente l'ensemble des modèles étudiés dans ce chapitre, ainsi que les paramètres à identifier pour chacun d'entre eux. Le modèle d'écrouissage isotrope ne figure pas dans ce tableau, puisqu'il ne permet pas de rendre compte de l'effet Bauschinger.

<u>Equations</u>	<u>Paramètres</u>	<u>Modèle</u>
$\begin{cases} f = \sigma - X - k = 0 \\ d\varepsilon_p = \frac{1}{C} \langle d\sigma \rangle \\ dX = \frac{2}{3} C d\varepsilon_p \end{cases}$	k, C	Modèle d'écrouissage cinématique linéaire de Prager
$\begin{cases} f = \sigma - X - k = 0 \\ d\varepsilon_p = \frac{1}{h} \left\langle \frac{\sigma - X}{k} d\sigma \right\rangle \frac{\sigma - X}{k} = \frac{d\sigma}{h} \quad \text{si } (\sigma - X) d\sigma > 0 \\ h = C - \gamma \phi(p) X \operatorname{sgn}(\sigma - X) \\ dX = C d\varepsilon_p - \gamma \phi(p) X d\varepsilon_p \\ \text{où } \phi(p) = \phi_\infty + (1 - \phi_\infty) e^{-\omega p} \end{cases}$	k, C, γ $\phi_\infty = 1$	Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) = 1$
	k, C, γ , ϕ_∞, ω	Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$
$\begin{cases} f = \sigma - X_i - k = 0 \\ d\varepsilon_p = \frac{1}{h} \left\langle \frac{\sigma - X_i}{k} d\sigma \right\rangle \frac{\sigma - X_i}{k} = \frac{d\sigma}{h} \quad \text{si } (\sigma - X_i) d\sigma > 0 \\ h = C_i - \gamma_i \phi(p) X_i \operatorname{sgn}(\sigma - X_i) \quad \text{avec } X = \sum_i X_i \\ dX_i = C_i d\varepsilon_p - \gamma_i \phi(p) X_i d\varepsilon_p \\ \text{où } \phi(p) = \phi_\infty + (1 - \phi_\infty) e^{-\omega p} \text{ et } i = 1, 2. \end{cases}$	k, C_1, γ_1 , ϕ_∞, ω C_2 , $\gamma_2 = 0$	Modèle superposant un écrouissage cinématique non linéaire à un écrouissage cinématique linéaire
	k, C_1, γ_1 , ϕ_∞, ω C_2, γ_2	Modèle superposant deux écrouissages cinématiques non linéaires
$\begin{cases} f = \sigma - X_i - k - R = 0 \\ d\varepsilon_p = \frac{1}{h} \left\langle \frac{\sigma - X_i}{k} d\sigma \right\rangle \frac{\sigma - X_i}{k} = \frac{d\sigma}{h} \quad \text{si } (\sigma - X_i) d\sigma > 0 \\ h = C_i - \gamma_i \phi(p) X_i \operatorname{sgn}(\sigma - X_i) + B(Q - R) \quad \text{avec } X = \sum_i X_i \\ dX_i = C_i d\varepsilon_p - \gamma_i \phi(p) X_i d\varepsilon_p \\ \text{avec } \phi(p) = \phi_\infty + (1 - \phi_\infty) e^{-\omega p} \text{ et } i = 1, 2 \\ dR = B(Q - R) dp \end{cases}$	k, C_1, γ_1 , ϕ_∞, ω C_2, γ_2 B, Q	Modèle superposant deux écrouissages cinématiques non linéaires à un écrouissage isotrope

Tableau C- I-1 : Modèles utilisés rendant compte d'un effet Bauschinger.

II. METHODE D'EXPLOITATION DES RESULTATS

Nous exposons dans cette partie comment les différents modèles ont été identifiés, et comment nous avons obtenu les indicateurs Bauschinger à partir de ces modèles.

Nous travaillons toujours, comme dans la partie expérimentale, sur des sollicitations uniaxiales de traction-compression.

II. 1. Méthode d'identification des modèles

Les paramètres caractéristiques de chacun des modèles précédemment décrits, ont été identifiés à l'aide du logiciel SiDoLo [PIL85]. Pour l'identification, les relations définissant ces divers modèles ont été utilisées sous forme différentielle. Ceci permet d'écrire un programme pour le modèle le plus complexe (modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope), puis de l'utiliser pour les autres modèles en annulant certains paramètres.

L'identification des différents paramètres des modèles a été réalisée à partir du même nombre d'essais de prédéformation en traction suivie d'une compression que d'essais de prédéformation en compression suivie d'une traction. Il s'agit des essais dont les niveaux de prédéformation en traction et en compression sont en valeur absolue : 0,2%, 0,5%, 1%, 2%, 3% et 5% .

Une première identification a été effectuée en partant du modèle le plus simple (modèle de Prager), jusqu'au modèle le plus complexe. Puis, les paramètres du modèle le plus complexe étant identifiés, la démarche a consisté à réduire le modèle en imposant des paramètres à 0, puis à comparer les courbes résultant de la réduction du modèle à celles obtenues par les modèles équivalents identifiés préalablement. Nous nous sommes rendu compte que les résultats de l'identification des différents modèles à partir du modèle le plus complexe étaient meilleurs que ceux obtenus à partir du modèle de Prager. C'est donc la deuxième démarche que nous avons retenue et que nous exposons ici.

Par ailleurs, dans chacun de ces modèles, le module d'élasticité est supposé le même quels que soient le sens et le niveau de prédéformation (au contraire de ce que nous avons observé expérimentalement) ; ce module est fixé ici à 196000 MPa, valeur obtenue en effectuant une moyenne des modules d'élasticité sur l'ensemble des essais de premier chargement utilisés pour l'identification. Ce choix influence bien entendu les résultats suivants, notamment ceux relatifs à la limite d'élasticité.

II. 2. Calcul des indicateurs Bauschinger

II. 2. 1. Modèle d'écrouissage isotrope

Dans l'hypothèse d'écrouissage isotrope : $Re_2 = - \sigma_{maxi}$. Ceci implique l'absence d'effet Bauschinger, puisqu'alors les différents indicateurs Bauschinger étudiés dans ce travail, β , β_e , β_σ et β_E , sont nuls.

Ces résultats étaient attendus puisqu'un écrouissage isotrope ne permet pas de rendre compte de l'effet Bauschinger.

II. 2. 2. Modèle d'écrouissage cinématique linéaire (Prager)

Les relations définissant le modèle de Prager figurent dans le Tableau C- I-1. Elles s'expriment sous forme analytique par :

$$\begin{aligned} \sigma &= X + v k \\ \text{avec : } X &= C \varepsilon_p \\ \text{et } v &= \pm 1 \text{ selon le sens de chargement} \end{aligned}$$

k est la limite d'élasticité du premier chargement, Re_1 ; alors : $\sigma_{\max i} = Re_1 + X$.

Ce modèle simple permet de donner une expression simple pour chacun des indicateurs Bauschinger utilisés dans ce travail.

Calculons ces indicateurs Bauschinger (cf. Tableau C- I-1 pour un matériau subissant une traction suivie d'une compression). Les résultats sont les mêmes pour une traction suivie d'une compression et pour une compression suivie d'une traction (cf. § C I.3.1).

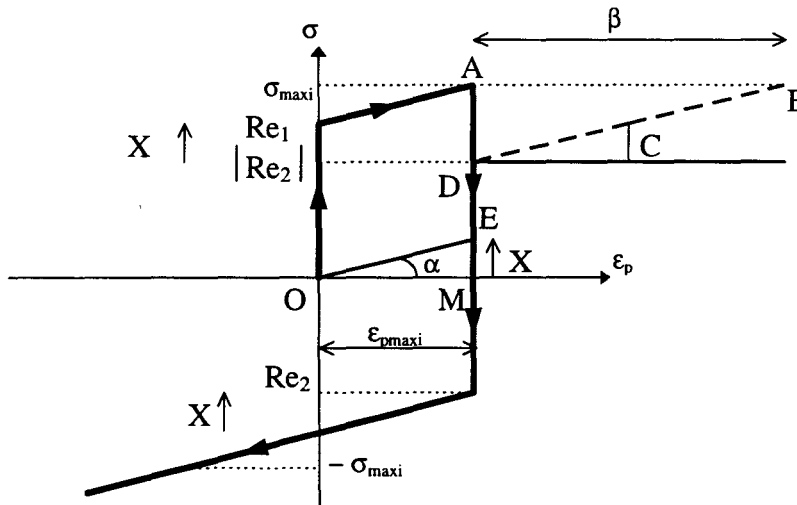


Figure C- II-1 : Schéma définissant les paramètres permettant le calcul des indicateurs Bauschinger, pour le modèle de Prager.

Indicateurs en déformation :

$$\text{Comme le montre la Figure C- II-1 : } C = \frac{AD}{AB} = \tan \alpha = \frac{2X}{AB}.$$

Or $AB = \beta$, donc :

$$\boxed{\beta = 2 \varepsilon_{p \max i}}$$

Ainsi, β varie linéairement et proportionnellement à $\varepsilon_{p \max i}$.

On obtient alors, puisque $\beta_\varepsilon = \frac{\beta}{\varepsilon_{p \max i}}$,

$$\boxed{\beta_\varepsilon = 2}$$

Indicateur en contrainte :

L'indicateur en contrainte $\beta_\sigma = \frac{\sigma_{\max i} + Re_2}{\sigma_{\max i}}$ dépend du signe de la limite d'élasticité du second chargement Re_2 :

- si $Re_2 < 0$:

$$\beta_\sigma = 2 \frac{C \epsilon_{p \max i}}{\sigma_{\max i}}$$

- si $Re_2 > 0$:

$$\beta_\sigma = 2 \left(1 - \frac{C \epsilon_{p \max i}}{\sigma_{\max i}} \right)$$

Comme $\sigma_{\max i}$ varie peu, et notamment beaucoup moins que $\epsilon_{p \max i}$, β_σ varie de manière quasi linéaire avec $\epsilon_{p \max i}$.

Indicateurs en énergie :

Le paramètre de déformation Bauschinger moyenne A.B.S. = $\frac{Es}{\sigma_{\max i}}$ soit :

$$A.B.S. = 2 \frac{C \epsilon_{p \max i}^2}{\sigma_{\max i}}$$

Comme $\sigma_{\max i}$ varie peu avec $\epsilon_{p \max i}$, A.B.S. a une variation quasi parabolique, c'est-à-dire qu'il augmente de plus en plus avec la prédéformation, comme nous le verrons plus loin.

Quant au paramètre d'énergie Bauschinger $\beta_E = \frac{Es}{E_p}$, il a pour expression :

$$\beta_E = 4 \frac{1}{2 \frac{\sigma_{\max i}}{C \epsilon_{p \max i}} - 1}$$

Donc, β_E a une variation quasi-hyperbolique en fonction de $\epsilon_{p \max i}$.

Les différents indicateurs, excepté β_E , sont fonctions du module d'écrouissage C , de la prédéformation plastique et de la précontrainte.

II. 2. 3. Autres modèles

En ce qui concerne les autres modèles, les relations les définissant sont trop complexes pour donner une formulation analytique des indicateurs Bauschinger. La méthode utilisée ici pour obtenir ces indicateurs consiste à utiliser les courbes numériquement obtenues par les différents modèles pour chacune des prédéformations de traction et de compression, et à procéder comme précédemment (Chapitre B), c'est-à-dire avoir recours au programme mis au point pour le calcul des indicateurs.

III. IDENTIFICATIONS - COMPARAISONS AVEC LES RESULTATS EXPERIMENTAUX

Les modèles utilisés donnent des courbes de premier et second chargements identiques, que le premier chargement soit une traction ou une compression. Il en est donc de même pour les indicateurs Bauschinger calculés par ces modèles. Aussi, étant donné que les variations expérimentales des indicateurs Bauschinger sont également insensibles au sens du chargement initial, nous présenterons pour chacun des modèles :

- la comparaison des courbes modélisées avec les courbes expérimentales pour les deux sens de prédéformation, puisque les courbes expérimentales diffèrent légèrement ;
- la comparaison des variations des paramètres Bauschinger avec la prédéformation, uniquement pour des prédéformations de traction ; les résultats sont quasiment identiques pour des prédéformation en compression.

Enfin, afin de rendre la lecture plus aisée, nous adopterons les notations suivantes :

$\alpha_{\text{calc.}}$: définit la grandeur α calculée à partir des courbes résultant de la modélisation ;

$\alpha_{\text{exp.}}$: définit la grandeur α obtenue à partir des essais Bauschinger type.

III. 1. Lois à écrouissage cinématique

III. 1. 1. Modèle d'écrouissage cinématique linéaire de Prager

L'identification des paramètres du modèle de Prager (Tableau C- I-1) à partir des données expérimentales donne les valeurs suivantes :

$$C = 2830 \text{ MPa}$$

$$k = 280 \text{ MPa}$$

a. Comparaison des courbes d'écrouissage expérimentales avec celles calculées

Les courbes expérimentales et celles obtenues par le modèle de Prager sont présentées Figure C- III-1 et Figure C- III-2 pour une prédéformation en traction suivie d'une compression et une prédéformation en compression suivie d'une traction, respectivement.

Notons que le modèle de Prager conduit aux mêmes courbes calculées, quelque soit le sens du premier chargement. De plus les parties plastiques linéaires sont représentées par une même droite, quel que soit le niveau de prédéformation. Enfin les limites d'élasticité de second chargement y varient linéairement avec la prédéformation.

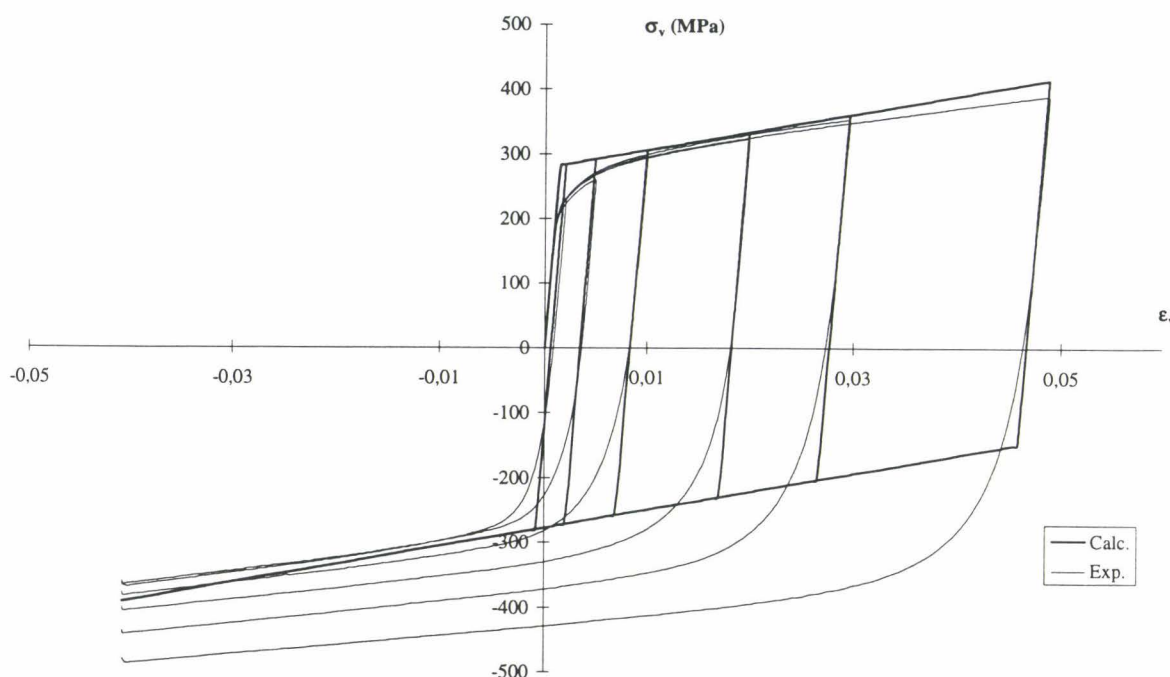


Figure C- III-1 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle de Prager.

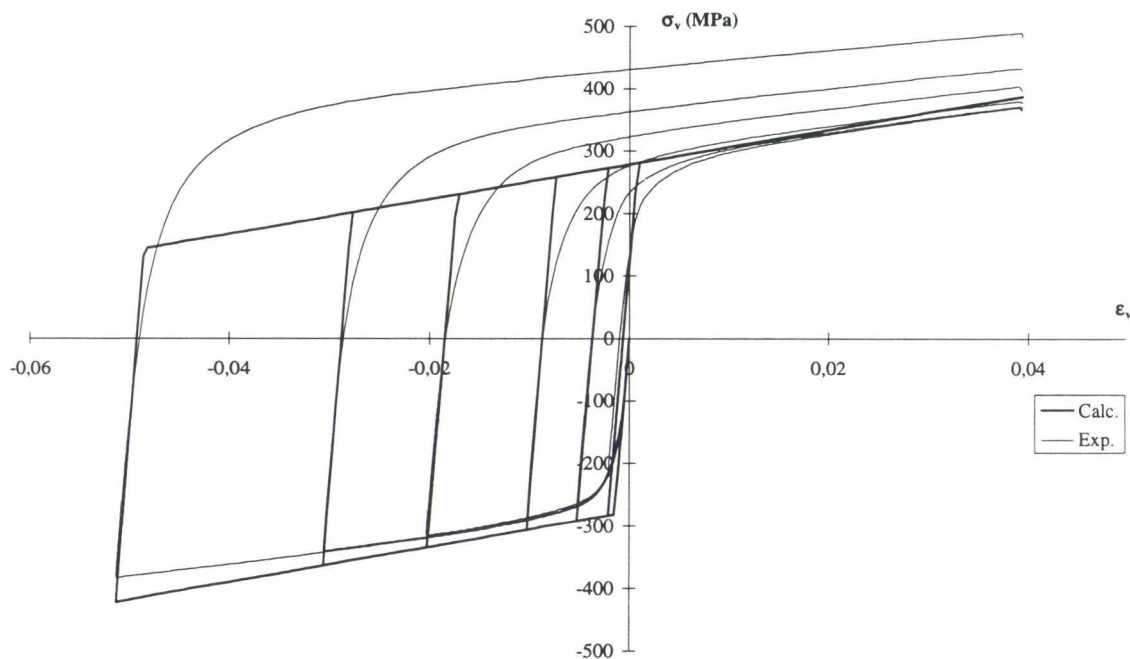


Figure C- III-2 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en compression suivie d'une traction. Acier AH. Modèle de Prager.

De par son caractère bilinéaire, le modèle de Prager représente de manière très simpliste l'effet Bauschinger. En particulier, il ne rend pas compte de la partie transitoire des différentes courbes d'écrouissage. Et si, hormis le coude, la courbe de premier chargement est

relativement bien représentée (avec une pente de la partie plastique linéaire un peu trop élevée), en revanche les seconds chargements sont mal représentés : la croissance des niveaux de contrainte d'écoulement avec la prédéformation n'est en particulier pas modélisée puisque le modèle de Prager conduit à une partie plastique linéaire unique.

Il s'en suit une différence importante entre les variations des limites d'élasticité à 0,02% de déformation plastique rémanente, calculées et expérimentales (Tableau C- III-1 et Figure C- III-3). Les valeurs des limites d'élasticité de second chargement calculées sont toutes négatives, et augmentent linéairement avec la prédéformation ; les valeurs expérimentales sont croissantes également, mais négatives pour une prédéformation inférieure à 1%, et positives au-delà, et de toutes façons bien supérieures (en valeur algébrique) aux valeurs calculées.

	Résultats de la modélisation	Résultats expérimentaux
Re_1 - trac. calc. (MPa)	282	202
Re_1 - comp. calc. (MPa)	- 282	- 153

Tableau C- III-1 : Comparaison des résultats de la modélisation et des résultats expérimentaux, concernant la limite d'élasticité des chargements initiaux, Re_1 (à 0,02% de déformation plastique rémanente).

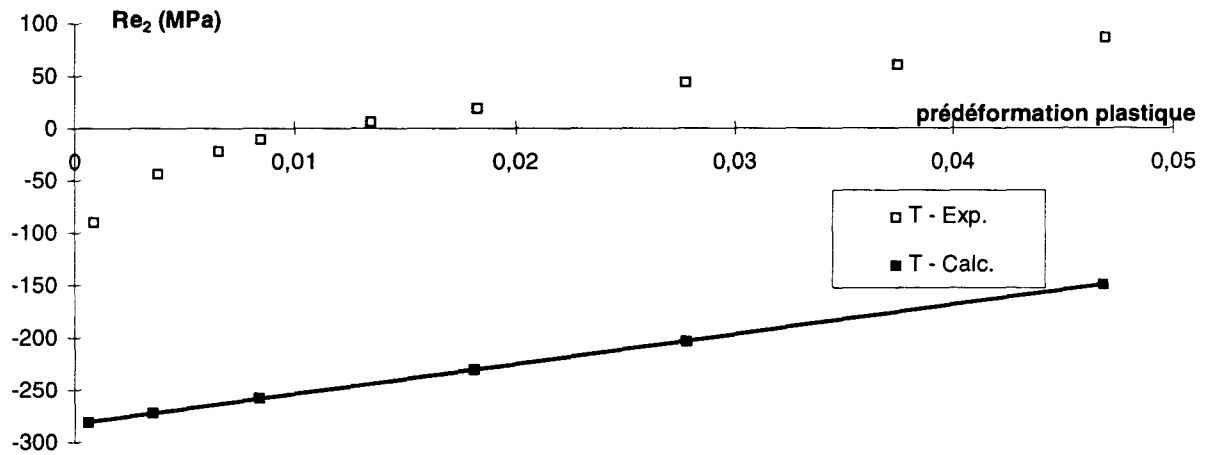


Figure C- III-3 : Comparaison des variations des limites d'élasticité Re_2 (calculées à 0,02% de déformation plastique rémanente) obtenues expérimentalement avec celles calculées à partir des courbes résultant du modèle de Prager.

En conclusion, le modèle de Prager traduit un peu mieux le comportement du matériau pour des prédéformations inférieures à 1%, que pour des prédéformations supérieures. De plus, l'hypothèse de linéarité (Figure C- II-1) n'est pas représentative du comportement de l'acier AISI 316L hypere trempé.

b. Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger

Les variations des indicateurs Bauschinger β , β_e et β_σ , calculés par le modèle de Prager et expérimentaux, sont données en Figure C- III-4, Figure C- III-5 et Figure C- III-6.

Dans le modèle de Prager, la proportionnalité de β se traduit par une constance du paramètre β_e , égal à 2 quel que soit le niveau de prédéformation. Expérimentalement, β augmente avec la prédéformation plastique, mais beaucoup plus lentement que prévu par Prager, et une tendance à la saturation semble se manifester (cf. § B III.3.1.2). $\beta_{\text{calc.}}$, presque nul à faibles prédéformations plastiques ($< 1\%$), est proche de $\beta_{\text{exp.}}$; il s'en écarte ensuite de plus en plus avec l'augmentation de la prédéformation plastique. Quant au paramètre β_e , égal à 2 pour le modèle de Prager, il décroît expérimentalement avec la prédéformation croissante, d'une valeur voisine de 2 à très faible prédéformation, vers une valeur faible déjà inférieure à 0,4 à 5% de prédéformation plastique (§ B III.3.1.2).

Rappelons que cette valeur 2 correspond à la valeur maximale théorique (§ B II.3.2.). L'écouissage cinématique linéaire traduirait donc le cas d'un matériau dans lequel le même nombre de dislocations participent à la déformation plastique durant le premier et le second chargements. Ce n'est visiblement pas le cas dans l'acier 316L.

Les courbes de variation de $\beta_{\sigma \text{ calc.}}$ et $\beta_{\sigma \text{ exp.}}$ présentent en revanche une variation voisine en « forme », mais $\beta_{\sigma \text{ calc.}}$, nul au départ, reste encore inférieur de moitié à $\beta_{\sigma \text{ exp.}}$ après 5% de prédéformation plastique. La valeur expérimentale semble tendre vers une saturation, ce qui n'est pas le cas de $\beta_{\sigma \text{ calc.}}$.

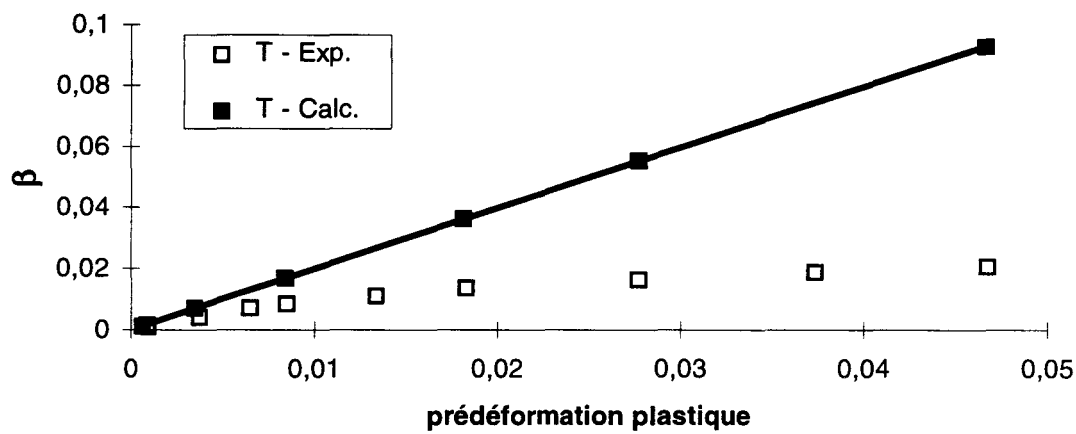


Figure C- III-4 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle de Prager.

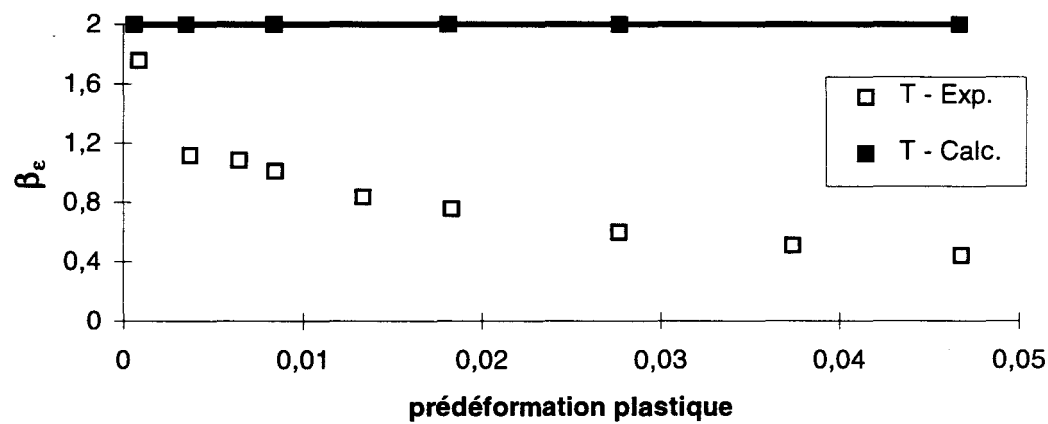


Figure C- III-5 : Comparaison des variations du paramètre de déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle de Prager.

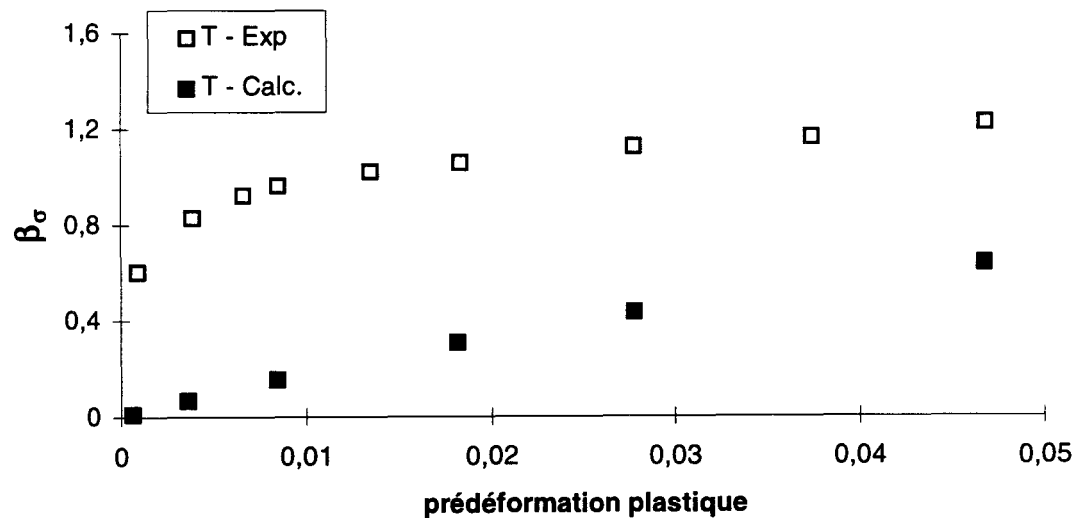


Figure C- III-6 : Comparaison des variations du paramètre de contrainte Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle de Prager.

Les variations avec la prédéformation, calculées et expérimentales, des indicateurs Bauschinger relatifs aux énergies, β_E et A.B.S., ainsi que celles des énergies E_s et E_p , sont présentées Figure C- III-7, Figure C- III-8, Figure C- III-9 et Figure C- III-10.

L'énergie $E_{s,calc.}$ varie dans le même sens que $E_{s,exp.}$. Cependant au départ presque nulle, $E_{s,calc.}$ est inférieure à l'énergie $E_{s,exp.}$ mais augmente beaucoup plus rapidement que $E_{s,exp.}$ avec l'augmentation du niveau de la prédéformation. Ainsi, la concavité de la courbe de variation de $E_{s,calc.}$ est opposée à celle de $E_{s,exp.}$ et la saturation qui semble apparaître pour $E_{s,exp.}$ n'est pas présente sur $E_{s,calc.}$.

Contrairement aux indicateurs précédents, $E_{p,calc.}$ possède pratiquement les mêmes valeurs que $E_{p,exp.}$, quel que soit le sens de la prédéformation. Ce paramètre est donc bien traduit par le modèle de Prager.

Si $\beta_{E,exp.}$ diminue avec la prédéformation plastique, en revanche $\beta_{E,calc.}$ augmente. Cette différence de sens de variation est la conséquence de la forte variation de l'énergie $E_{s,calc.}$. De plus, la courbe de variation de $\beta_{E,calc.}$ est quasiment linéaire et ne semble pas présenter de saturation, contrairement à ce que l'on observe pour $\beta_{E,exp.}$.

A.B.S._{calc.} varie dans le même sens que A.B.S._{exp.} avec cependant des différences importantes, tout à fait analogues à celles notées pour $E_{s,calc.}$ et $E_{s,exp.}$; on retrouve le fait que σ_{maxi} varie peu et A.B.S. est alors sensiblement proportionnel à E_s .

En revanche, même si A.B.S. a la dimension d'une déformation, la variation observée pour A.B.S._{calc.} n'est pas linéaire, contrairement à celle observée pour $\beta_{calc.}$.

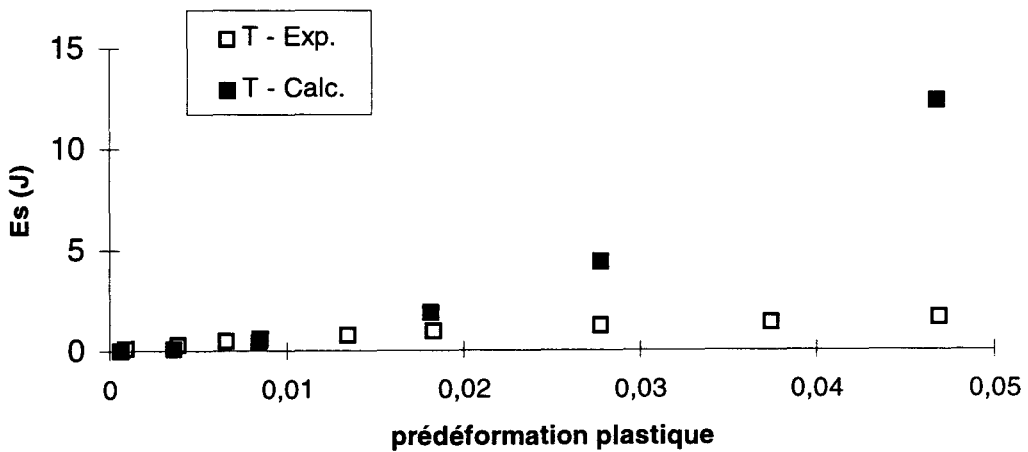


Figure C- III-7 : Comparaison des variations de l'énergie E_s en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle de Prager.

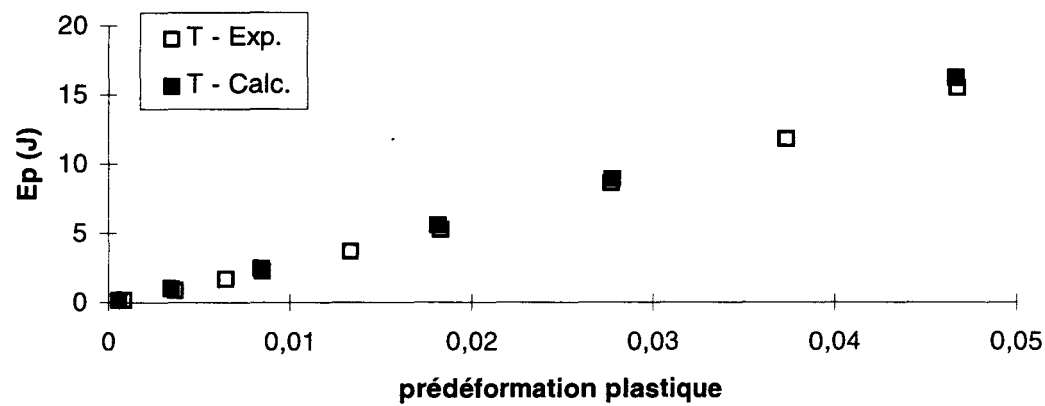


Figure C- III-8 : Comparaison des variations de l'énergie E_p en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle de Prager.

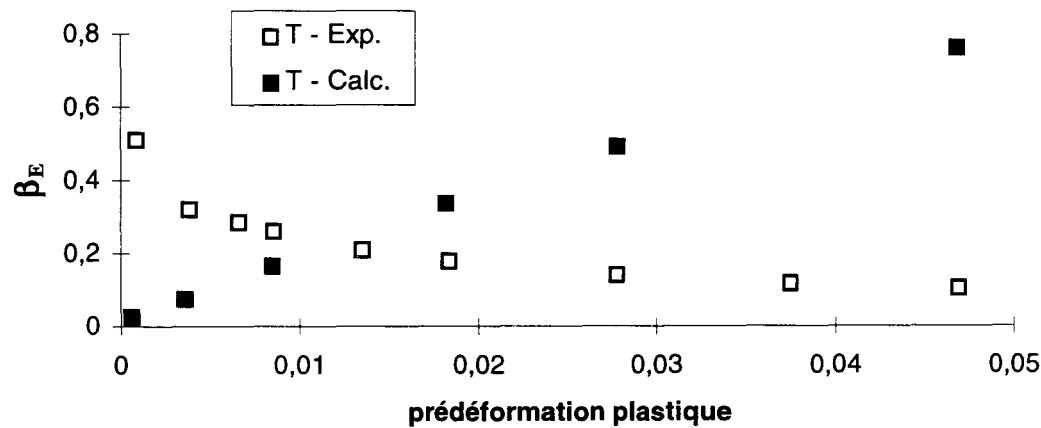


Figure C- III-9 : Comparaison des variations du paramètre d'énergie en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle de Prager.

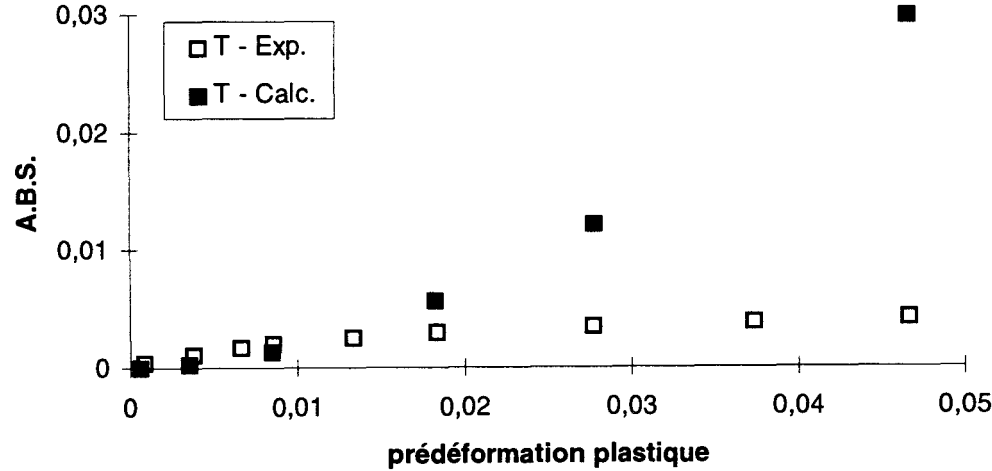


Figure C- III-10 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger moyenne en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle de Prager.

c. Conclusions

Le modèle d'écrouissage cinématique linéaire de Prager rend compte schématiquement des courbes de chargement initial, et par conséquent aussi de la variation de l'énergie plastique E_p . Mais, il ne traduit pas correctement :

- les parties transitoires des courbes de premier chargement ;
- les courbes de second chargement, aussi bien au niveau de la partie transitoire que de la partie plastique linéaire ;
- la variation des limites d'élasticité observée expérimentalement en fonction du niveau de prédéformation ;
- les variations des indicateurs Bauschinger en fonction de la prédéformation, excepté celle de E_p .

Voyons à présent dans quelle mesure l'hypothèse de non linéarité permet de mieux rendre compte de l'effet Bauschinger observé sur l'acier 316L.

III. 1. 2. Ecrouissage cinématique non linéaire

Le modèle d'écrouissage cinématique non linéaire est défini par les équations figurant dans le Tableau C- I-1.

Deux cas peuvent être traités :

- premier cas : modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) = 1$ (on pose $\phi_\infty = 1$).

L'identification des paramètres C , γ et k donne :

$$C = 13230 \text{ MPa}$$

$$\gamma = 85 \text{ MPa}$$

$$k = 228 \text{ MPa}$$

- deuxième cas : modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$ (soit $\phi_\infty \neq 1$).

L'identification des paramètres C , γ , ω , ϕ_∞ et k donne :

$$C = 42940 \text{ MPa}$$

$$\gamma = 365 \text{ MPa}$$

$$k = 180 \text{ MPa}$$

$$\phi_\infty = 0,32$$

$$\omega = 18$$

Pour chacun de ces deux modèles, comparons à présent les courbes expérimentales des essais avec celles obtenues à partir des modèles, puis comparons les résultats en terme d'indicateurs Bauschinger.

a. Cas du modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_{\infty} = 1$

i) Comparaison des courbes expérimentales avec les courbes modélisées

Les comparaisons des courbes obtenues à partir du modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_{\infty} = 1$ et des courbes expérimentales sont présentées Figure C- III-11 et Figure C- III-12.

Le modèle considéré ici permet de rendre compte d'un certain arrondi au niveau de la partie transitoire (ou coude) des courbes d'écrouissage de premier et de second chargements. Quels que soient le sens et le niveau de la prédéformation, le coude des courbes obtenues par modélisation possède un plus grand rayon de courbure que les courbes expérimentales. Ceci se traduit en particulier par des différences de limites d'élasticité entre résultats de la modélisation et résultats expérimentaux.

En ce qui concerne la partie plastique linéaire, à niveau de déformation important ($> 3\%$), que le chargement soit initial ou second, la courbe d'écrouissage modélisée tend vers une asymptote horizontale de valeur : $k + \frac{C}{\gamma}$, soit environ 380 MPa. Cette asymptote horizontale n'est observée sur aucune des courbes expérimentales.

Enfin, le modèle traduit mieux les premiers chargements que les seconds, les courbes de second chargement calculées s'écartant de plus en plus des courbes expérimentales avec l'augmentation de la prédéformation.

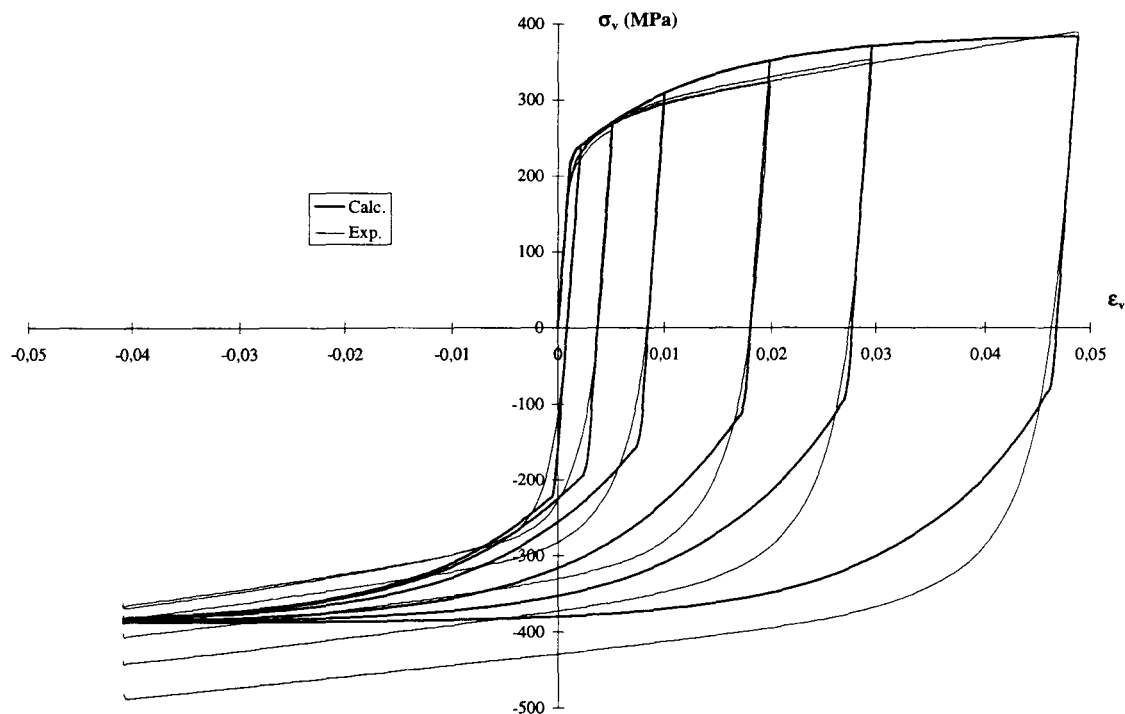


Figure C- III-11 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_{\infty} = 1$.

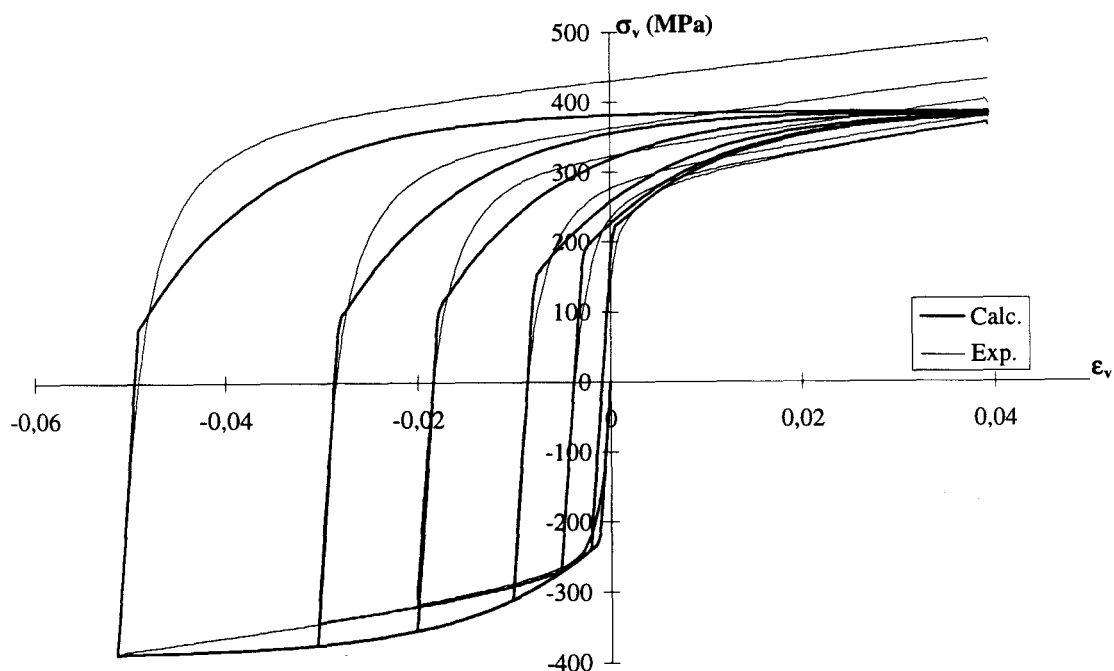


Figure C- III-12 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en compression suivie d'une traction. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_{\infty} = 1$.

Les limites d'élasticité des premiers et seconds chargements évaluées à 0,02% de déformation plastique rémanente, obtenues à partir du modèle, sont comparées aux résultats expérimentaux dans le Tableau C- III-2 et Tableau C- III-3.

	Résultats de la modélisation	Résultats expérimentaux
Re_1 - trac. calc. (MPa)	226	202
Re_1 - comp. calc. (MPa)	- 226	- 153

Tableau C- III-2 : Comparaison des résultats de la modélisation et des résultats expérimentaux, concernant la limite d'élasticité des chargements initiaux, Re_1 (à 0,02% de déformation plastique rémanente). Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_\infty = 1$.

Niveau de prédéformation (%)	0,2	0,5	1	2	3	5
$Re_{0,02\% \text{ exp.}}$ (MPa)	-90	-43	-11	20	45	87
$Re_{0,02\% \text{ calc.}}$ (MPa)	-221	-185	-148	-106	-90	-79

Tableau C- III-3 : Limites d'élasticité de second chargement en compression, Re_2 (calculées à 0,02% de déformation rémanente). Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_\infty = 1$.

Les limites d'élasticité des chargements initiaux calculées sont supérieures en valeurs absolues aux valeurs expérimentales. En effet, le modèle traduisant assez correctement les courbes de premier chargement, au moins au niveau de la partie transitoire, on obtient effectivement des écarts de limites d'élasticité entre modélisation et expérience assez faibles ; ils sont cependant plus élevées si la prédéformation est en compression (écart de 24 MPa pour une traction initiale et de 73 MPa pour une compression initiale). Le modèle donne un comportement du matériau identique, quel que soit le sens de la prédéformation, ce qui est contraire à l'observation expérimentale. De plus, il traduit mieux la partie transitoire des courbes de premiers chargements en traction que celles en compression.

Les différences observées entre les limites d'élasticité des seconds chargements sont les conséquences, comme pour les premiers chargements, d'une mauvaise traduction par le modèle de la partie transitoire des courbes de second chargement.

La Figure C- III-13 présente les variations des limites d'élasticité $Re_{2 \text{ calc.}}$ et $Re_{2 \text{ exp.}}$.

Si les sens de variation sont à peu près les mêmes, et les courbes sensiblement parallèles, elles sont décalées verticalement de 130 MPa pour les $Re_{2 \text{ calc.}}$ par rapport aux $Re_{2 \text{ exp.}}$. Les valeurs calculées restent largement négatives alors que les valeurs expérimentales sont négatives pour une prédéformation inférieure à 1% et deviennent positives au-delà.

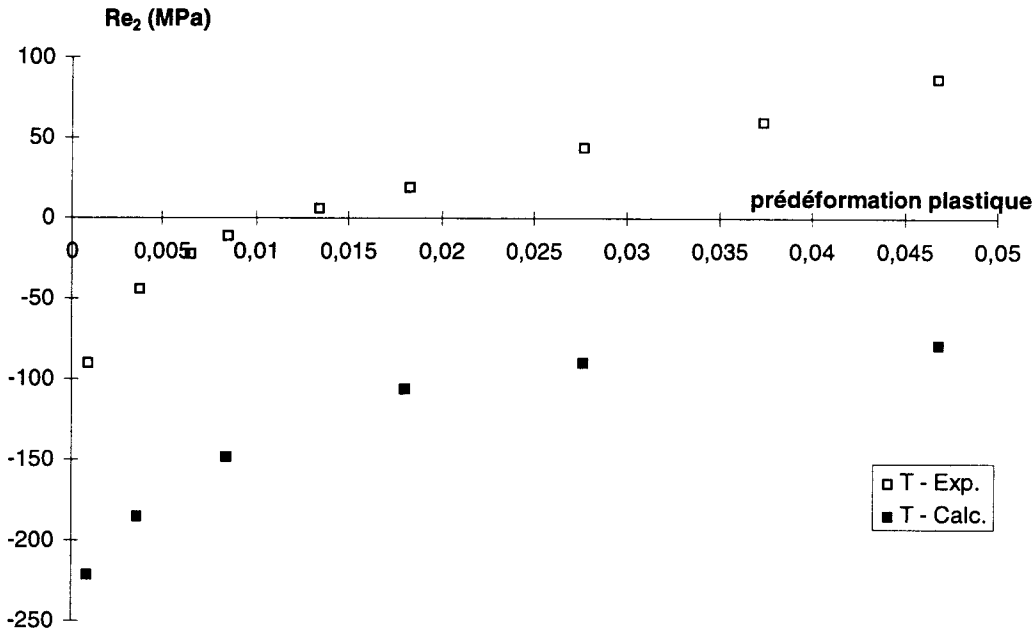


Figure C- III-13 : Comparaison des variations des limites d'élasticité Re_2 (calculées à 0,02% de déformation rémanente) obtenues expérimentalement avec celles calculées à partir des courbes résultant du modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_{\infty} = 1$.

Etudions à présent comment le modèle étudié ici traduit les variations des indicateurs Bauschinger.

ii) Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger

Les Figure C- III-14, Figure C- III-15 et Figure C- III-16 présentent les variations des indicateurs Bauschinger β , β_e et β_{σ} calculés et expérimentaux.

Le sens de variation de $\beta_{calc.}$ est identique à celui de $\beta_{exp.}$; $\beta_{calc.}$, presque nul à faible prédéformation plastique, augmente avec la prédéformation de manière plus rapide que $\beta_{exp.}$. De plus, $\beta_{calc.}$ est supérieur à $\beta_{exp.}$, l'écart augmentant avec la prédéformation. Le modèle ne traduit ni la concavité, ni la tendance à la saturation de $\beta_{exp.}$ lorsque la prédéformation augmente.

$\beta_{e,calc.}$ et $\beta_{e,exp.}$ varient dans le même sens avec la même courbure : elles diminuent avec la prédéformation plastique ; mais $\beta_{e,calc.}$ est toujours beaucoup plus élevé. Par ailleurs, la concavité des courbes de variations de $\beta_{e,calc.}$ et $\beta_{e,exp.}$ est identique. Et, comme $\beta_{exp.}$, $\beta_{e,calc.}$ semble tendre vers une valeur asymptotique, lorsque la prédéformation plastique augmente. L'hypothèse de non linéarité de l'écrouissage permet de rendre compte d'un paramètre de déformation Bauschinger décroissant et non plus constant comme avec le modèle de Prager.

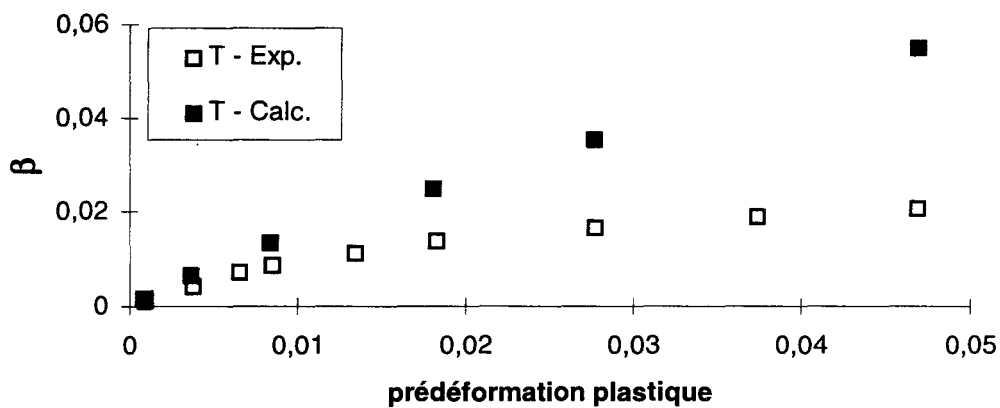


Figure C- III-14 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d’une compression. Acier AH. Modèle d’écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_{\infty} = 1$.

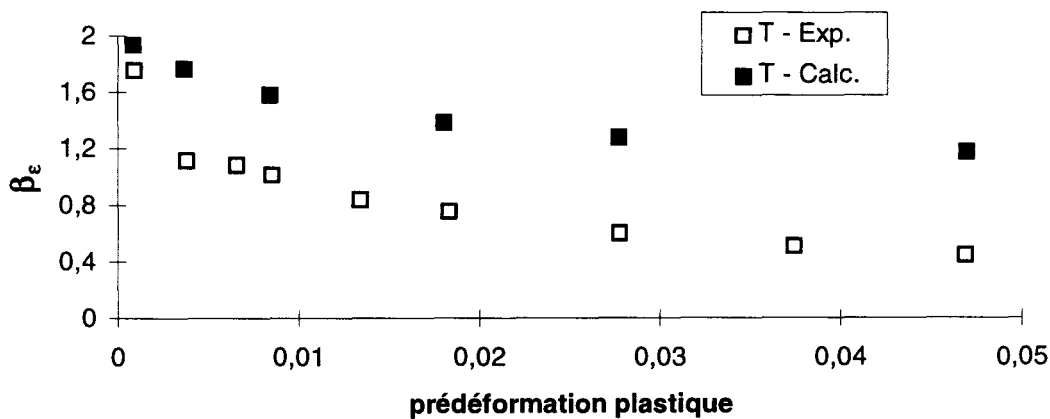


Figure C- III-15 : Comparaison des variations du paramètre de déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d’une compression. Acier AH. Modèle d’écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_{\infty} = 1$.

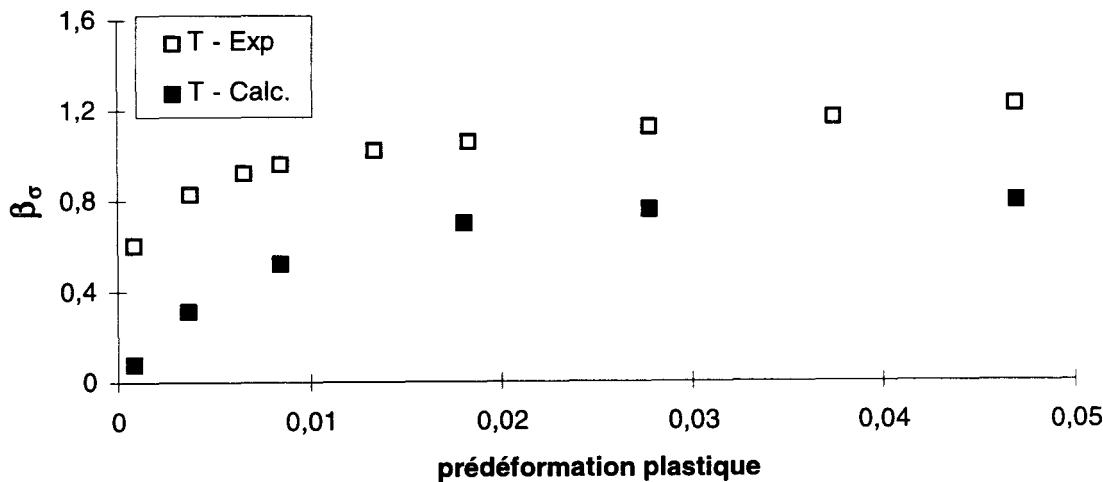


Figure C- III-16 : Comparaison des variations du paramètre de contrainte Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d’une compression. Acier AH. Modèle d’écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_{\infty} = 1$.

Les paramètres de contrainte Bauschinger $\beta_{\sigma_{\text{calc.}}}$ et $\beta_{\sigma_{\text{exp.}}}$ augmentent tous deux avec la prédéformation plastique. Cependant $\beta_{\sigma_{\text{calc.}}}$ est beaucoup moins élevé que $\beta_{\sigma_{\text{exp.}}}$. Néanmoins, la concavité de leurs variations est la même. Et, comme $\beta_{\sigma_{\text{exp.}}}$, $\beta_{\sigma_{\text{calc.}}}$ semble tendre vers une valeur asymptotique, à prédéformation plastique élevée.

Les variations avec la prédéformation des indicateurs Bauschinger β_E et A.B.S., ainsi que celles des énergies E_s et E_p , sont présentées Figure C- III-17, Figure C- III-18, Figure C- III-19 et Figure C- III-20 respectivement.

Les énergies $E_{s_{\text{calc.}}}$ et $E_{s_{\text{exp.}}}$ varient dans le même sens. Tout d'abord proches de 0 toutes les deux, $E_{s_{\text{calc.}}}$ augmente avec la prédéformation plastique, plus rapidement que $E_{s_{\text{exp.}}}$. L'écart entre ces deux énergies augmente avec la prédéformation plastique : $E_{s_{\text{calc.}}}$ est environ double de $E_{s_{\text{exp.}}}$ à 5% de prédéformation. La concavité des courbes de variation de $E_{s_{\text{calc.}}}$ et $E_{s_{\text{exp.}}}$ est identique et les deux énergies semblent tendre vers une valeur limite. En revanche, les valeurs des énergies $E_{p_{\text{calc.}}}$ et $E_{p_{\text{exp.}}}$ sont quasiment les mêmes. Elles augmentent avec la prédéformation plastique, quasi linéairement. Ceci est dû à l'assez bonne traduction des premiers chargements par le modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_{\infty} = 1$.

A des prédéformations plastiques inférieures à 1%, $\beta_{E_{\text{calc.}}}$ augmente avec la prédéformation plastique, contrairement à $\beta_{E_{\text{exp.}}}$. En revanche, au-delà, $\beta_{E_{\text{calc.}}}$ et $\beta_{E_{\text{exp.}}}$ varient dans le même sens : ils diminuent avec l'augmentation de la prédéformation plastique. Cette différence de variations résulte de celle de E_s . Les concavités des courbes $E_{s_{\text{calc.}}}$ et $E_{s_{\text{exp.}}}$ sont opposées. Enfin, $\beta_{E_{\text{calc.}}}$ ne semble pas tendre vers une valeur limite, contrairement à $\beta_{E_{\text{exp.}}}$.

Au départ presque nul, A.B.S._{calc.} et A.B.S._{exp.}, augmentent ensuite avec la prédéformation plastique. A.B.S._{calc.} est nettement supérieur à A.B.S._{exp.} dès 1% de prédéformation. Pourtant, on observe la même concavité des deux courbes qui semblent tendre vers des valeurs asymptotiques lorsque la prédéformation augmente.

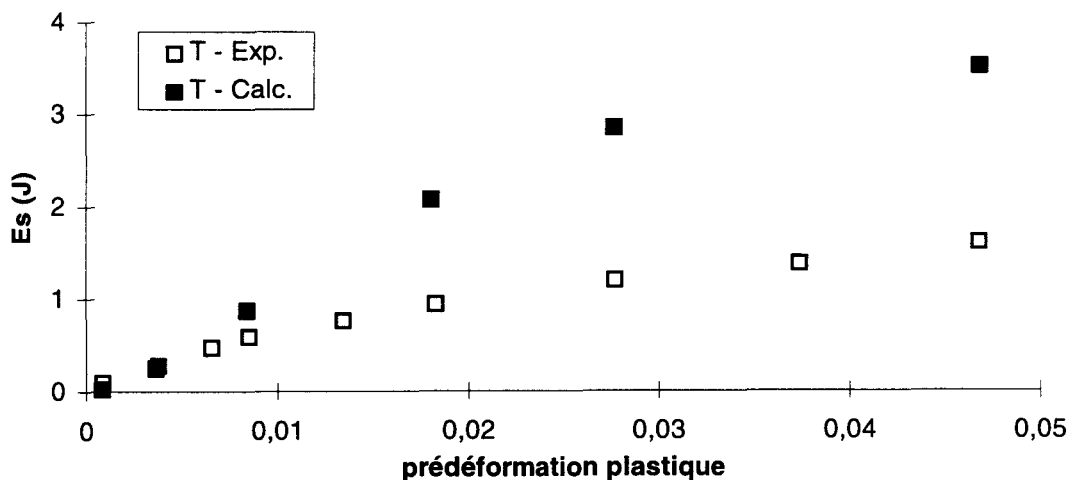


Figure C- III-17 : Comparaison des variations de l'énergie E_s en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_{\infty} = 1$.

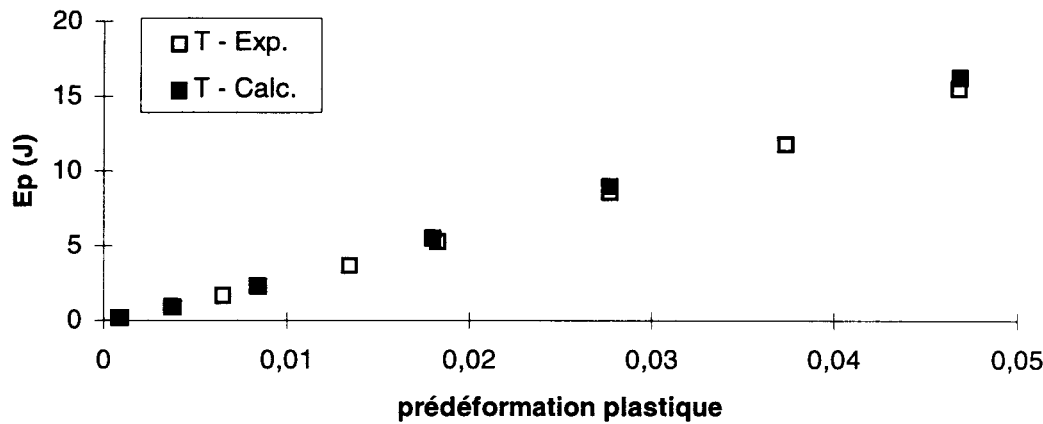


Figure C- III-18 : Comparaison des variations de l'énergie E_p en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_\infty = 1$.

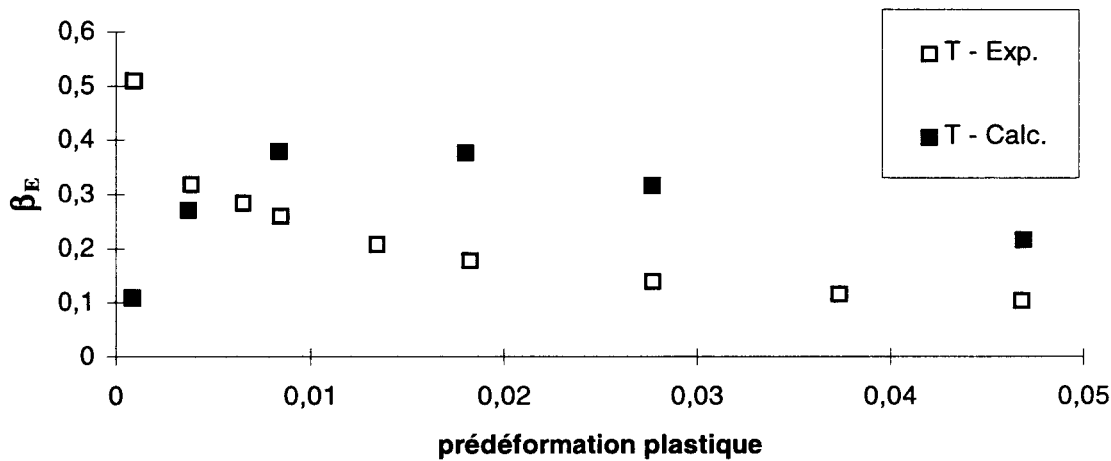


Figure C- III-19 : Comparaison des variations de β_E fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_\infty = 1$.

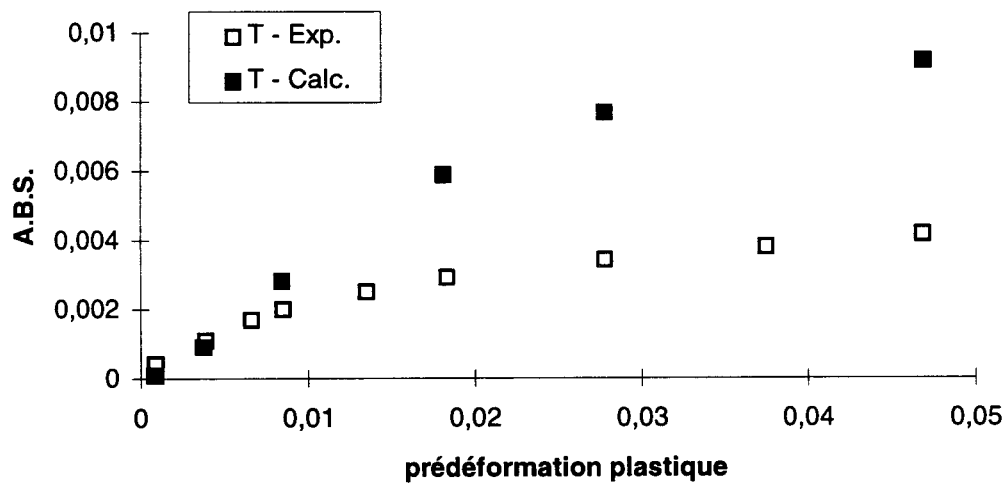


Figure C- III-20 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger moyenne en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_\infty = 1$.

iii) Conclusions

Le modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) = 1$ rend compte :

- assez correctement des courbes de premiers chargements et par conséquent du niveau et du sens de variation de l'énergie E_p ;
- d'un certain arrondi de la partie transitoire des chargements initiaux et seconds ;
- du sens de variation des limites d'élasticité des courbes d'écrouissage de second chargement ;
- du sens de variation des indicateurs Bauschinger, excepté pour le paramètre β_E .

En revanche, il ne traduit pas correctement :

- la pente de la partie plastique linéaire (asymptote horizontale obtenue par le modèle) ;
- les niveaux des limites d'élasticité des seconds et premiers chargements ;
- les variations du paramètre β_E ;
- le niveau des indicateurs Bauschinger en fonction de la prédéformation.

b. Cas du modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$

$\phi(p) \neq 1$ permet d'éliminer l'asymptote horizontale des courbes d'écrouissage, présente dans le cas du modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) = 1$. Nous étudions ici l'influence de ce terme supplémentaire $\phi(p)$.

i) Comparaison des courbes expérimentales avec les courbes modélisées

Les comparaisons des courbes obtenues à partir de ce modèle d'écrouissage et des courbes expérimentales sont présentées Figure C- III-21 et Figure C- III-22.

Le modèle donnant le même comportement quel que soit le sens du chargement initial, ne rend pas compte des différences observées expérimentalement avec le sens de la prédéformation. Du fait de l'ajout de $\phi(p)$, la traduction du coude se trouve modifiée : les courbes résultant de la modélisation sont alors plus proches des courbes expérimentales et l'asymptote horizontale a disparu. Il subsiste cependant encore des différences entre les courbes expérimentales et celles obtenues par modélisation.

Les courbes d'écrouissage de premier chargement semblent mieux représentées par ce modèle pour des prédéformations inférieures à 2%. Au-delà, un écart se crée entre la partie plastique linéaire expérimentale et celle de la courbe modélisée du chargement initial ; il est plus important si le chargement initial est une traction plutôt qu'une compression.

Quant aux courbes de second chargement, la partie transitoire (ou coude) modélisée a un rayon de courbure plus élevé que celle expérimentale, différence plus nette si le second chargement est une compression. Le coude le mieux traduit par ce modèle est celui de la courbe d'écrouissage de second chargement en compression, pour une prédéformation en traction de 3%. Là encore cette traduction du coude des courbes de second chargement par le modèle implique des différences entre les limites d'élasticité de second chargement calculées et celles expérimentales.

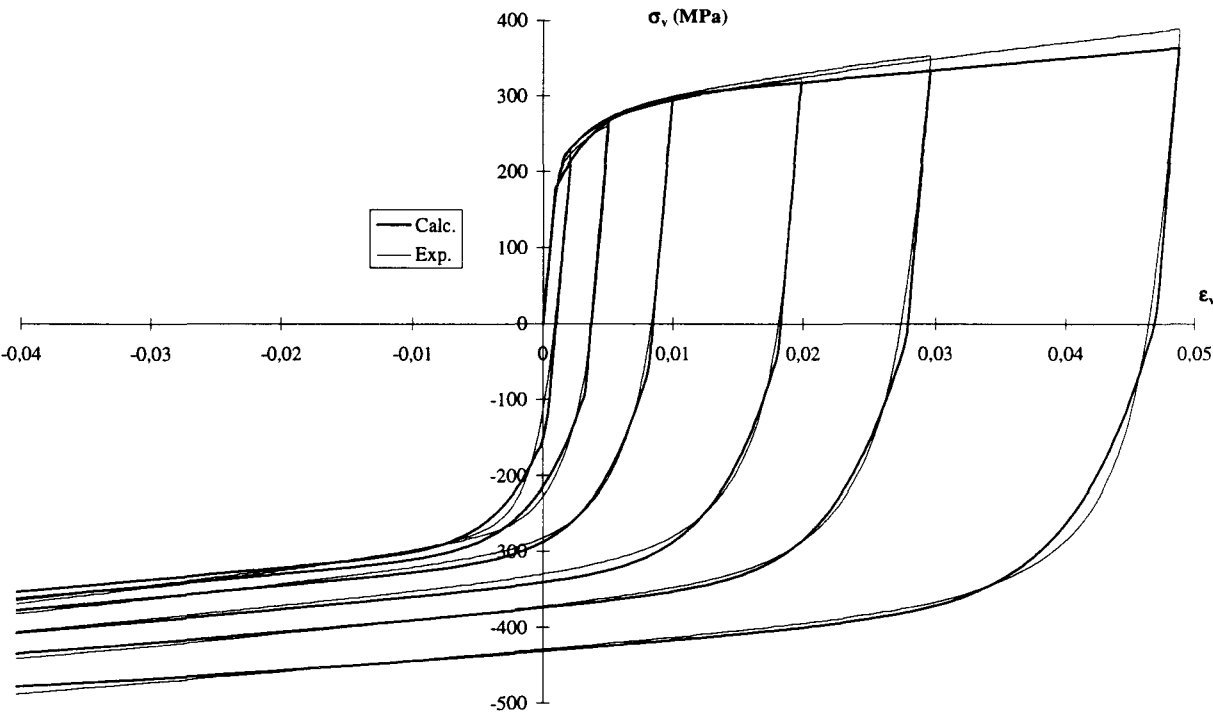


Figure C- III-21 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en traction suivie d’une compression. Acier AH. Modèle d’écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$.

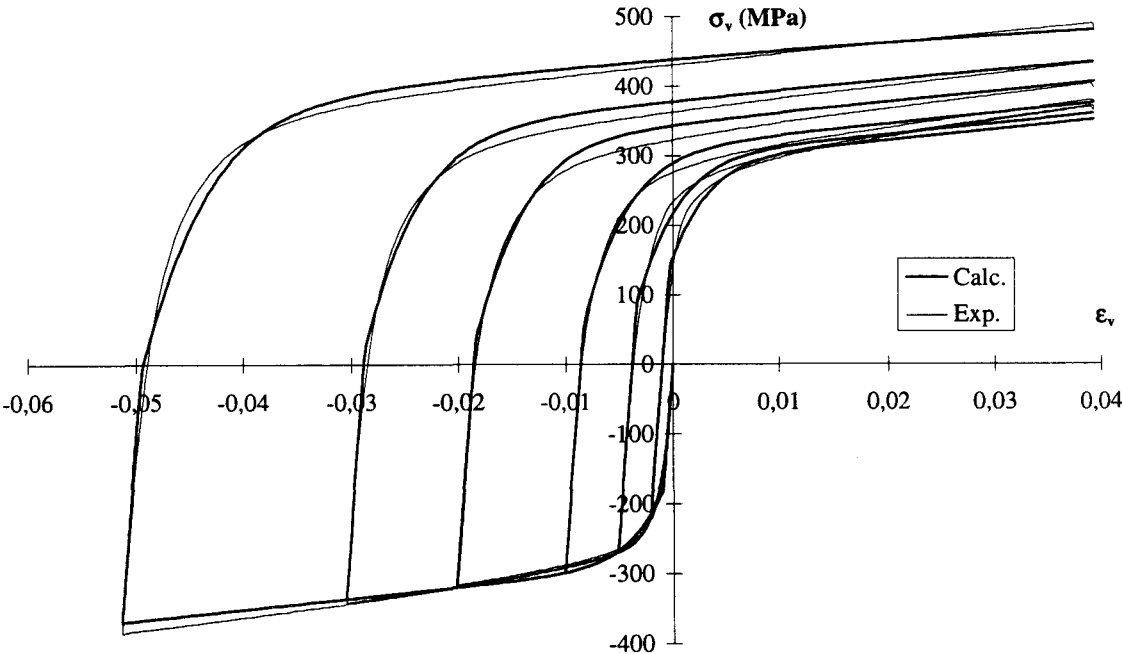


Figure C- III-22 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en compression suivie d’une traction. Acier AH. Modèle d’écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$.

Par ailleurs, quand la prédéformation est une traction, la partie plastique linéaire de second chargement est assez correctement traduite, bien que les pentes calculées soient légèrement plus faibles que celles expérimentales.

La différence sur les premiers chargements, entre le rayon de courbure de la partie transitoire modélisée et celui des courbes expérimentales s'observe également entre les limites d'élasticités expérimentales et calculées (Tableau C- III-4).

	Résultats de la modélisation	Résultats expérimentaux
Re_1 - trac. calc. (MPa)	186	202
Re_1 - comp. calc. (MPa)	- 186	- 153

Tableau C- III-4 : Comparaison des résultats de la modélisation et des résultats expérimentaux, concernant la limite d'élasticité des chargements initiaux, Re_1 (à 0,02% de déformation plastique rémanente). Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_\infty \neq 1$.

Comme le modèle précédent, les limites d'élasticité expérimentales des chargements initiaux, sont supérieures en valeur absolue à celles obtenues par le modèle (écart de 16 MPa pour une traction initiale et de 33 MPa pour une compression initiale). Cependant l'écart est ici bien moins important, puisque les parties transitoires sont mieux représentées grâce au terme $\phi(p) \neq 1$.

Les limites d'élasticité des seconds chargements, obtenues par le modèle et expérimentales, sont données dans le Tableau C- III-5. Leur variation en fonction de la prédéformation plastique est présentée Figure C- III-23.

Niveau de prédéformation (%)	0,2	0,5	1	2	3	5
$Re_{0,02\% \text{ exp.}}$ (MPa)	-90	-43	-11	20	45	87
$Re_{0,02\% \text{ calc.}}$ (MPa)	-151	-103	-73	-53	-37	-9

Tableau C- III-5 : Limites d'élasticité de second chargement en compression, Re_2 (calculées à 0,02% de déformation plastique rémanente). Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_\infty \neq 1$.

$Re_{2 \text{ calc.}}$ et $Re_{2 \text{ exp.}}$ augmentent toutes deux avec la prédéformation. Mais, $Re_{2 \text{ calc.}}$ reste négative (au moins jusque 5% de prédéformation) alors que $Re_{2 \text{ exp.}}$ est positive au-delà de 1%. L'écart entre $Re_{2 \text{ calc.}}$ et $Re_{2 \text{ exp.}}$ augmente avec la prédéformation plastique ; néanmoins, cet écart est nettement réduit par rapport à ce qu'il était avec le modèle précédent ($\phi(p) = 1$) (cf. Figure C- III-13).

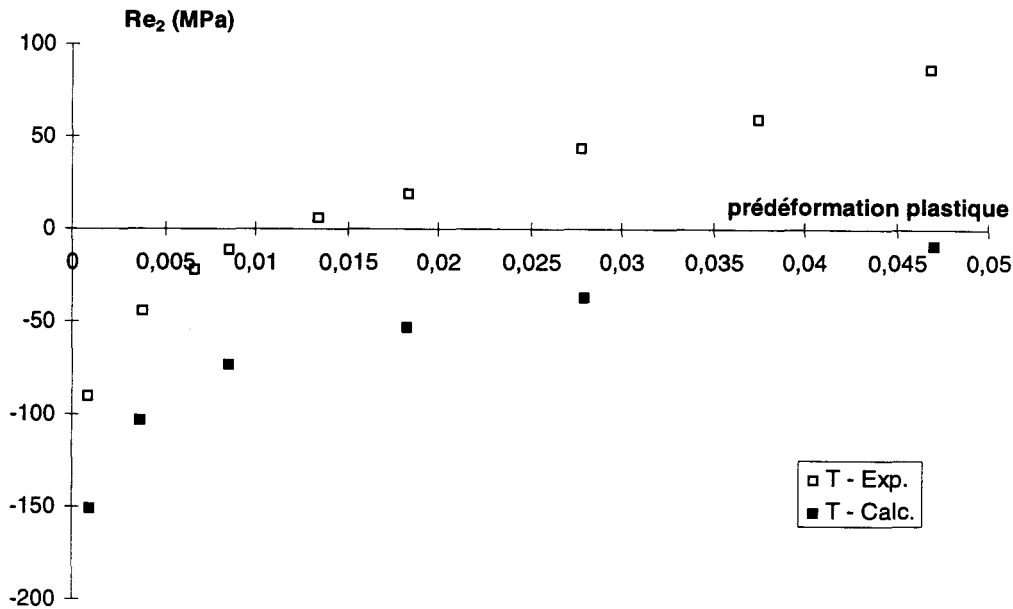


Figure C- III-23 : Comparaison des variations des limites d'élasticité Re_2 (calculées à 0,02% de déformation plastique rémanente) obtenues expérimentalement avec celles calculées à partir des courbes résultant du modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_\infty \neq 1$.

ii) Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger

Analysons comment sont traduites les variations des indicateurs Bauschinger par le modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$.

Les variations en fonction de la prédéformation des indicateurs Bauschinger β , β_ϵ et β_σ calculés sont comparées à celles obtenues expérimentalement Figure C- III-24, Figure C- III-25 et Figure C- III-26 respectivement.

$\beta_{\text{calc.}}$ et $\beta_{\text{exp.}}$ augmentent avec la prédéformation plastique. $\beta_{\text{calc.}}$ et $\beta_{\text{exp.}}$ sont quasiment égales lorsque la prédéformation plastique est inférieure ou égale à 1%. Au-delà, $\beta_{\text{calc.}}$ augmente plus faiblement avec la prédéformation plastique. Les concavités des deux courbes de variations sont de même sens. $\beta_{\text{calc.}}$ semble tendre vers une valeur asymptotique lorsque la prédéformation augmente.

Les variations de $\beta_{\epsilon \text{ calc.}}$ et $\beta_{\epsilon \text{ exp.}}$ sont voisines et de même sens : les indicateurs diminuent avec l'augmentation de la prédéformation plastique. Pour des prédéformations inférieures à 1%, l'écart entre $\beta_{\epsilon \text{ calc.}}$ et $\beta_{\epsilon \text{ exp.}}$ est faible ; il augmente au-delà de 1%, $\beta_{\epsilon \text{ calc.}}$ étant inférieur à $\beta_{\epsilon \text{ exp.}}$. La concavité des courbes de $\beta_{\epsilon \text{ calc.}}$ et $\beta_{\epsilon \text{ exp.}}$ est de même sens. Et les deux courbes semblent tendre vers une valeur asymptotique.

$\beta_{\sigma \text{ calc.}}$ et $\beta_{\sigma \text{ exp.}}$ augmentent tous deux rapidement pour des prédéformations inférieures à 1%, puis plus lentement, tendant à se stabiliser pour des prédéformations élevées. Cependant $\beta_{\sigma \text{ calc.}}$ est inférieur à $\beta_{\sigma \text{ exp.}}$. L'écart reste à peu près constant, quel que soit le niveau de la prédéformation. Les deux courbes ont une concavité dans le même sens et semblent tendre vers une valeur asymptotique.

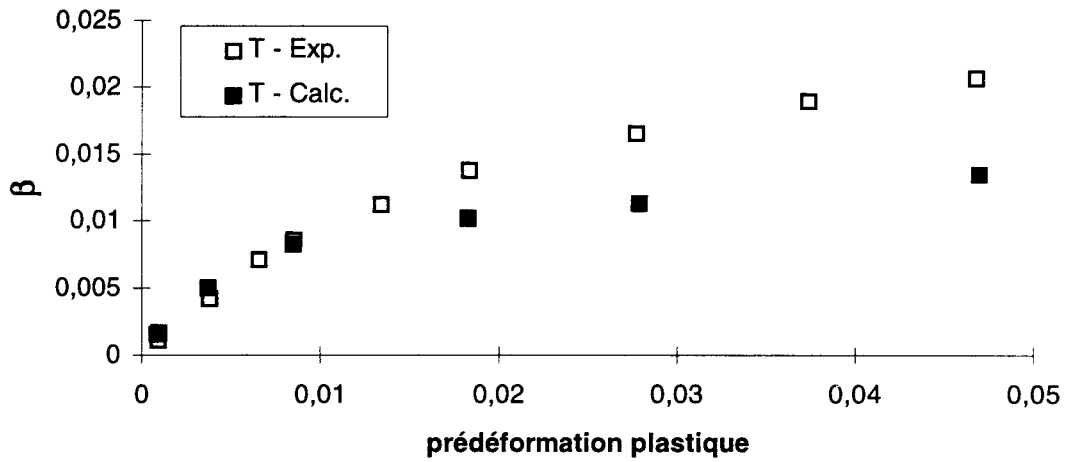


Figure C- III-24 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$.

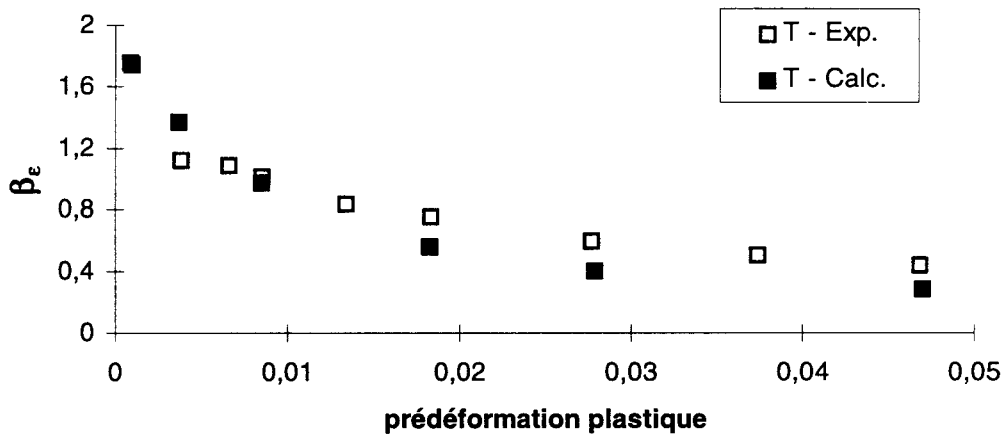


Figure C- III-25 : Comparaison des variations du paramètre de déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$.

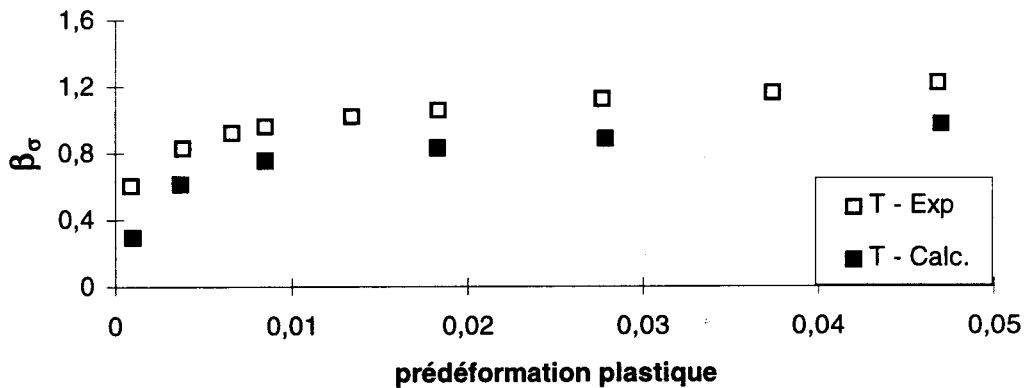


Figure C- III-26 : Comparaison des variations du paramètre de contrainte Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$.

Comparativement avec les résultats obtenus avec le modèle précédent ($\phi(p) = 1$), les écarts entre paramètres calculés et paramètres expérimentaux sont nettement réduits. β_E et β_σ en particulier sont relativement bien « rendus » ici, ce qui n'était pas le cas avec le modèle précédent. Notons par ailleurs, que la position relative des paramètres $\beta_{\text{calc.}}$ et $\beta_{\text{exp.}}$ est inversée (ici, $\beta_{\text{exp.}} > \beta_{\text{calc.}}$).

Les variations avec la prédéformation, calculées par le modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$ et expérimentales, des indicateurs Bauschinger relatifs à des énergies, β_E et A.B.S., ainsi que celles des énergies E_s et E_p , sont présentées en Figure C- III-27, Figure C- III-28, Figure C- III-29 et Figure C- III-30.

Ces différentes courbes montrent clairement l'amélioration apportée par l'hypothèse $\phi(p) \neq 1$. Ici, les énergies $E_{s_{\text{calc.}}}$ et $E_{s_{\text{exp.}}}$ sont très voisines, ce qui n'était pas du tout le cas avec $\phi(p) = 1$. Le progrès est essentiellement dû à une meilleure traduction du coude des seconds chargements en particulier, ce qui est fondamental vis-à-vis de la valeur de l'énergie E_s . Le gain sur E_p en revanche est négligeable, puisque le modèle précédent rendait déjà relativement bien compte des premiers chargements. En conséquence, β_E et A.B.S. sont très correctement traduits par ce modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$.

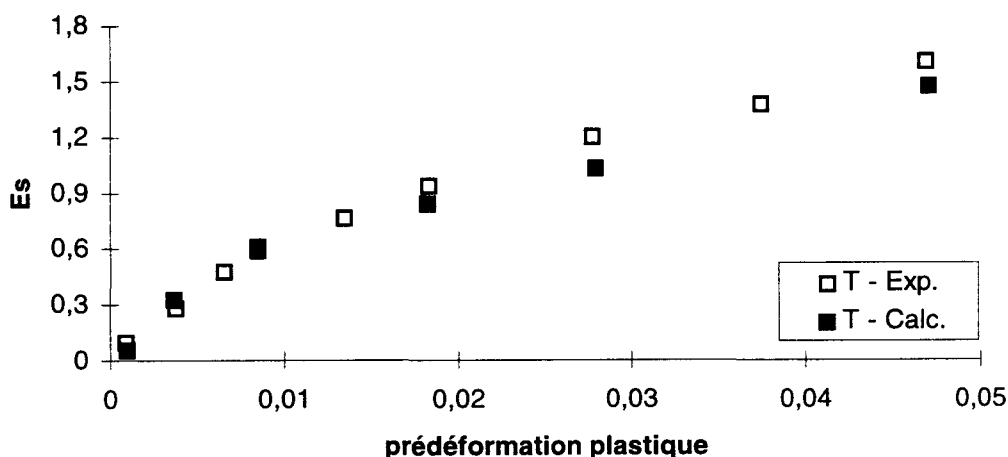


Figure C- III-27 : Comparaison des variations de l'énergie E_s en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$.

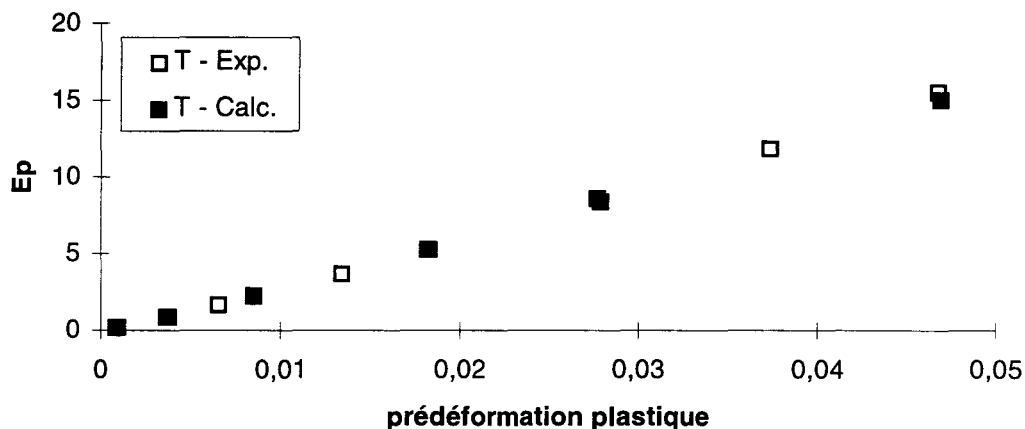


Figure C- III-28 : Comparaison des variations de l'énergie E_p en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi_\infty \neq 1$.

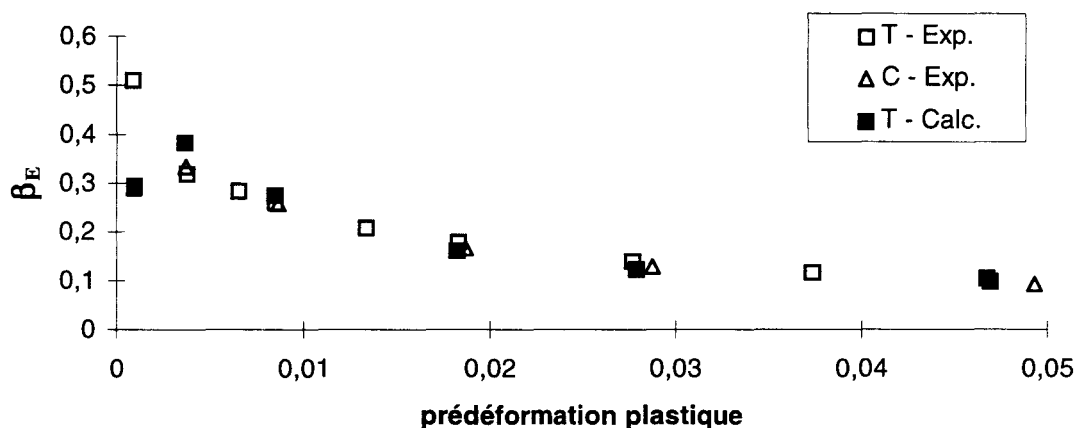


Figure C- III-29 : Comparaison des variations du paramètre d'énergie en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$.

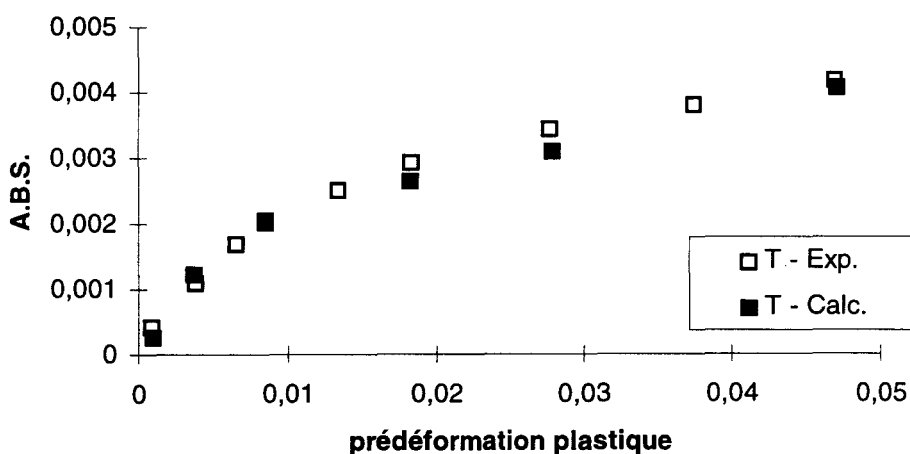


Figure C- III-30 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger moyenne en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$.

iii) Conclusions

Ajouter au terme d'écrouissage cinématique non linéaire la fonction $\phi(p) \neq 1$ permet une bien meilleure traduction des courbes expérimentales.

Ce modèle traduit bien mieux que le modèle précédent ($\phi(p) = 1$) à la fois la partie transitoire des courbes d'écrouissage de premier et second chargements et les variations des indicateurs Bauschinger calculés à partir des courbes expérimentales.

Cependant le modèle ne différencie toujours pas le comportement du matériau suivant le sens de prédéformation, alors qu'expérimentalement il a été observé une différence (selon que le chargement initial est une compression ou une traction). Le modèle ne traduit pas suffisamment correctement les variations des limites d'élasticité de second chargement, ni les niveaux de celles de premier chargement. Par ailleurs, la pente de la partie plastique linéaire des courbes de premier et second chargements n'est pas encore bonne, et les parties transitoires ne sont pas bien traduites. On peut espérer que la superposition de plusieurs écrouissages cinématiques amène encore quelques progrès. C'est ce que nous tentons ci-dessous.

III. 1. 3. Superposition d'écrouissages cinématiques

a. Cas de la superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire

Les équations du modèle d'un écrouissage cinématique non linéaire superposé à un écrouissage cinématique linéaire sont données dans le Tableau C- I-1.

L'identification des paramètres donne :

$$C_1 = 63100 \text{ MPa}$$

$$\gamma_1 = 540 \text{ MPa}$$

$$\omega = 19$$

$$\phi_{\infty} = 0,33$$

$$C_2 = 560 \text{ MPa}$$

$$k = 164 \text{ MPa}$$

C_1 , γ_1 , ϕ_{∞} et ω sont relatifs à l'écrouissage cinématique non linéaire, tandis que C_2 est relatif à l'écrouissage cinématique linéaire. k correspond à la limite d'élasticité.

i) Comparaison des courbes expérimentales et de la modélisation

Les comparaisons des courbes obtenues à partir de ce modèle aux courbes expérimentales sont présentées Figure C- III-31 et Figure C- III-32.

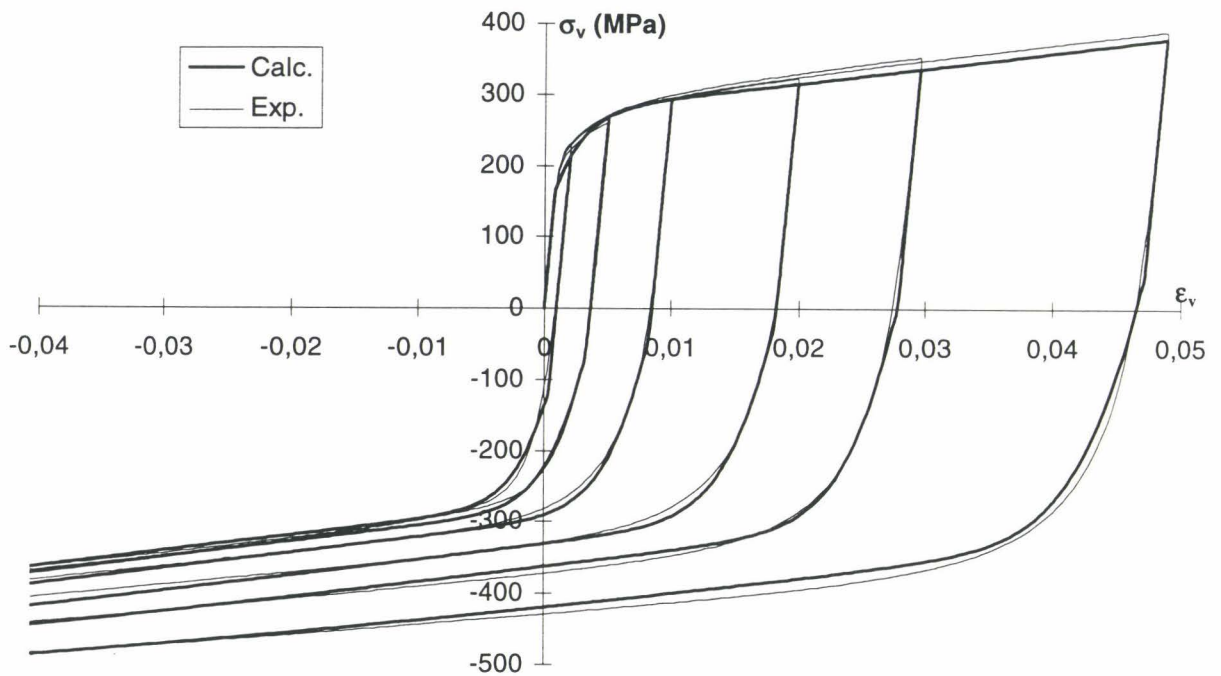


Figure C- III-31 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle avec superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire.

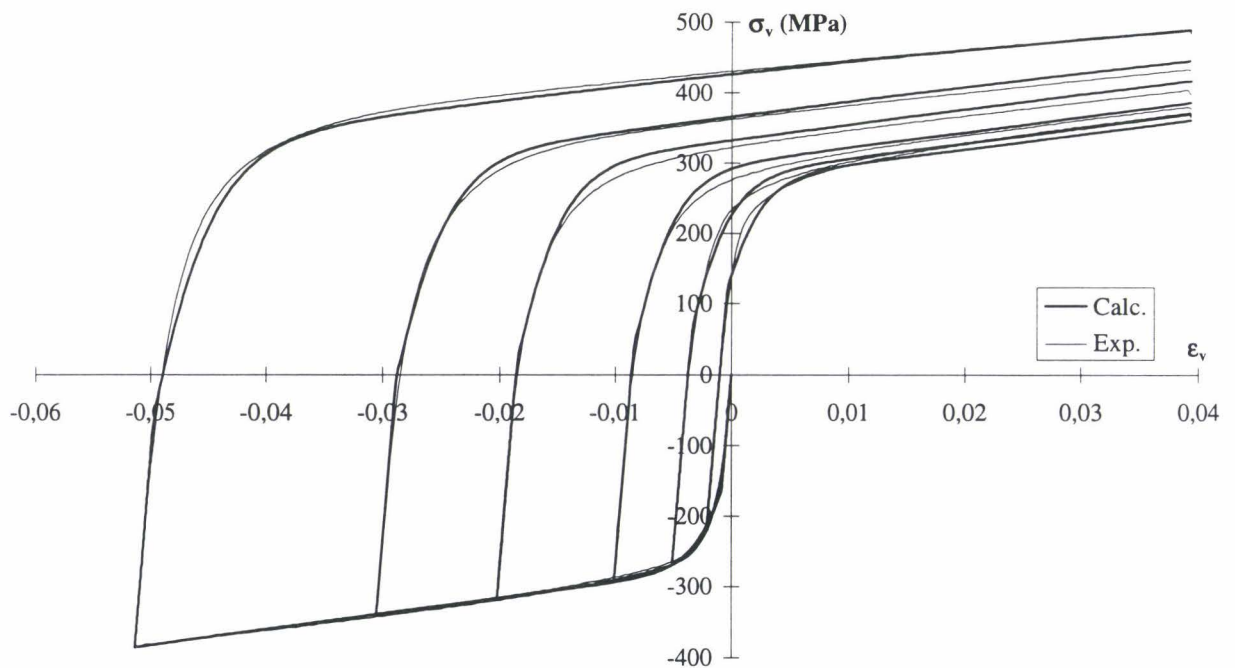


Figure C- III-32 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en compression suivie d'une traction. Acier AH. Modèle avec superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire.

Les courbes modélisées traduisent mieux le comportement du matériau que le modèle précédemment présenté, en particulier en ce qui concerne les courbes de chargement initial :

- dans le cas d'une prédéformation en traction, l'écart entre la partie plastique linéaire des courbes modélisées et expérimentales est faible, de l'ordre de quelques MPa seulement ;
- dans le cas d'une prédéformation en compression, la courbe modélisée est quasiment confondue à la courbe expérimentale.

En ce qui concerne les courbes d'écrouissage de second chargement, les pentes des parties plastiques linéaires sont à peu près identiques, si la prédéformation est une compression. Dans le cas d'une prédéformation en traction, la pente est très légèrement supérieure à celle des courbes expérimentales. Les rayons de courbure des parties transitoires des courbes modélisées sont très légèrement supérieurs à ceux des courbes expérimentales, ce qui implique des légères différences au niveau des limites d'élasticité.

Les limites d'élasticité des chargements initiaux modélisées et expérimentales sont données dans le Tableau C- III-6.

	Résultats de la modélisation	Résultats expérimentaux
Re_1 - trac. calc. (MPa)	176	202
Re_1 - comp. calc. (MPa)	- 176	- 153

Tableau C- III-6 : Comparaison des résultats de la modélisation et des résultats expérimentaux, concernant la limite d'élasticité des chargements initiaux, Re_1 (à 0,02% de déformation plastique rémanente). Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire superposé à un écrouissage cinématique linéaire.

Comme pour le modèle précédent, les limites d'élasticité expérimentales des chargements initiaux, sont différentes en valeur absolue de celles obtenues par le modèle (écart de 26 MPa pour une traction initiale et de 13 MPa pour une compression initiale). Cependant l'écart entre modélisation et expérience est moins important.

Les limites d'élasticité de second chargement expérimentales et celles résultant de la modélisation sont données dans le Tableau C- III-7 ; leurs variations en fonction de la prédéformation sont présentées Figure C- III-33. On observe des variations identiques pour $Re_{2\text{ calc.}}$ et $Re_{2\text{ exp.}}$, avec $Re_{2\text{ calc.}}$ inférieure à $Re_{2\text{ exp.}}$; l'écart entre ces deux grandeurs au départ d'environ 40 MPa, devient plus important (environ 60 MPa) pour des prédéformations de 5%.

Niveau de prédéformation (%)	0,2	0,5	1	2	3	5
$Re_{0,02\% \text{ exp.}}$ (MPa)	-90	-43	-11	20	45	87
$Re_{0,02\% \text{ calc.}}$ (MPa)	-132	-81	-58	-36	-15	27

Tableau C- III-7 : Limites d'élasticité de second chargement en compression, Re_2 (calculées à 0,02% de déformation plastique rémanente). Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire superposé à un écrouissage cinématique linéaire.

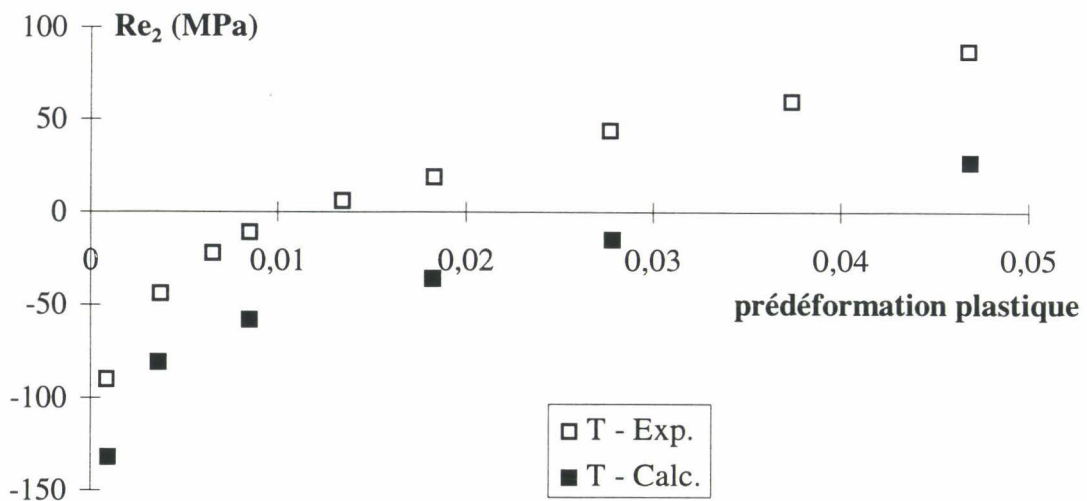


Figure C- III-33 : Comparaison des variations des limites d'élasticité Re_2 (calculées à 0,02% de déformation plastique rémanente) obtenues expérimentalement avec celles calculées à partir des courbes résultant du modèle d'écrouissage cinématique non linéaire superposé à un écrouissage cinématique linéaire.

Bien que les limites d'élasticité de second chargement obtenues par modélisation ne soient pas identiques à celles obtenues expérimentalement, ce modèle est le seul, comparé aux précédents, a révélé une limite d'élasticité positive au moins pour des prédéformations supérieures à 3% (Figure C- III-33). Aucun des modèles précédents n'exprimait ces limites positives. De plus, l'écart est encore nettement réduit entre $Re_{2calc.}$ et $Re_{2exp.}$ par rapport au modèle précédent.

ii) Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger

Analysons à présent les variations des indicateurs Bauschinger résultant du modèle de superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire à un écrouissage cinématique linéaire, avec la prédéformation.

Les variations des indicateurs Bauschinger β , β_e et β_σ calculés par ce modèle et expérimentaux sont comparées en Figure C- III-34, Figure C- III-35, Figure C- III-36.

Si l'on compare ces variations avec celles résultant du modèle précédent (Figure C- III-24, Figure C- III-25 et Figure C- III-26), on voit que l'on a à nouveau une bonne prise en compte de l'effet Bauschinger :

- $\beta_{calc.}$ s'est nettement rapproché de $\beta_{exp.}$; il reste cependant une tendance à la croissance même après 5% de prédéformation, tandis que l'augmentation de $\beta_{exp.}$ semble s'amenuiser ;
- $\beta_{e,calc.}$ est également plus proche de $\beta_{e,exp.}$ par ce modèle ;
- il reste encore une sous-évaluation de β_σ quel que soit le niveau de prédéformation, néanmoins moins importante encore par le modèle précédent.

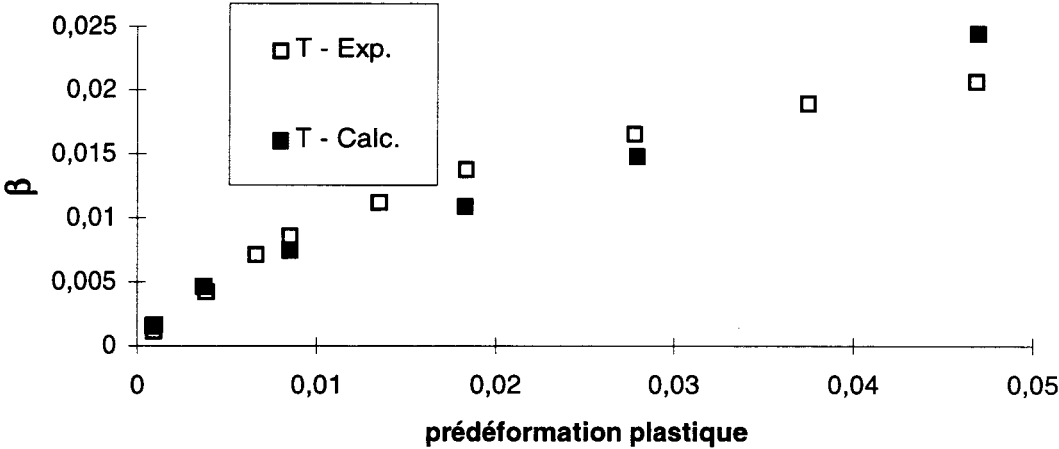


Figure C- III-34 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle avec superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire.

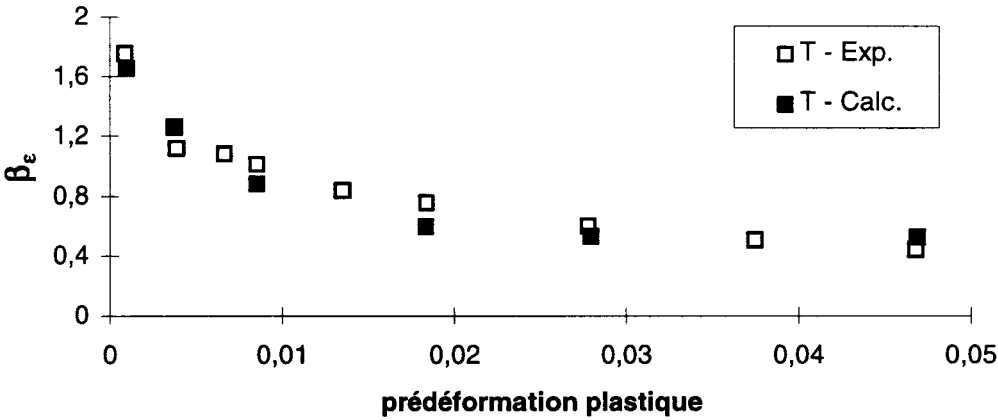


Figure C- III-35 : Comparaison des variations du paramètre de déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle avec superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire.

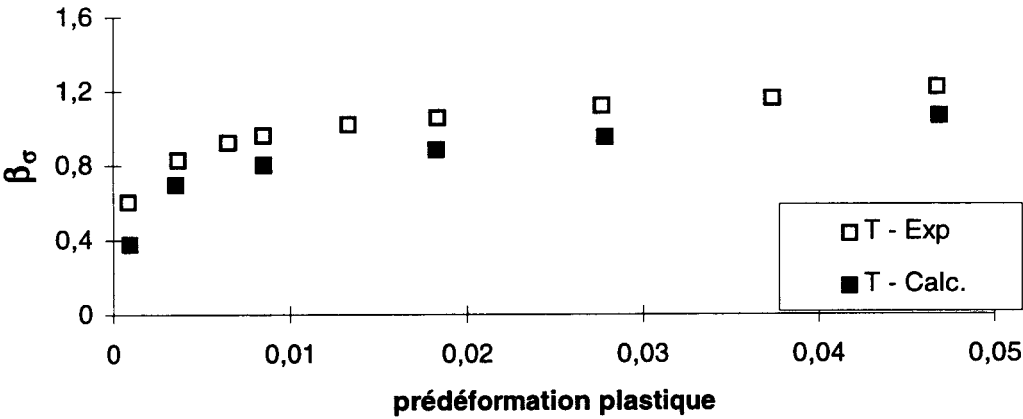


Figure C- III-36 : Comparaison des variations du paramètre de contrainte Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle avec superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire.

Les variations avec la prédéformation, calculées par le présent modèle d'écrouissage et expérimentales, des indicateurs Bauschinger relatifs à des énergies, β_E et A.B.S., ainsi que celles des énergies E_s et E_p , sont présentées en Figure C- III-37, Figure C- III-38, Figure C- III-39 et Figure C- III-40.

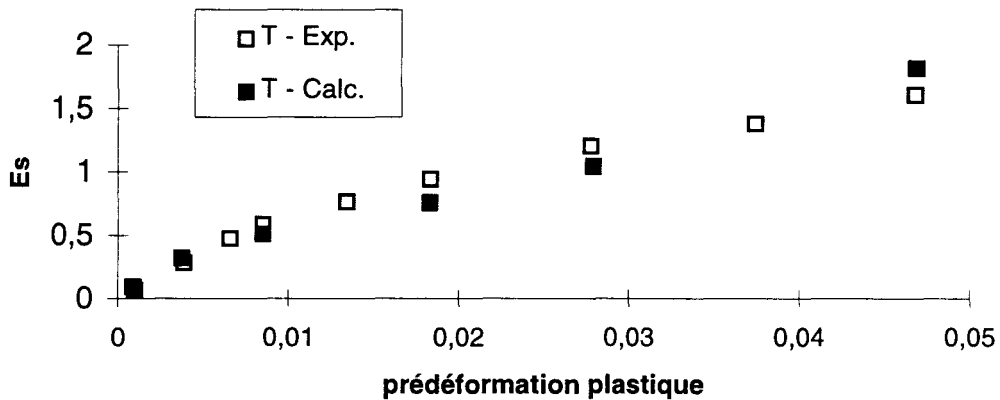


Figure C- III-37 : Comparaison des variations de l'énergie E_s en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle avec superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire.

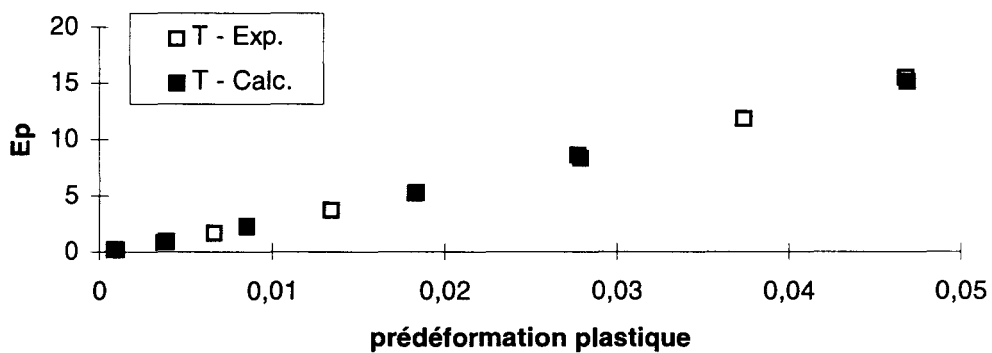


Figure C- III-38 : Comparaison des variations de l'énergie E_p en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle avec superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire.

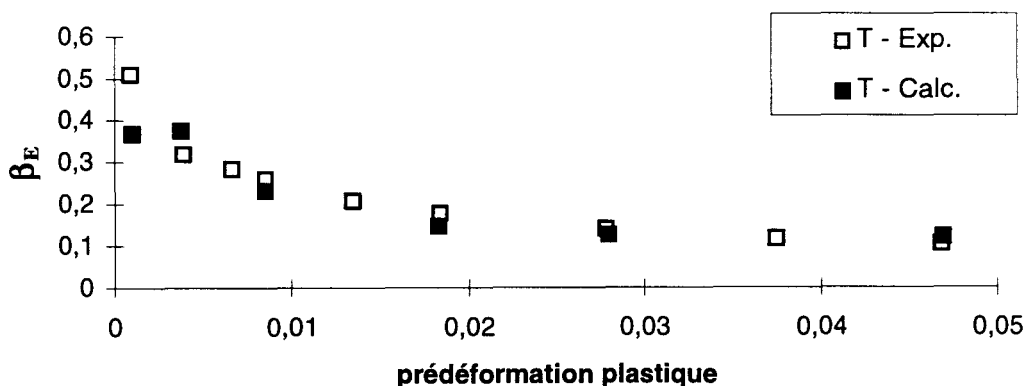


Figure C- III-39 : Comparaison des variations du paramètre d'énergie en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle avec superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire.

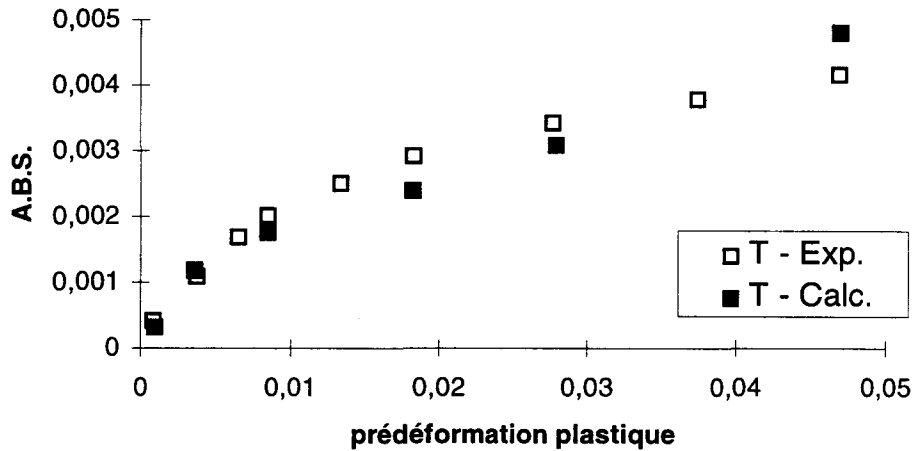


Figure C- III-40 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger moyenne en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle de Prager. Modèle avec superposition d'un écrouissage cinématique non linéaire et d'un écrouissage cinématique linéaire.

Si on compare ces résultats avec ceux obtenus par le modèle précédent (Figure C- III-27, Figure C- III-28, Figure C- III-29 et Figure C- III-30), on peut dire que les deux modèles donnent des variations équivalentes, tout en ayant des valeurs légèrement moins bonnes avec le présent modèle, en ce qui concerne les indicateurs E_s et A.B.S. ; en effet, E_s à 5% de prédéformation semble augmenter encore plus que le précédent modèle. Ceci est dû à la pente de la partie plastique linéaire du second chargement un peu sous-évaluée par le présent modèle pour une prédéformation en traction de 5%. En fait il faut rappeler que le modèle présentement étudié rend un peu mieux compte des courbes de premier et second chargements après prédéformation en compression. Si nous avions ajouter des courbes à 4% de prédéformation, peut-être aurions-nous eu une amélioration pour les plus hauts niveaux de prédéformation, mais peut-être au détriment des plus bas.

Cela nous amène à faire une remarque générale sur ces méthodes d'identification de modèles par résolution inverse : les paramètres identifiés sont très dépendants des courbes utilisées pour les identifier. Au-delà d'une relativement bonne prise en compte du phénomène étudié, affiner les valeurs des paramètres n'a plus forcément grand sens ; cela revient à affiner vis à vis des seules courbes prises en compte. Pour une utilisation pratique dans le cas d'un problème de mise en forme, il conviendrait de définir précisément le domaine des prédéformations utiles, et de le privilégier pour l'identification du modèle. En ce qui nous concerne, nous ne tenterons pas de résoudre ce problème ; notre objectif est plutôt de mettre en évidence les potentialités des modèles vis à vis de notre problème, et de souligner les problèmes pratiques qui pourraient se poser lors d'un travail industriel.

iii) Conclusions

Le modèle ne différencie pas le comportement du matériau avec le sens du chargement initial, contrairement à ce que l'on observe expérimentalement.

La comparaison des courbes expérimentales aux courbes résultant du modèle d'écrouissage cinématique non linéaire superposé à un écrouissage cinématique linéaire

indique une bonne traduction du chargement initial. En revanche, il existe toujours quelques différences (mais faibles) entre les courbes d'écrouissage de second chargement, notamment au niveau de la partie transitoire. Ceci se traduit par des différences de limites d'élasticité, bien que leurs variations soient dans le même sens.

Les indicateurs Bauschinger calculés varient dans le même sens que ceux obtenus expérimentalement. Cependant, suivant l'indicateur et le niveau de prédéformation les valeurs sont différentes. On notera aussi que $E_{s\text{calc.}}$, $A.B.S.\text{-calc.}$ et $\beta_{\text{calc.}}$ présentent des différences équivalentes dans leur variation par rapport à celles observées expérimentalement.

b. Cas de la superposition de deux écrouissages cinématiques non linéaires

Les équations du modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires figurent dans le Tableau C- I-1.

L'identification des paramètres donne :

$$C_1 = 74400 \text{ MPa}$$

$$\gamma_1 = 640 \text{ MPa}$$

$$C_2 = 1345 \text{ MPa}$$

$$\gamma_2 = 38 \text{ MPa}$$

$$\omega = 20$$

$$\phi_\infty = 0,38$$

$$k = 157 \text{ MPa}$$

i) Comparaison des courbes expérimentales et de la modélisation

Les comparaisons des courbes obtenues à partir du modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et des courbes expérimentales sont présentées respectivement Figure C- III-41 et Figure C- III-42.

Comme le modèle précédent, ce modèle rend à peu près bien compte du chargement initial. Pour les seconds chargements, il semble permettre une meilleure traduction de la partie transitoire des courbes d'écrouissage ; en revanche, les parties plastiques linéaires des courbes sont quasiment aussi bien traduites que le modèle précédent.

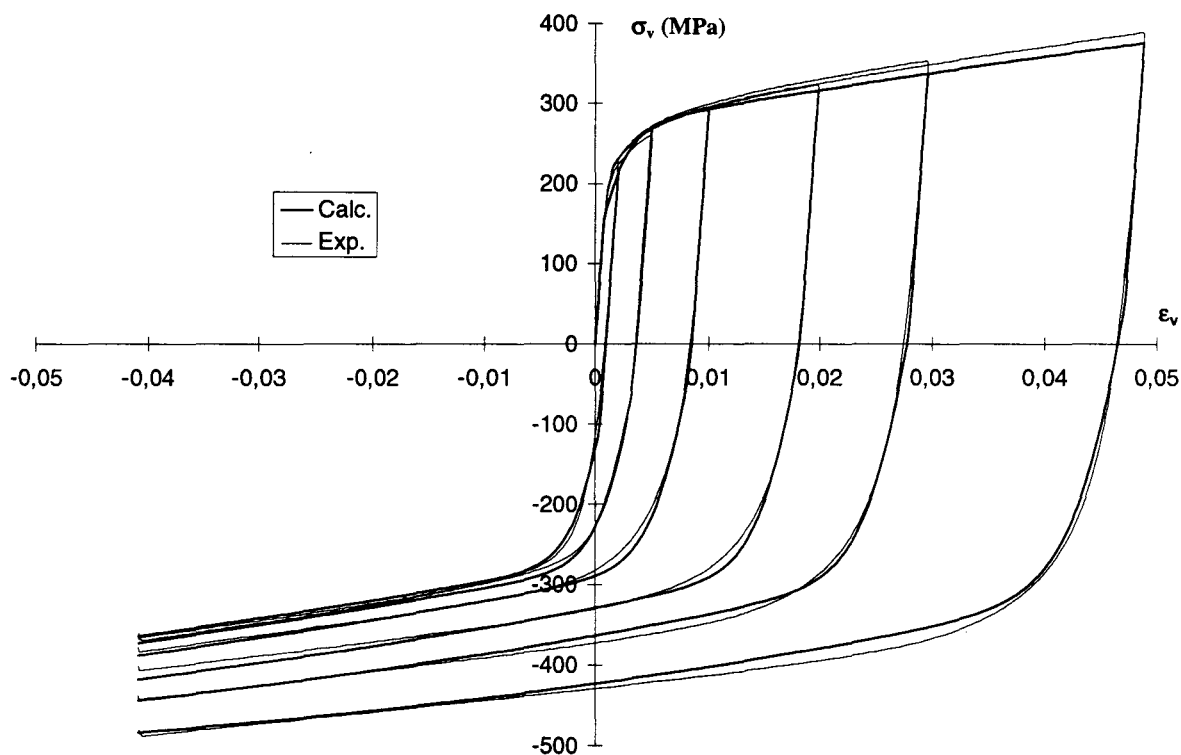


Figure C- III-41 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires.

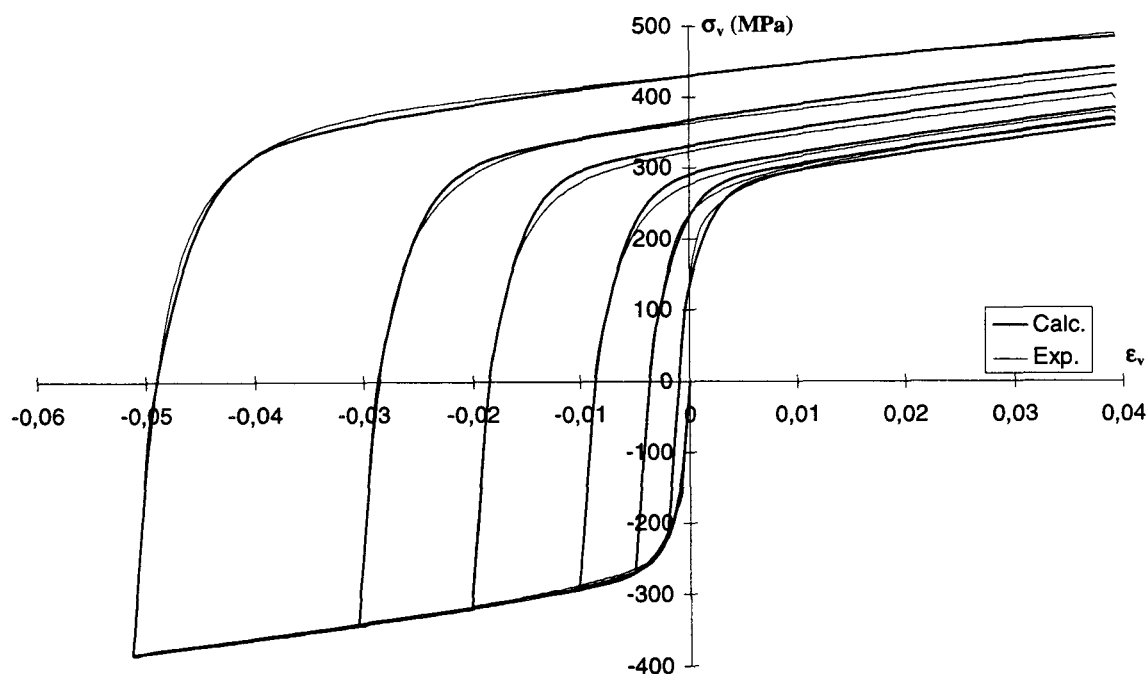


Figure C- III-42 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en compression suivie d'une traction. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires.

Les différences entre ce modèle et le précédent, au moins au niveau des comparaisons courbes expérimentales et modélisées, sont difficiles à percevoir. Voyons si une différence plus nette peut être observée entre les variations des limites d'élasticité.

Les limites d'élasticité des chargements initiaux et seconds obtenues à partir du modèle sont comparées à celles calculées à partir des courbes expérimentales dans les Tableau C- III-8 et Tableau C- III-9 respectivement.

	Résultats de la modélisation	Résultats expérimentaux
Re_1 - trac. calc. (MPa)	171	202
Re_1 - comp. calc. (MPa)	- 171	- 153

Tableau C- III-8 : Comparaison des résultats de la modélisation et des résultats expérimentaux, concernant la limite d'élasticité des chargements initiaux, Re_1 (à 0,02% de déformation plastique rémanente). Modèle à double écrouissage cinématique non linéaire.

Niveau de prédéformation (%)	0,2	0,5	1	2	3	5
$Re_{0,02\% \text{ exp.}}$ (MPa)	-90	-43	-11	20	45	87
$Re_{0,02\% \text{ calc.}}$ (MPa)	-122	-71	-49	-26	-5	33

Tableau C- III-9 : Limites d'élasticité de second chargement en compression, Re_2 (calculées à 0,02% de déformation plastique rémanente). Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires.

Les limites d'élasticité expérimentales des chargements initiaux sont en valeurs absolues encore différentes de celles obtenues à l'aide de ce modèle (écart de 31 MPa pour une traction initiale et de 18 MPa pour une compression initiale). L'écart est ici néanmoins moins important entre les résultats de la modélisation et les résultats expérimentaux, en comparaison avec les modèles précédents, excepté avec le modèle d'écrouissage cinématique linéaire superposé à un écrouissage cinématique non linéaire (Tableau C- III-6).

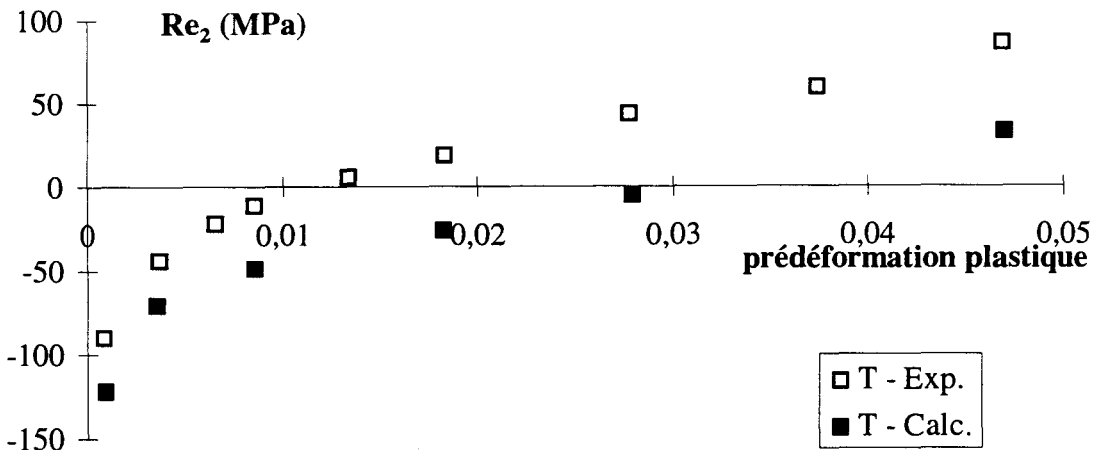


Figure C- III-43 : Comparaison des variations des limites d'élasticité $Re_{0,02\%}$ obtenues expérimentalement avec celles calculées à partir des courbes résultant du modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires.

Les limites d'élasticité de second chargement $Re_{2calc.}$ et $Re_{2exp.}$ se rapprochent, tout en étant sous-évaluées par le modèle (Figure C- III-43). $Re_{2calc.}$ est toujours inférieure à $Re_{2exp.}$, mais devient positif dès 3% de prédéformation, ce qui est un plus par rapport au précédent modèle où $Re_{2calc.}$ devenait positif plus tard.

ii) Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger

Analysons à présent comment le modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires traduit les variations des indicateurs Bauschinger avec la prédéformation.

Les variations, en fonction de la prédéformation, des indicateurs Bauschinger β , β_e et β_σ calculés par ce modèle et expérimentaux sont comparées en Figure C- III-44, Figure C- III-45 et Figure C- III-46.

Comparativement au modèle précédent (Figure C- III-34, Figure C- III-35 et Figure C- III-36), les résultats sont du même ordre, mais avec un écart très légèrement réduit entre valeurs calculées et valeurs expérimentales. On notera que la tendance à la croissance de $\beta_{calc.}$ comparativement à la tendance présumée à la saturation de β_{exp} semble atténuée.

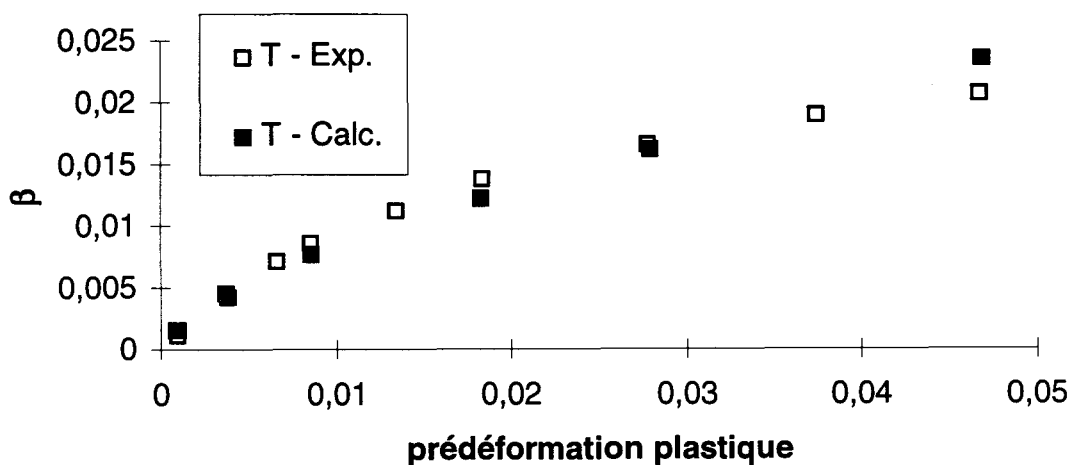


Figure C- III-44 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires.

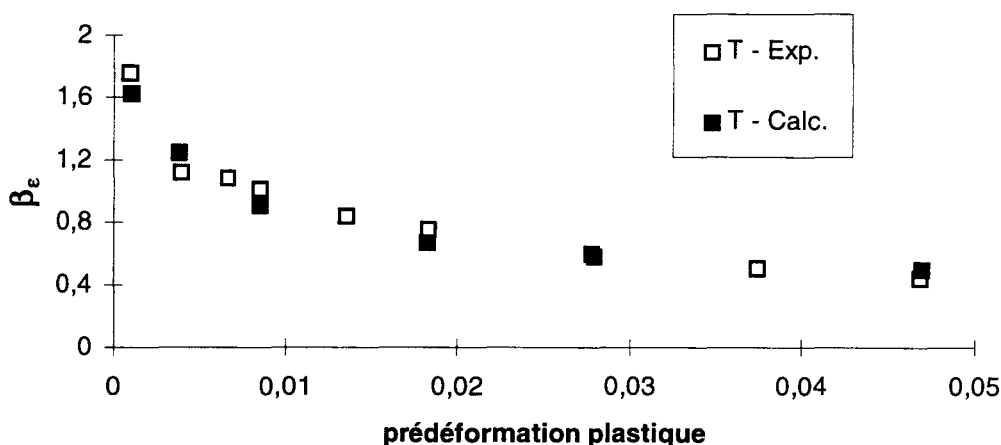


Figure C- III-45 : Comparaison des variations du paramètre de déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires.

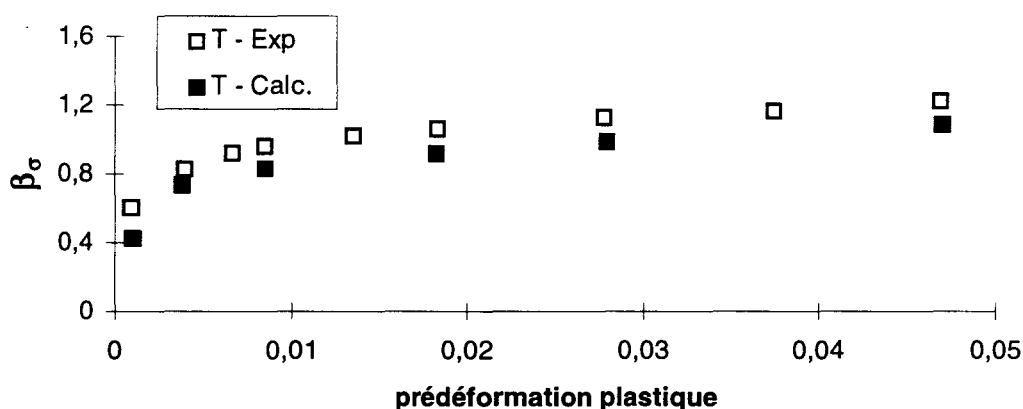


Figure C- III-46 : Comparaison des variations du paramètre de contrainte Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires.

Les variations avec la prédéformation, calculées par le présent modèle d'écrouissage et expérimentales, des indicateurs Bauschinger relatifs à des énergies, β_E et A.B.S., ainsi que celles des énergies E_s et E_p , sont présentées en Figure C- III-47, Figure C- III-48, Figure C- III-49 et Figure C- III-50.

Le modèle présentement étudié traduit des indicateurs relatifs aux énergies du même ordre que ceux observés expérimentalement. Une fois encore, l'écart entre valeurs expérimentales et valeurs calculées semble moins important que pour le modèle précédent. On observe ici, en particulier, une meilleure traduction de la variation du paramètre E_s , ce qui conduit naturellement à une meilleure traduction de la variation du paramètre A.B.S..

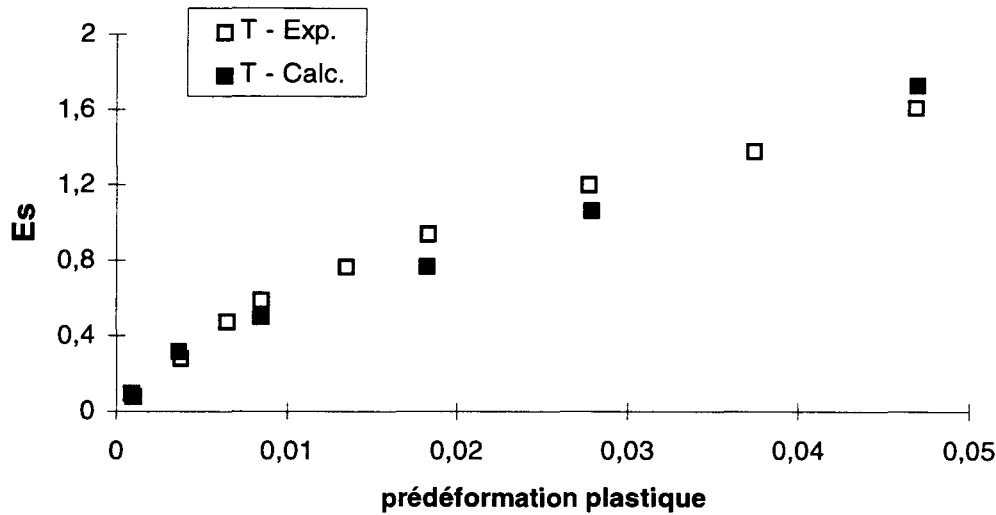


Figure C- III-47 : Comparaison des variations de l'énergie E_s en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires.

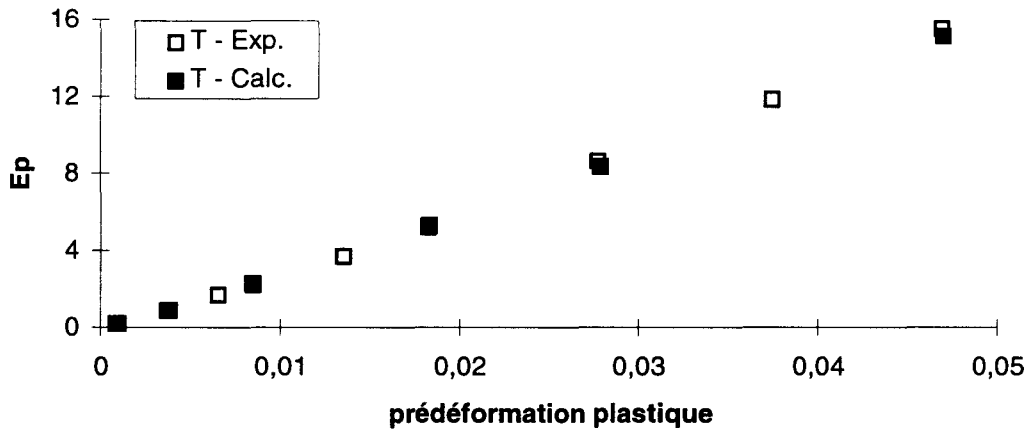


Figure C- III-48 : Comparaison des variations de l'énergie E_p en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires.

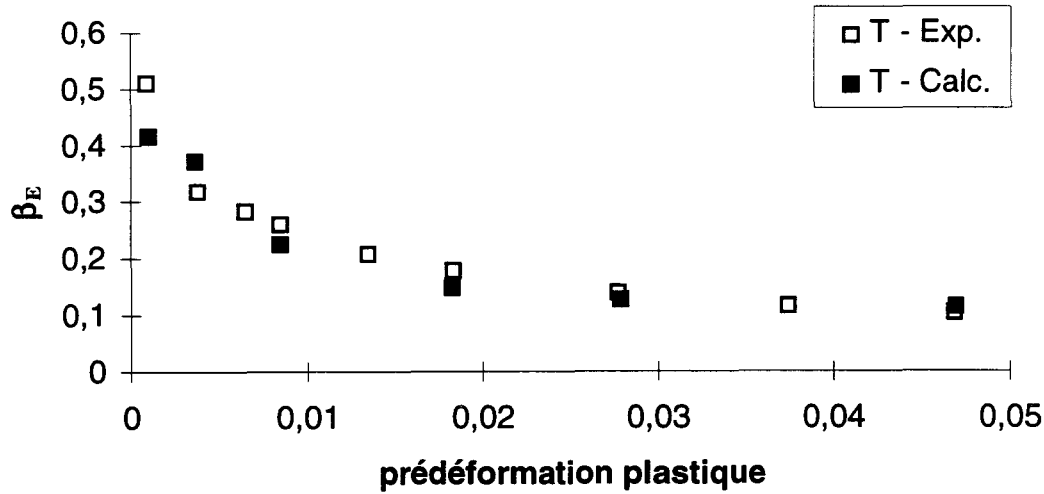


Figure C- III-49 : Comparaison des variations du paramètre d'énergie en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires.

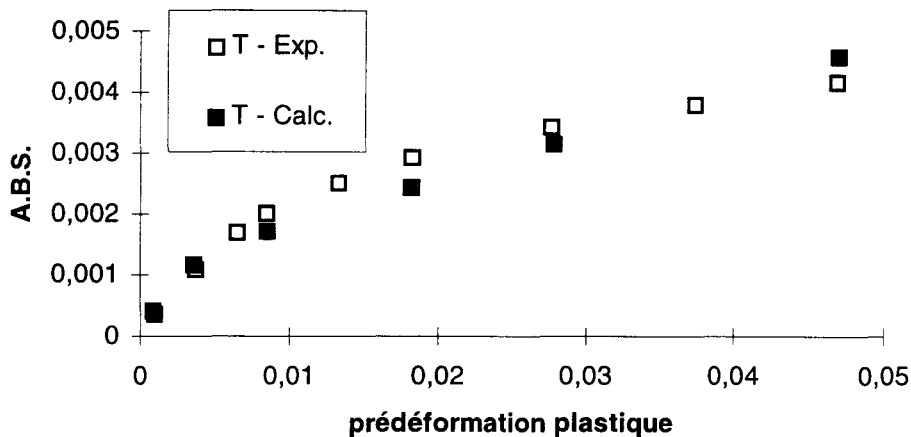


Figure C- III-50 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger moyenne en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires.

iii) Conclusions

Le modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires traduit correctement les chargements initiaux, et même très bien celui en compression ; en revanche, il reste encore des différences entre les courbes expérimentales et celles du modèle au niveau des fins de coude et d'une partie des parties plastiques linéaires des seconds chargements. Ceci se traduit par des limites d'élasticité et des indicateurs Bauschinger calculés qui, bien que variant dans le même sens qu'expérimentalement, présentent de légères différences en fonction du niveau de la prédéformation. Les différences apparentes entre les résultats expérimentaux et les résultats de la modélisation, sont bien moins importantes que toutes celles observées précédemment, en ce qui concerne en particulier les indicateurs Bauschinger.

III. 2. Lois d'écrouissages combinées

III. 2. 1. Lois à écrouissages cinématique et isotrope

Les équations du modèle avec superposition de deux écrouissages cinématiques non linéaires à un écrouissage isotrope sont données dans le Tableau C- I-1.

L'identification des paramètres donne :

$$C_1 = 51800 \text{ MPa}$$

$$\gamma_1 = 460 \text{ MPa}$$

$$C_2 = 295 \text{ MPa}$$

$$\gamma_2 = -16 \text{ MPa}$$

$$\omega = 15$$

$$\phi_{\infty} = 0,28$$

$$B = 5$$

$$Q = 51$$

$$k = 172 \text{ MPa}$$

a. Comparaison des courbes expérimentales et de la modélisation

Les comparaisons des courbes obtenues à partir du modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires superposés à un écrouissage isotrope et des courbes expérimentales sont présentées Figure C- III-51 et Figure C- III-52.

Les courbes de premier chargement ne semblent pas moins bien décrites par ce modèle que par le modèle précédemment analysé. La différence réside en une pente de la partie plastique linéaire modélisée ici légèrement inférieure à celle obtenue expérimentalement et en un début de la partie transitoire des courbes d'écrouissage moins proches des courbes expérimentales que dans le cas précédent. Ceci explique les valeurs obtenues pour les limites d'élasticité des courbes d'écrouissage de premier et de second chargements résultant du modèle.

Pour les seconds chargements, la pente de la partie linéaire plastique correspond mieux ici à celle observée expérimentalement. Cependant, pour les seconds chargements avec prédéformation en compression, les courbes expérimentales et les courbes résultant de la modélisation ne sont pas confondues mais plutôt quasiment parallèles.

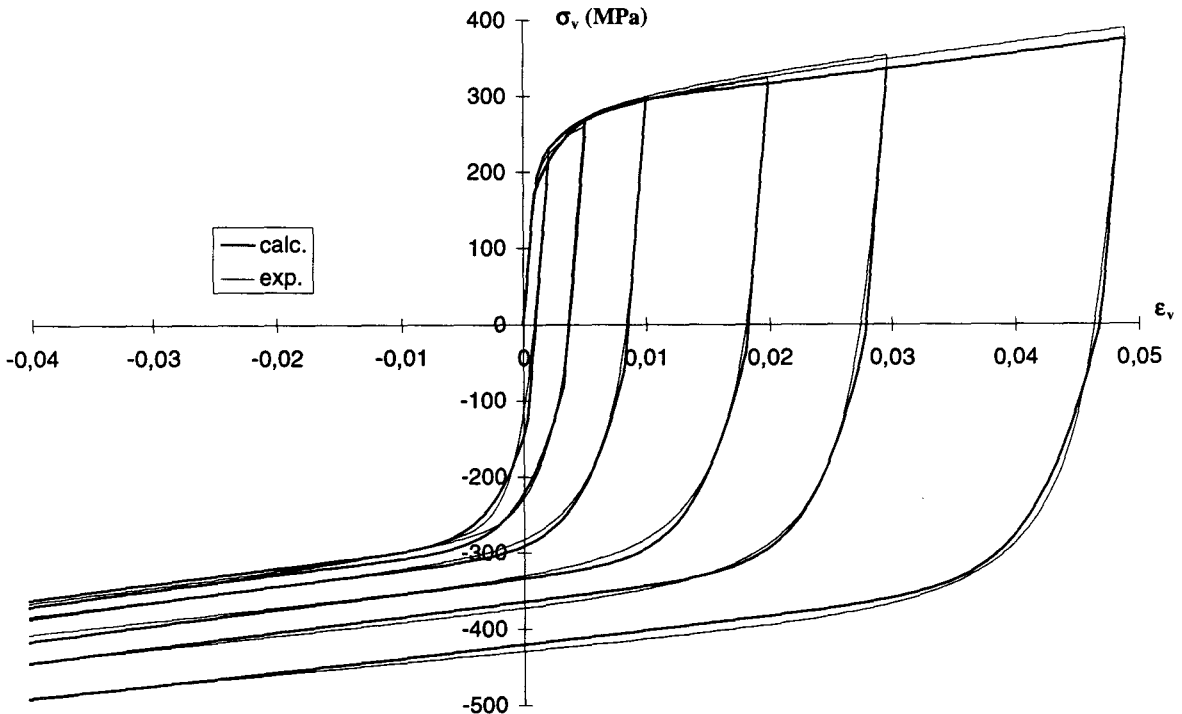


Figure C- III-51 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope.

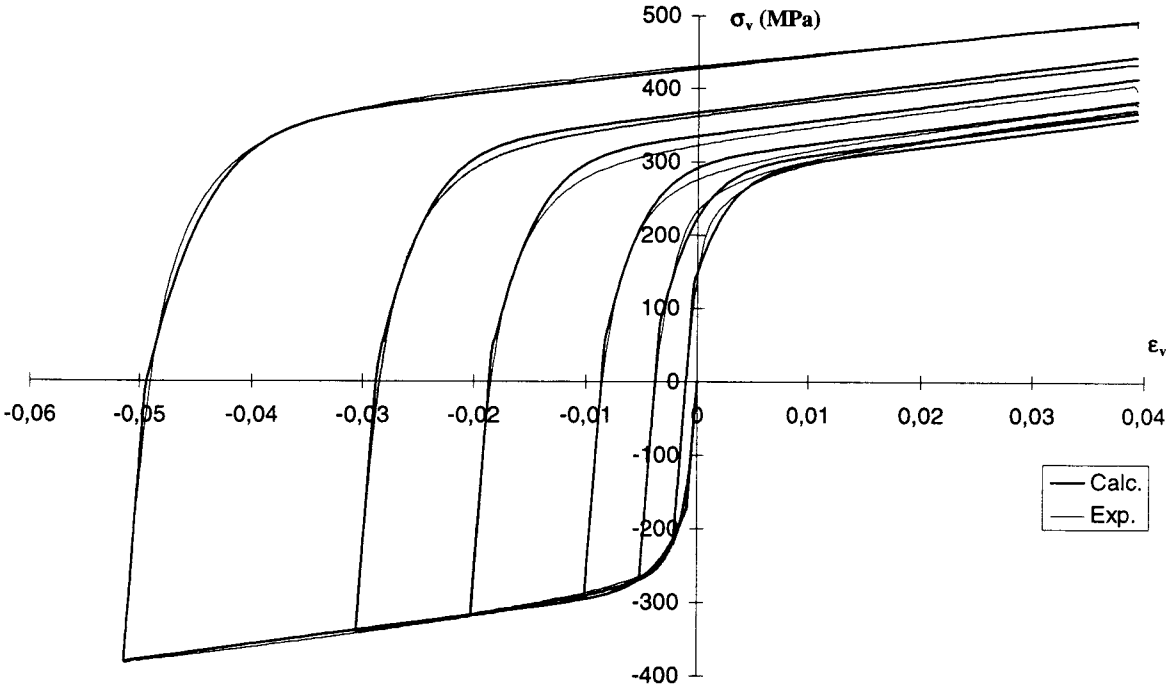


Figure C- III-52 : Comparaison des courbes expérimentales et des courbes obtenues à partir de la modélisation, pour les essais de prédéformation en compression suivie d’une traction. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope.

Les limites d’élasticité des chargements initiaux et seconds calculées sont comparées à celles obtenues à partir des courbes expérimentales dans le Tableau C- III-10 et Tableau C- III-11. Les variations des limites d’élasticité des seconds chargements modélisés et expérimentaux sont présentées Figure C- III-53.

	Résultats de la modélisation	Résultats expérimentaux
Re ₁ - trac. calc. (MPa)	182	202
Re ₁ - comp. calc. (MPa)	- 182	- 153

Tableau C- III-10 : Comparaison des résultats de la modélisation et des résultats expérimentaux, concernant la limite d’élasticité des chargements initiaux, Re₁ (à 0,02% de déformation plastique rémanente). Modèle à double écrouissage cinématique non linéaire superposé à un écrouissage isotrope.

Niveau de prédéformation (%)	0,2	0,5	1	2	3	5
Re _{0,02%} exp. (MPa)	-90	-43	-11	20	45	87
Re _{0,02%} calc. (MPa)	-142	-96	-72	-56	-40	-9

Tableau C- III-11 :Limites d’élasticité de second chargement en compression, Re₂ (calculées à 0,02% de déformation plastique rémanente). Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope.

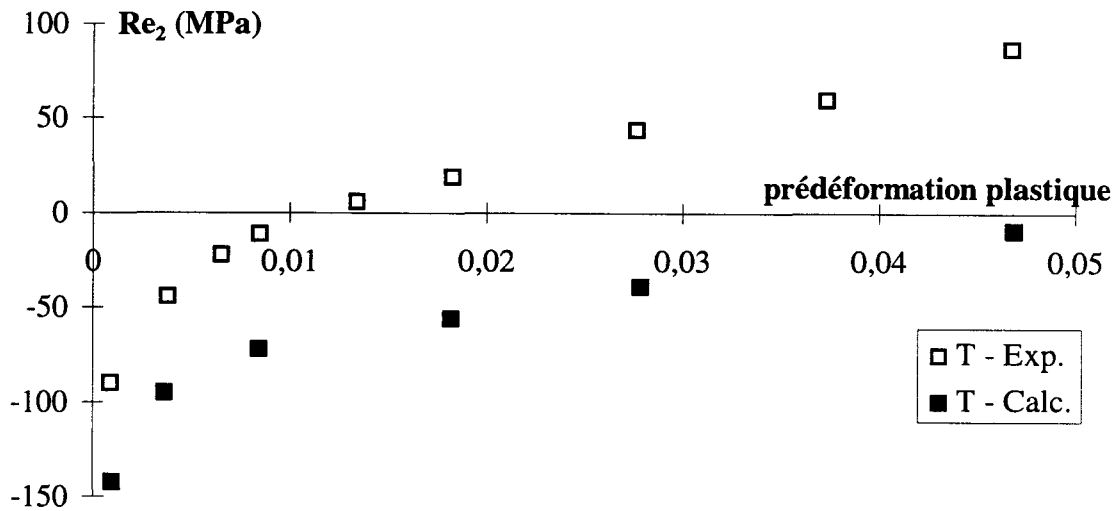


Figure C- III-53 : Comparaison des variations des limites d'élasticité $Re_{0,02\%}$ obtenues expérimentalement avec celles calculées à partir des courbes résultant du modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope.

Les limites d'élasticité expérimentales des chargements initiaux sont en valeur absolue différentes de celles obtenues à l'aide du modèle (écart de 20 MPa pour une traction initiale et de 29 MPa pour une compression initiale). L'écart est ici moins important entre les résultats de la modélisation et les résultats expérimentaux, en comparaison avec les modèles précédents.

Si le modèle présentement étudié mène à des limites d'élasticité de premier chargement toujours inférieures à celles obtenues expérimentalement, l'écart entre valeurs calculées et valeurs expérimentales est moins important que pour tous les modèles précédents. En revanche, les valeurs de $Re_{2calc.}$, sont ici bien plus inférieures à celles de $Re_{2exp.}$, restant toujours négatives au moins jusque 5% de prédéformation ; rappelons que pour les deux modèles précédents on obtenait des limites d'élasticité positives pour des prédéformations élevées, comme on l'observe pour les résultats expérimentaux.

b. Comparaison des variations des indicateurs Bauschinger

Les variations, en fonction de la prédéformation, des indicateurs Bauschinger β , β_e et β_σ calculés par ce modèle et expérimentaux sont comparées en Figure C- III-54, Figure C- III-55 et Figure C- III-56

Ici encore, il est difficile de définir si le modèle traduit mieux les variations des indicateurs Bauschinger. Les indicateurs calculés et expérimentaux ont des variations dans le même sens en fonction de la prédéformation. La différence entre valeurs calculées et valeurs expérimentales est du même ordre que celle observée pour le modèle précédent, avec néanmoins $\beta_{\sigma calc.}$ un peu moins proches que $\beta_{\sigma exp.}$. Ceci est dû à la moins bonne traduction de la variation des limites d'élasticité du second chargement.

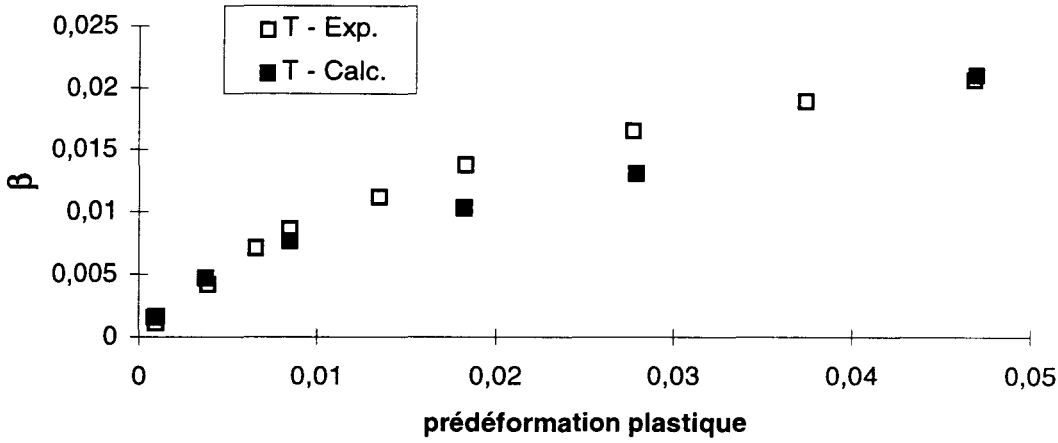


Figure C- III-54 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope.

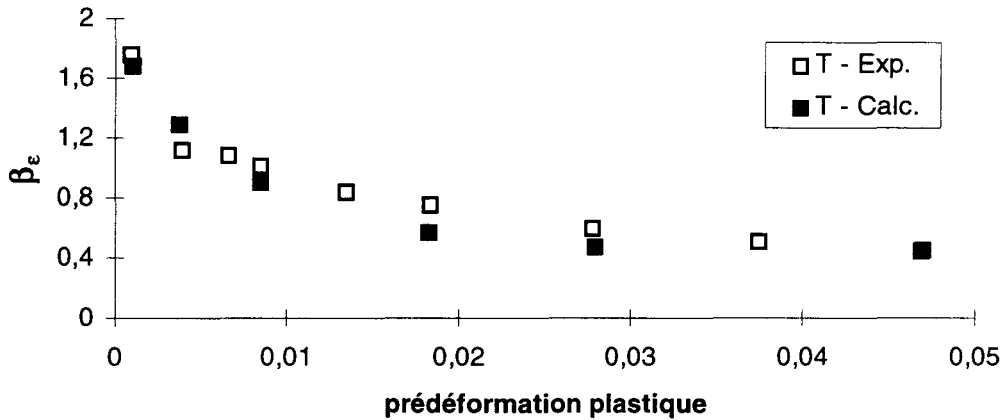


Figure C- III-55 : Comparaison des variations du paramètre de déformation Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope.

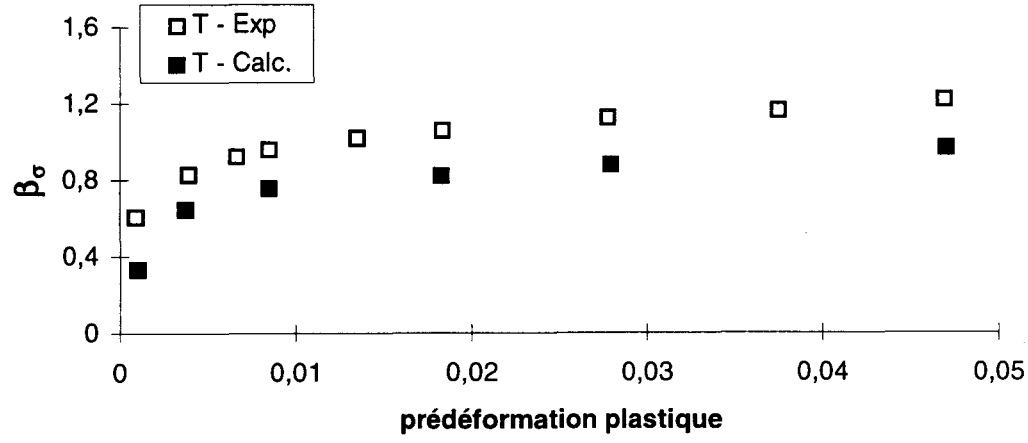


Figure C- III-56 : Comparaison des variations du paramètre de contrainte Bauschinger en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope.

Les variations avec la prédéformation, calculées par le présent modèle d'écrouissage et expérimentales, des indicateurs Bauschinger relatifs à des énergies, β_E et A.B.S., ainsi que celles des énergies E_s et E_p , sont présentées en Figure C- III-57, Figure C- III-58, Figure C- III-59 et Figure C- III-60.

Comme pour les indicateurs précédemment étudiés, les indicateurs Bauschinger relatifs aux énergies sont à peu près aussi bien traduits par le modèle présent que par le modèle précédent : les variations sont dans le même sens que celles observées expérimentalement et l'ordre de grandeur est le même entre valeurs calculées et valeurs expérimentales. Cependant, s'il ne semble pas y avoir une meilleure traduction de E_p et β_E , il semblerait que le modèle rend légèrement mieux compte des variations de E_s et A.B.S..

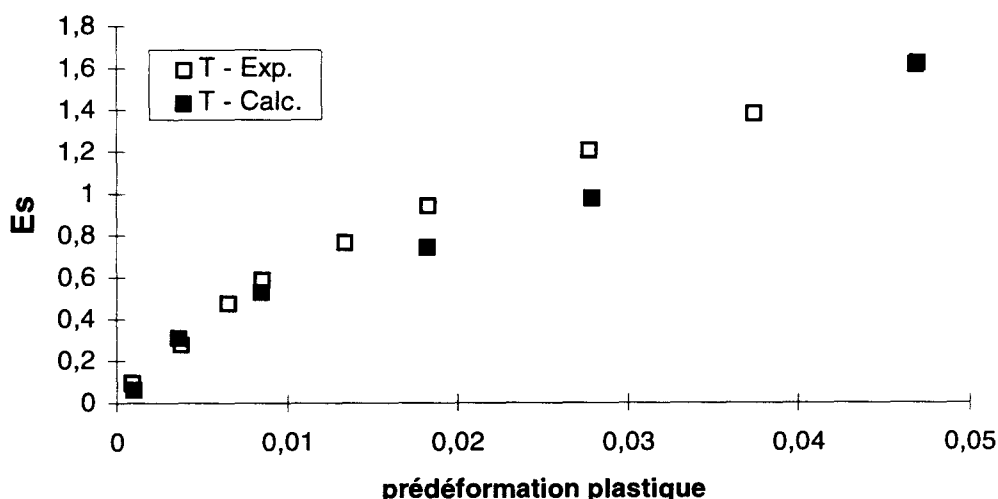


Figure C- III-57 : Comparaison des variations de l'énergie E_s en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope.

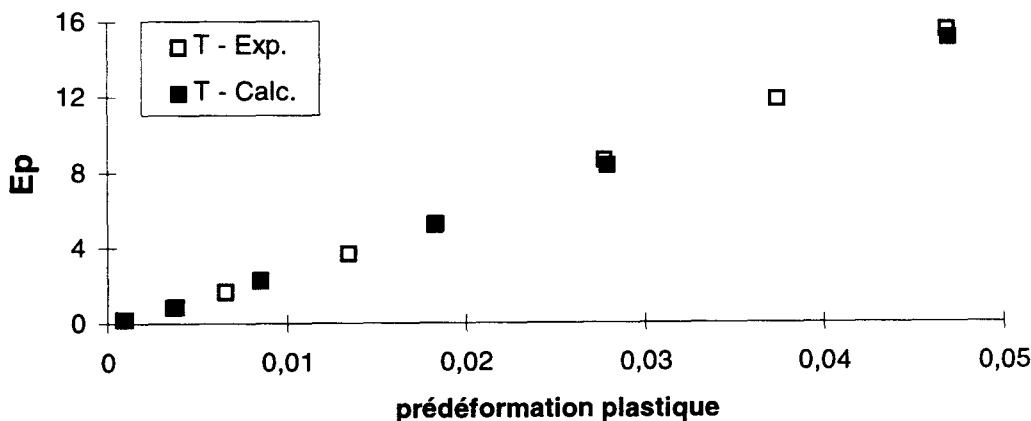


Figure C- III-58 : Comparaison des variations de l'énergie E_p en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope.

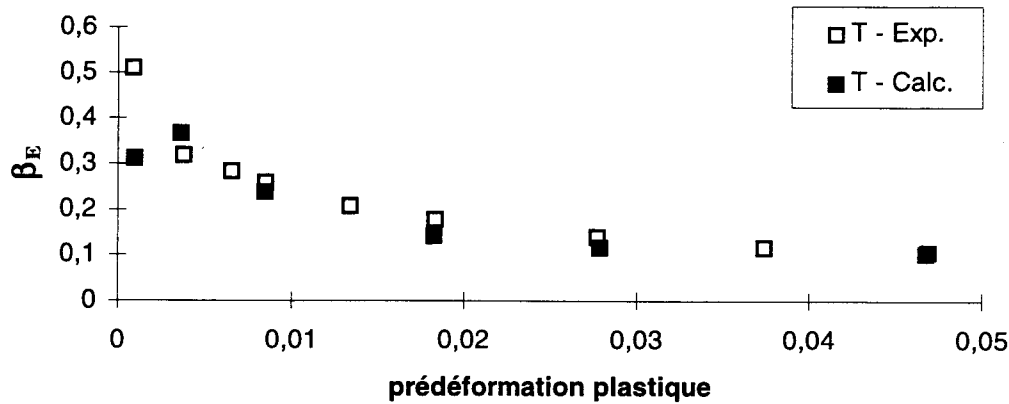


Figure C- III-59 : Comparaison des variations du paramètre d'énergie en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope.

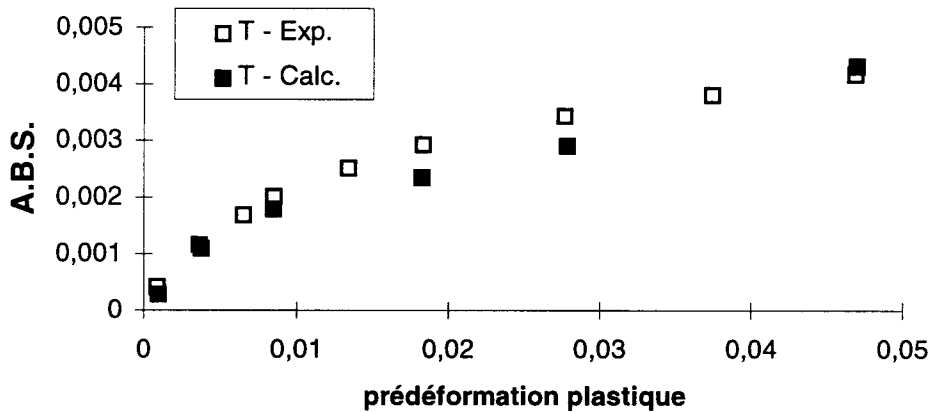


Figure C- III-60 : Comparaison des variations de la déformation Bauschinger moyenne en fonction de la prédéformation plastique. Essais de traction suivie d'une compression. Acier AH. Modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires et un écrouissage isotrope.

c. Conclusions

Le modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires superposés à un écrouissage isotrope, bien que traduisant à peu près aussi bien les premiers chargements que le modèle précédent sans écrouissage isotrope, n'apporte pas d'avantages. Au niveau de la partie transitoire, il apparaît très tôt un écart entre courbes expérimentales et courbes modélisées de second chargement. Ceci se traduit par des limites d'élasticité calculées, bien que variant dans le même sens qu'expérimentalement, de niveaux différents et dont le signe ne s'inverse pas. Ceci est contraire à ce que l'on observe en réalité et pour les deux modèles précédemment étudiés. En revanche, il semble que l'écrouissage isotrope rend la pente des parties plastiques linéaires plus proche de celle observée expérimentalement.

De plus, le modèle ne traduit pas mieux les variations des indicateurs Bauschinger, en comparaison avec le modèle sans écrouissage isotrope. Même si les variations des indicateurs sont dans le même sens que celles observées expérimentalement, il reste des différences

lorsque la prédéformation atteint 2% ou 3%. Ceci conduit à des concavités de courbes de variations qui s'inversent.

III. 3. Réduction du modèle à écrouissages cinématique et isotrope

A partir des résultats de l'identification du modèle à double écrouissage cinématique non linéaire superposé à un écrouissage isotrope, nous avons réduit le modèle en annulant certains paramètres. Nous ne donnons ici qu'un exemple, les courbes étant similaires à celles des modèles précédemment testés, à part pour l'écrouissage cinématique linéaire qui conduit à des courbes qui ne sont pas représentatives des courbes expérimentales.

Les courbes données ici concernent le modèle à double écrouissage cinématique non linéaire ; elles sont présentées pour des prédéformations en traction de 0,2%, 2% et 5 %, (Figure C- III-61) et en compression de -0,2%, -2% et -5% (Figure C- III-62).

Pour les premiers comme pour les seconds chargements, les courbes du modèle réduit sous-estiment légèrement les parties plastiques linéaires, tandis que le coude est peut être un peu mieux bien pris en compte. Globalement, les résultats obtenus par réduction du modèle le plus complexe, que nous ne présenterons pas plus, n'apportent rien de plus par rapport à une identification directe de chaque modèle.

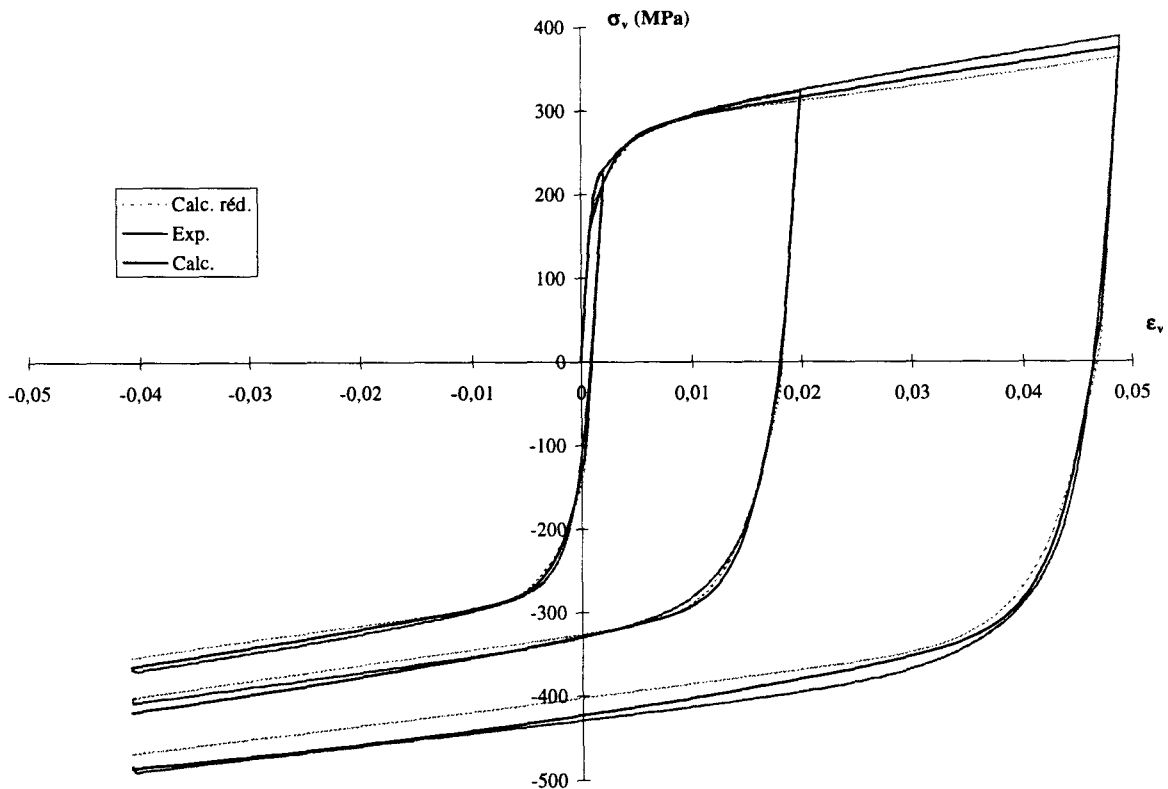


Figure C- III-61 : Comparaisons des courbes expérimentales de traction suivie d'une compression avec celles du modèle à double écrouissage cinématique non linéaire, modèle direct (cf. § C. III.1.3.b) et modèle réduit.

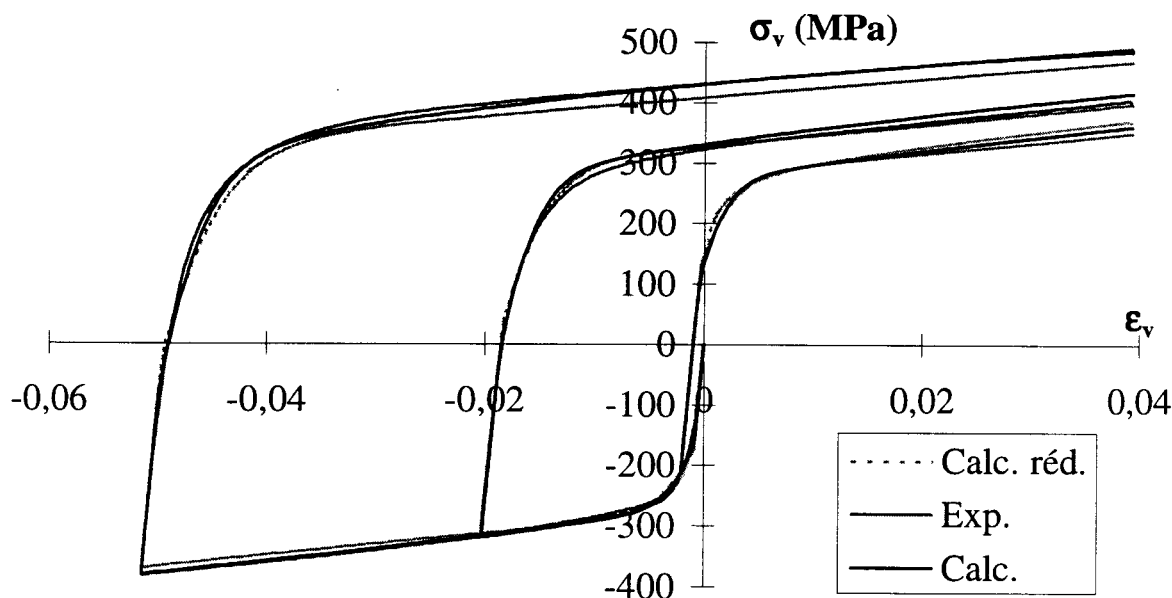


Figure C- III-62 : Comparaisons des courbes expérimentales de compression suivie d'une traction avec celles du modèle à double écrouissage cinématique non linéaire, modèle direct (cf. § C. III.1.3.b) et modèle réduit.

IV. CONCLUSIONS

Différents modèles typiques ont été étudiés dans le cas uniaxial de la traction-compression, afin d'analyser comment ils prennent en compte l'effet Bauschinger. Dans ce but, nous avons procédé à l'identification des paramètres de ces modèles, puis à la comparaison des courbes expérimentales avec celles déduites du modèle et à l'étude de la variation des indicateurs Bauschinger calculés à partir de la modélisation.

Les paragraphes précédents nous ont permis de mettre en évidence les apports successifs des différents modèles utilisés (du plus simple au plus compliqué) les uns par rapport aux autres. Afin de clarifier les résultats obtenus, nous proposons ici quatre tableaux résumant l'ensemble des résultats :

- le Figure C- IV-1 indique quel(s) modèle(s) permet(tent) de rendre compte de la forme des courbes expérimentales des premiers et seconds chargements, en décomposant en particulier la prise en compte du coude et celle de la partie plastique linéaire ; on notera (O) lorsque la partie considérée des courbes est prise en compte, (N) dans le cas contraire ;
- le Figure C- IV-2 concerne les limites d'élasticité de premier et second chargements et les indicateurs Bauschinger étudiés ; ce tableau indique d'une part, si l'ordre de grandeur (G) est pris en compte (GO) ou non (GN), d'autre part si le sens de variation (V) est pris en compte (VO) ou non (VN) par les différentes modèles ;
- le Figure C- IV-3 représente les gains qualitatifs d'un modèle par rapport aux précédents dans l'approche des paramètres expérimentaux et de leurs variations ; les signes des écarts calculs/expériences ne sont pas pris en compte sur la figure. Etant donnée la grande différence entre les limites d'élasticité de premier chargement en traction et en compression, nous n'avons pas pris en compte ce paramètre dans le tableau ; la référence pour tous les paramètres est relative à une prédéformation en traction.

Modèle	Premier chargement		Second chargement	
	Partie transitoire	Partie plastique linéaire	Partie transitoire	Partie plastique linéaire
Modèle d'écrouissage cinématique linéaire de Prager (ECLP)	N	O	N	O
Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) = 1$ (ECNL1)	O	O	N	N
Modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p) \neq 1$ (ECNL $\neq 1$)	O	O	O	O
Modèle superposant un écrouissage cinématique non linéaire à un écrouissage cinématique linéaire (ECNLL)	O	O	O	O
Modèle superposant deux écrouissages cinématiques non linéaires (EC2NL)	O	O	O	O
Modèle superposant deux écrouissages cinématiques non linéaires à un écrouissage isotrope (EC2NLI)	O	O	O	O

Figure C- IV-1 : Traduction des courbes de premier et second chargement par différents modèles d'écrouissage.

Modèle	Limites d'élasticité		Indicateurs Bauschinger						
	Re ₁	Re ₂	β	β_e	β_σ	Ep	Es	β_E	A.B.S.
ECLP	GN	GN	GN	GN	GN	GO	GN	GN	GN
	VN	VN	VN	VN	VO	VO	VN	VN	VN
ECNL1	GO	GN	GN	GN	GN	GO	GN	GN	GN
	VN	VO	VO	VO	VO	VO	VO	VN	VO
ECNL $\neq 1$	GO	GN	GN	GO	GO	GO	GO	GO	GO
	VN	VO	VO	VO	VO	VO	VO	VN	VO
ECNLL	GO	GO	GO	GO	GO	GO	GO	GO	GO
	VN	VO	VN	VO	VO	VO	VN	VN	VN
EC2NL	GO	GO	GO	GO	GO	GO	GO	GO	GO
	VN	VO	VN	VO	VO	VO	VN	VO	VN
EC2NLI	GO	GN	GO	GO	GO	GO	GO	GO	GO
	VN	VO	VN	VO	VO	VO	VN	VN	VN

Figure C- IV-2 : Traduction par différents modèles de l'effet Bauschinger en terme de limites d'élasticité et d'indicateurs Bauschinger.

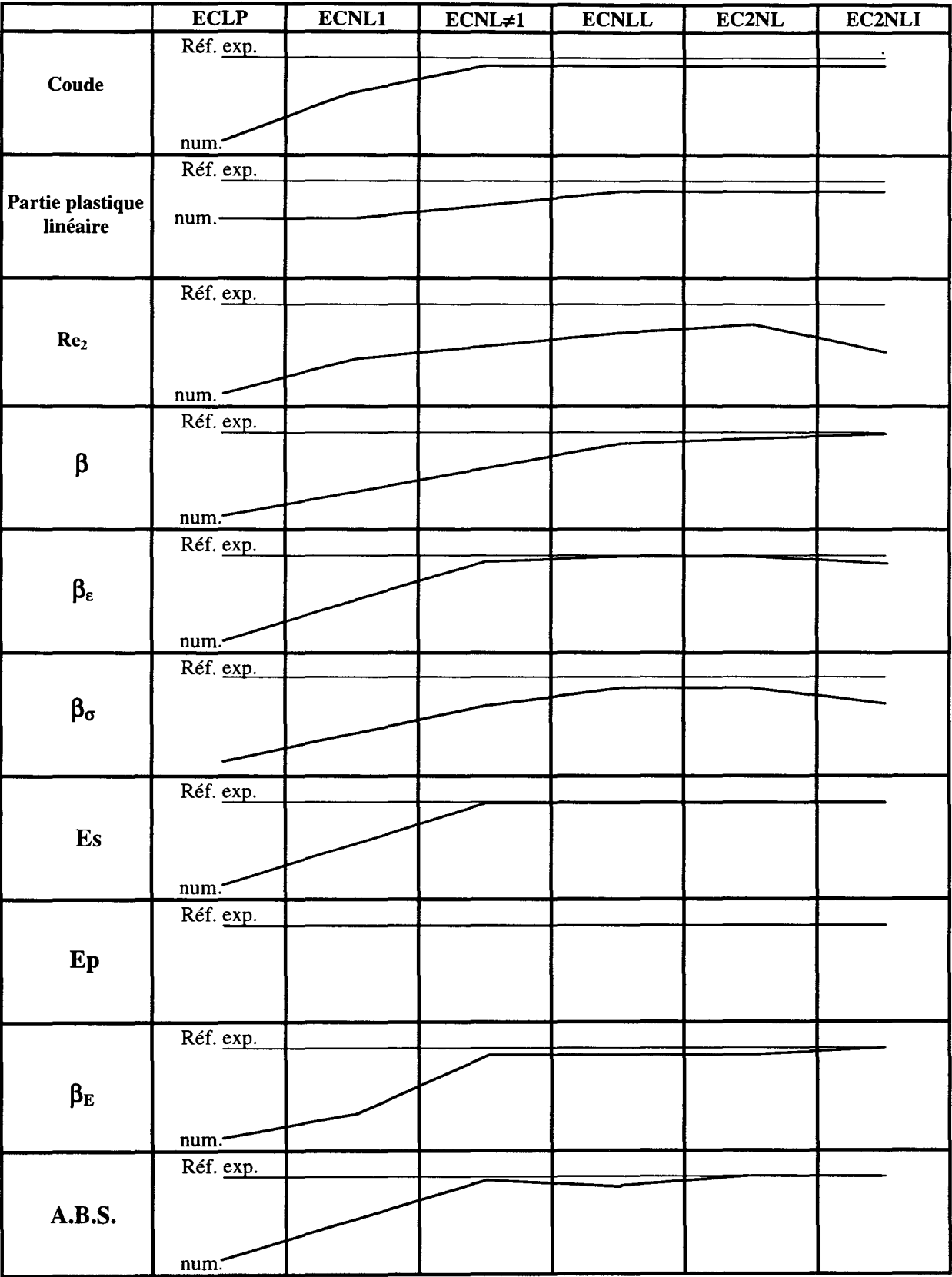


Figure C- IV-3 :Gains qualitatifs de chaque modèle par rapport au précédent. Comparaison avec l'expérience.

Ces tableaux mettent clairement en évidence les principaux résultats suivants :

- les deux premiers modèles (ECLP et ECNL1) sont nettement insuffisants pour rendre compte de l'effet Bauschinger sur essais Bauschinger type dans l'acier AISI 316L ;
- le modèle d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi = 1$ conduit à une courbe d'écrouissage horizontale unique quels que soient le sens et le niveau de la prédéformation ;
- les trois modèles suivants (ECNL \neq 1, ECNLL, EC2NL), rendent relativement bien compte de l'effet Bauschinger étudié ; en particulier « à l'œil », le coude et la partie plastique linéaire des courbes d'écrouissage des premiers et seconds chargements semblent aussi bien pris en compte par les trois modèles ; pourtant, les résultats sur les limites d'élasticité Re_1 et Re_2 et sur les paramètres β , β_E et β_σ prouvent que leur efficacité va croissante dans l'ordre ECNL \neq 1 < ECNLL < EC2NL ; en revanche, ils rendent compte quasiment de la même façon de tous les paramètres d'énergie (E_s , E_p , β_E , A.B.S.) ;
- l'ajout d'un terme d'écrouissage isotrope n'apporte que de très légers bénéfices pour rendre compte des paramètres β et β_E ; en revanche, il détériore nettement les résultats concernant les limites d'élasticité des premiers chargements, et les paramètres β_E et β_σ .

Les trois modèles ECNL \neq 1, ECNLL et EC2NL rendent relativement bien compte de tous les aspects de l'effet Bauschinger manifesté lors d'essais Bauschinger type pour l'acier 316L. Les divergences qui subsistent entre les courbes expérimentales et les courbes modélisées sont vraiment petites. En réalité, il existe toujours une dispersion expérimentale, la répétabilité des résultats expérimentaux n'est jamais parfaite : la dispersion sur les caractéristiques élastiques de premier chargement obtenues expérimentalement dans nos essais le prouve. Il conviendrait de la même façon de quantifier la dispersion expérimentale sur les autres paramètres étudiés (par une répétition d'essais identiques), afin de la comparer à la divergence calculs/expérience observée ici.

En conclusion, pour les modèles testés, le meilleur modèle semble être, de peu, le modèle à deux écrouissages cinématiques non linéaires. Il permet de rendre compte très correctement et simultanément de la forme des courbes d'écrouissage de premier et second chargements, des variations des limites d'élasticité (bien que ce point reste le plus critique) et de l'ensemble des indicateurs Bauschinger que nous avons sélectionnés.

Rappelons par ailleurs, que tous les modèles testés modélisent de la même façon (au signe près) les courbes avec préchargement en traction et celles avec préchargement en compression. Aucun des modèles n'est donc susceptible de rendre compte de la différence expérimentale observée entre ces deux sens de chargement. Par ailleurs, les modules d'élasticité sont des données initiales incluses dans la loi de comportement. Or les résultats expérimentaux montrent clairement que les modules d'élasticité de second chargement sont fonction du niveau et du sens de la prédéformation. Aucun des modèles utilisés ici ne permet d'en rendre compte.

Nous pensons qu'à ce niveau de l'étude, il faudrait introduire une telle dissymétrie dans les modèles ; en particulier, il est clair qu'un matériau même hypereffluant, n'est pas

complètement dépourvu de grains déformés plastiquement. La prise en compte de tels grains écrouis dans un modèle polycristallin par exemple pourrait peut-être répondre à ce problème. Par ailleurs, un module d'élasticité de second chargement, fonction de la prédéformation, devrait pouvoir être pris en compte dans le modèle idéal.

Enfin, notre étude ne concerne que le chargement uniaxial de traction suivie d'une compression ou inversement. Il serait intéressant de regarder si les différents modèles utilisés ici traduisent mieux l'effet Bauschinger manifesté lors d'autres essais : essais avec plusieurs tractions-compressions successives ou essais de tractions-compressions cycliques par exemple.

CONCLUSION GENERALE
PERSPECTIVES

La plupart des matériaux manifestent, en cas de changement de sens de chargement, un effet d'anisotropie appelé « effet Bauschinger ». Cet effet se manifeste par un écoulement plastique plus aisé dans un certain sens de chargement, après une prédéformation plastique dans une autre direction et/ou un autre sens de chargement. Ce phénomène est complexe et difficile à caractériser. Il résulte d'un effet d'histoire du chargement antérieur sur le chargement ultérieur. La connaissance des manifestations de cet effet est essentielle pour une bonne pratique de la mise en forme des matériaux (forgeage, laminage, emboutissage, ...). Mais elle est aussi utile à la compréhension du comportement cyclique (en fatigue plastique oligocyclique en particulier) des matériaux.

Il est bien connu que l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2 est très sensible à l'histoire du chargement. Mais l'effet Bauschinger dans ce matériau ne semble pas étudié très attentivement dans la littérature. C'est pourquoi nous nous sommes proposés de caractériser le plus complètement possible cet effet sur des essais uniaxiaux de traction-compression menés sur un acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2.

L'étude bibliographique menée dans le premier chapitre a montré la complémentarité des approches de l'effet Bauschinger en terme de contraintes, de déformations et d'énergies, mais aussi l'insuffisance de ces approches. Nous en avons déduit quelques paramètres ou « indicateurs » de l'effet Bauschinger pertinents et complémentaires, que nous avons utilisés par la suite. Mais la nécessité de modéliser complètement la courbe d'écrouissage de second chargement a été mise en évidence.

Dans le second chapitre, nous avons mené une étude expérimentale de l'effet Bauschinger à l'aide d' « essais Bauschinger type », à savoir effectuer un chargement dans un premier sens jusqu'à plastification puis dans le sens opposé, sur l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2 à l'état hypere trempé (état de référence), avec prédéformation en traction d'une part, en compression d'autre part. L'influence du niveau de prédéformation a en particulier été étudiée.

Les courbes expérimentales contraintes-déformations obtenues ont été analysées en trois phases :

- la forme des courbes a été décrite qualitativement ;
- des indicateurs Bauschinger en terme de contraintes, de déformations et d'énergies ont été calculés de manière objective à partir des courbes ;
- une première modélisation des courbes d'écrouissage de second chargement a été réalisée à l'aide d'une loi puissance de type Ludwik.

Les principales conclusions suivantes ont été obtenues :

- le sens de la prédéformation (traction ou compression) influe peu sur l'effet Bauschinger ;
- les caractéristiques élastiques des courbes de second chargement sont fonction du niveau de la prédéformation ;
- les indicateurs Bauschinger varient avec le niveau de la prédéformation de manière monotone mais différente (croissance, décroissance) suivant l'indicateur ;
- les variations des indicateurs Bauschinger avec la prédéformation ne permettent pas de conclure à un plus fort ou plus faible effet Bauschinger quand la prédéformation augmente ;
- les courbes de seconds chargements ont été modélisées par une loi de type Ludwik avec prise en compte de la prédéformation dans les paramètres de la loi.

Le même type d'essais a été effectué sur le même acier mais avant hypere trempage ; l'effet Bauschinger dans cet acier précroui est très sensible au sens de la prédéformation et nettement plus important que dans l'acier hypere trempé.

L'approche de l'effet Bauschinger par les indicateurs Bauschinger ne permet pas une description complète des courbes de second chargement en fonction de la prédéformation. Par ailleurs, la première modélisation proposée n'est pas utilisable dans la pratique.

Dans le troisième et dernier chapitre, nous avons testé différentes lois de comportement pour modéliser l'ensemble des courbes de premier et second chargements, avec prédéformation en traction comme en compression. Diverses lois dérivées de la formulation thermodynamique ont été utilisées. La loi d'écrouissage cinématique non linéaire avec $\phi(p)$ différent de 1, celle superposant un écrouissage cinématique non linéaire à un écrouissage cinématique linéaire et celle superposant deux écrouissages cinématiques non linéaires permettent de rendre compte très correctement à la fois des courbes de premier et second chargements, et des variations des indicateurs Bauschinger avec le niveau de prédéformation.

PERSPECTIVES

Bien que les indicateurs Bauschinger étudiés dans l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2 soient peu sensibles au sens de chargement, une différence existe néanmoins sur les caractéristiques élastiques de premier et second chargements (modules d'Young et limites d'élasticité) entre un préchargement en traction et un préchargement en compression. C'est pourquoi il serait intéressant de modifier les différentes lois de comportement de manière à rendre compte de cette sensibilité de l'effet Bauschinger au sens de prédéformation.

Par ailleurs notre étude de l'effet Bauschinger a été menée sur l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2, à partir d' « essais Bauschinger type », à savoir deux chargements successifs. Or, l'EB se manifeste également entre un n -ième et un $n+1$ -ème chargements en sens inverse. Il serait donc intéressant d'étudier le « cumul d'effet Bauschinger » à partir d'une succession de chargements en traction et en compression. Notamment, cette analyse serait utile pour en déduire les conséquences de ce cumul sur la forme de la boucle d'hystérésis stabilisée, obtenue en fatigue plastique oligocyclique.

Enfin, en réalité, lors de sa mise en forme, un matériau est soumis à des contraintes multiaxiales. Il s'ensuit un effet Bauschinger de nature beaucoup plus complexe qu'il conviendrait de savoir caractériser et d'étudier.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [ABE65] **A. Abel**, M. Sc. Thesis, Mc Master University, Hamilton, Ontario, Canada, 1965.
- [ABE66] **A. Abel et R. Kham**, « *The cyclic strain behaviour of crystals of aluminium - 4wt % copper - I The Bauschinger effect* », *Acta Metallurgica*, Vol. 14, 1966, pp. 1489-1494.
- [ABE72a] **A. Abel et H. Muir**, « *The Bauschinger effect and Discontinuous yielding* », *Philosophical Magazine*, Vol. 26, N°2, 1972, pp. 489-504.
- [ABE72b] **A. Abel et H. Muir**, « *A new look at the Bauschinger effect* », *Metals Australia*, Vol. 4 N°8, September 1972, pp. 267-271.
- [ABE73] **A. Abel et H. Muir**, « *The Bauschinger effect and Stacking Fault Energy* », *Philosophical Magazine*, Vol.27 N°3, 1973, pp. 585-594.
- [ABE75] **A. Abel**, « *Fatigue softning of low-carbon steel* », *Philosophical Magazine*, 1975, pp. 553-563.
- [ABE78] **A. Abel**, « *Fatigue of copper single crystals at low constant plastic strain amplitudes* », *Materials Science and Engineering*, Vol.36, 1978, pp. 117-124.
- [ABE79] **A. Abel**, « *Low cycle Fatigue of Single Crystals of α Cu-al alloys* », *Materials Science and Engineering*, Vol.37, 1979, p. 187-200.
- [ABE87] **A. Abel**, « *Historical Perspectives and some of the Main Features of the Bauschinger Effect* », *Materials Forum*, Vol.10 N°1, 1987, pp. 11-26.
- [ABE93] **A. Abel**, « *Dislocation-associated elastic energy storage in mechanical deformations* », *Materials Science and Engineering*, Vol. A164, 1993, pp. 220-225.
- [ABE98] **A. Abel, D. Fletches, M.D. Graham**, « *Low cycle Fatigue of stainless steels ; a comparative study* », *Low Cycle Fatigue and Elasto-plastic Behaviour of Materials*, ed. K.T. Rie and P.D. Portella, Elsevier Sc. Ltd, 1998, pp. 69-74.
- [ALH92] **A. Alhamany, J. Chicois, R. Fougères, A. Hamel**, « *Effet Bauschinger lors de la plasticité cyclique de l'aluminium pur monocristallin* », *J. Phys. III*, France, Vol.2, 1992, pp. 1491-1508.
- [ANG88] **M. Anglada, F. Guiu**, « *The Bauschinger effect in cyclically deformed niobium single crystals* », *Journal of Materials Science*, Vol. 23, 1988, pp. 353-358.
- [ARA87] **A. Aran, M. Demirkol et A. Karabulut**, « *Bauschinger effect in precipitation-strengthened aluminium alloy 2024* », *Materials Science and Engineering*, Vol.89, 1987, pp. L35-L39.

- [ARM66] **P.J. Armstrong, C.O. Frederick**, « *A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect* », C.E.B.G. Report n° RD/B/N731, 1966.
- [ARS87] **R.J. Arsenault**, « *Unusual aspects of the Bauschinger effect in metals and metals matrix composites* », Materials Forum, Vol.10 N°1, 1987, pp. 43-53.
- [ARS96] **R.J. Arsenault and U.T.S. Pillai**, « *The Bauschinger effect in SiC/AL Composite* », Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 27A, 1996, pp. 995-1001.
- [ATK74] **J.D. Atkinson, L.M. Brown and W.M. Stobbs**, « *The work-hardening of copper silicca IV. The Bauschinger effect and plastic relaxation* », Philosophical Magazine, Vol.30 N°6, 1974, pp. 1247-1280.
- [BAU1881] **J. Bauschinger**, « *Ueber die Veränderung der Elasticitätsgrenze und des Elasticitätsmodulus verschiedener Metalle (On the changes of the Elastic Limit and Elastic Modulus of Various Metals)* », Civiling N.F; Vol. 27 N°19, 1881, pp. 289-348.
- [BAU1887] **J. Bauschinger**, « *Variations in the elastic limit of iron and steel* » (traduction résumée de « *Mitterlungen aus dem Mechanischen Laboratorium der K. Hochschule in München* »), Journal of The Iron and Steel Institute, Vol.1, 1887, pp. 442-444.
- [BER79] **M.L. Bernshtein, V.A. Zaimovskii, O.V. Samedov and S.V. Safronov**, « *The influence of high temperature thermomechanical working of the amount of the Bauschinger effect in 40S2Kh and 60S2Kh steels* », Moscow Steel and Alloy Institue, translated from Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov, Vol.15 N°6, pp. 632-636, 1979.
- [BOU76] **C. Bouhelier, A. Chabenat et F. Lecroisey**, « *L'effet Bauschinger et les propriétés mécaniques des produits formés à froid* », CETIM Informations, N°47, Octobre 1976, pp. 33-41.
- [BOU78] **C. Bouhelier, Y. Marez, F. Lecroisey**, « *L'effet Bauschinger dans les tôles roulées à froid. Conséquences pour le contrôle des caractéristiques mécaniques* », Cetim Informations n° 54, 1978, pp. 51-64.
- [BUC56] **S.N. Buckley et K.M. Entwistle**, « *The Bauschinger effect in super-pure aluminium single crystals and polycrystals* », acta metallurgica, Vol.4 N°4, 1956, pp. 325-361.
- [COT53] **A.H. Cottrell**, « *Dislocations and plastic flow in crystals* », Oxford University Press, Oxford, 1953, pp.111-116.
- [DAN71] **R.C. Daniel, G.T. Horne**, « *The Bauschinger effect and cyclic hardening in copper* », Metallurgical Transactions, Vol. 2, Avril 1971, pp. 1161-1172.

- [DEG90] **S. Degallaix, G. Degallaix, J. Foct**, « *Low Cycle Fatigue behaviour of type 316L-316LN austenitic stainless steel. Correlation between hysteresis loop parameters, mechanical behaviour and microstructure* », Fatigue and Fatigue Thresholds (Fatigue 90), H. Kitagawa and T. Tanaka Eds. Mat. &Comp. Eng. Publications, 1990, 6 p..
- [DIE61] **G.E. Dieter**, Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill New York, 1961, pp. 149.
- [DRI76] **J.H. Driver et J. Rieu**, Proceedings of the 4th International Conference on Strength of Metals and Alloys 3, 1976, pp. 1174.
- [DZI92] **J. Dziubinski, W.C. Brunné**, « *Bauschinger effect during the low cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials* », Low cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials, ed. K.T. Rie, Elsevier Applied Science, 1992, pp.835-840.
- [EDW54] **E.H. Edwards et T. Washburn**, Journal of Metals, Vol. 200, 1954, pp. 1239.
- [GOK70] **I. Gokyu, T. Kishi et H. Wada**, « *The effect of Pre-strain and Grain-size on the Bauschinger effect* », Journal of the Japan Institute of Metals, Vol. 34, 1970, pp. 154-160.
- [GUP76] **S.P. Gupta et S.P. Kodali**, « *The effect of pre-strain on the Bauschinger effect* », Scripta Metallurgica, Vol. 10, 1976, pp. 111-114.
- [HAS76] **T Hasegawa, M. Shimizu et S. Karashima**, Trans. Inst. Metall. , Vol.17, 1976, pp. 414.
- [HOF58] **H. Hoff et G. Fisher**, « *L'effet Bauschinger pour les aciers doux et mi-durs* », Stahl Eisen, Vol. 78 N°19, 1958, pp. 1313-1320.
- [HOR85] **S. Horibe, C. Laird**, « *Cyclic stress-strain behaviour at a high strain amplitude of Al-Cu crystals containing partially coherent precipitates* », Materials Science and Engineering, Vol. 72, 1985, pp. 149-153.
- [HSU82] **R. Hsu et R.J. Arsenault**, 6th ICSMA, Melbourne, 1982, Vol.2 (Pergamon Press), p. 781.
- [IBR75] **N. Ibrahim et J.D. Embury**, « *The Bauschinger effect in single phase B.C.C. materials* », Materials Science and Engineering, Vol. 19, 1975, pp. 147-149.
- [IRI84] **B. Irimescu**, « *Evidentierea efectului Bauschinger la trei marci de otel* », Metalurgia, Vol. 36 N°2, 1984, pp.72-76.
- [JAM71] **R.M. Jamieson et J.E. Hood**, « *Bauschinger Effect in high strength low-alloy steels* », Journal of The Iron and Steels Institute, Vol. 209 N°1, Janvier 1971, pp. 46-48.

- [JAN65] **K. Janiche, E. Stolte et J. Kugler**, « *Recherches concernant l'effet Bauschinger des aciers non alliés et son évanouissement lors d'un traitement de restitution* », *Tevchn. Mitt. Krupp. Forsh. Ber.*, Vol. 23 N°4, 1965, pp. 117-144.
- [KIS73a] **T. Kishi et T. Tanabe**, « *The Bauschinger effect and its role in mechanical anisotropy* », *Journal of Mech. Phys. Solids*, Vol. 21, 1973, pp. 303-315.
- [KIS73b] **T. Kishi et I. Gokyu**, « *A new relationship between pre-strain and yiel stress drop due to Bauschinger effect* », *Metallurgical Transactions*, Vol. 4, 1973, pp. 390-392.
- [KUM68] **S. Kumakura**, « *The Bauschinger effect in Carbon Steels* », *Bulletin of JSME*, Vol. 11 N°45, 1968, pp. 426-436.
- [LAB92] **N. Labidi, M. Habashi, M. Tvrdy, J. Galland**, « *Mechanism of hydrogen embrittlement during low cycle fatrigue in metastable austenite* », *Low cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials*, ed. K.T. Rie, Elsevier Applied Science, 1992, pp. 627-633.
- [LAS74] **Lasalmonie A. J.W. Martin**, « *On the Bauschinger effect in unidirectionally solidified eutectic Al-Al₃Ni crystals* », *Scripta Metallurgica*, Vol.8, 1974, pp. 377-382.
- [LEM79] **J. Lemaitre, F. Sidoroff, J.L. Chaboche, D. Marquis, C. Galharague**, « *Méthodes de modélisation par variables internes et d'identification numériques, de l'anisotropie d'écrouissage et de l'endommagement des métaux* », *Rapport final ATP 3135*, Sept. 1979, p. 106.
- [LEM88] **J. Lemaitre, J.L. Chaboche**, *Mécanique des matériaux solides*, Dunod, Bordas, 1988.
- [LI78] **C.C. Li, J.D. Flasck, J.A. Yaker et W.C. Leslie**, « *On minimizing the Bauschinger effect in steels by dynamic strain aging* », *Metallurgical Transactions A*, Vol. 9, 1978, pp. 85.
- [LUD09] **P. Ludwik**, *Element der Technologischen Mechanik*, Springer, Berlin, 1909, p. 32.
- [MAR79] **D. Marquis**, « *Modélisation et identification de l'écrouissage anisotrope des métaux* », *Thèse*, Paris VI, 1979.
- [MAT83] **M.C. Mataya et M.J. Carr**, « *The Bauschinger Effect in Nitrogen-strengthened Austenitic stainless Steel* », *Materials Science and Engineering*, Vol. 57, 1983, pp. 205-222.
- [MCC66] **F.A. McClintock et A.S. Argon**, « *Mechanical Behaviour of Materials* », Addison-Wesley, MA, 1966, pp. 185.

- [MIL66] **R.V. Milligan, W.H. Koo et T.E. Davidson**, « *The Bauschinger effect in a High-Strength Steel* », Transactions of the ASME, Juin 1966, pp. 480-487.
- [MOA77] **G.D. Moan, J.D. Embury**, « *Some comments on the dependence of the Bauschinger effect on prestrain* », Scripta Metallurgica, Vol. 11, 1977, pp. 925-928.
- [MOR70] **Moreau**, *Sur les lois de frottement de viscosité de plasticité*, C.R.A.S. T. 271, 1970, pp. 608-611.
- [MRO67] **Z. Mroz**, « *On the Description of Anisotropic Hardening* », Acta Mechanica, Vol. 1, 1967, p. 1-81.
- [MOT52] **N.F. Mott**, Philosophical Magazine, Vol. 43, 1952, 1151.
- [NAB64] **F.N.R. Nabarro, Z.S. Basinski et D.B. Holt**, Adv. Phys., Vol. 30, 1964, p. 50.
- [ORO58] **E. Orowan**, « *Causes and Effects of Internal Stresses* », from Internal Stresses and Fatigue in Metals, G.W. Rassweiler et W.L. Grube, Elsevier Publishing Company, 1958, pp. 78-80.
- [ORO59] **R. Orowan**, « *Internal Stress and Fatigue in Metals* », Elsevier, New York, 1959, p.59.
- [PAT55] **M.S. Paterson**, « *Plastic Deformation of Copper Crystals Under Alternating Tension and Compression* », Acta Metallurgica, Vol.3, N°5, 1955, pp. 491-500.
- [PED81] **O.B. Pederson, L.M. Brown, and W.M. Stobbs**, « *The Bauschinger effect in copper* », Acta metallurgica, Vol 29, 1981, pp. 1843-1850.
- [PIL85] **Ph. Pilvin**, SiDoLo version 2.3, Notice d'utilisation, 1985.
- [PLU98] **A. Plumtree, H.A. Abdel-Raouf**, « *Relationship between cyclic stress-strain response and substructure* », Low Cycle Fatigue and Elasto-plastic Behaviour of Materials, ed. K.T. Rie and P.D. Portella, Elsevier Sc. Ltd, 1998, pp. 279-284.
- [POL52] **N.H. Polakowski**, « *The Bauschinger effect in Iron Single Crystals* », Research, Vol. 5, N°3, 1952, pp. 143-144.
- [SAC27] **G. Sachs et H. Shoji**, « *Zug-Druckversuche and Messingkrustallen (Bauschingereffekt)* », Zeitschrift für Physik, band 45, Sept. 1927, pp. 776-796.
- [SAL79] **Y. Saleh, H. Margolin**, « *Bauschinger effect during cyclic straining of two ductile phase alloys* », Acta Metallurgica, Vol. 27, 1979, pp. 535-544.

- [SCH51] **H. Schwartzbart, M.J. Jones, W.F. Brown Jr**, « *Observations on Bauschinger effect in Copper and Brass* », NACA Research Memorandum E51D13, Juin 1951.
- [SCH97] **E.M. Schulson, Y. Xu**, « *The Bauschinger Effect in polycrystals of Ni_3Al with and without boron* », Philosophical Magazine Letters, 1997, Vol. 76, N°4, pp.269-274.
- [SOW79] **R. Sowerby et D.K. Uko**, « *A Review of Certain Aspects of the Bauschinger Effect in Metals* », Materials Science and Engineering, Vol. 41, 1979, pp. 43-58.
- [STO74] **R.E. Stoltz et R.M. Pelloux**, « *Cyclic deformation and Bauschinger effect in the Al-Cu-Mg alloys* », Scripta metallurgica, Vol. 8, 1974, p. 269-276.
- [TAN94] **Z. Tan et C. Magnussen**, « *The Bauschinger effect in compression - tension of sheet metals* », Materials Science and Engineering, Vol. A183, 1994, pp. 31-38.
- [VAN60] **H.G. Van Bueren**, « *Imperfections in crystal* », North Holland Amsterdam, 1960, p. 240.
- [WEL49] **G. Welter**, « *Dynamic Torsion of Metals and Alloys Used in Aircraft Construction* », Metallurgica, Part 1, Février 1949, pp.188-190 ; Part 2, mars 1949, pp. 253-256 ; Part 3, Avril 1949, pp. 313-315.
- [WIL65] **D.V. Wilson**, « *Reversible work-hardening in alloys of cubic metals* », Acta Metallurgica, Vol.13, 1965, pp. 807-814.
- [WOI77] **T. Woillez, B. Gingembre, J. Driver et J. Rieu**, « *Etude de l'effet Bauschinger sur des aciers de constructions* », Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie, Vol. 74 N°10, Oct. 1977, pp. 583-591.
- [WOO53] **R.L. Woolley**, « *The Bauschinger effect in some face-centred and bodycentred cubic metals* », Philosophical Magazine, Vol. 44 N°353, 1953, pp. 597-618.
- [ZEN48] **C. Zener**, Elasticity and Anelasticity of Metals, University of Chicago Press, 1948, pp. 145-146.
- [ZIE63] **Ziegler**, Some extremum principles in irreversible thermodynamic with applications to continuum mechanics, Progress in solids Mechanics, , IV, 1963, pp. 93-193.

ANNEXES

TABLE DES MATIERES

ANNEXE I - L'HYSTERESIS MECANIQUE	210
ANNEXE II - MACHINE INSTRON 4508	213
I. PRESENTATION DE LA MACHINE	213
I.1. Description - caractéristiques	213
I.2. Pilotage	215
I.3. Dispositif de mesure	216
I.3.1. Cellule de charge	216
I.3.2. Extensomètre	216
I.3.3. Les différents panneaux de contrôle	217
II. SECURITE	222
III. MONTAGE ET DEMONTAGE D'UNE EPROUVETTE	223
III.1. Mors d'amarrage	223
III.2. Eprouvettes	225
III.2.1. Montage d'une éprouvette	226
III.2.2. Démontage d'une éprouvette	228
IV. REGLAGE DE LA BOUCLE D'ASSERVISSEMENT.	229
IV.1. Définition	229
IV.2. Méthode	229
ANNEXE III - PROGRAMME	239
ANNEXE IV - RESULTATS DE L'ACIER DANS L'ETAT ANH	240
ANNEXE V - ERREUR COMMISE PAR L'EXTENSOMETRE	249

ANNEXE I

L'HYSTERESIS MECANIQUE

DANS LES POLYCRISTAUX

Cottrell [COT53] propose d'expliquer l'effet Bauschinger par un modèle de comportement des dislocations lors d'un essai de traction suivie d'une compression.

Les hypothèses de base sont que dans le polycristal, il existe quelques grains isolés, favorablement orientés pour se déformer plastiquement ; sous une contrainte de traction suffisante, ces grains se plastifient donc, tandis qu'ils sont noyés dans une matrice qui reste élastique. Le grain favorablement orienté va alors se déformer par glissement, tandis que la contrainte à laquelle il est soumis se relaxera de la valeur d'origine σ jusqu'à une valeur un peu plus faible σ_i , limite d'écoulement de ce grain dans cette direction.

Le déplacement de cisaillement total dans le grain, D , nécessaire pour relaxer la contrainte ne dépend que de $\sigma - \sigma_i$, de μ (module de cisaillement), et de la taille de grain L . Si il y a glissement dans une seule bande de glissement, le glissement s'effectuera jusqu'à ce que cette bande contienne une séquence de $n = D/b$ dislocations empilées contre son périmètre (b représentant le vecteur de Burgers de la dislocation). Ainsi, comme on a $n = 2L(\sigma - \sigma_i)/\mu b$, on a $D \approx 2L(\sigma - \sigma_i)/\mu$.

Alors si α est la fraction de grains plastifiés, ces grains produisent un cisaillement macroscopique de l'ordre de $2\alpha(\sigma - \sigma_i)/\mu$ (valable si $\alpha \ll 1$, ce qui donne un cisaillement plastique macroscopique inférieur au cisaillement élastique). La contrainte σ_i tient compte du fait que lorsqu'une dislocation se meut dans son plan de glissement, elle rencontre une résistance causée par différentes irrégularités (atomes étrangers, particules précipités, autres dislocations) dans le cristal.

La dislocation se meut alors à travers un champ ondulé d'énergie potentielle, consistant en collines et vallées de tailles différentes, distribuées en concordance avec l'arrangement de ces irrégularités. On suppose alors avec Nabarro [NAB64], que la pente maximale de ce champ d'énergie ondulé, est la même sur toutes les collines, et équivalente à une contrainte interne maximale σ_i .

A présent, considérons un matériau tel que la contrainte σ qui lui est appliquée augmente de 0 à σ_1 avec $\sigma_1 > \sigma_i$ au niveau de quelques grains (Figure An. I. 1). Tant que $\sigma < \sigma_i$ (chemin OA) la déformation est purement élastique. En A, lorsque $\sigma = \sigma_i$, les premières dislocations commencent à se mouvoir (elles quittent leurs sources) dans les grains favorablement orientés et se déplacent jusqu'aux joints de grains, où elles s'empilent.

Dès que $\sigma > \sigma_i$, d'autres dislocations se créent et s'empilent derrière les premières. Alors le segment (AB) possède une pente plus faible puisque la déformation plastique $2\alpha(\sigma -$

σ_i/μ s'est ajoutée à la déformation élastique σ/μ . En B, on obtient par conséquent la déformation totale : $\{\sigma_1 + 2\alpha(\sigma_1 - \sigma_i)\}/\mu$.

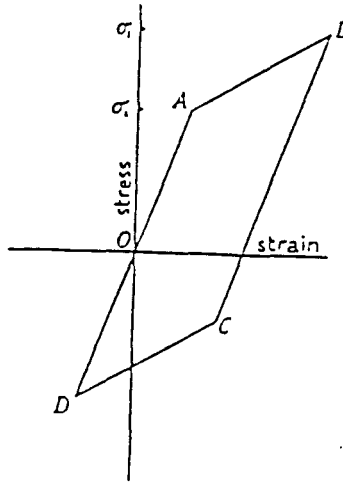


Figure An. I. 1 : Boucle d'Hystérésis [COT53].

Si on charge ensuite en sens inverse, les dislocations dans les grains plastifiés vont alors bouger en sens inverse, jusqu'à ce que la contrainte de cisaillement totale sur chacun d'eux revienne à 0, c'est-à-dire jusqu'à $\sigma_1 = \sigma_d + \sigma_i$ où σ_d est la contrainte de cisaillement agissant sur une dislocation, due à toutes les autres dislocations. Cette relation est valable si la distance entre les dislocations est grande comparée à la distance entre les collines d'énergie potentielle, de telle façon que σ_d sur une dislocation reste à peu près constante lorsque la dislocation passe d'une vallée à une colline. En effet, si les dislocations étaient plus proches les unes des autres, certaines d'entre elles seraient forcées par leurs voisines de prendre position au sommet des collines, où les contraintes internes sont plus petites que σ_i .

Supposons que l'on applique à présent une contrainte variant de σ_1 à $\sigma_1 - \Delta\sigma$. Les dislocations vont bouger de manière à rétablir l'équilibre.

On a alors 2 cas à considérer :

- $\Delta\sigma < 2\sigma_i$: Si $\Delta\sigma$ est faible, les dislocations bougent faiblement dans le sens inverse, le long de la pente d'une vallée, de la position où la pente est σ_i à la position où la pente est $\sigma_i - \Delta\sigma$. Si la contrainte est encore plus faible, les dislocations se meuvent jusqu'à l'autre versant de la colline, jusqu'à même atteindre éventuellement $(-\sigma_i)$, à condition que $\sigma_1 - \Delta\sigma = \sigma_d - \sigma_i$, c'est-à-dire $\Delta\sigma = 2\sigma_i$. Jusqu'à ce stade de la décharge, les dislocations ne traversent pas plus d'une vallée, de telle sorte qu'il y a très peu d'écoulement plastique, et donc la courbe de décharge BC est pratiquement une droite.
- $\Delta\sigma > 2\sigma_i$: Si on dépasse le point C, la relation $\sigma_1 - \Delta\sigma = \sigma_d - \sigma_i$ n'est plus respectée, sauf si σ_d diminue. Les dislocations bougent alors en sens inverse sur de grandes distances, afin de réduire σ_d ; quelques unes sont absorbées par leurs sources et la quantité d'écoulement

plastique dans la direction inverse devient perceptible. Lorsque la contrainte appliquée diminue dans la direction opposée, σ_d peut se réduire à 0. L'écoulement plastique qui avait eu lieu durant le chargement d'origine est maintenant complètement supprimé. Ceci est réalisé si $\sigma_1 - \Delta\sigma = -\sigma_i$, soit si la contrainte inversée appliquée est égale en amplitude à σ_i (point D).

Si maintenant, la contrainte appliquée s'accroît à nouveau dans la direction originale en partant du point D, la droite élastique DOA arrive en A où à nouveau le glissement reprend. La courbe contrainte - déformation prend alors la forme d'une boucle fermée OABCDO avec un centre de symétrie. Ce phénomène communément observé s'appelle « hystérésis mécanique ». Pour obtenir de telles boucles, il n'est pas nécessaire, bien sûr, que la contrainte limite la plus basse soit $-\sigma_i$; la condition suffisante est que l'étendue sur laquelle la contrainte varie soit numériquement plus grande que $2\sigma_i$. Quand la contrainte limite la plus basse n'est pas $-\sigma_i$, l'origine O ne se situe plus sur la boucle.

En pratique, les « parties élastiques » (BC et DA) de la boucle sont courtes et toujours parallèles et les « parties anélastiques » (AB et CD) sont longues et courbes. Il y a diverses raisons pour cela :

- a) différentes valeurs de σ_i dans les différentes parties du matériau,
- b) glissement dans les cristaux voisins, quand α n'est plus petit,
- c) entassement des dislocations au voisinage des joints de grains, de façon à ce que quelques unes des dislocations atteignent l'équilibre lorsque la contrainte interne est inférieure à σ_i .

Si un échantillon est chargé à une contrainte positive σ_1 supérieure à $2\sigma_i$ et ensuite déchargé, un certain écoulement en sens inverse prend place avant que la charge ne soit nulle, car la contrainte, $\sigma_1 - 2\sigma_i$, à laquelle l'écoulement en sens inverse apparaît, est à présent positive. Cet effet est souvent observé. La Figure An. I. 1 illustre le cas possible, $\sigma_i < \sigma_1 < 2\sigma_i$, dans lequel l'écoulement plastique ne peut pas prendre place avant que la contrainte appliquée ne devienne négative. Cette contrainte négative est plus petite que la limite d'élasticité originale, σ_i , de telle sorte que, si un échantillon est légèrement déformé dans une direction, puis immédiatement rechargé dans la direction opposée, il commence à s'écouler plastiquement dans cette dernière direction, à une contrainte réduite. Ceci est appelé l'effet Bauschinger.

ANNEXE II

MACHINE INSTRON 4508

Cette annexe constitue une « notice d'utilisation » simplifiée, établie à l'usage des utilisateurs suivants.

I. PRESENTATION DE LA MACHINE

I.1. Description - caractéristiques

La machine d'essai de traction-compression INSTRON modèle 4508 est une machine électromécanique dont le déplacement de la poutre (8) est assuré par deux vis à billes précontraintes.

Une vue générale et une vue éclatée figurent ci-dessous (Figure An. II. 1) :

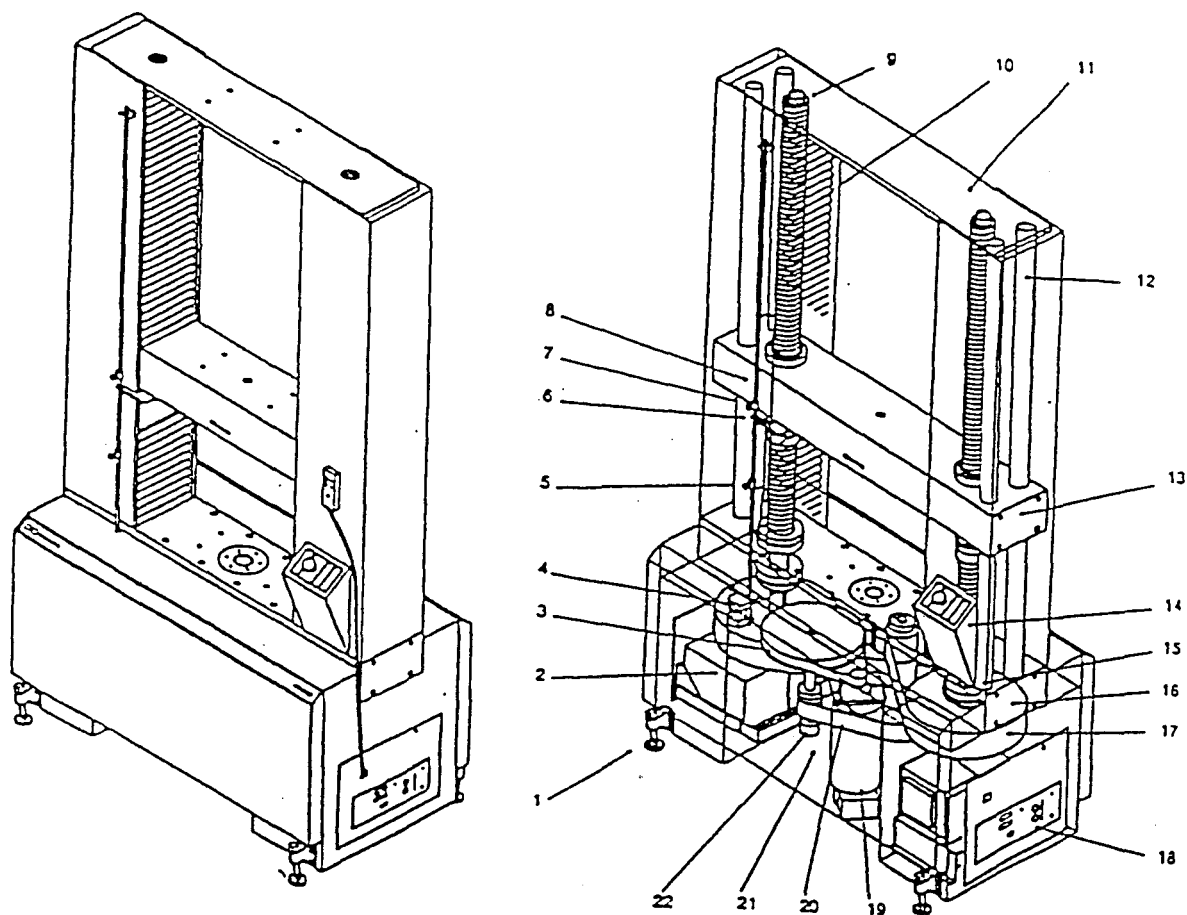
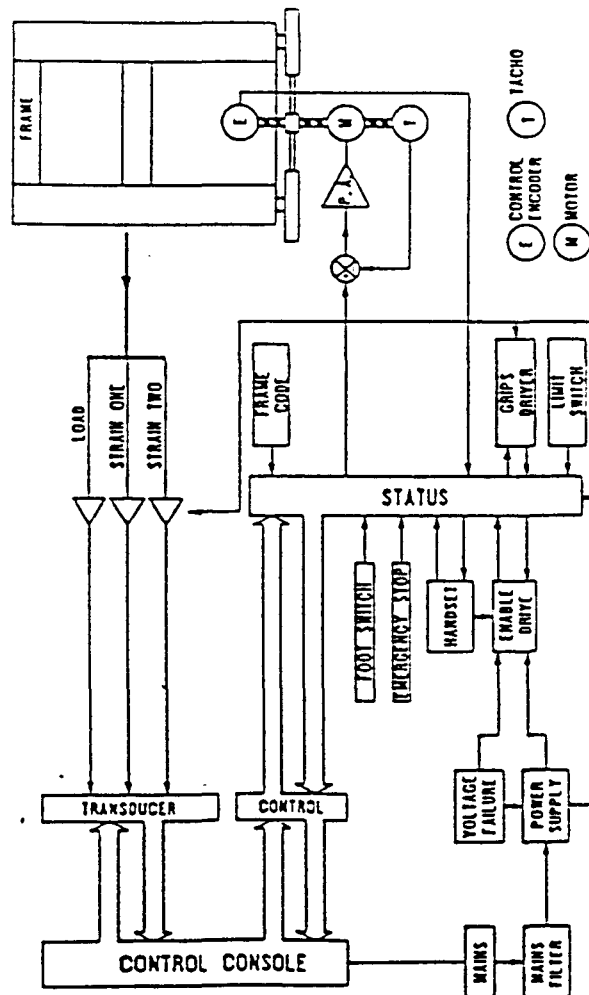


Figure An. II. 1 : Vue générale et vue éclatée de la machine de traction INSTRON 4508.

- le bâti constitué d'une base de support, de deux colonnes, d'une poutre fixe et d'une autre mobile en translation. (partie opérative) ;
- une tour ,contenant l'électronique de commande, qui contrôle l'ensemble des paramètres de la machine ;
- une console de commande qui constitue l'interface entre l'utilisateur et le système de contrôle. Il contient la plupart des commandes et des indicateurs nécessaires à la réalisation des essais.



- 214 -

Caractéristiques :

→ La capacité maximale de charge de l'INSTRON 4508 est de 300 kN. Il convient cependant de délimiter cette capacité en deux niveaux :

- 300 kN pour des vitesses de déplacement inférieures à 100 mm/min.
- 120 kN pour des vitesses de déplacement supérieures à 250 mm/min.

Entre ces deux limites, la capacité maximale de charge C en kN vaut : $C = 30000/V$ où V représente la vitesse de déplacement en mm/min.

→ La vitesse de déplacement de la poutre varie de 0,5 et 250 mm/min.

→ La translation maximale de la poutre est de 1133 mm.

→ La largeur de la zone d'essai est de 660 mm.

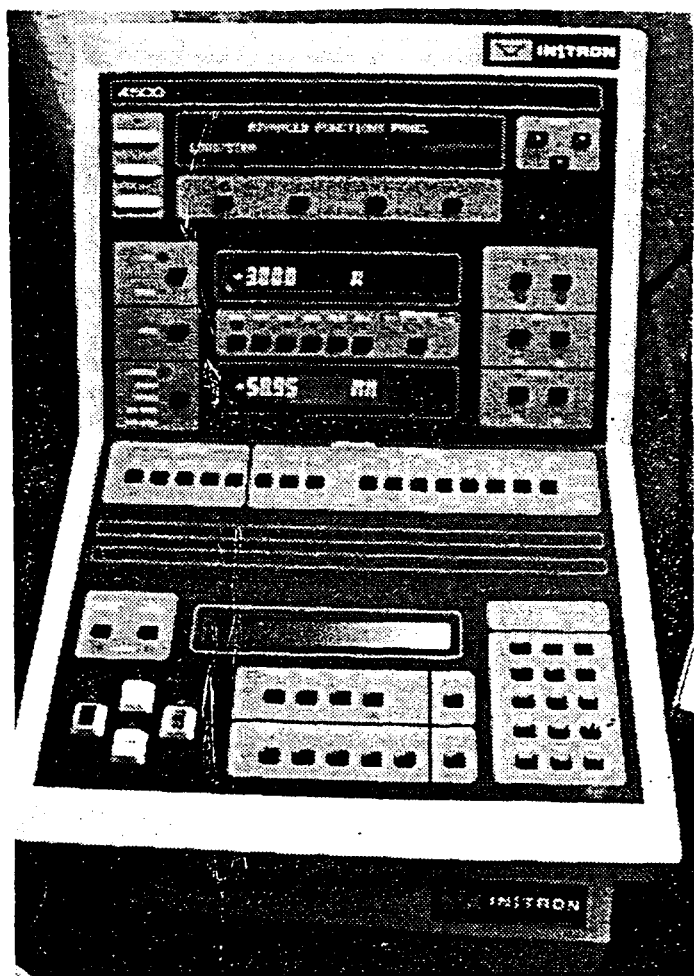


Photo An. II. 1 : Panneau de commande.

I.2. Pilotage

Si l'on exclut la solution d'un logiciel adapté, le pilotage s'effectue par microprocesseur à l'aide de la console de commande (Photo An. II. 1). La grandeur pilotée

peut être la charge, la déformation ou le déplacement de la traverse. En revanche, les sorties analogiques ne permettent d'acquérir que la charge et la déformation, ce qui constitue un sérieux handicap pour des essais de rupture au cours desquels la grandeur pilotée est le déplacement.

I.3. Dispositif de mesure

I.3.1. Cellule de charge

La charge est mesurée à l'aide d'une cellule de charge montée sur la traverse mobile, en série avec l'éprouvette. Les cellules de charge à jauges sont interchangeables. Nous disposons de cellules de 300 kN, 100kN et 50 kN. Par précaution, nous chargeons les cellules à des charges inférieures ou égales à 90% de leur capacité maximale. Les cellules de faible capacité ont une meilleure sensibilité que les cellules de capacité importante.

I.3.2. Extensomètre

Il y a possibilité de monter deux extensomètres simultanément.

La déformation axiale est mesurée grâce à un extensomètre à jauges de déformation et dont les couteaux sont maintenus en position sur la partie utile de l'éprouvette à l'aide d'élastiques. Le conditionneur du capteur délivre une tension électrique qui varie linéairement en fonction de l'écartement des couteaux.

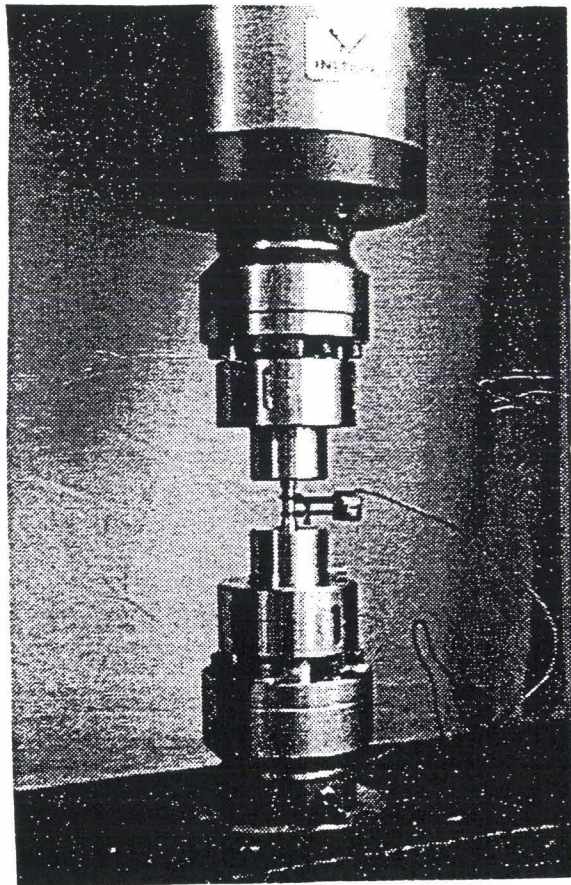


Photo An. II. 2 : Dispositif de montage.

I.3.3. Les différents éléments de commande

Pupitre de mise en marche (ou « CONTROL PANEL ») :

Ce pupitre est fixé sur la colonne de droite de la machine (élément 14 de la vue éclatée, Figure An. II. 1).

La Figure An. II. 3 ci-dessous montrent ces différents composants :

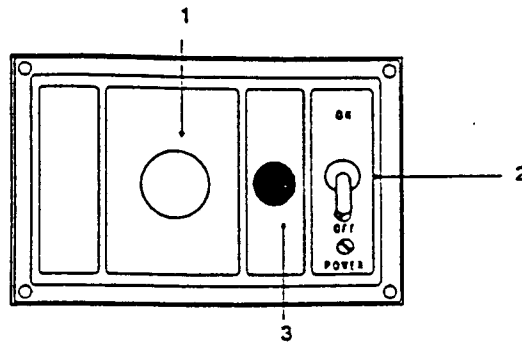


Figure An. II. 3 : Pupitre de mise en marche ou « CONTROL PANEL »

1 - le bouton-poussoir STOP d'URGENCE : une fois poussé, il permet l'arrêt immédiat du mouvement de la poutre mobile. L'interrupteur se place alors sur la position OFF. Pour restaurer le système, il faut relâcher le bouton STOP en le tournant dans le sens des aiguilles d'une montre; puis effectuer la procédure de remise en marche du système qui est décrit dans le manuel : « The Series 4500 Universal Testing Instruments Operating Instructions Manual ».

2 - l'interrupteur principal : il permet d'allumer ou d'éteindre la machine. Le voyant (3) s'allume lorsque l'interrupteur est en position ON.

Télécommande (HANDSET)

La télécommande repose sur la colonne droite de la machine grâce à un aimant. La Figure An. II. 4 présente les éléments suivants :

1 - le voyant « POWER » : il s'allume lorsque la machine est en état de marche.

2 - le bouton « ENABLE » et son voyant : lorsque ce bouton est enfoncé, il permet à l'utilisateur de manoeuvrer la traverse de la machine manuellement, grâce à la télécommande ; le voyant s'allume alors.

3 - les boutons de montée et descente rapides : ils permettent de faire déplacer la traverse à une vitesse de 400 mm/min (16 inches/min).

4 - Ce voyant est allumé lorsque la machine est en état de marche et que la traverse est arrêtée.

5 - les boutons de montée et descente lentes : le mouvement de la traverse s'effectue d'abord lentement (50 mm/min soit 2 inches/min) puis s'accélère jusqu'à ce que sa vitesse soit 400 mm/min (16 inches/min) en cas d'appui prolongé sur le bouton.

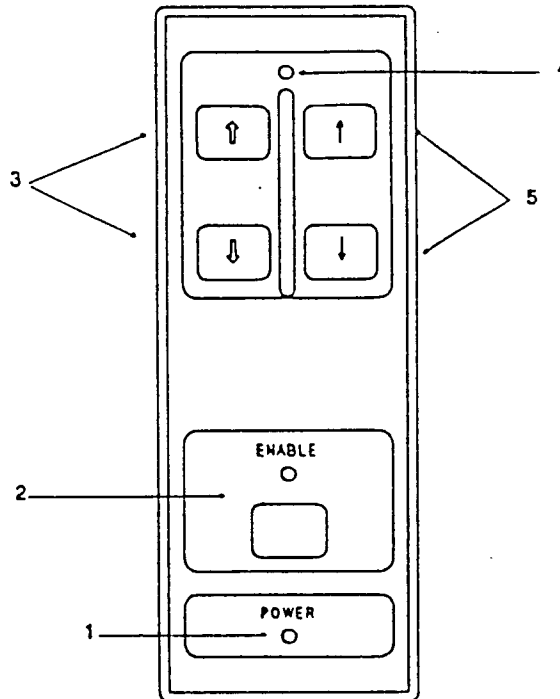


Figure An. II. 4 : la télécommande (HANDSET).

Console principale de commande ou « FRONT PANEL »

Comme le montre la Figure An. II. 5, il est constitué de deux parties :

a) la partie supérieure de la console ou « ADVANCED FUNCTIONS PANEL » permet d'accéder aux fonctions avancées pour la mise en oeuvre d'un essai non simple (Figure An. II. 5).

Cette partie de la console est utilisée pour la programmation des essais. En effet, le programme de sollicitation est constitué de un ou plusieurs « blocs » de commande qui contiennent :

- le numéro de bloc ;
- le mode de sollicitation : chargement, déformation ou déplacement ;
- le type de fin de bloc : arrêt, retour à la position initiale de la traverse mobile ou numéro de bloc suivant.

- le paramètre limitatif (trigger) : selon le type de limite demandé (déplacement, déformation, contrainte, charge...) un niveau est à imposer en amplitude, en temps, en nombre de cycles...
- l'allure du signal ou de la fonction : sinus, créneau, triangle, rampe et 3 autres fonctions dérivées des précédentes,
- les caractéristiques de la fonction, liées au mode et à l'allure du signal : niveau moyen, amplitude, fréquence.

Les sept fonctions de base utilisables sont reprises sur la Figure An. II. 7.

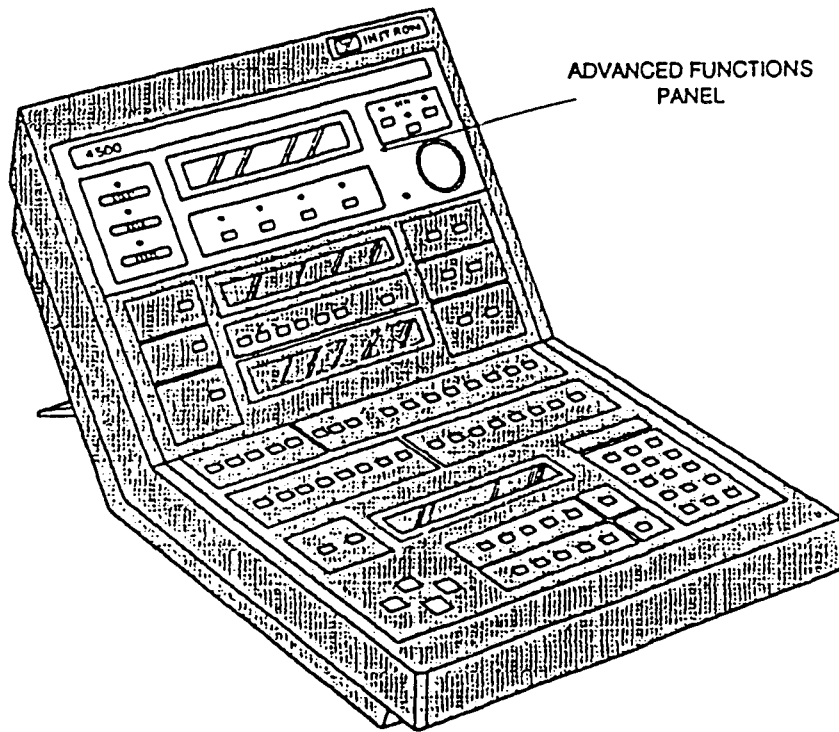


Figure An. II. 5 : le panneau de commande ou « FRONT PANEL ».

b) la partie inférieure du panneau permet quant à elle d'effectuer le réglage des paramètres, d'imposer des limites de sécurité; et autorise l'utilisateur à commander lui-même le mouvement de la poutre (Figure An. II. 6).

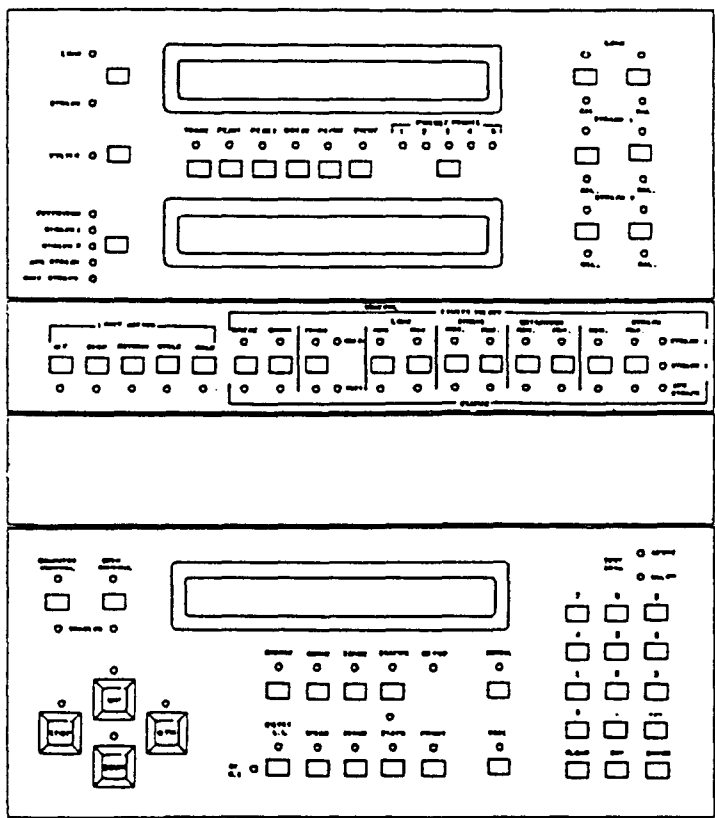


Figure An. II. 6 : Partie inférieure de la console de commande.

Note: Pour plus de détails concernant l'utilisation la console de contrôle, se référer au manuel d'utilisation de l'INSTRON modèle 4500.

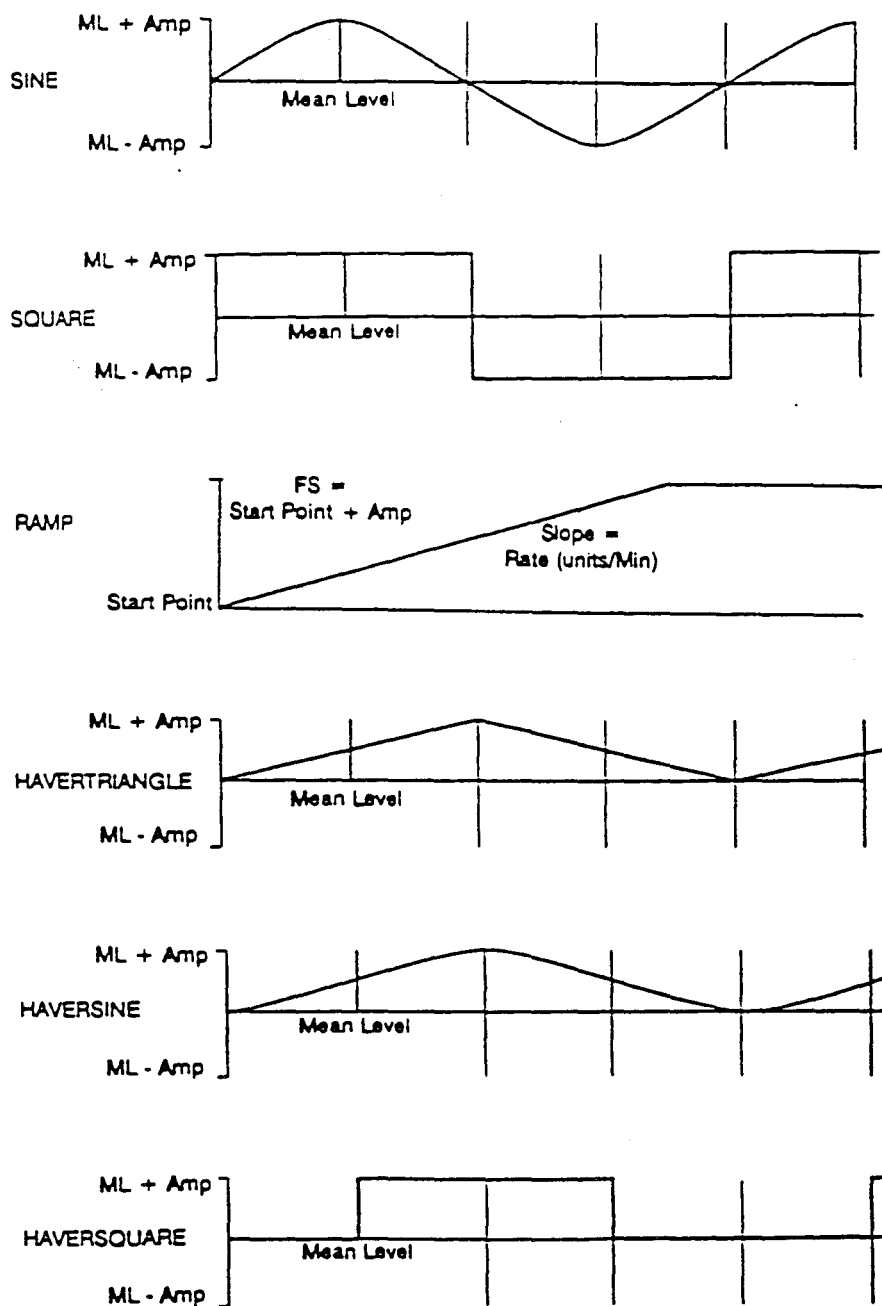


Figure An. II. 7 : Schéma présentant les 7 fonctions de base utilisables.

II. SECURITE

→ Dès la mise en marche de la machine (position ON de l'interrupteur), s'assurer que tous les voyants fonctionnent.

→ **Faites très attention lors de l'installation ou du démontage d'une éprouvette, d'une pièce assemblée ou d'une structure.**

L'installation ou le démontage d'une éprouvette, d'un assemblage ou d'une structure implique de travailler dans la zone à risque située entre les mors ou les dispositifs de fixation. Eloignez-vous des mors ou des dispositifs de fixation lorsque la traverse est en mouvement. Assurez-vous que les déplacements de la traverse qui doivent être effectués lors de l'installation ou du démontage sont lents et si possible mettent en jeu des forces faibles.

La traverse est immobile lorsque le voyant du bouton STOP de la console de commande « FRONT PANEL » est allumé.

→ **Pour un maximum de sécurité lors des essais utilisez toutes les limites possibles mécaniques et programmées.**

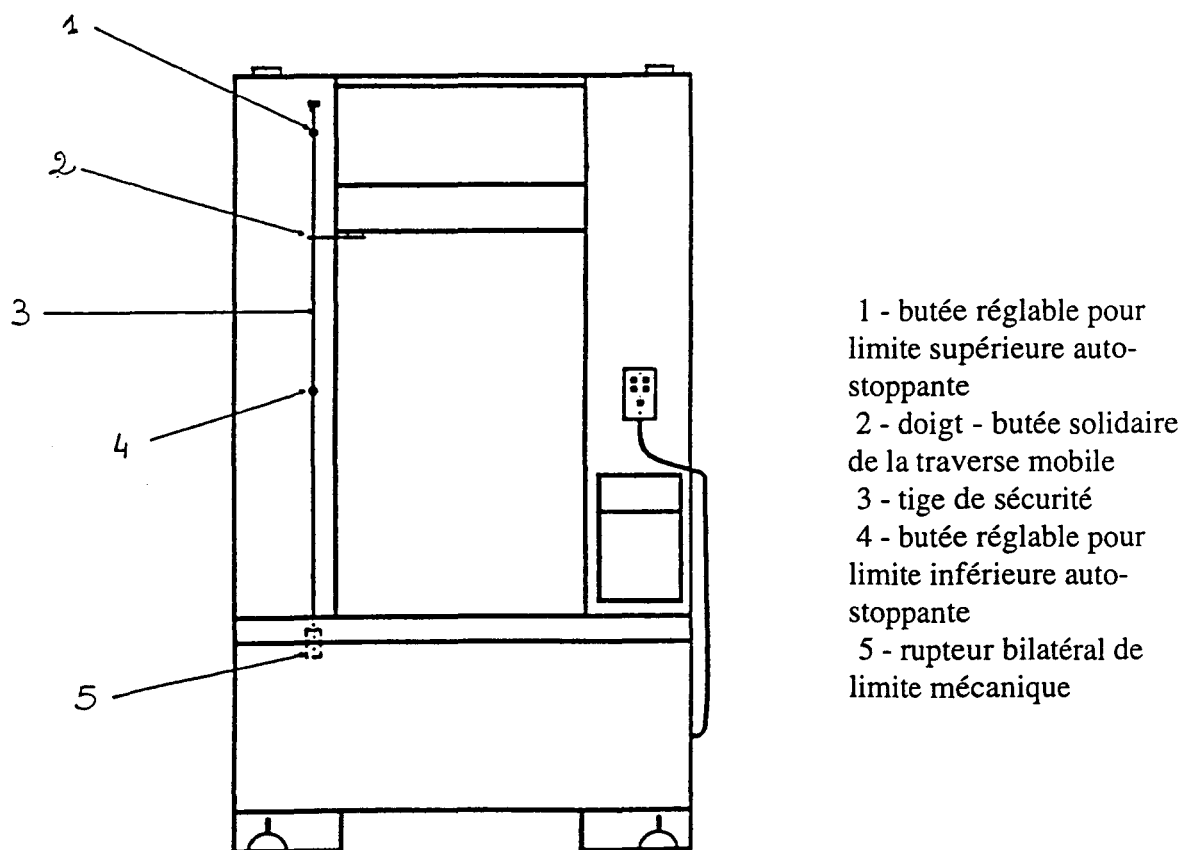


Figure An. II. 8 : Limites mécaniques.

- avant chaque essai ou chaque mouvement de la traverse, placer les butées réglables mécaniques de la tige fixée sur la colonne gauche de la machine (Figure An. II. 8), sachant que ces sécurités permettent l'arrêt instantané de la traverse.
- avant chaque essai ou mouvement de la traverse, utiliser la console de commande pour limiter les différents paramètres utilisés lors de l'essai.

Si lors des essais un extensomètre est utilisé, il convient d'imposer des limites en déformation (Strain 1 ou Strain 2, selon la voie utilisée pour recueillir le signal de l'extensomètre). Pour ne pas dépasser les capacités de charges du capteur de force, il est nécessaire de définir des limites en charge (Load) inférieures ou égales à 90% de la capacité de la cellule de charge montée sur la machine. Il est possible de plus d'appliquer des limites en ce qui concerne le déplacement de la traverse ainsi que les contraintes.

A chacune des limites imposées que nous venons de citer, une fois la valeur limite entrée à l'aide du pavé numérique pour obtenir une action de la machine lorsque la limite est atteinte lors de l'essai, il faut appuyer sur l'une des cinq touches du pavé « action limit » ; ces touches permettent soit de stopper la machine (touche : « stop »), soit d'imposer un retour à la position zéro de la traverse (touche : « return »), soit d'imposer à la machine d'effectuer un cycle de chargement (touche : « cycle »), soit d'enclencher un maintien en charge (touche : « hold »). Le bouton « off » sert, quant à lui, à annuler l'action imposée à l'une des limites précédemment définies.

→ Toutefois si le moindre incident survient lors d'un essai, en cas d'urgence, pressez le bouton STOP d'URGENCE situé sur la colonne droite de la machine.

III. MONTAGE ET DEMONTAGE D'UNE EPROUVETTE

III.1. Mors d'amarrage

Nous avons utilisé les mors d'amarrage dont le dessin d'ensemble est donné Figure An. II. 9.

L'intérêt de ce système d'amarrage est de pouvoir passer d'une phase de traction à une phase de compression sans jeu. Pour cela, on vient supprimer le jeu en déplaçant une cale pentée.

Quant au centrage de l'éprouvette, il est réalisé par l'intermédiaire des demi-coquilles ajustées à la fois sur l'éprouvette et sur les mors.

- Les bases (1) sont bloquées par l'intermédiaire d'une pièce d'adaptation filetée l'une dans la cellule de charge, l'autre dans la poutre fixe.
- Dans le but d'assurer le blocage et une meilleure rigidité de l'amarrage, des jeux de deux rampes hélicoïdales sont en appuis plans sur les bases (1) et la cellule ou la poutre fixe.

- Sur la base (1) est montée la pièce 2 suivant une liaison plane. Cette pièce permet le réglage de l'alignement du mors inférieur sur le mors supérieur à l'aide d'un comparateur monté sur une pièce à alésage cylindrique.

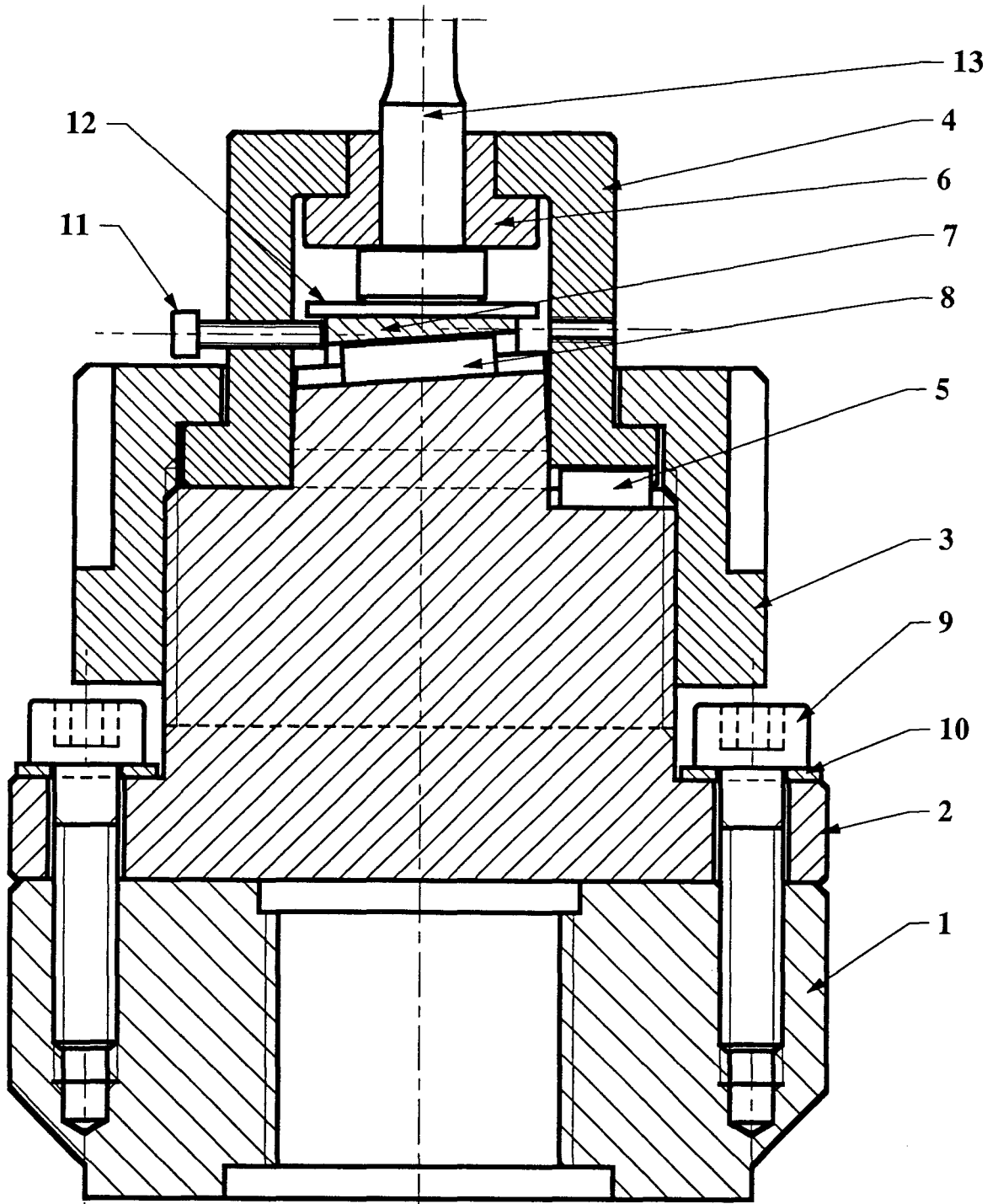


Figure An. II. 9 : Mors utilisés sur l'INSTRON4508.

III.2. Eprouvettes

Les éprouvettes sont de type cylindriques à têtes lisses. Leur partie utile est de diamètre 10 mm et de longueur 15 mm afin de permettre l'utilisation éventuelle d'un extensomètre $L_0=12,5$ mm. Le plan détaillé des éprouvettes est donné Figure An. II. 10.

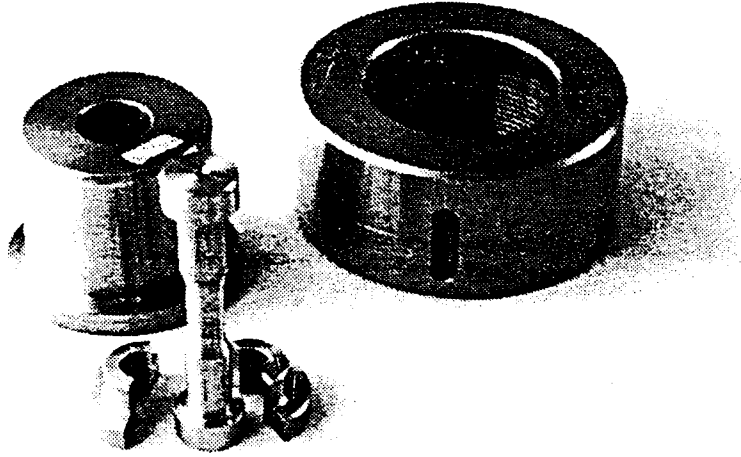


Photo An. II. 3 : Epreuve avec une série de mors.

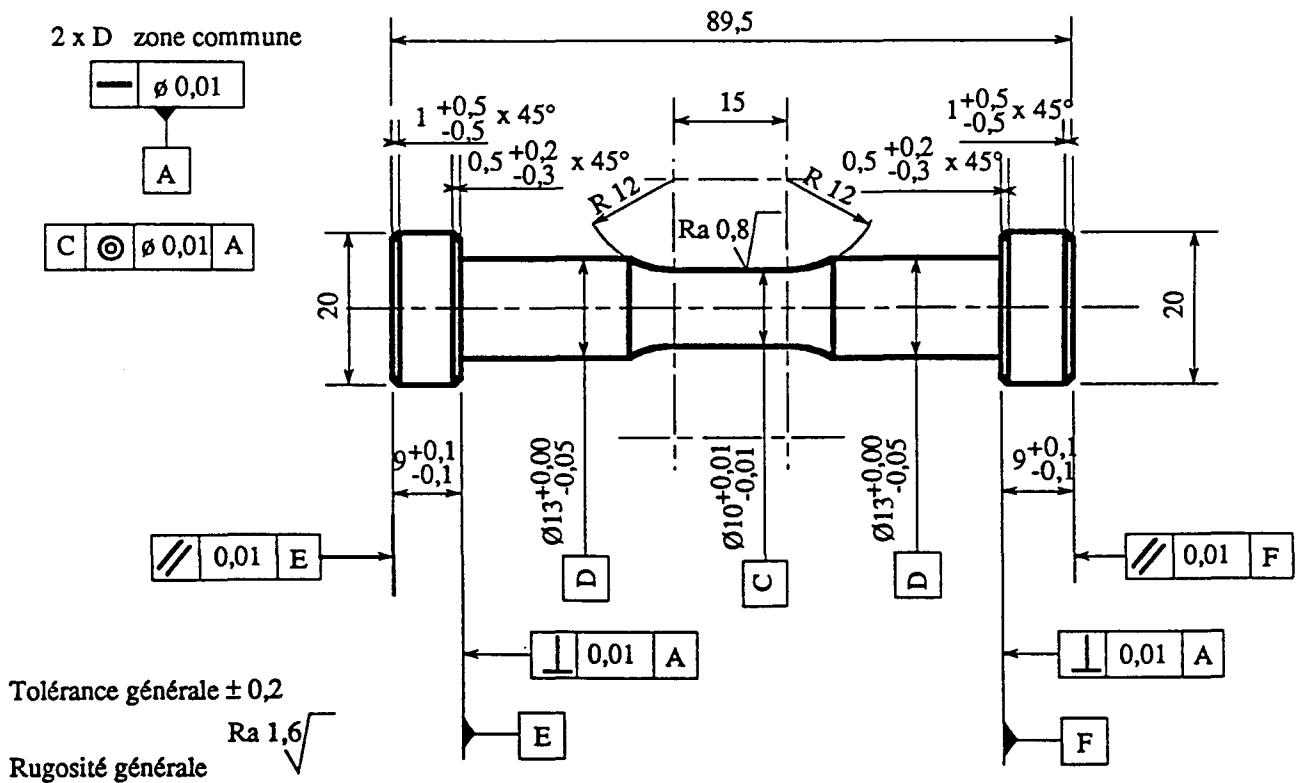


Figure An. II. 10 : Epreuve de traction ($L_0= 12,5$ mm).

Outre la précision exigée au niveau du diamètre utile 10 mm (+/- 0.01 mm). Il demande également un usinage précis entre -0 et -5 centièmes au niveau des parties cylindriques D de diamètre $\varnothing 13$ mm.

Ceci est dû au type de mors utilisé car les demi-coquilles de serrage qui se positionnent sur ce diamètre assurent un blocage radial uniquement grâce à la précision des encastrement.

Il est à noter la précision demandée sur le diamètre de 13 mm, qui permet de limiter le jeu entre l'éprouvette et les demi-coquilles et de garantir ainsi un positionnement correct de l'éprouvette dans les mors et éviter de faire de la traction hors axe.

III.2.1. Montage d'une éprouvette

Prétension du montage

Avant tout montage de l'éprouvette, pour réduire les jeux qui pourraient exister entre le mors supérieur et la cellule ainsi qu'entre le mors inférieur et le bâti, il est conseillé de mettre l'ensemble en prétension. Lors de nos essais la machine a été prétendue à 65 kN. Pour cela on intercale entre les mors et leur support des plateaux pentés (1, 2, 3 et 4). On monte une éprouvette d'une raideur supérieure à celle qui sera testée. On tire avec un effort supérieur à celui qu'on a à atteindre au cours de l'essai. On comble alors le jeu longitudinal entre (mors et cellule) et entre (mors et bâti) en déplaçant radialement deux plateaux 1 et 4 à l'aide des vis 5 et 6. En fin de réglage resserrer les contre-écrous.

Pour effectuer cette prétension, l'éprouvette utilisée doit être montée comme on l'indique dans la procédure donnée plus loin.

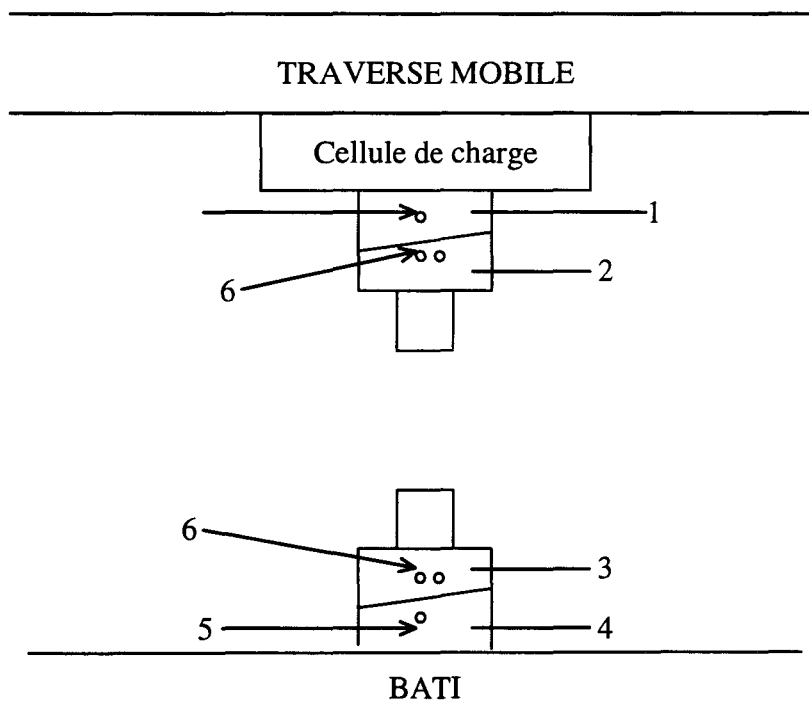


Figure An. II. 11 : Schéma des cales pentées.

Procédure de montage

1 → Réglage de la coaxialité : placer sur la base (élément (1) sur la Figure An. II. 9) la pièce (2), puis régler l'alignement du mors inférieur par rapport au mors supérieur à l'aide d'un comparateur monté sur une pièce à alésage cylindrique.

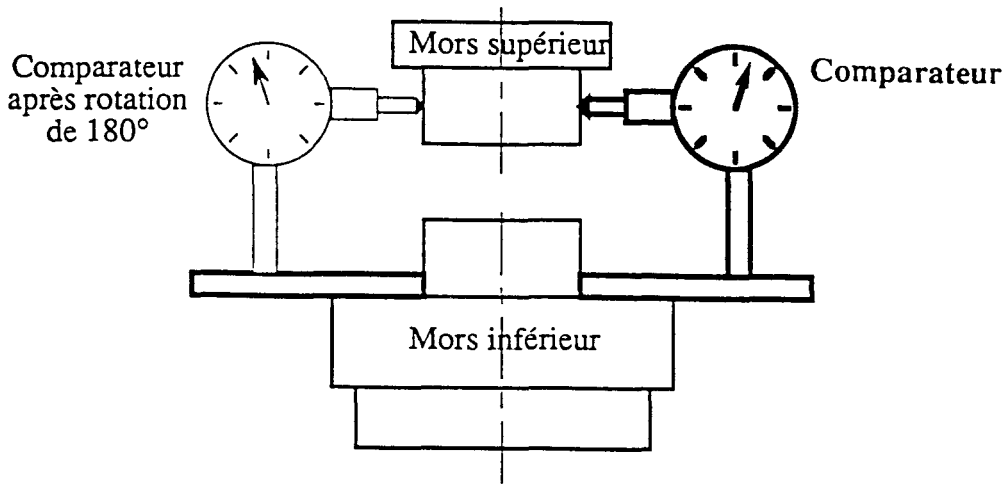


Figure An. II. 12 : Méthode de réglage de la coaxialité.

2 → Calibrage de la cellule de charge : Pour cela, placer toutes les pièces du mors supérieur (cale pentée (4), vis (7), rondelle rectifiée (8), pièce (5), demi-coquilles (6) et clavette) dans la partie (3) supérieure. Après avoir visser cette partie (3) sur la partie supérieure du mors, effectuer le calibrage en utilisant la console de commande :

a presser <LOAD CAL>

b l'affichage montre « RESTORE? » si la calibration peut être remise de la mémoire. (le voyant supérieur LOAD CAL s'allume)

c presser <SCROLL> si vous ne voulez pas remettre la dernière calibration effectuée (aller directement à e).

d si la calibration ne peut pas être remise, l'affichage montre « IDENTIFY? »

Note: ne pas presser <SCROLL> si l'affichage montre « IDENTIFY? » car le procédé automatique est annulé et il faut recommencer la procédure en pressant <LOAD CAL>

e presser <ENTER>. Le système identifie le capteur et visualise la valeur pleine échelle (s'il s'agit d'une cellule INSTRON).

f presser <ENTER>. L'affichage montre « INVALID ».

g la calibration et la balance automatique s'effectuent. L'opération est terminée quand les deux voyants inférieurs CAL et BAL s'allument et « INVALID » ne s'affiche plus. (les voyants CAL et BAL clignotent successivement pendant l'opération).

3 → Une fois le calibrage effectué, dévisser la partie (3) supérieure.

—⁴→ Placer la cale pentée de la partie inférieure, (en s'assurant qu'elle soit au minimum de sa course) la rondelle rectifiée et la clavette.

—⁵→ Placer une des têtes de l'éprouvette dans le couvercle (5), faire glisser les deux demi-coquilles et placer le tout correctement. Puis inscrire le couvercle (5) dans la clavette prévue à cet effet.

—⁶→ Visser le couvercle inférieur (3) sans forcer.

—⁷→ Placer la cale pentée de la partie supérieure (en s'assurant qu'elle soit au minimum de sa course). On la fera tenir avec de la graisse.

—⁸→ Placer le couvercle supérieur (3) à l'envers sur celui de la partie inférieure, en laissant apparaître l'éprouvette.

—⁹→ Positionner alors à l'envers dans le couvercle (3), le couvercle (5) puis les deux demi-coquilles. Sur la tête supérieure de l'éprouvette placer la rondelle rectifiée.

—¹⁰→ Ramener lentement la partie du mors supérieur placée sur la traverse mobile de façon à pouvoir visser sans forcer la partie (3) supérieure.

—¹¹→ A présent, visser fermement les parties (3) inférieure et supérieure des mors, afin de pouvoir placer les vis (7) permettant de maintenir les cales pentées (4). Puis, passer en traction (environ 200 ou 300 N) avant de régler tout à fait les cales pentées (ceci permet de minimiser les jeux); alors, visser correctement les vis (7).

Avant d'effectuer un essai, ne pas oublier de ramener la charge à zéro en agissant manuellement sur les commandes.

Il est à présent possible de placer l'extensomètre, si nécessaire, pour le réglage du gain ou le lancement d'un essai; on veillera à l'avoir calibrer auparavant à vide. Une fois qu'il est placé, ôter la goupille et le balancer.

Remarque: Il est conseillé, avant d'effectuer toute opération, d'attendre au minimum deux heures après avoir allumée la machine et branché l'extensomètre; ceci afin de les laisser se stabiliser thermiquement.

III.2.2. Démontage d'une éprouvette

—¹→ S'assurer que la machine est à l'arrêt (le voyant STOP du panneau de commande doit être allumé), et qu'elle est pilotée en position.

—²→ Mettre la goupille de l'extensomètre puis ôter ce dernier.

—³→ Supprimer le maximum d'effort en déplaçant la traverse avec une vitesse de $50 \cdot 10^{-3}$ mm/min. Pour pouvoir dévisser les vis (7), il est parfois préférable de passer même en légère traction (400 à 500 N).

—⁴→ Dévisser les vis (7) puis les couvercles (3), tout en veillant à ce que l'éprouvette ne soit pas soumise à une traction ou compression importante. Si tel est le cas, ramener alors la charge proche de 0 N.

—⁵→ Puis, lever la traverse pour ôter le reste du montage.

IV. REGLAGE DE LA BOUCLE D'ASSERVISSEMENT.

IV.1. Définition

Les essais peuvent être réalisés en pilotant en charge, en déformation ou en déplacement.

Dans tous les cas, il est nécessaire de régler les paramètres de la boucle d'asservissement qui dépendent de la raideur de la machine, des mors et de l'éprouvette.

Le signal de commande émis par le générateur de fonctions est comparé en permanence à la réponse de l'éprouvette qui est transcrite sous la forme d'un signal émis par un transducteur de charge, de déformation ou de déplacement.

Le réglage des paramètres de la boucle de contrôle consiste à optimiser la rétroaction et la stabilité du système.

Pour cela, on peut agir sur : le gain proportionnel, le gain dérivatif et le gain intégral.

IV.2. Méthode

Le réglage de l'asservissement doit être réalisé sur une éprouvette présentant sensiblement les mêmes caractéristiques que celles du matériau à tester.

Pour cela, on monte l'éprouvette test, on pilote la machine en charge, en déformation ou en position. On impose une consigne en forme de créneau de fréquence 0,1 Hz, de valeur moyenne telle que l'on se situe dans le domaine élastique du matériau et d'amplitude faible. On observe la réponse de l'éprouvette et on règle les différents gains de manière à ce que la réponse soit la plus proche possible d'un signal créneau comme cela est expliqué ultérieurement.

La procédure de réglage s'effectue comme suit :

- sélectionner le menu de réglage des paramètres de boucle (Loop Shape dans la partie supérieur du panneau de commande correspondant à « ADVANCED FUNCTIONS PANEL ») ; introduire une faible valeur pour les gains proportionnel et intégral et mettre le gain dérivatif à 0. (Pour notre réglage, nous avons commencé à : 30 pour le gain proportionnel, 10 pour le gain intégral).
- démarrer le test et observer le signal résultant en le comparant à la figure A.

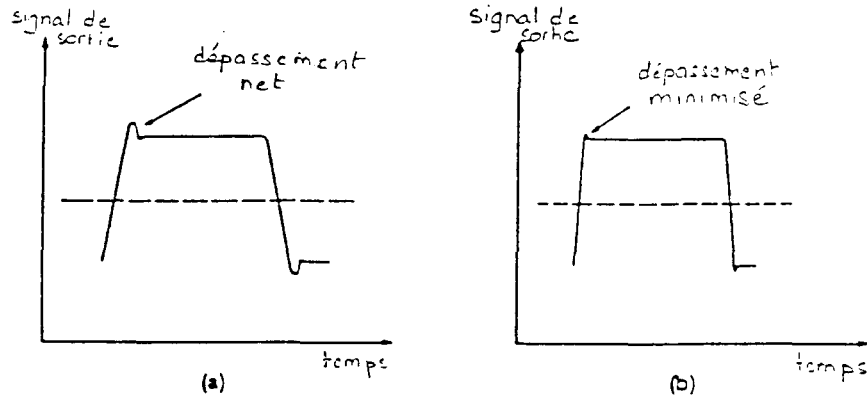


Figure A

- augmenter le gain proportionnel jusqu'à ce qu'un dépassement net soit observé. (valeur obtenue lors de notre réglage : 66.15).
- augmenter le gain dérivatif jusqu'à ce que ce dépassement soit minimisé (valeur obtenue lors de notre réglage : 30.00).
- ajuster le gain intégral de manière à obtenir la forme en réponse de la figure B (valeur obtenue lors de notre réglage : 2.40).

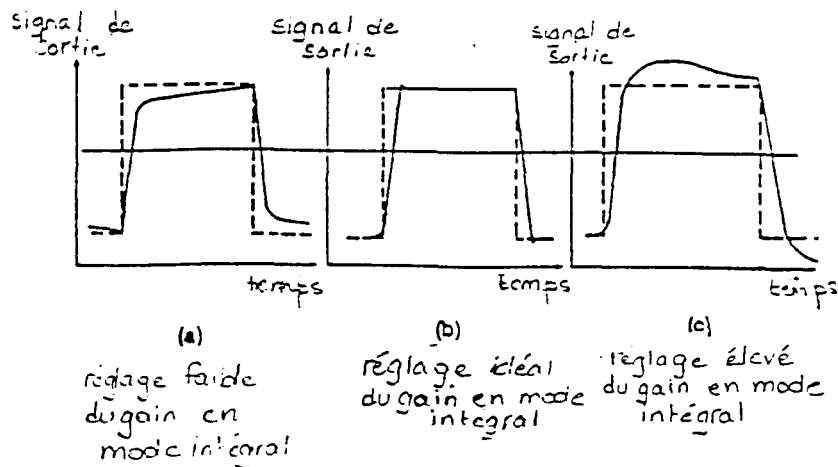


Figure B

Remarques :

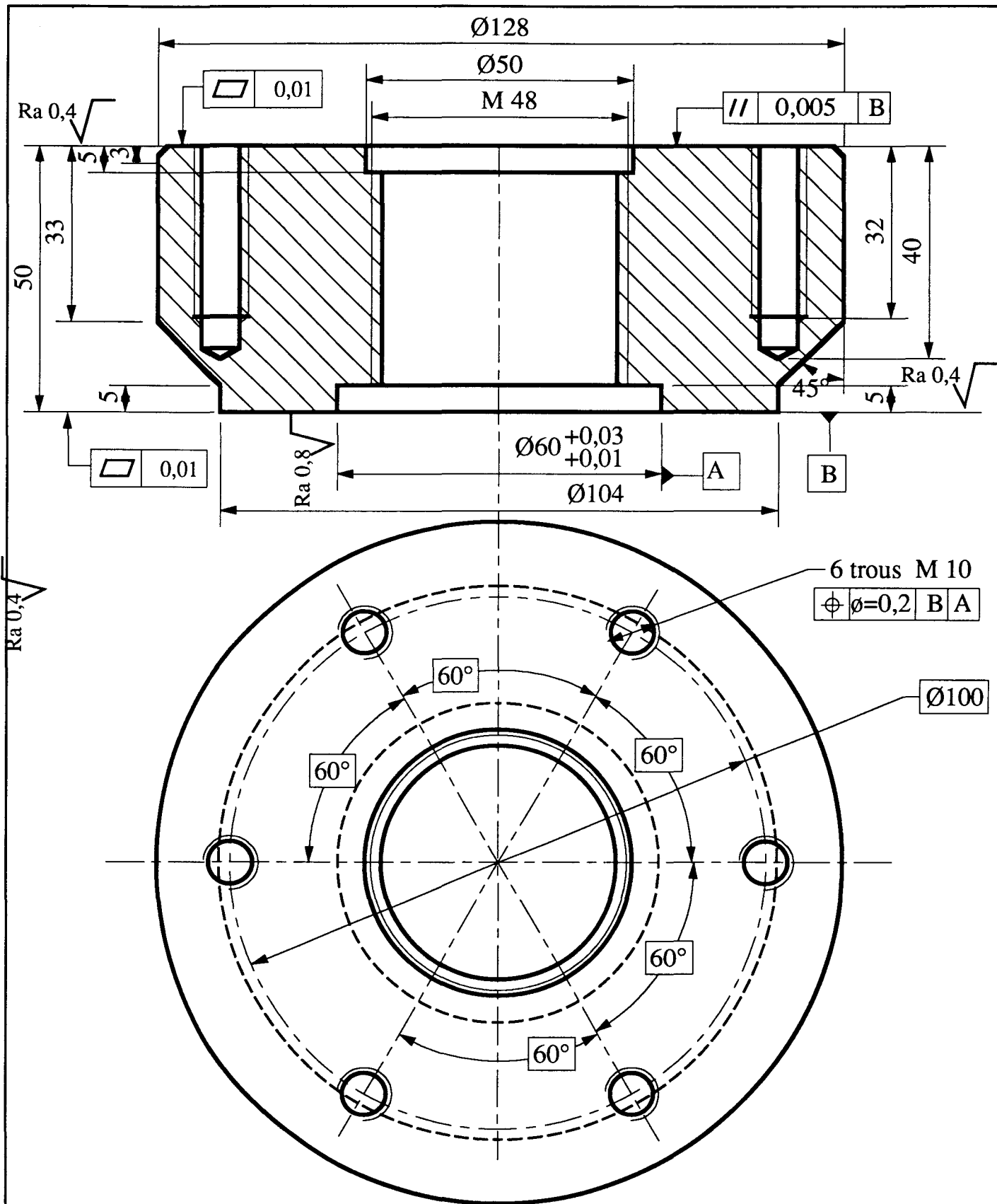
- Pour le réglage des différents gains, il est préférable d'utiliser la manette rotative ; elle permet un réglage plus fin.
- Le réglage des paramètres de la boucle de contrôle doit être effectué dès qu'un élément majeur est modifié : cellule de charge, mors, extensomètre, nature ou dimension de l'éprouvette.

Dans notre cas, nous avons réalisé un pilotage en déformation.

Les austénitiques ayant déjà été testés dans le laboratoire, nous possédions les résultats suivants concernant ce matériau : limite élastique $R_e = 261 \text{ MPa}$ à 0,2% de déformation. Nous avons donc opté pour une valeur moyenne de 0,05% et une amplitude de 0,025%. La fréquence de 0,1 Hz étant très faible, l'emploi d'un oscilloscope pour observer le signal désiré s'avérerait impossible, ce qui nous a conduit à utiliser un enregistreur à deux voies : l'une pour la charge (Load) et l'autre pour la déformation (Strain 1).



Photo An. II. 4 : Ensemble du dispositif experimental.



Tolérance générale $\pm 0,3$ sauf indications

Rugosité Ra 3,2 sauf indications

Ecole Centrale de Lille : Equipe Mécanique et Matériaux

MORS DE TRACTION - COMPRESSION

Embase

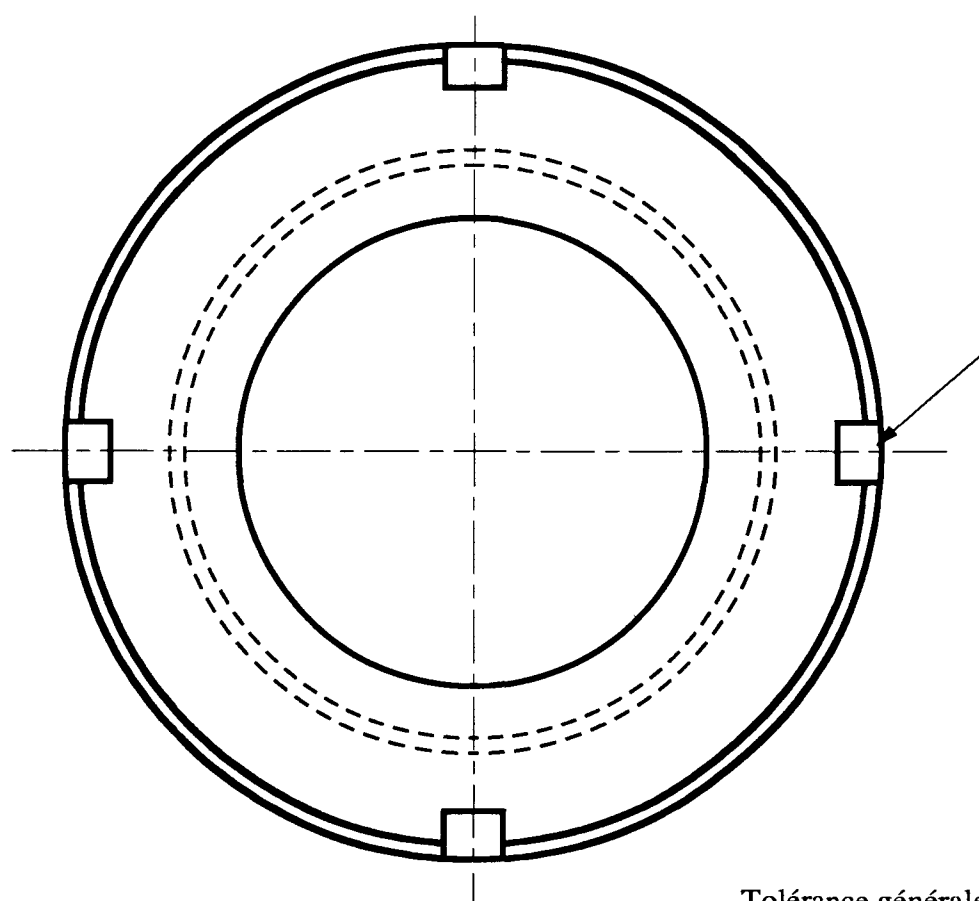
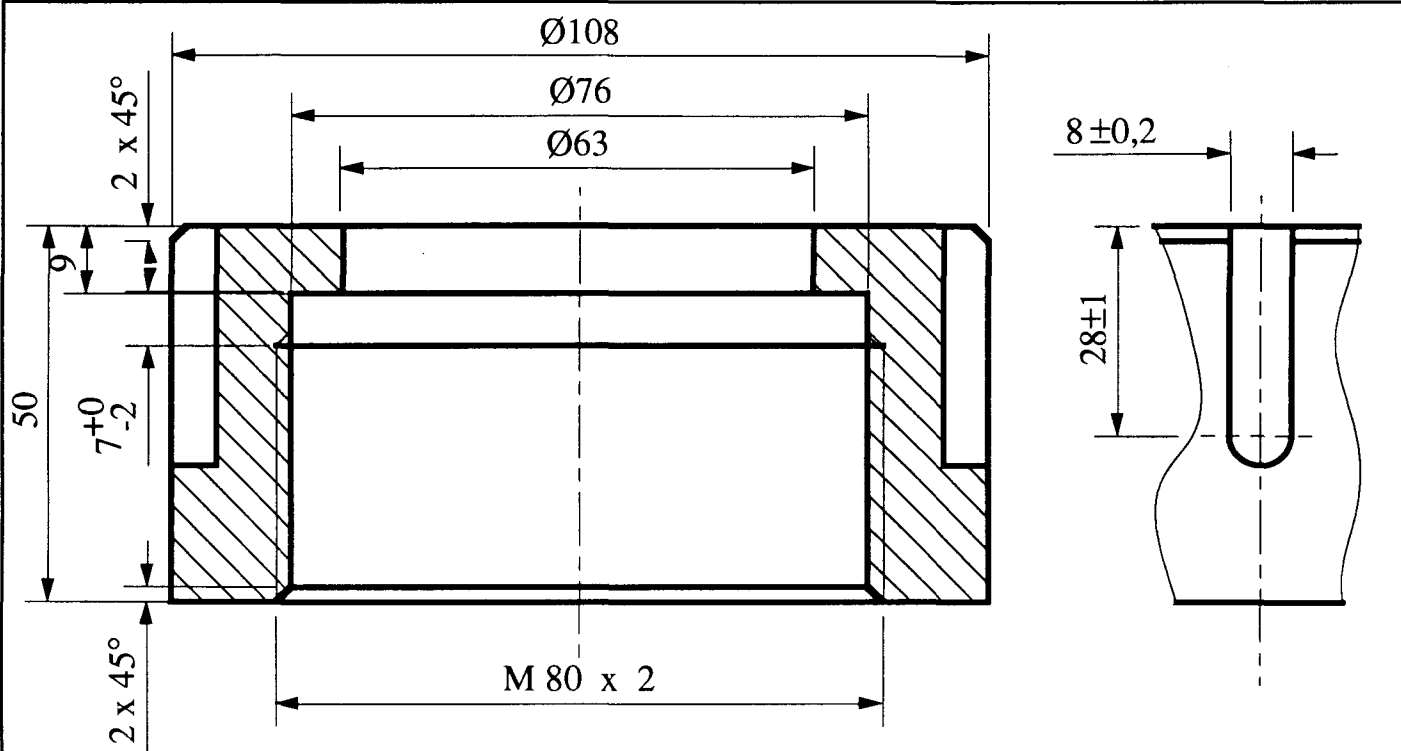
Echelle : 1

Matière : Z30 C13

Réf. : 1

Date : 17/10/96





4 encoches à 90°
profondeur $6,5 \pm 0,5$

Chanfreins et rayons non cotés $1 \pm 0,5$

Tolérance générale $\pm 0,3$ sauf indications

Rugosité $Ra 3,2$ sauf indications

Ecole Centrale de Lille : Equipe Mécanique et Matériaux

MORS DE TRACTION - COMPRESSION

Ecrou

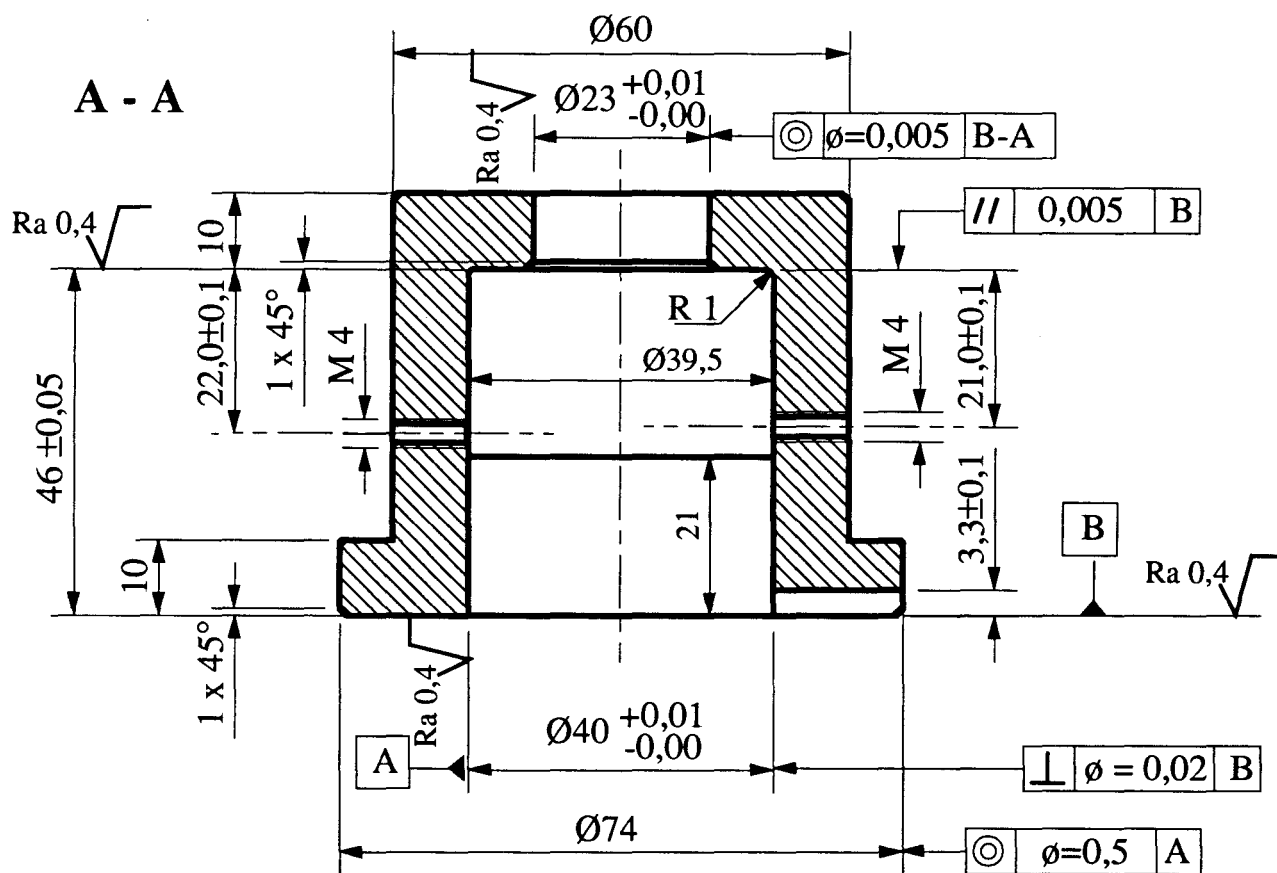
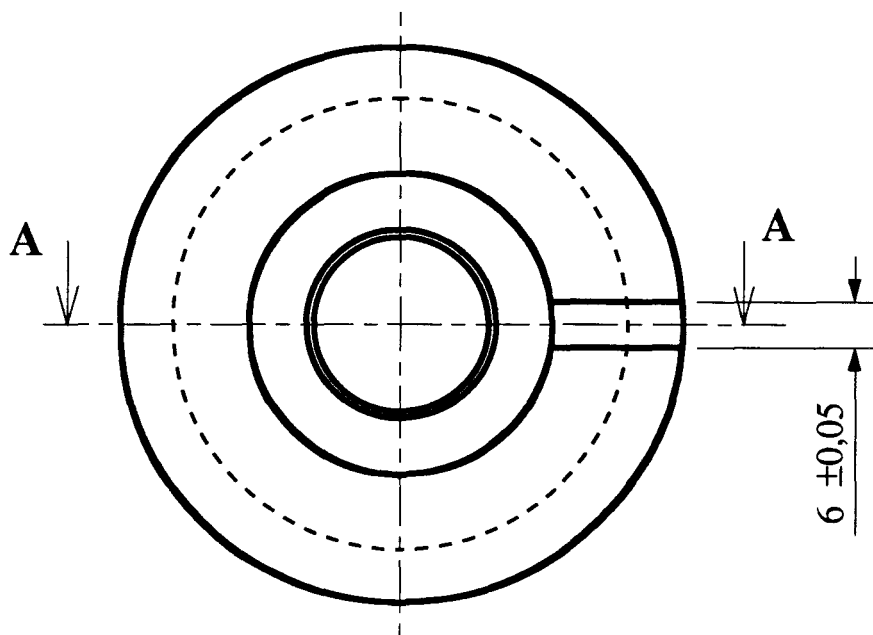
Echelle : 1

Matière : Z30 C13

Réf. :3

Date : 17/10/96





Tolérance générale $\pm 0,3$ sauf indications

Chanfreins et rayons non cotés $0,5 \pm 0,3$

Rugosité $Ra\ 3,2$ sauf indications

Ecole Centrale de Lille : Equipe Mécanique et Matériaux

MORS DE TRACTION - COMPRESSION

Centreur

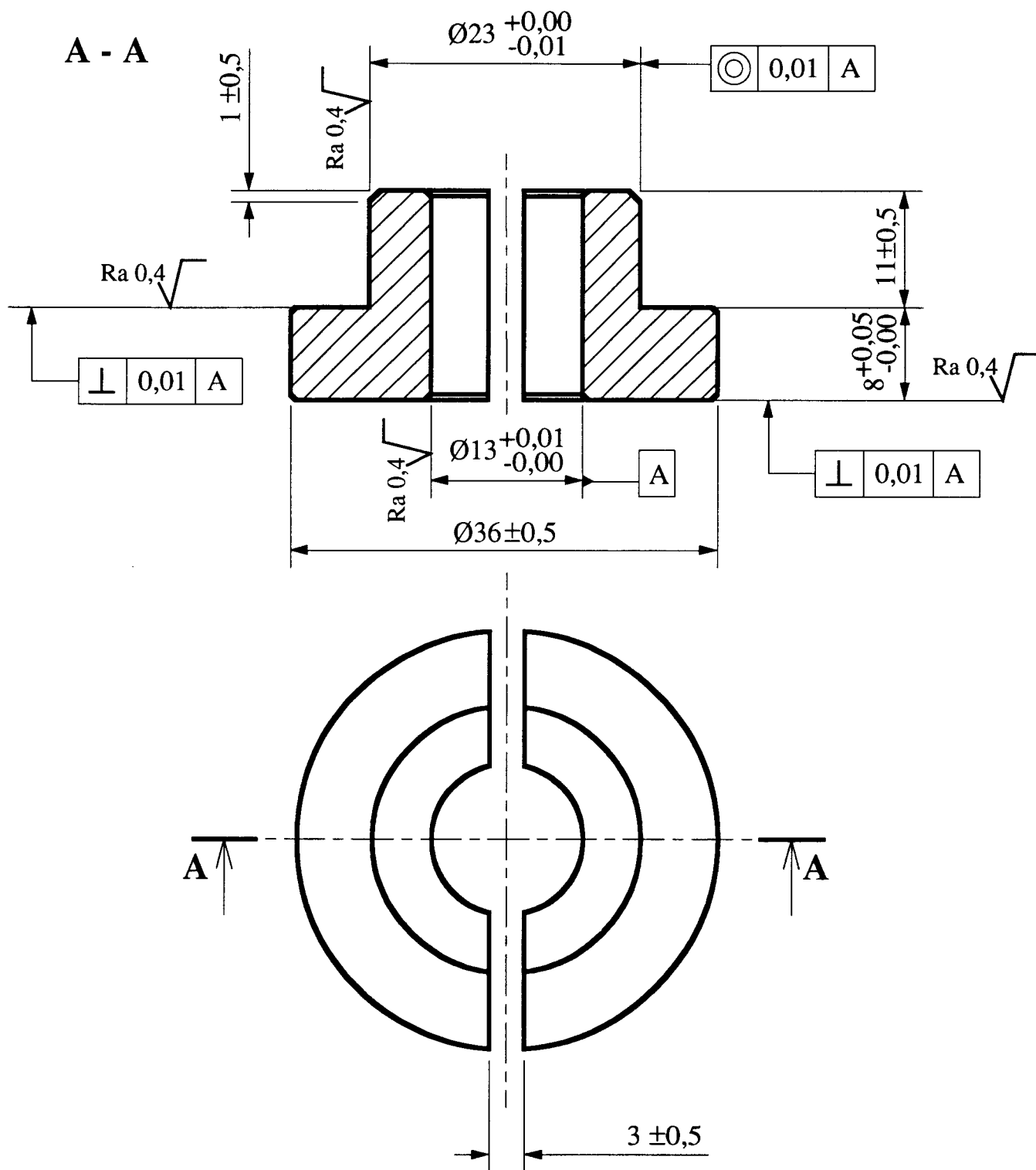
Echelle : 1

Matière : Z30 C13
Traitee à 160 daN/mm²

Réf. : 4

Date : 17/10/96





Chanfreins $0,5 \pm 0,3$ sauf indications

Tolérance générale $\pm 0,3$ sauf indications

Rugosité $Ra 3,2$ sauf indications

Ecole Centrale de Lille : Equipe Mécanique et Matériaux

MORS DE TRACTION - COMPRESSION

Demi-coquilles

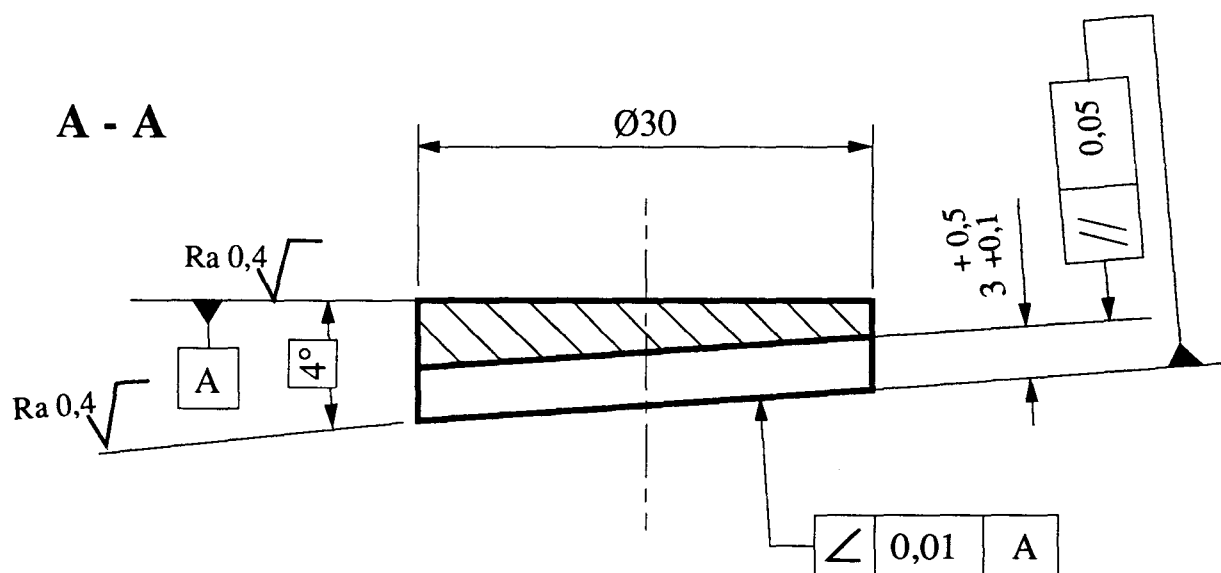
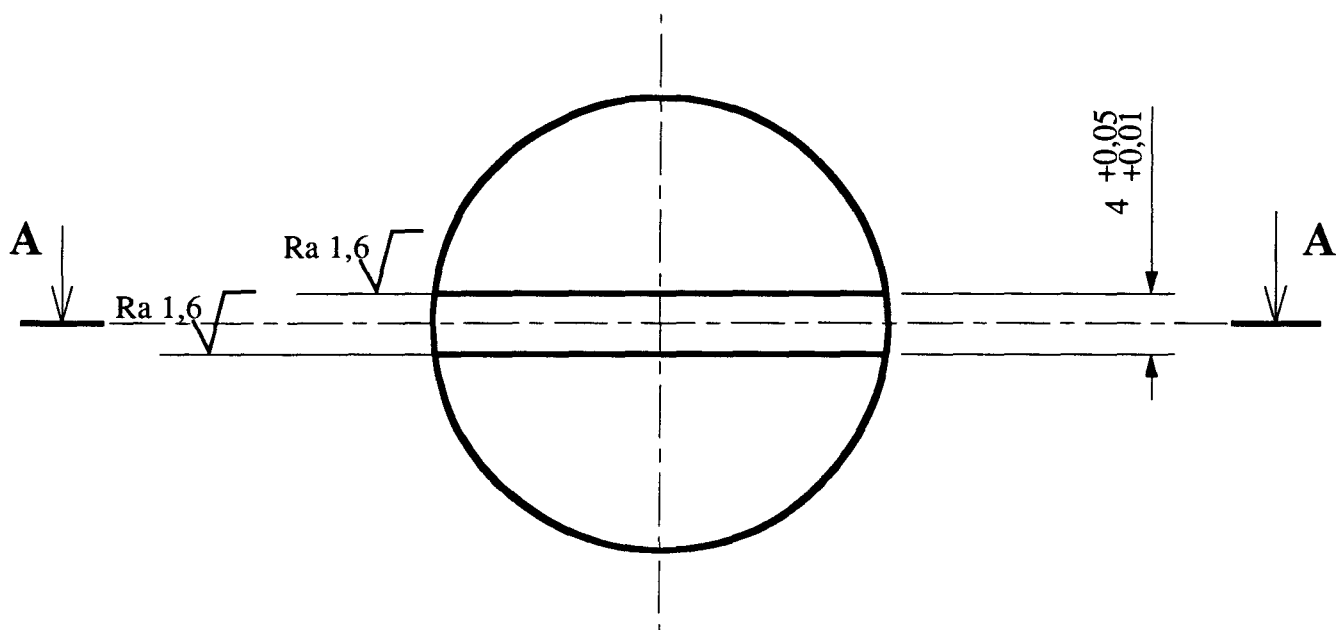
Echelle : 2

Matériau : Z30 C13
Traité à 160 daN/mm²

Réf. : 6

Date : 17/10/96





Tolérance générale $\pm 0,3$ sauf indications

Rugosité $Ra 3,2$ sauf indications

Ecole Centrale de Lille : Equipe Mécanique et Matériaux

MORS DE TRACTION - COMPRESSION

Cale pentée

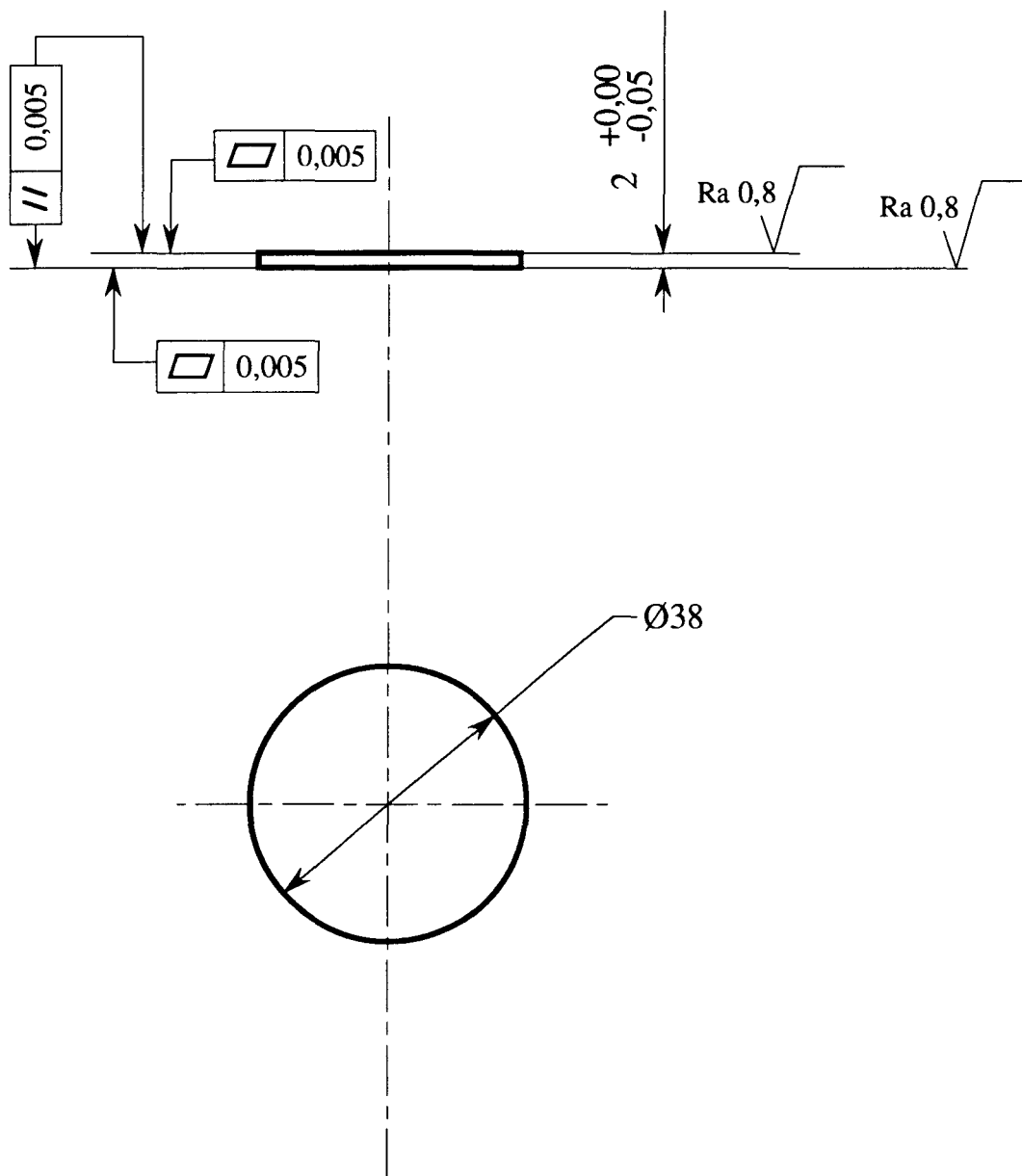
Echelle : 2

Matière : Z30 C13
Traité à 160 daN/mm²

Réf. : 7

Date : 17/10/96





Tolérance générale $\pm 0,3$ sauf indications

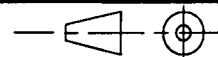
Rugosité Ra 3,2 $\sqrt{\quad}$ sauf indications

Ecole Centrale de Lille : Equipe Mécanique et Matériaux

MORS DE TRACTION - COMPRESSION

Rondelle d'appui

Echelle : 1



Matière : Z30 C13
Traité à 160 daN/mm²

Réf. :12

Date : 17/10/96



ANNEXE III

PROGRAMME

Afin de déterminer les caractéristiques élastiques d'une part, les indicateurs Bauschinger d'autre part, de l'acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2, il a été nécessaire d'établir un programme permettant d'obtenir des résultats les plus objectifs possibles (cf. B. II.).

Le programme a été créé à partir du langage Visual Basic disponible sur le logiciel Excel 5.0. Il consiste en l'écriture de plusieurs macro-commandes qui mises bout à bout constituent un programme.

L'utilisateur commence par donner le nom du fichier à dépouiller, qui a préalablement été traité selon la méthode précisée §B. II.1, puis la feuille où les données nécessaires sont présentes. Ensuite, après avoir précisé s'il étudiera une traction et/ou une compression, à partir de deux colonnes de données (ϵ_v , σ_v) d'un essai Bauschinger type, l'utilisateur sélectionne le chargement qu'il désire d'abord traiter. A partir de cette sélection du chargement effectué, le programme détermine le domaine élastique comme il est expliqué § B. II.2.1 (bornes du domaine élastique, module puis limite d'élasticité). Une fois les caractéristiques élastiques évaluées, l'utilisateur a le choix entre sortir du programme (ce qui permet donc de traiter un essai monotone) ou traiter un autre chargement. Dans ce cas, l'utilisateur doit préciser le type du chargement qu'il décide de traiter à présent, puis les calculs sont effectués de la même manière que pour le chargement précédent.

Lorsque toutes les caractéristiques élastiques sont obtenues pour chacun des chargements, l'utilisateur peut soit quitter le programme, soit calculer les différents indicateurs Bauschinger. Les indicateurs sont calculés comme indiqué § B. II.2.2. Ensuite, l'utilisateur quitte le programme.

On peut noter que lors de tous ces calculs, différentes courbes sont tracées. La première courbe tracée représente le chargement sélectionné. Si l'utilisateur a mal sélectionné le chargement, il a la possibilité de re-sélectionner le chargement. Les courbes nécessaires à l'obtention des bornes élastiques sont aussi tracées, ainsi que la courbe montrant les deux chargements placés dans la moitié du repère $\epsilon_v > 0$.

Ce programme peut être modifié pour que l'utilisateur puisse dépouiller des essais à plus de deux chargements. C'est ce qu'il serait à présent intéressant d'effectuer pour pouvoir étudier l'effet Bauschinger et ses conséquences en fatigue plastique oligocyclique.

ANNEXE IV

RESULTATS DE L'ACIER DANS L'ETAT NH

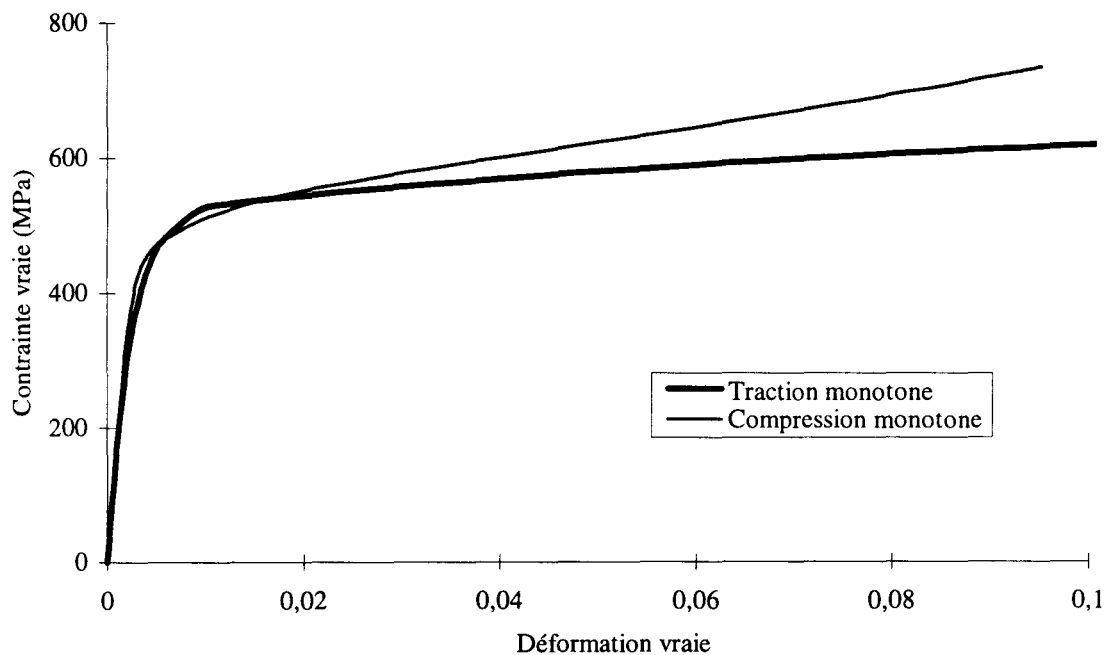


Figure An. IV. 1 : Comparaison des courbes d'écrouissage monotone en traction et en compression (ramenées dans le même quadrant) obtenus à partir de l'acier ANH.

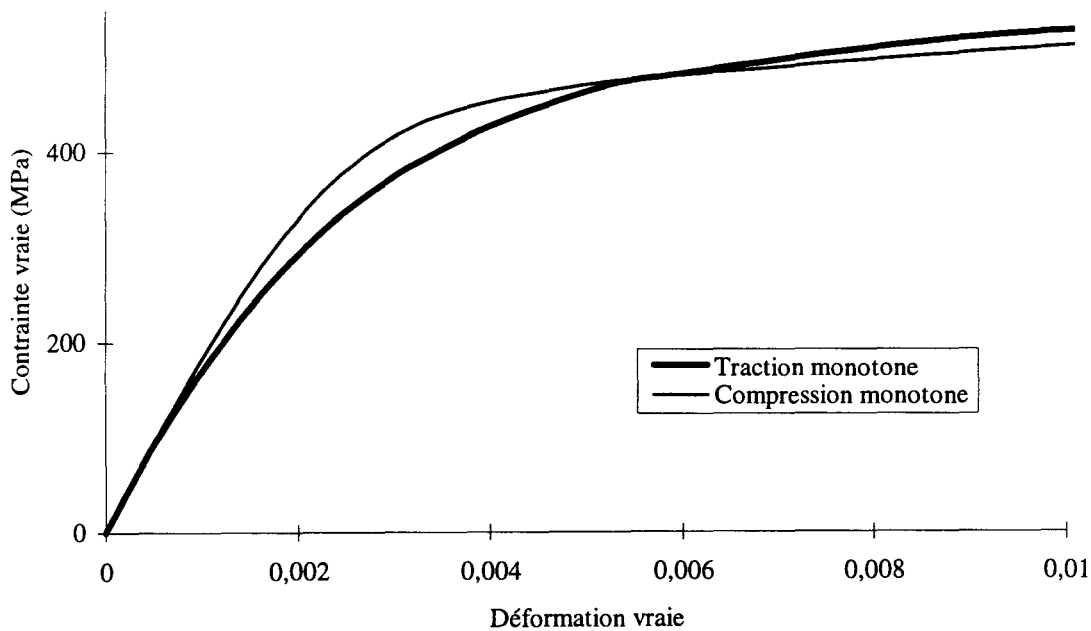


Figure An. IV. 2 : Détail de la Figure An. IV. 1.

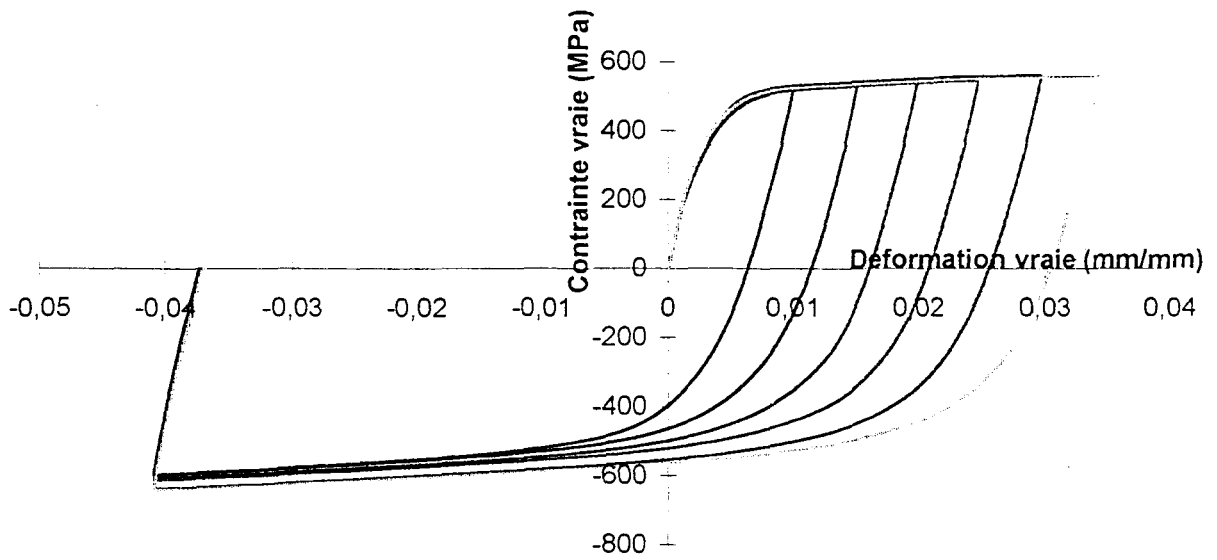


Figure An. IV. 3 : Essais de traction suivie d'une compression. Acier ANH.

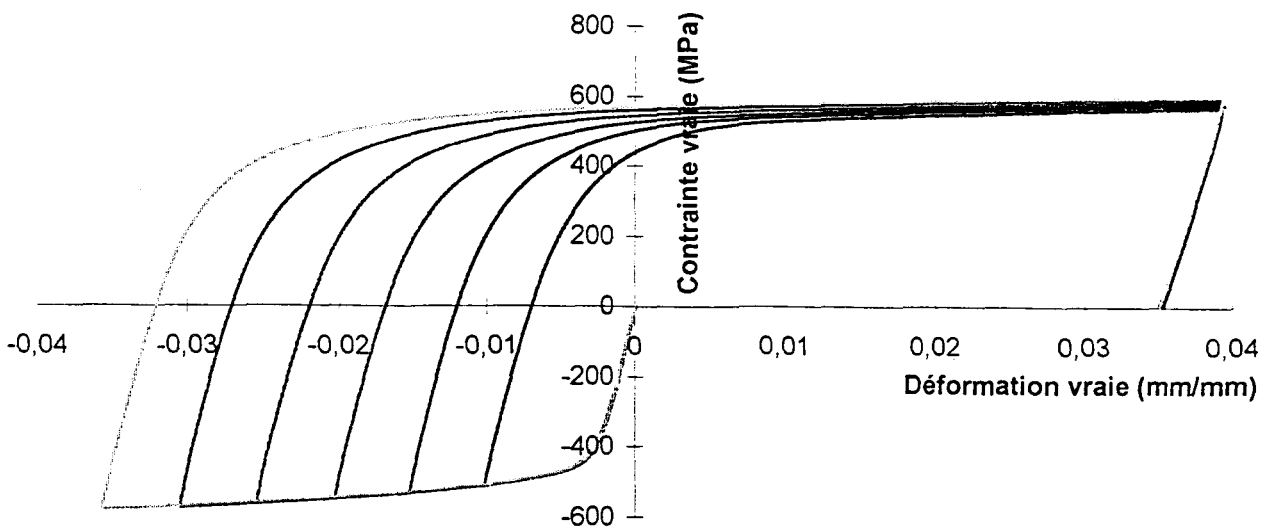


Figure An. IV. 4 : Essais de compression suivie d'une traction. Acier ANH.

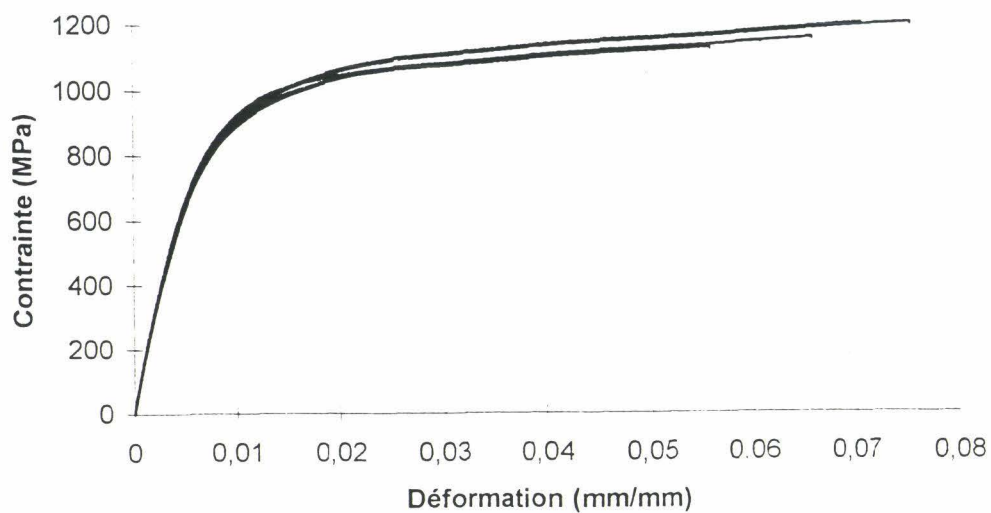


Figure An. IV. 5 : Comparaison des seconds chargements en compression (essais avec prédéformation en traction suivie d'une compression), acier ANH.

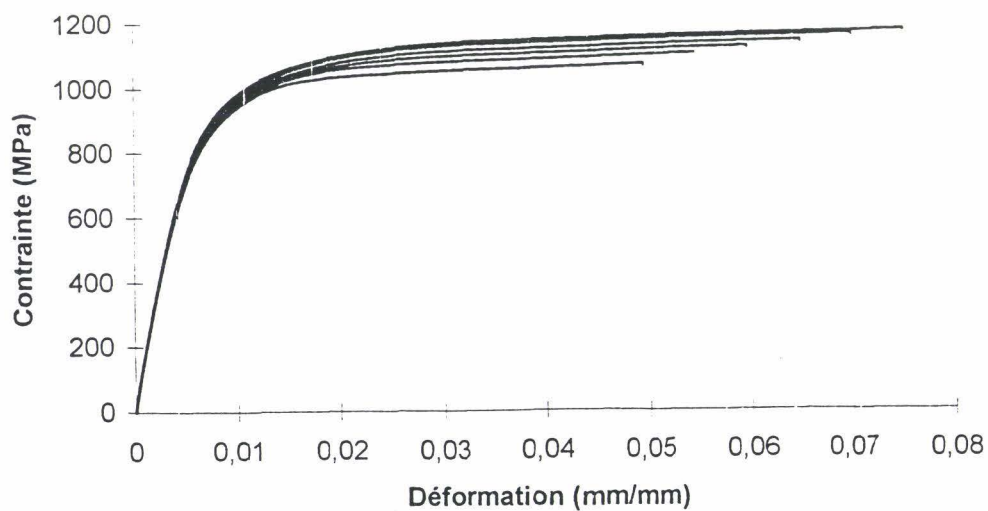


Figure An. IV. 6 : Comparaison des seconds chargements en traction (essais avec prédéformation en compression suivie d'une traction), acier ANH.

	Chargement initial	
	Traction	Compression
Module d'élasticité (MPa)	186000	189900
Ecart type	±850 (±0,46%)	±760 (±0,4%)

Tableau An. IV. 1 : Module d'élasticité (en moyenne) des chargements initiaux

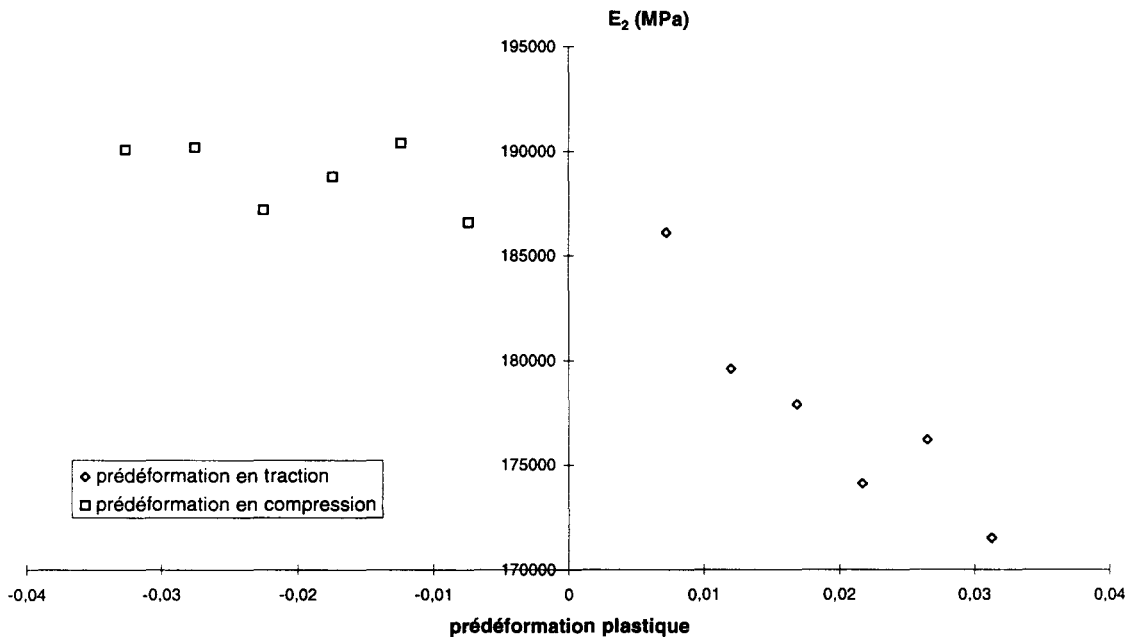


Figure An. IV. 7 : Variations du modules d'élasticité des seconds chargements E_2 , pour l'acier ANH.

Prédéformation (%)	Compression 2	Traction 2
1	186100	186600
1,5	179600	190400
2	177900	188800
2,5	174100	197200
3	176200	190200
3,5	171500	190100
Moyenne	177600	190500

Tableau An. IV. 2 : Modules d'élasticité des seconds chargements en fonction de la prédéformation imposée, acier ANH.

	Traction	Compression
Re _{0,02%} (MPa)	206	-305
écart type	±4 (±2%)	±2 (±1%)
Re _{0,2%} (MPa)	431	-460
écart type	±3 (±1%)	±1 (±0,1%)

Tableau An. IV. 3 : Limites d'élasticité des chargements initiaux, acier ANH.

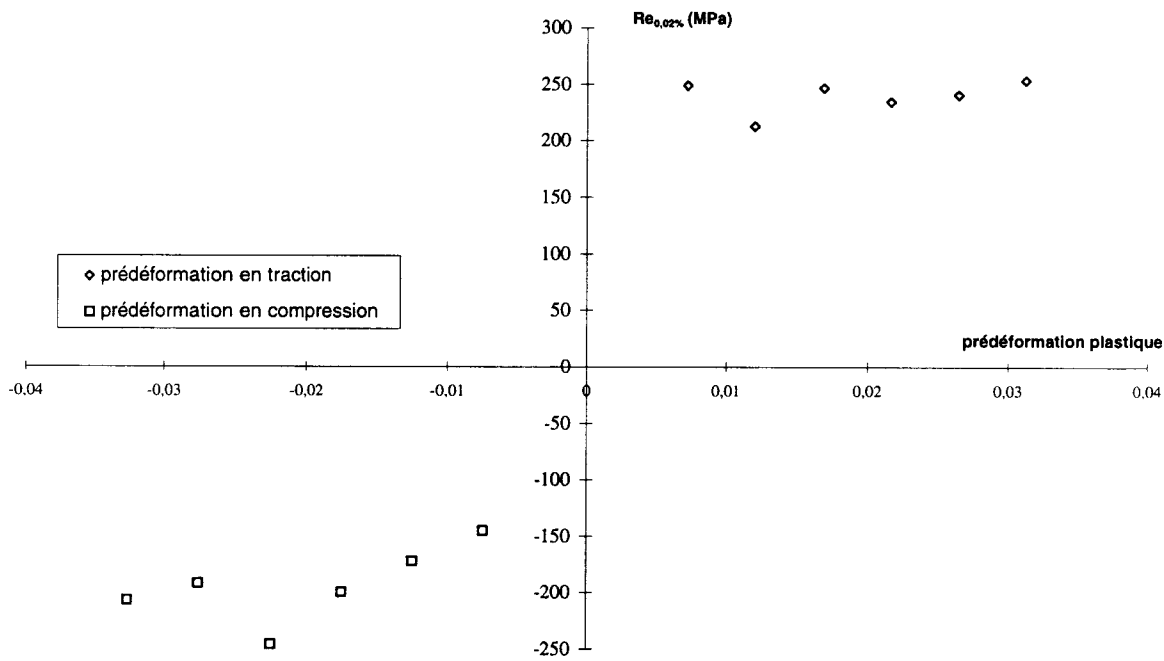


Figure An. IV. 8 : Variations des limites d'élasticités des seconds chargements $Re_{0,02\%}$ en fonction de la prédéformation plastique, acier ANH.

Prédéformation (%)	Prédéformation en traction (compression 2)		Prédéformation en compression (Traction 2)	
	Re _{0,02%} (MPa)	Re _{0,2%} (MPa)	Re _{0,02%} (MPa)	Re _{0,2%} (MPa)
1	249	-205	-145	290
1,5	213	-211	-172	273
2	247	-188	-200	244
2,5	235	-180	-246	238
3	241	-181	-192	251
3,5	254	-183	-207	256

Tableau An. IV. 4 : Limites d'élasticité $Re_{0,02\%}$ (MPa) et $Re_{0,2\%}$ (MPa) calculées pour les seconds chargements, acier ANH.

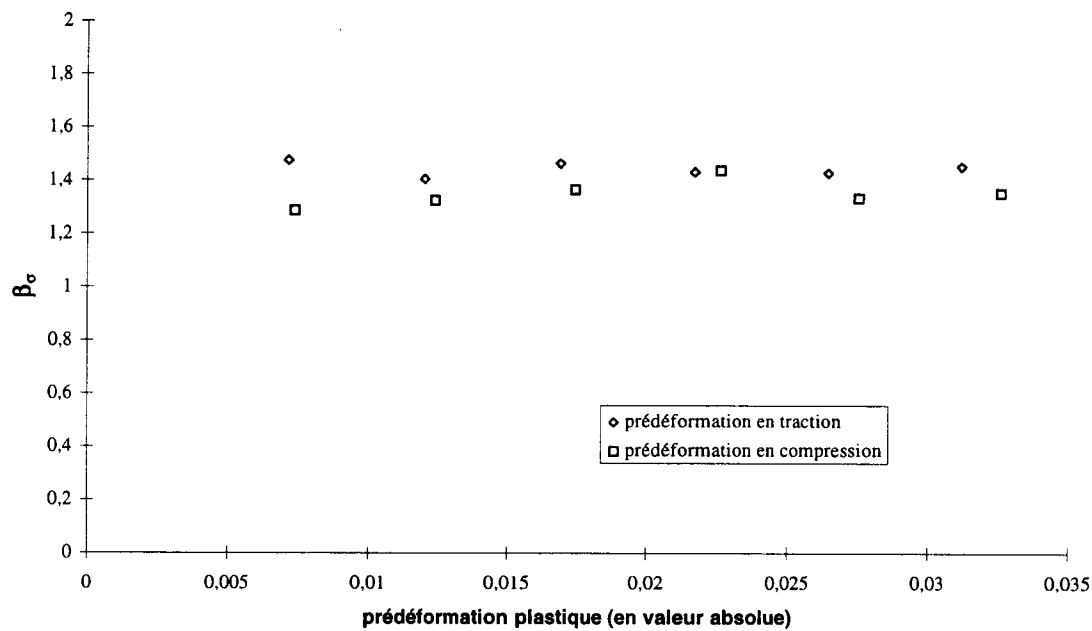


Figure An. IV. 9 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation sur le paramètre de contrainte Bauschinger β_σ évalué sur l'acier ANH.

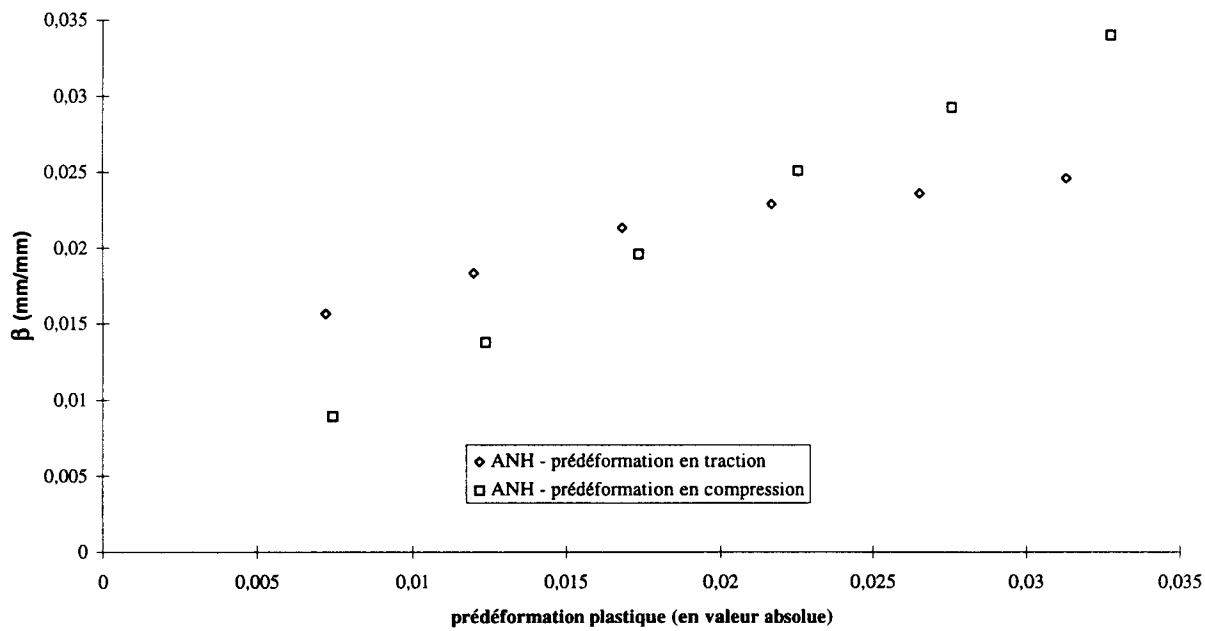


Figure An. IV. 10 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation sur la déformation Bauschinger β évaluée sur l'acier ANH.

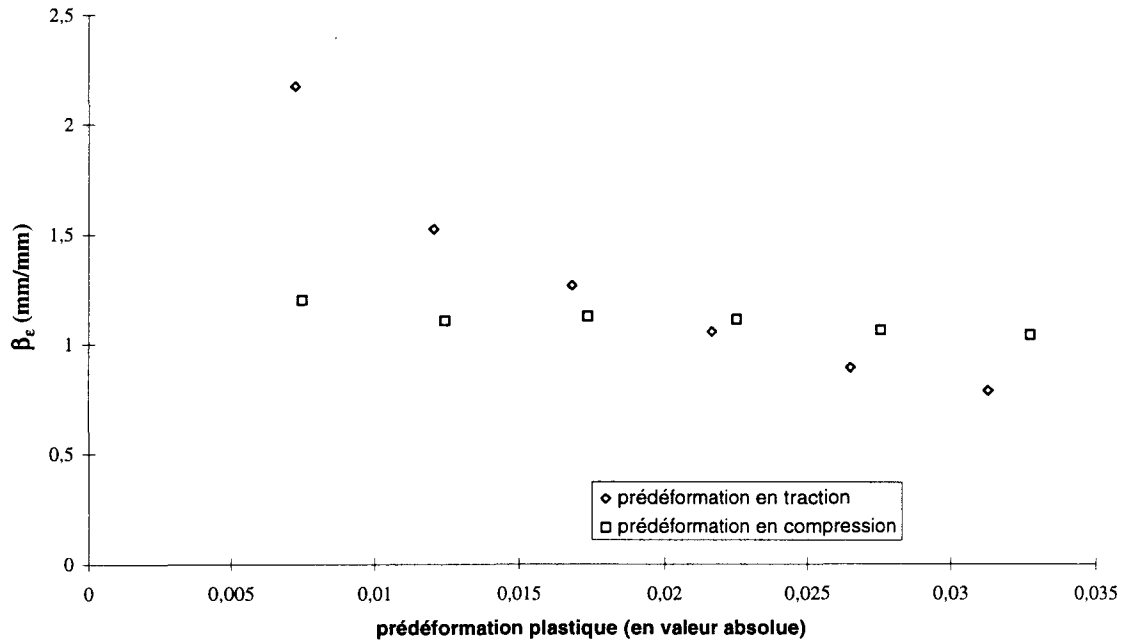


Figure An. IV. 11 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation plastique sur le paramètre de déformation Bauschinger β_e pour l'acier ANH.

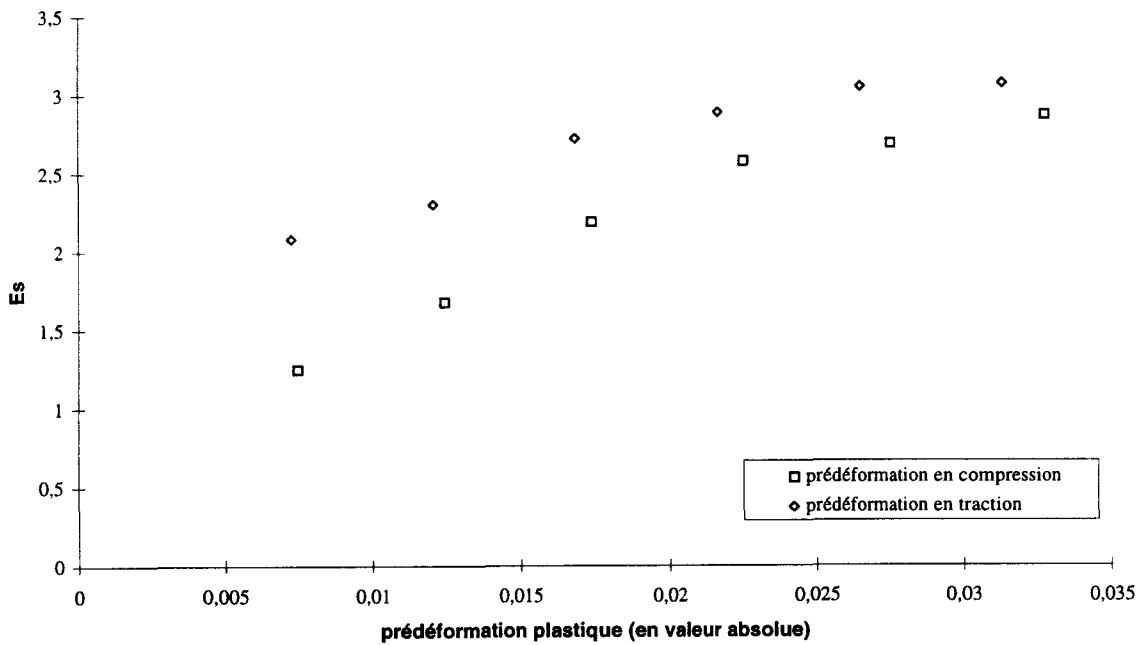


Figure An. IV. 12 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation plastique sur l'énergie E_s évaluée sur l'acier ANH.

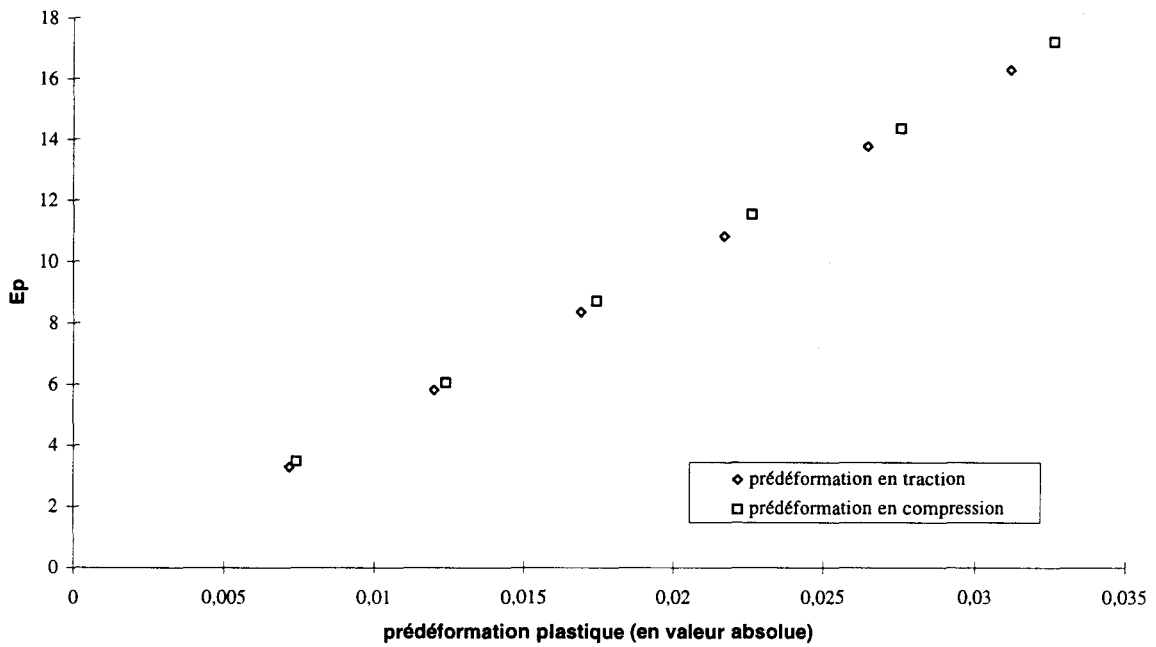


Figure An. IV. 13 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation plastique sur l'énergie E_p évaluée à partir de l'acier ANH.

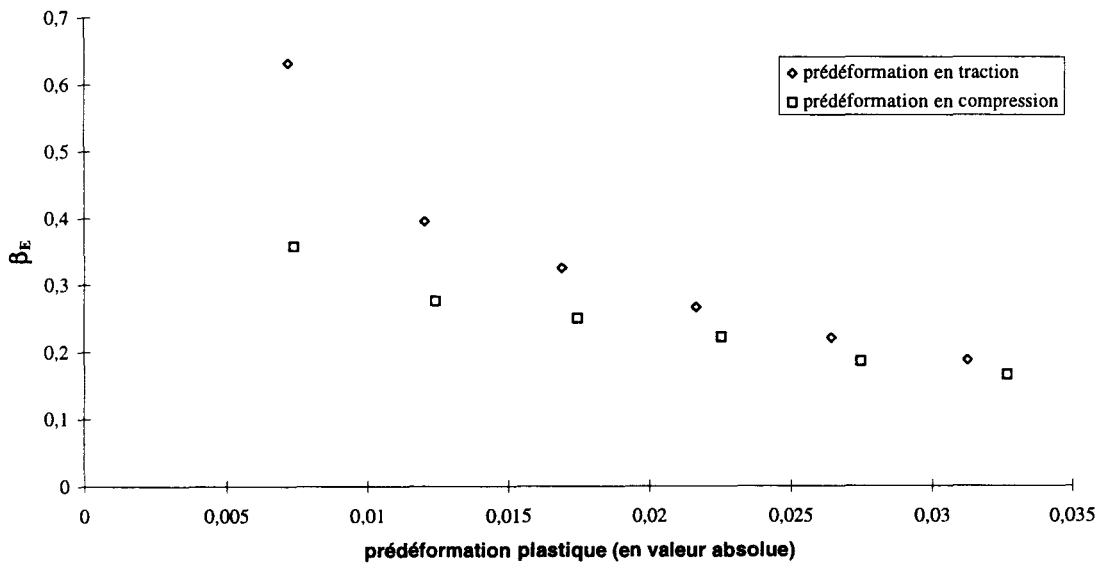


Figure An. IV. 14 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation plastique sur le paramètre d'énergie Bauschinger β_E évalué à partir de l'acier ANH.

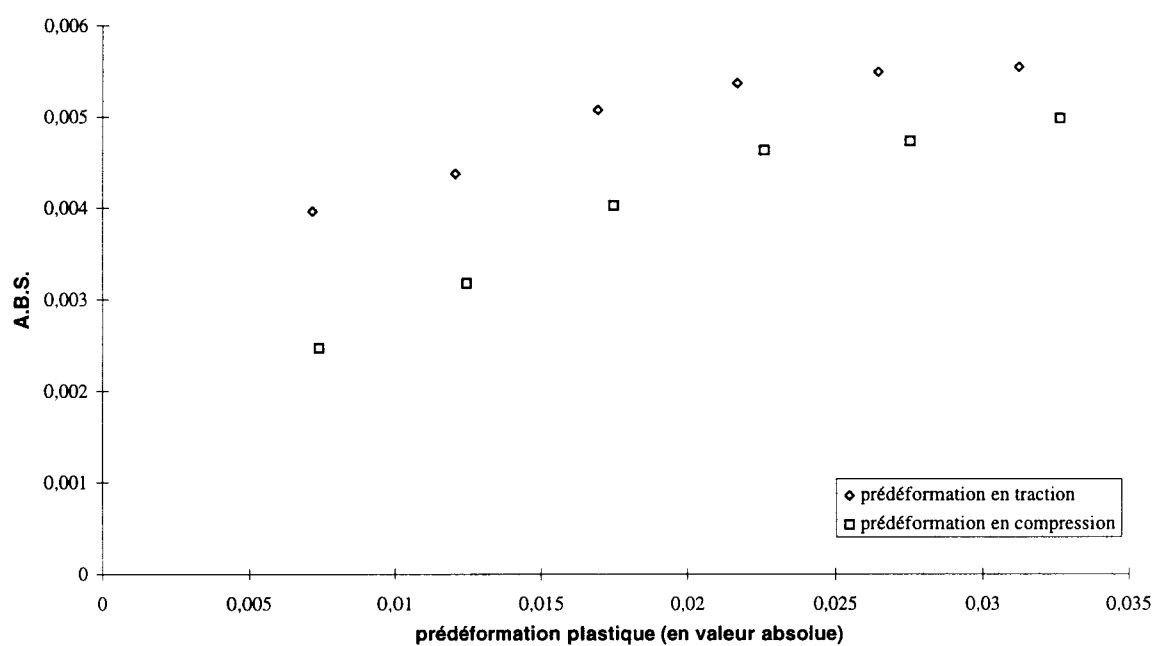


Figure An. IV. 15 : Influence de la valeur absolue de la prédéformation plastique sur l'évolution du paramètre A.B.S évalué sur l'acier ANH.

ANNEXE V

ERREUR COMMISE PAR L'EXTENSOMETRE

Les essais Bauschinger type ont été réalisés sur la même géométrie d'éprouvette que celle utilisée en fatigue oligocyclique au laboratoire. Pour éviter tout problème de flambage, ces éprouvettes sont relativement trapues, avec des rayons de raccordement ($R = 12 \text{ mm}$) qui ne sont pas trop importants. La base de mesure de l'extensomètre est de $12,5 \text{ mm}$ alors que la longueur de la partie utile est de 15 mm .

La conséquence de ceci est que les déformations ne sont pas uniformes dans la partie utile de l'éprouvette. Pour quantifier les erreurs un calcul par éléments finis en élasto-plasticité a été mené. La modélisation et le maillage ont été effectués sous IDEAS, le calcul a été fait à l'aide du logiciel ABAQUS. Le maillage comporte 496 éléments axisymétriques de type parabolique. La simulation a été menée en déplacement imposé, au niveau des têtes de l'éprouvette.

La Figure An. V. 1 représente la répartition des déformations axiales lorsque l'on se situe à la limite de plasticité dans la zone utile (cas 1). La Figure An. V. 2 représente la répartition des déformations plastiques axiales pour les prédéformations maximales testées (cas 2).

On constate que, sur la base de mesure de l'extensomètre, les déformations ne sont pas uniformes. Plus l'éprouvette est déformée, plus le gradient de déformation est important. Lors de ces essais, l'extensomètre mesure une déformation moyenne sur la longueur de base.

A la vue des résultats du cas 1, on peut dire que l'erreur de mesure est inférieure à 6%.

Pour le cas 2, correspondant à la plus grande prédéformation testée, la déformation dans la partie centrale est inférieure de 3% par rapport à celle mesurée. Localement, à proximité du couteau de l'extensomètre, les déformations axiales sont supérieures de 8% par rapport à la mesure effectuée.

Ces simulations montrent bien qu'il existe un gradient de déformation dans la partie utile de l'éprouvette. Cependant l'erreur commise est suffisamment faible pour ne pas affecter la qualité des résultats.

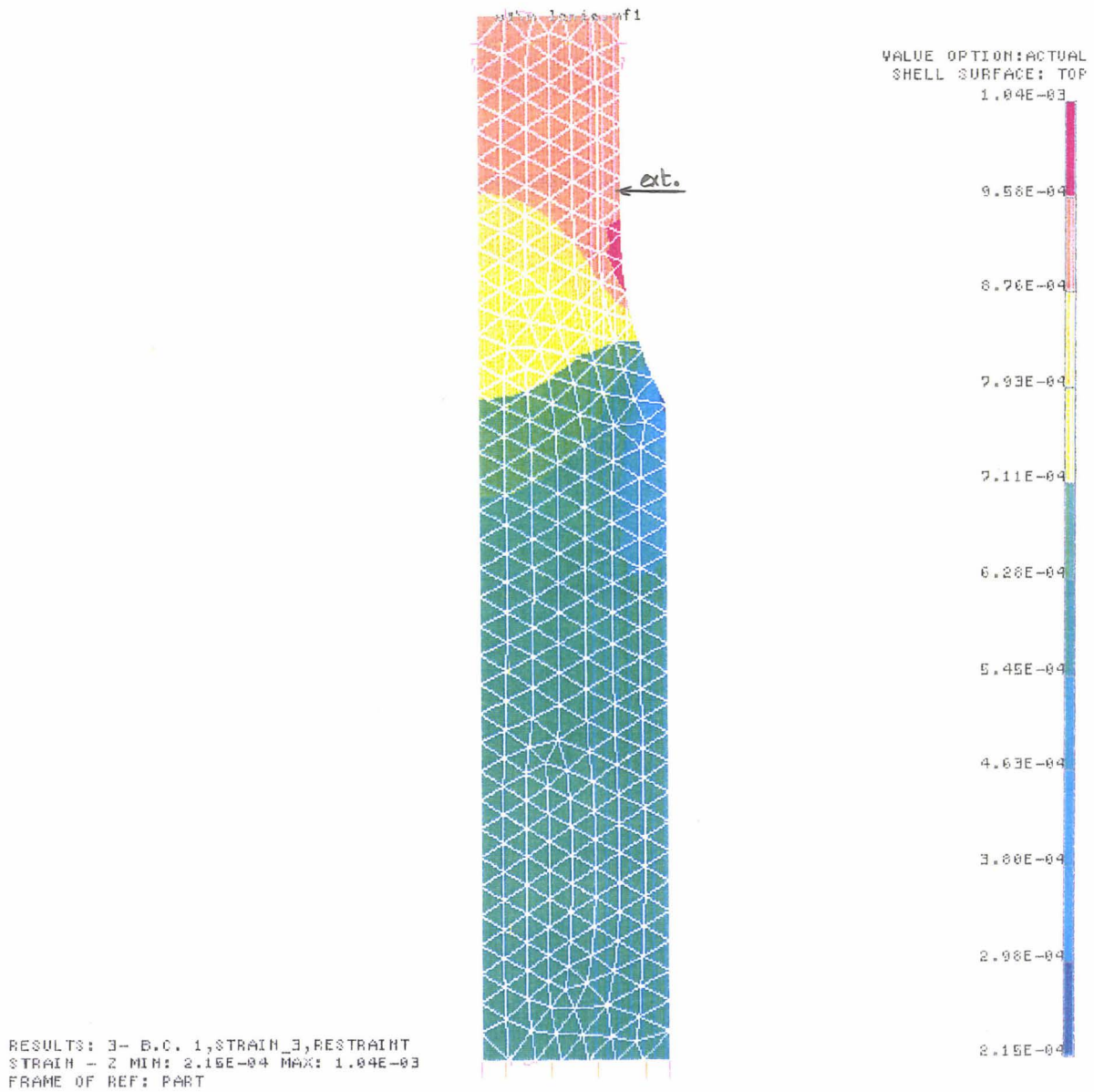


Figure An. V. 1. : Répartition des déformations axiales dans le cas de la zone utile à la limite de la plasticité

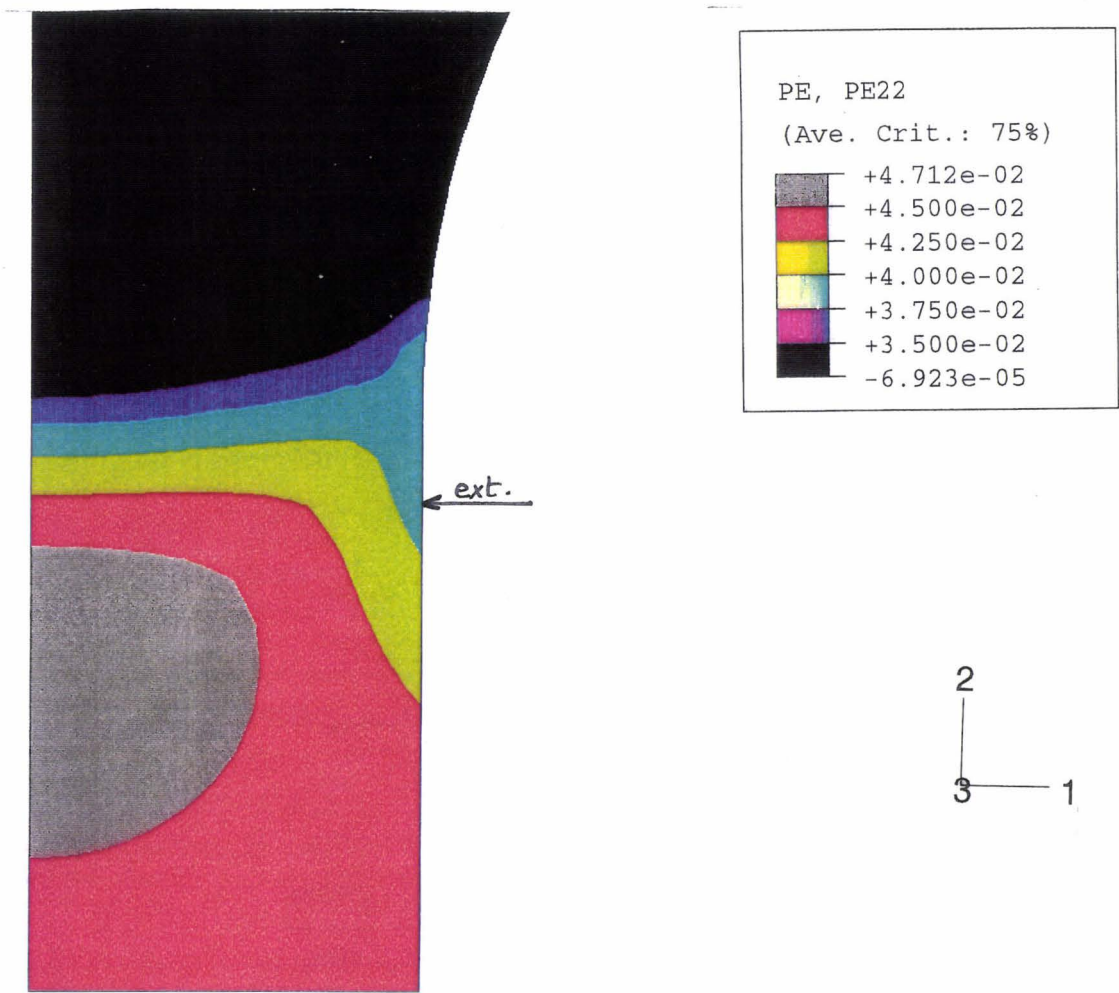


Figure An. V. 2. : Répartitions des déformations plastiques axiales pour les prédéformations maximales testées.

Liste des indicateurs (ou paramètres) Bauschinger présentés dans le chapitre A

Indicateurs relatifs à la contrainte :

$\beta_{\sigma}^{[WEL49]} = \frac{Re_2}{Re_1}$	p. 16
$\beta_{\sigma}^{[MIL66]} = \frac{Re_2}{\sigma_{\max i}}$	p. 16
$\beta_{\sigma}^{[ABE72]} = \frac{\sigma_{\max i} + Re_2}{\sigma_{\max i}}$	p. 21
$\beta_{\sigma}^{[BER79]} = \frac{ Re_1 - Re_2 }{ Re_1 }$	p. 23
$\beta_{\sigma}^{[JAM71]} = \frac{\sigma_{\max i} - Re_2}{\sigma_{\max i}}$	p. 24
$\beta_{\sigma}^{[ARS87]} = \frac{\sigma_{\max i} - Re_2 }{Re_1}$	p. 28
$\beta_{\sigma}^{[IBR75]} = \frac{\sigma_{\max i} - \sigma_{inv}}{\sigma_{\max i} - \sigma_o}$	p. 29
$B_{\sigma}^{[TAN94]} = \frac{ \sigma_{\max i} - Re_2 }{ \sigma_{\max i} }$	p. 32
$\beta_{\sigma}^{[TAN94]} = \frac{ \sigma_{\max i} - Re_2 }{ \sigma_{\max i} - \sigma_o }$	p. 32
$\tau_B^{[KIS71]} = \tau_{\max i} - Re_2(\alpha\%) $	p. 34

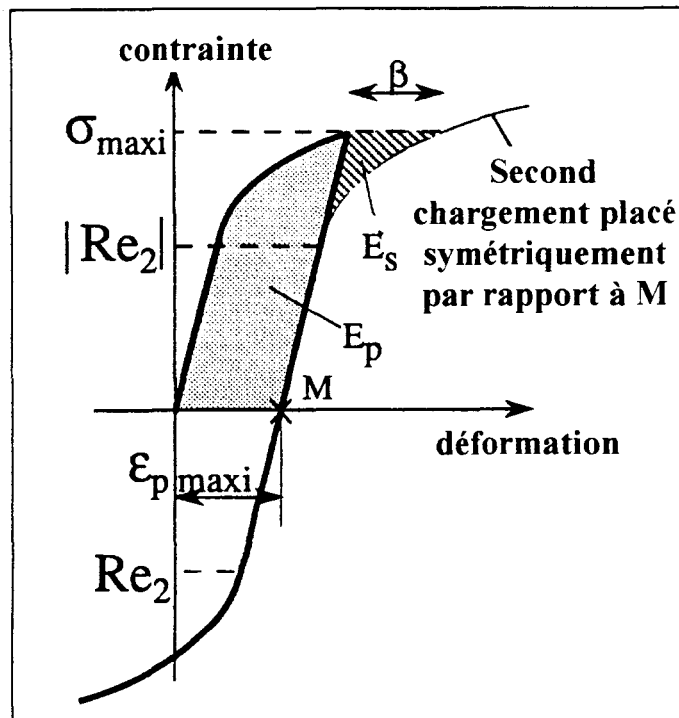
Indicateurs relatifs à la déformation :

$\rho^{[WOO53]} = \frac{\gamma^{0.75}}{\gamma_o}$	p. 42
$\beta_n^{[BUC56]}$	p. 44
$\beta_n^{[WOO53]}$	p. 44
$\beta^{[PLU98]}$	p. 47
$\beta_{\min}^{[DZI92]} \text{ et } \beta_{\max}^{[DZI92]}$	p. 49
$\beta^{[LAB92]}$	p. 49
$\gamma_B^{(c)[ANG88]} \text{ et } \gamma_B^{(t)[ANG88]}$	p. 50
$\beta_x^{[DAN71]}$	p. 50
$\beta^{[DEG90]}$	p. 50
$\beta_{\epsilon}^{[ABE72]} = \frac{\beta^{[WOO53]}}{\epsilon_{p \max i}}$	p. 52
$\beta_{\min}^{[DZI92]} / \Delta \epsilon_p \text{ et } \beta_{\max}^{[DZI92]} / \Delta \epsilon_p$	p. 53
$\beta_{\epsilon}^{[DEG90]} = \beta^{[DEG90]} / \Delta \epsilon_p$	p. 54

Indicateurs relatifs à l'énergie :

$\beta_E^{[ABE72]} = \frac{Es}{Ep}$	p. 55
$A.B.S.^{[SAL79]} = \frac{Es}{\sigma_{\max i}}$	p. 62
$B.C.E.^{[ARA87]}$	p. 63

Indicateurs Bauschinger utilisés pour notre étude



Limite d'élasticité du second chargement :

Re_2 (évaluée ici à 0,02% de déformation rémanente)

Paramètre de contrainte Bauschinger :

$$\beta_{\sigma} = \frac{\sigma_{\max i} + Re_2}{\sigma_{\max i}}$$

Déformation Bauschinger :

β

Paramètre de déformation Bauschinger :

$$\beta_{\epsilon} = \frac{\beta}{\epsilon_{p \max i}}$$

Energie Bauschinger :

E_s

Energie plastique emmagasinée :

E_p

Déformation Bauschinger Moyenne :

$$A.B.S. = \frac{E_s}{\sigma_{\max i}}$$

(ou Average Bauschinger Strain)

Paramètre d'énergie Bauschinger :

$$\beta_E = \frac{E_s}{E_p}$$

