

République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université des Frères Mentouri Constantine 1

Faculté des Sciences de la Technologie

DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

N° d'ordre : *1/ DS /2020*

Série : *1/ GM/2020*

En vue de l'obtention du diplôme de :

DOCTEUR EN SCIENCES DE L'UNIVERSITE

DES FRERES MENTOURI- CONSTANTINE 1

TITRE DE LA THESE

MODELISATION DE LA DEFORMATION PROGRESSIVE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES SOUS DIFFERENTS CHARGEMENTS

Spécialité : Génie mécanique

Option : Construction

Présentée Par : **BOUSSALIH Fatiha**

Soutenue le : 08 /01/2020

DEVANT LE JURY COMPOSE DE :

MILI FAYÇAL	Professeur. Université Frères Mentouri Constantine 1	Président
MEZIANI SALIM	Professeur. Université Frères Mentouri Constantine 1	Rapporteur
MADANI SALAH	Professeur. Université Mostapha Ben Boulaid Batna 2	Examineur
OUTTAS TOUFIK	Professeur. Université Mostapha Ben Boulaid Batna 2	Examineur
ACHOUR ALI	M.CA. Université Frères Mentouri Constantine 1	Examineur

*Le bonheur, c'est avoir une mère qui nous aime, un père
pour nous conduire, avoir encore ses parents à l'âge
d'homme pour les voir sourire à nos efforts, et voir nos
parents applaudir à nos succès.*

Citation d'Henri-Frédéric Amiel

*Mes parents je vous offre ce travail qui est le fruit
De vos sacrifices.*

*Je dédie ce travail à celui qui m'a offert l'amour sans
attendre de retour à mon Mari Farid
A Mes Chers fils M^{ed} Akram, Acil et Chahine*

*A toute la famille Aboussalih en Algérie et au Maroc
Et à la famille Borni*

A tous ceux qui aiment l'Algérie ...

Remerciements

*Le travail faisant l'objet de cette thèse a été effectué au département de génie mécanique, sous la direction du professeur **Salim Meziani**. Je le remercie d'avoir proposé ce sujet et pour m'avoir encadré avec un grand dévouement. Il m'a également apporté de nombreuses perspectives. J'en suis très honoré et je l'en remercie. Qu'il trouve ici l'expression de ma profonde gratitude pour son aide scientifique.*

*Je tiens à présenter ma gratitude à Monsieur **Mili faysal** Professeur à l'université de constantine1, pour m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de thèse de doctorat.*

*Je remercie également Messieurs **Madani Salah, Outtas Toufik**, Professeurs à l'université de Batna 2 et **Achour Ali** Maître de conférence à l'université de Constantine 1, pour avoir examiné mon travail avec beaucoup d'attention.*

*Je voudrais adresser mes sincères remerciements et exprimer ma gratitude aux professeurs **Taleb Lakhdar et Kebir Tayeb** pour leurs conseils, leurs recommandations judicieuses ont renforcé mon esprit fonceur et ma motivation pour accéder à ce niveau.*

*Que messieurs les professeurs **Bellel Azdine, Telia Azdine, Fouathia Atman, Nemouchi Azouz, Mekrouf Abdslam**, de l'université de Constantine1, acceptent mes remerciements pour m'avoir enseigné dans de très bonnes conditions de travail scientifiques.*

*Je voudrais exprimer ma gratitude à M^{er} **Tahar Zarza** Maître de conférence au département de Génie civil, sans son aide si précieuse, je n'en serai pas arrivée à ce point sans son support exceptionnel je n'aurais pas finis. Je le remercie énormément pour son soutien et ses conseils judicieux,*

*Je remercie chaleureusement **Kamel Fedouai** maître de conférences à l'institut des sciences techniques appliquées à l'université de Constantine1. Je suis reconnaissante de sa disponibilité ainsi pour sa contribution pour ce travail. Je tiens en particulier à le remercier pour sa motivation et son enthousiasme constants.*

*De même je remercie tous mes amis proches : **Chaïbi Fatima, Mme Kenana Wassila, Chabi Amel, Derdouri Amia, Achour Toufik, Khalfi Mehdi, et Chattef Rabia** pour leur soutien moral.*

*Je remercie mes collègues de travail les maitres de conférences : **Makhloufi Fateh, Baroura Lazhar, Layachi Abelhak, Rachi wafa, Hamoudi Saleh, Debbah Younes, Bouchahed Adel**, pour leur solidarité et leur bonne humeur communicative.*

*J'ai également une pensée envers ceux et celles du département des sciences techniques, Génie mécanique et en particulier l'institut des sciences techniques appliquées **ISTA** qui m'a rendue des services précieux avec qui j'ai passé de bons moments de discussion,*

*Un grand merci particulier à mon mari **Borni Farid** pour son soutien moral ainsi que mes chers fils **Med Akram, Rabie Acil et Louai Chahine**, je vous dédie ce mémoire pour toute l'attention, la confiance, le dévouement et les encouragements dont vous avez su faire preuve durant l'ensemble de mon parcours.*

Résumé

Cette thèse s'ajoute aux travaux de recherche qui s'intéresse à la modélisation du comportement élastoplastique phénoménologique macroscopique de l'acier inoxydable austénitique 304L à température ambiante sous l'effet du chargement cyclique.

Deux investigations ont été effectuées afin d'analyser le comportement du matériau.

- La première concerne des essais classiques de type traction-compression à déformation imposée fournissant des informations relatives au durcissement/adoucissement de l'acier. Les essais cycliques réalisés en plusieurs amplitudes de déformation croissante avec un trajet de chargement proportionnel. L'intervention de la contrainte moyenne non nulle joue un rôle primordial dans l'apparition du phénomène de Rochet, Sous l'effet des mêmes conditions, des essais à contrainte imposée permettent la caractérisation de ce phénomène conduisant à différents comportements cycliques et à l'examen de forme des boucles d'hystérésis. Les résultats de la simulation montrent que le Rochet est régi par l'intensité de la contrainte moyenne.

- La seconde investigation est consacrée à l'analyse de différents comportements cycliques sous chargement multiaxial de traction-compression/torsion à déformation et à contrainte imposée avec un trajet de chargement croisé. Cette investigation comporte trois volets :

Volet 1 : Une étude du phénomène de sur-écrouissage dû à l'effet du second chargement et au phénomène du Rochet 2D formant le (cross -Hardening) sur l'évolution des boucles hystérésis de déformations et de contraintes.

Volet 2 : Une étude comparative entre le Rochet 1D et 2D autour d'une même contrainte moyenne non nulle montrant que la vitesse du Rochet 2D est plus accélérée que le Rochet 1D.

Volet 3 : Une étude de l'effet du chargement primaire et secondaire à des amplitudes croissantes de contraintes sur le Rochet 2D.

En optant le modèle de Chaboche, les simulations sont calculées avec le code de calcul Zébulon.

***Mots clés :** Elastoplastique, Rochet, Sur-écrouissage, Chaboche, Chargement cyclique, Ecrouissage, adoucissement cyclique.*

Abstract

This thesis is in addition to the research work that deals with the Ratcheting phenomenon and the elastoplastic behavior of 304L austenitic stainless steel at room temperature under the effect of cyclic loading.

Two investigations have been performed in order to analyze the behavior of the material.

- The first relates to conventional strain-compression type tests with imposed strain providing information relating to the hardening / softening of the steel.

Cyclic tests carried out in amplitudes of increasing strain with a proportional loading path.

The intervention of the non-zero average stress plays a primordial role in the appearance of the ratcheting phenomena. Under the effect of the same conditions, imposed stress tests allow the characterization of this phenomenon leading to different cyclic behaviors and to the Let's examine some form of hysteresis loops. The results of the simulation show that Ratcheting is governed by the intensity of the mean stress.

- The second investigation was to analyze different cyclic contributions under the effect of multiaxial tension -compression / torsion under strain and stress loading imposed with a cross loading path. This investigation has three objectives:
 1. A study of the phenomenon of over-hardening due to the effect of the second loading and to the 2D Ratcheting phenomenon forming the (Cross Hardening) on the evolution of hysteresis buckles of deformations and constraints.
 2. A comparative study between 1D and 2D Ratcheting around the same non-zero average stress shows that the speed of the 2D Ratcheting is more accelerated than the 1D Ratcheting.
 3. A study of the effect of primary and secondary loading at increasing amplitudes on 2D Ratcheting.

The set of simulations is done with the calculation code Zebulon with the choice of Chaboche's model.

Keywords

elastoplasticity, Ratcheting, over-hardening, Chaboche, cyclic loading, cyclic hardening, cyclic softening, multiaxial, uniaxial.

ملخص:

هذه الأطروحة هي إضافة إلى البحث الذي يتعامل مع ظاهرة روشي لنوعية من الفولاذ المقاوم للصدأ L 304 في درجة حرارة معتدلة تحت تأثير التحميلات الدورية .

تتعلق التجارب الأولية باختبار الفولاذ تحت تأثير نسب متزايدة من التشوهات' توفر هذه التجارب معلومات تتعلق بتصلب الفولاذ.

يلعب فعل متوسط الإجهاد الغير الصفري دورًا أساسيًا في ظهور التشوه التدريجي المسمى روشيت، وتحت تأثير نفس الظروف، تسمح اختبارات الإجهاد المفروض بتوصيف هذه الظاهرة المؤدية إلى سلوكيات دورية مختلفة وإلى دراسة شكل من أشكال حلقات التباطؤ. تظهر نتائج المحاكاة أن ظاهرة روشي تتحكمه شدة الإجهاد المتوسطي.

وكان البحث الثاني هو تحليلًا لمساهمات الدورية المختلفة تحت تأثير التحميل المتعدد المركب من الضغط - الشد / الالتواء 'المفروض على سلسلة التحميل. هذا التحقيق له ثلاثة أهداف:

- تطور الازيم التخلفية من التشوهات والقيود ودراسة ظاهرة الإفراط في تصلب بسبب تأثير التحميل الثاني وظاهرة Rochet 2D التي تشكل (تصلب الصليب).
- تشير دراسة مقارنة بين Rochet 2 D و Rochet 1 D حول نفس متوسط الضغط الغير الصفري تظهر نتائج الاختبار إلى أن سرعة Rochet 2D أكثر تسارعًا من Rochet 1 D
- دراسة تأثير التحميل الأولي والثاني وفي زيادة السعة على Rochet 2D تتم مجموعة المحاكاة باستخدام رمز الحساب Zebulon مع اختيار نموذج شابوش.

الكلمات الافتتاحية: ضغط الإجهاد ' روشيت ' تصلب الصليب ' شابوش ' حمولة متعددة ' حمولة احادية.

Table des matières

Résumé	4
Abstract	5
1.Introduction	1
2. Définition de la problématique problème.....	2
3.Structure du document.....	3
Chapitre 1	1
Revue bibliographique et état de l'art	1
1.1 Introduction	6
1.2 Présentation du matériau	6
1.2.1 Généralités.....	6
1.2.2 Propriétés.....	7
1.2.3 Transformations de phase et éléments d'alliage	7
1.2.3.1 Les phases de référence	7
1.2.3.2 Eléments d'alliage	8
1.2.4 Champs applications	10
1.2.5 Classification des aciers inoxydables	10
1.2.6 Caractéristiques métallurgiques	11
1.2.6.1 Teneur en ferrite	11
1.2.6.2 Transformation martensitique des aciers inoxydables austénitiques.....	12
1.2.6.2.1 Transformation martensitique par refroidissement.....	12
1.2.6.2.2 Transformation martensitique par écrouissage	14
1.2.6.3 Traitement thermomécanique	14
1.2.7 Comportement mécanique en fatigue plastique des aciers inoxydables	14
1.3 Modes de chargement.....	19
1.3.1 Chargement monotone	19
1.3.2 Classes de matériaux vis-à-vis de la rupture en sollicitation monotone.	19
1.3.3 Charge-décharge.....	21
1.3.4 Chargement cyclique.....	22
1.3.4.1 Les effets du temps en chargement cyclique	23
1.3.4.1.1 Essai de fluage	23
1.3.4.1.2 Essai de relaxation	23

1.4	Essais mécaniques	25
1.4.1	Essai Charpy	25
1.4.2	Essai de dureté.....	26
1.4.2.1	Essai Brinell.....	26
1.4.2.2	Essai Vickers	26
1.4.2.3	Essai Rockwell	27
1.5	Comportement mécanique sous chargement cyclique.....	28
1.5.1	Comportement cycliques sous sollicitations uni axiales	29
1.5.1.1	Observations macroscopiques sous sollicitations cycliques uniaxiales	30
1.5.1.1.1	Effet Bauschinger.....	30
1.5.1.1.2	Durcissement et adoucissement cyclique.....	32
1.5.2	Comportement sous sollicitations cycliques multiaxiales.....	36
1.6	Trajet de chargement	37
1.6.1	Effet du trajet de chargement sur le comportement	37
1.7	Sollicitations cycliques à contrainte imposée.....	40
1.7.1	Adaptation élastique (elastic shakedown).....	40
1.7.2	Accommodation plastique ou encore plasticité alternée (plastic shakedown) ...	40
1.7.3	Rochet (Ratchetting)	40
1.8	Modélisation phénoménologique de Rochet	41
1.8.1	Influence de la température sur le Rochet	42
1.9	Histoire du chargement et effet mémoire	43
1.10	Effet de la contrainte moyenne	44
1.11	Durée de vie en fatigue	45
1.12	Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie des aciers austénitiques	46
1.13	Bilan du chapitre	46
	Chapitre 2.....	49
	Etude du comportement cyclique des matériaux	49
2.1	Introduction	49
2.2	Approches de modélisation	49
2.3	Les grandes classes de comportement.....	50
2.3.1	Le ressort	50
2.3.2	L'amortisseur	51
2.3.3	Le patin.....	51
2.4	Modèles Rhéologiques	52

2.4.1	Modèles linéaires.....	52
2.4.2	Modèles non linéaires.....	52
2.4.3	Modèle de Saint Venant	53
2.4.4	Modèle de Kelvin-Voigt.....	53
2.4.5	Modèle de Maxwell.....	54
2.5	Lois d'écoulement	55
2.6	Loi de comportement élastique.....	58
2.6.1	Potentiel élastique	59
2.6.2	Relation déformation-déplacement	60
2.6.3	Matrice de rigidité d'un matériau isotrope.....	60
2.7	Loi de comportement plastique	62
2.7.1	Critères de plasticité de Von Mises.....	62
2.7.2	Critère de Tresca	64
2.7.3	Comparaison des critères de Tresca et Von Mises.....	66
2.7.4	Critère de HILL Barlat et Tsai	69
2.8	Les lois de comportement.....	70
2.8.1	Loi de Hollomon	70
2.8.2	Loi de Ludwik.....	70
2.8.3	Loi de Swift.....	71
2.8.4	Loi de Prager 1958	71
2.8.5	Loi de Prandtl-Reuss 1924	73
2.8.6	Loi de Henky-Mises 1913	73
Chapitre 3.....		74
Modélisation des phénomènes induits par le comportement non linéaire des matériaux		74
3.1	Introduction	74
3.2	Modélisation du phénomène de Rochet.....	74
3.3	Modèles Phénoménologiques	76
3.3.1	Modèle à deux mécanismes et deux critères (2M2C)	76
3.3.2	Modèle à deux mécanismes et à un critère (2M1C).....	77
3.3.3	Modèle d'Armstrong-Frederick (1966).....	78
3.3.4	Modèle d'Ohno et Wang (1993)	78

3.3.5	Modèle de Mroz	79
3.3.6	Modèle de J.L. Chaboche	80
3.4	Identification des paramètres du modèle	82
3.5	Modélisation phénoménologique de l'écrouissage.....	84
3.5.1	Variables d'écrouissage.....	84
3.5.1.1	Ecrouissage isotope linéaire	85
3.5.1.2	Ecrouissage isotope non linéaire	85
3.5.1.3	Ecrouissage cinématique linéaire	86
3.5.1.4	Ecrouissage cinématique non linéaire	87
3.5.2	Combinaison de l'écrouissage isotope et cinématique	87
3.6	Modélisation micromécanique	88
3.7	Bilan du chapitre.....	88
Chapitre 4	91
Etude du comportement de l'acier inoxydable austénitique 304L sous chargement uniaxial et effet de la contrainte moyenne		
4.1	Validation des paramètres du modèle.....	91
4.2	Essais uniaxiaux à déformation imposée.....	92
4.2.1	Essais à déformation imposée	92
4.2.2	Effet de l'amplitude de déformation progressive.....	94
4.3	Essais uniaxiaux à contrainte imposée	95
4.3.1	Phénomène de Rochet et d'accommodation	95
4.3.2	Effet de la contrainte moyenne à amplitude de contrainte constante.....	99
4.3.3	Effet de l'amplitude de contrainte à contrainte moyenne constante	104
4.3.4	Effet de l'intensité de la contrainte moyenne à amplitude de contrainte décroissante sur le Rochet.....	108
4.3.4.1	Essai comparatif de Rochet 1D	113
4.3.4.1.1	Superposition des courbes cycliques de Rochet 1D	113
4.3.4.1.2	Superposition des courbes du maximum de la déformation plastique....	114
4.4	Essais uniaxiaux à contrainte imposée	114

Chapitre 5	115
Effet du chargement cyclique multiaxial sur le phénomène du Rochet de l'acier inoxydable austénitique 304L	115
5.1 Essai croisé à déformation contrôlée	115
5.1.1 Essai croisé à faible niveau de chargement	115
5.1.2 Essai croisé à grand niveau de chargement	118
5.2 Effet hiérarchique de l'amplitude progressive de la déformation axiale/torsion.....	120
5.2.1 Effet hiérarchique de l'amplitude progressive de la déformation de torsion ...	121
5.2.2 Effet hiérarchique de l'amplitude progressive de la déformation axiale	122
5.3 Essai croisé à contrainte contrôlée.....	125
5.3.1 Essai comparatif de Rochet 1D et 2D	125
5.4 Effet du chargement primaire sur le Rochet 2D	130
5.5 Effet du second chargement sur le Rochet 2D	135
5.6 Bilan du chapitre	140
Conclusion et perspectives	141
Références bibliographiques.....	143

Liste des tableaux

Tableau 1.1	Composition chimique de l'acier 304L (THY) et (CLI)
Tableau 3.1	Paramètres du modèle de Chaboche acier 304L
Tableau 4.1	Amplitudes de déformations imposées progressivement et contraintes correspondantes pour un cycle stabilisé.
Tableau 4.2	Conditions de chargement de l'essai « uni » et « croisé ».
Tableau 4.3	Conditions de chargement (Trajet, Histoires de chargement, contraintes imposées et rapports de charge).
Tableau 4.4	Conditions de chargement (Trajet, Histoires de chargement, contraintes imposées et rapports de charge).
Tableau 4.5	Conditions de chargement (Trajet, Histoires de chargement, contraintes imposées et rapports de charge).
Tableau 5.1	Conditions de chargement de l'essai croix (Trajet, Histoire, Sollicitation à faible niveau de chargement).
Tableau 5.2	Conditions de chargement de l'essai croix (Trajet, Histoire, Sollicitation à grand niveau de chargement).
Tableau 5.3	Conditions de chargement de l'essai croix ($\varepsilon_{zz} = \text{Cte} = 0.5\%$, $\varepsilon_{z\theta} = \pm 0.2\%$, 0.433% , 0.5% , 1% , 1.2% , 1.5%).
Tableau 5.4	Déformations de torsion, déformation axiale constante imposées et contraintes axiales correspondantes.
Tableau 5.5	Conditions de chargement de l'essai croisé ($\varepsilon_{zz} = \pm 0.2\%$, 0.433% , 0.5% , 1% , 1.2% , 1.5% , $\varepsilon_{z\theta} = \text{Cte} = 0.5\%$).
Tableau 5.6	Déformations axiales, déformation de torsion constante imposée et contraintes axiales correspondantes.
Tableau 5.7	Trajets, Histoires de chargement, contraintes imposées et rapports de charge de l'essai : « uniaxial » et « croisé ».
Tableau 7.8	Conditions de chargement (Trajet, Histoire de chargement et contrainte imposée).
Tableau 5.9	Conditions de chargement (Trajet, Histoire de chargement et contrainte imposée).

Liste des figures

Chapitre I

- Fig.1.1** Constitution d'un acier inoxydable austénitique à l'équilibre
- Fig.1.2** Diagramme d'équilibre du fer pur
- Fig.1.3** Détail de la boucle γ du diagramme de phases fer-chrome dans le cas d'alliages Contenant environ 0,004 % de C et 0,002 % d'azote
- Fig.1.4** Diagramme de phases fer-nickel
- Fig.1.5** Coupes a concentration définie du diagramme d'équilibre à haute température des alliages ternaires Fe-Cr-Ni : (a) mise en évidence des caractères alphagène du chrome, (b) gammagène du nickel
- Fig.1.6** Section à 1000°C du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni
- Fig.1.7** Micrographies MEB dans (a) 304L-THY et (b) 304L-CLI(Les aiguilles de ferrite sont indiquées par des flèches).
- Fig.1.8** Structure cristalline des produits de transformation de phase
- Fig.1.9** Température expérimentale Ms en fonction de la taille antérieure des grains d'austénite
- Fig.1.10** Complexe nucléaire de Mayak -Russie
- Fig.1.11** Centrale nucléaire de Cruas-Meysse –France
- Fig.1.12** Complexe nucléaire de Fukushima-Japon
- Fig.1.13** Centrale nucléaire Civaux –France
- Fig.1.14** Ancien circuit RRA
- Fig.1.15** Fissure traversante est apparue le long de la soudure longitudinale extrado (circuit RRA centrale nucléaire Civaux 1 Mai 1998
- Fig.1.16** Faïençage thermique en surface interne du coude RRA
- Fig.1.17** Essai de traction monotone.
- Fig.1.18** Illustration de différents comportements plastique en chargement monotone.
- Fig.1.19** Expérience de traction simple pour un matériau écrouissable.
- Fig.1.20** Réponses schématiques des différents matériaux dans un cycle de charge-décharge recharge a) pour un acier doux, b) pour un élastomère.

- Fig.1.21** Réponses des différents matériaux sous chargement cyclique plasticité cyclique d'un acier, b) adoucissement cyclique d'un élastomère,
- Fig.1.22** a) Courbe typique de fluage peut être divisée en trois zones : fluage primaire, fluage secondaire et fluage tertiaire. b) la contrainte est maintenue constante en fonction du temps.
- Fig.1.23** Relaxation des contraintes.
- Fig.1.43** Essai de traction-torsion sur acier doux .Evolution de la surface seuil pour deux histoires de chargement. a) Trajet de chargement purement radial. b) trajet de chargement consiste en une traction pure (inférieure à la limite élastique), suivie d'une torsion à force de traction constante.
- Fig.1.44** Illustration des différents phénomènes sous contrainte imposée.
- Fig.1.45** Influence de la température sur la vitesse de Rochet en traction / torsion d'un acier inoxydable 17-12 Mo-SPH.
- Fig.1.46** Evolution de l'amplitude de contrainte d'un acier 304 en fonction du nombre de cycles pour des histoires de chargements différentes.
- Fig.1.47** Essais de Rochet uniaxiaux à amplitude de contrainte constante de 125 MPa et un taux de contrainte de 50 MPa /s, a) courbe contrainte déformation, b) déformation de Rochet en fonction du nombre de cycles.
- Fig.1.48** Courbe de Wöhler et domaines de la fatigue.
- Fig.1.49** Chargement typique d'un essai de fatigue : a) avec pré-écrouissage monotone (PEM), b) avec pré-écrouissage cyclique (PEC)

Chapitre II

- Fig.2.1** Modèle de l'élasticité linéaire.
- Fig.2.2** Illustration de l'amortisseur.
- Fig.2.3** Exemple du patin.
- Fig.2.4** Modèle rhéologique.
- Fig.2.5** Modèle rhéologique de Kelvin-Voigt.
- Fig.2.6** Modèle rhéologique de Maxwell.
- Fig.2.7** Représentation schématique d'une surface d'écoulement après déformation hors du domaine d'élasticité initial.
- Fig.2.8** Surface de charge en plasticité.
- Fig.2.9** Courbe de traction.
- Fig.2.10** Fonction de charge initiale dans l'espace des contraintes principales pour le critère de Von Mises(a) matériau élasto-plastique avec écrouissage, (b) vue dans le plan $\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3=0$.
- Fig.2.11** Trois plans des contraintes principales en tridimensionnel.

- Fig.2.12** Fonction de charge initiale dans l'espace des contraintes principales pour le critère de Tresca (a) matériau élastoplastique avec écrouissage, b) vue dans le plan $\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 = 0$.
- Fig.2.13** Tri cercle de Mohr.
- Fig.2.14** Essai biaxial: traction-torsion.
- Fig.2.15** Comparaison des surfaces seuil prédites par les critères de Tresca et de Von Mises pour l'essai biaxial : traction-torsion.
- Fig.2.16** Essai biaxial: traction- traction.
- Fig.2.17** Comparaison des critères de Tresca et de Von Mises pour l'essai de traction biaxiale
- Fig.2.18** Représentation des surfaces d'écoulement par les deux critères Von Mises et Tresca.
- Fig.2.19** Anisotropie induite par le laminage : changement de forme des grains.
- Fig.2.20** Evolution de la contrainte en fonction de la déformation par la loi de Hollomon.
- Fig.2.21** Evolution de la contrainte en fonction de la déformation par la loi de Ludwik.
- Fig.2.22** Accommodation immédiate du modèle cinématique linéaire en traction-compression.
- Fig.2.23** Modèle d'écrouissage cinématique linéaire et isotrope de Prager.

Chapitre III

- Fig.3.1** Illustration de Rochet et d'accommodation pour un essai de traction-compression.
- Fig.3.2** Ecrouissage cinématique non linéaire proposé.
- Fig.3.3** Schématisation du comportement élastoplastique dans l'espace des contraintes.
- Fig.3.4** Comportement cyclique avec un modèle à écrouissage isotrope.
- Fig.3.5** Illustration de l'écrouissage isotrope, à gauche : dans le plan déviatorique; à droite : la contrainte en fonction de la déformation plastique.
- Fig.3.6** Accommodation immédiate du modèle cinématique linéaire en traction-compression.
- Fig.3.7** Illustration de l'écrouissage cinématique, à gauche : dans le plan déviatorique ; à droite : la contrainte en fonction de la déformation plastique.
- Fig.3.8** Fonction de rendement de Von Mises avec durcissement mixte dans le plan déviatorique.

- Fig.3.9** Différents niveaux d'observations des déformations plastiques et de formulation des Modèles.
- Fig.3.10** Mouvement d'une dislocation le long d'un plan de glissement.
- Fig.3.11** Dislocation coin : a) défaut créé par une translation d'une partie du cristal, b) Dislocation vis : défaut créé par une rotation locale d'une partie du cristal.

Chapitre IV

- Fig.4.1** Superposition de la boucle stabilisée expérimentale avec les résultats de la simulation.
- Fig.4.2** Comportement de l'acier 304L sous traction –compression a) déformation imposée, b) durcissement cyclique, c) boucles hystérésis.
- Fig.4.3** Courbes d'hystérésis de l'acier inoxydable 304L obtenues à partir des essais contrôlés pour différentes amplitudes de déformations (1 cycle).
- Fig.4.4** Courbes d'hystérésis de l'acier inoxydable 304L obtenues à partir des essais contrôlés pour différentes amplitudes de déformations (10 cycles).
- Fig.4.5** Histoire de chargement de l'histoire (H1).
- Fig.4.6** Histoire de chargement de l'histoire (H2).
- Fig.4.7** Boucles hystérésis cycliques non fermées illustrant le phénomène de Rochet.
- Fig.4.8** Boucles hystérésis cycliques fermées illustrant le phénomène d'accommodation.
- Fig.4.9** Superposition des deux phénomènes de Rochet et d'accommodation montrant l'effet de la contrainte moyenne sur la réponse de l'acier 304L.
- Fig.4.10** Evolution du maximum de la déformation axiale en fonction du nombre de cycles relative au deux phénomènes : « Rochet » et « Accommodation ».
- Fig.4.11** Histoire de chargement de l'histoire (H1).
- Fig.4.12** Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial (traction –compression) sur l'acier 304L pour $\sigma_{mean} = 50MPa, \sigma_a = 200MPa$
- Fig.4.13** Histoire de chargement de l'histoire (H2).
- Fig.4.14** Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial (traction –compression) sur l'acier 304L pour $\sigma_{mean} = 100MPa, \sigma_a = 200MPa$
- Fig.4.15** Histoire de chargement de l'histoire (H3).
- Fig.4.16** Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial traction –compression) sur l'acier 304L pour ($\sigma_{mean} = 150MPa, \sigma_a = 200MPa$).

- Fig.4.17** Superposition des courbes de Rochet 1D, montrant l'effet de la contrainte moyenne à une amplitude de contrainte constante $\sigma_a = 200$ MPa
- Fig.4.18** Evolution de Rochet en fonction du nombre de cycles pour des contraintes moyennes croissantes à amplitude de contrainte constante ($\sigma_a = 200$ MPa).
- Fig.4.19** Histoire de chargement de l'histoire (H1).
- Fig.4.20** Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial (traction –compression) sur l'acier 304L
- Fig.4.21** Histoire de chargement de l'histoire (H2).
- Fig.4.22** Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial (traction –compression) sur l'acier 304L pour $\sigma_{mean} = 100$ MPa , $\sigma_a = 200$ MPa).
- Fig.4.23** Histoire de chargement de l'histoire (H3).
- Fig.4.24** Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial (traction –compression) sur l'acier 304L pour ($\sigma_{mean} = 100$ MPa , $\sigma_a = 250$ MPa).
- Fig.4.25** Superposition des courbes de Rochet 1D, montrant l'effet de l'amplitude de contrainte à une contrainte moyenne constante $\sigma_{mean} = 100$ MPa.
- Fig.4.26** Résultat du Rochet 1D sous contrainte moyenne constante ($\sigma_{mean} = 50$ MPa),
a) boucles de contrainte axiale- déformation, b) maximum de déformation
- Fig.4.27** Résultat du Rochet 1D sous contrainte moyenne constante ($\sigma_{mean} = 75$ MPa), a) boucles de contrainte axiale- déformation, b) maximum de déformation axiale en fonction du nombre de cycles.
- Fig.4.28** Résultat du Rochet 1D sous contrainte moyenne constante ($\sigma_{mean} = 100$ MPa), a) boucles de contrainte axiale- déformation, (b) maximum de déformation axiale en fonction du nombre de cycles
- Fig.4.29** Résultat du Rochet 1D sous contrainte moyenne constante ($\sigma_{mean} = 125$ MPa), a) boucles de contrainte axiale- déformation, (b) maximum de déformation axiale en fonction du nombre de cycles.
- Fig.4.30** Superposition de quatre Historiques de chargement sous différentes contraintes moyennes, a) Rochet 1D, 10 cycles, b) Rochet 1D, 200
- Fig.4.31** Déformation axiale en fonction du nombre de cycles sous une gamme de contraintes moyennes à 200 cycles.

Chapitre V

- Fig.5.1** Evolution de la déformation axiale et la déformation équivalente en fonction du temps.

- Fig.5.2** Réponse de l'acier 304L sous déformation imposée biaxiale, à faible niveau de chargement pour 10 cycles.
- Fig.5.3** Réponse l'acier 304L sous déformation imposée biaxiale, à faible niveau de chargement pour 100 cycles.
- Fig.5.4** Evolution de la déformation axiale et équivalente en fonction du temps.
- Fig.5.5** Réponse de l'acier 304L sous déformation imposée biaxiale, à grand niveau de chargement pour 20 cycles.
- Fig.5.6** Réponse de l'acier 304L sous déformation imposée biaxiale,(pour une grande déformations) à 200 cycles.
- Fig.5.7** Manifestation du comportement cyclique de l'acier 304L sous chargement multiaxial croisé ($\varepsilon_{zz} = \text{Cte} = 0.5\%$, $\varepsilon_{z\theta} = \pm 0.2\%$, 0.433% , 0.5% , 1% , 1.2%)
- Fig.5.8** Manifestation du comportement cyclique de l'acier 304L sous chargement multiaxial croisé ($\varepsilon_{zz} = \pm 0.2\%$, 0.433% , 0.5% , 1% , 1.2% , 1.5% ,
- Fig.5.9** Résultat de simulation de l'essai uniaxial de l'acier 304L, a) illustration de Rochet (1D), b) évolution du maximum de la déformation plastique en
- Fig.5.10** Résultat de simulation de l'essai croix de l'acier 304L : a) illustration de Rochet (2D), évolution du maximum de la déformation plastique en
- Fig.5.11** Comparaison entre l'essai uniaxial et croisé, a) contrainte axiale en fonction de la déformation axiale (essai effectué dans le présent
- Fig.5.12** Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation pour l'histoire (H1).
- Fig.5.13** Evolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles. Pour ($\sigma_{zm} = 50 \text{ MPa}$, $\sigma_{z\theta} = \pm 150 \text{ MPa}$).
- Fig.5.14** Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation pour l'histoire (H2).
- Fig.5.15** Evolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour ($\sigma_{zm} = 75 \text{ MPa}$, $\sigma_{z\theta} = \pm 150 \text{ MPa}$).
- Fig.5.16** Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation pour l'histoire (H3).
- Fig.5.17** Evolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour ($\sigma_{zm} = 100 \text{ MPa}$, $\sigma_{z\theta} = \pm 150 \text{ MPa}$).
- Fig.5.18** Superposition des courbes cycliques : Effet du premier chargement sur le Rochet 2D.
- Fig.5.19** Evolution du maximum de la déformation axiale en fonction du nombre de cycles montrant l'effet du premier chargement sur le Rochet 2D.
- Fig.5.20** Histoire de chargement de l'histoire (H1).
- Fig.5.21** Résultat de simulation de l'essai Rochet 2D de l'acier 304L pour ($\sigma_{zm}=100\text{MPa}, \sigma_{z\theta} = \pm 100\text{MPa}$) .
- Fig.5.22** Histoire de chargement de l'histoire (H2).
- Fig.5.23** Résultat de simulation de l'essai Rochet 2D de l'acier 304L pour ($\sigma_{zm}=100\text{MPa}, \sigma_{z\theta} = \pm 150\text{MPa}$).
- Fig.5.24** Histoire de chargement de l'histoire (H3).
- Fig.5.25** Résultat de simulation de l'essai Rochet 2D de l'acier 304L pour ($\sigma_{zm}=100\text{MPa}, \sigma_{z\theta} = \pm 250\text{MPa}$).
- Fig.5.26** Superposition des courbes, a) Effet de l'amplitude progressive de contrainte de torsion sur le Rochet 2D.

Fig.5.27

Evolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles.

Nomenclature

Lettres latines

b	Constante indiquant la rapidité de la stabilisation.
C_{ijkl}	Tenseur de Rigidité.
C	Constante cinématique.
D	Matrice de rigidité.
E	Module d'élasticité d'Young.
E^{ep}	Module élasto-plasticité tangent.
f	Fonction de charge.
H	Module d'écrouissage.
H_v	Dureté.
J_2	Deuxième invariant du tenseur.
K	Raideur.
N	Nombre de cycle.
$\dot{\epsilon}$	Direction d'écoulement plastique.
\dot{P}	Déformation plastique cumulée.
Q	Variable de mémoire de l'écrouissage.
R	Variable d'écrouissage isotrope.
R_0	La taille du domaine d'élasticité initial.
S_{ij}	La partie déviatorique du tenseur des contraintes de Cauchy.
S_{ijkl}	Tenseur de Souplesse.
\underline{X}	Tenseur variable d'écrouissage cinématique.
$W(\epsilon)$	Energie Elastique.

Symboles grecs

$\epsilon_{xx}, \epsilon_{zz}$	Déformation uni- axiale.
$\epsilon_{12} : \epsilon_{z\theta}$	Déformation de torsion.
ϵ^T	Déformation totale.
ϵ^e	Déformation élastique.
ϵ^p	Déformation plastique.
\mathcal{E}_{zz}^p	Déformation plastique axiale.
ϵ_1	Déformation primaire.

ε_2	Déformation finale.
$\varepsilon_{max}, \varepsilon_{min}$	Valeurs extrêmes de la déformation axiale.
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation.
$\gamma_{\theta z}, \gamma_{xy}$	Déformation angulaire.
$\gamma_{max}, \gamma_{min}$	Valeurs extrêmes de la déformation axiale.
σ_y, R_e, σ_0	Taille initiale du domaine d'élasticité.
σ_s	Contrainte seuil de plasticité.
σ_{zz}	Contrainte axiale.
$\sigma_{z\theta}$	Contrainte de torsion.
σ_{zm}	Contrainte moyenne.
σ_a	Contrainte alternée.
σ^{rev}	Contrainte réversible.
σ^{irr}	Contrainte irréversible.
$\sigma_{eqMises}, \sigma_{VM}$	Contrainte équivalente de von Mises.
$\sigma_{eqTresca}$	Contrainte équivalente de Tresca.
σ_{TS}	Contrainte équivalente de Tsai.
$\tau_{xy}, \tau_{\theta z}$	Contrainte de cisaillement.
τ_{max}	Contrainte de cisaillement maximale.
ν	Coefficient de Poisson.
γ	Terme de restauration dynamique.
$\gamma(p)$	Fonction exprime le durcissement cyclique du matériau.
$\underline{\sigma}^D$	Partie déviatorique du tenseur de contrainte de Cauchy.
η	Viscosité du matériau.
α	Variable interne.
$\sigma, (\sigma - X), \sigma_{ij}$	Tenseur de contrainte.
l	Direction d'écoulement plastique.
σ_{ij}	Tenseur contrainte.
λ	Coefficient de Lamé.
$\dot{\lambda}$	Multiplicateur plastique (intensité d'écoulement).

Introduction Générale

1. Introduction

Aujourd'hui, la plasticité cyclique est utilisée pour le calcul des structures dans les plus grandes installations industrielles telles que l'aéronautique, l'industrie nucléaire, la médecine, etc. La plasticité se produit lors d'un chargement répété dans des zones accidentées, telles que les congés de raccordement ou au voisinage de porosités ou d'inclusions.

La prise en compte des déformations plastiques, permet de calculer les prévisions de durée de vie des pièces et le calcul des structures de sécurité dans les plus grandes installations industrielles.

Ce champ d'investigation a attiré l'attention de plusieurs chercheurs [Doquet & al 2001] depuis le début du 20ème siècle se sont intéressés au cumul de dommage avec prise en compte des effets mémoire de l'histoire du chargement sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques. D'autres chercheurs [Mc Dowell , (1995)], [Chaboche & al, (1989)], [(Delobelle & al 1995)], [(Ohno, & al 1993)], [Abdel-Karim & al (2005)],...

. Se sont penchés sur l'étude du comportement élastoplastique des matériaux ainsi que l'analyse de plusieurs comportements phénoménologiques macroscopiques, cependant une large base d'essais est disponible dans la littérature.

Le développement de l'outil informatique a permis l'apparition des modèles numériques et de limiter les études expérimentales onéreuses. Les modèles numériques ainsi que leur qualité permettent de prédire le comportement élastoplastique macroscopique d'un matériau, où on décrit la plupart des observations phénoménologiques rencontrées lors des chargements cycliques (durcissement, adoucissement, accommodation, l'adaptation et le Rochet).

Un effort considérable a été récemment réalisé dans l'élaboration de modèle de comportement capable de simuler la tenue en service de structures soumises à des sollicitations cycliques complexes. Avant toute utilisation d'un modèle, il convient de choisir un modèle adapté au problème à traiter. Ensuite, il doit identifier les paramètres caractéristiques du matériau. Pour cela, il est nécessaire de disposer d'une base de données expérimentale qui caractérise le matériau.

Il existe plusieurs approches pour écrire les lois de comportement pour cela de nombreux modèles macroscopiques et microscopiques ont été proposés pour appréhender le comportement des écoulements. Chaboche fut l'un des premiers qui ont contribué à la modélisation des phénomènes macroscopiques, utilisant le volume élémentaire.

Dans l'approche microscopique, où les lois de comportement sont décrites au niveau cristallographique, plusieurs chercheurs tels que : [Cailletaud, (1987)] , [Taleb & al. (2009)], [Taheri & al (2011)] , [(Belattar & al (2014))] ont contribué par leurs travaux de recherche par la combinaison des deux approches micro-macro.

L'objectif de ce travail comporte une étude numérique du comportement cyclique élastoplastique et la modélisation du phénomène de Rochet sous différents chargements. Un grand nombre de travaux de recherche a été focalisé sur la compréhension et la modélisation de ce phénomène constituant un pré-requis au dimensionnement. La qualité de la prédiction du phénomène de Rochet dépend de la capacité des lois de comportement utilisées.

Plusieurs modèles ont été proposés par des auteurs afin de donner une bonne estimation de la déformation progressive. La principale différence entre ces différents modèles concerne la modélisation de l'écrouissage cinématique dont la formulation la plus simple a été donnée par Prager, puis Frederick et Armstrong. Le modèle cinématique non linéaire de Frederick et Armstrong nommé le modèle A-F est l'un des modèles de base qui peut simuler le Rochet mais conduit à une surestimation de ce dernier, surtout dans le cas d'un chargement multiaxial. De ce fait, plusieurs modèles proposés par les auteurs [Chaboche, 1991, 1994] , [Bari & al,(2001)] , [(Kang, 2004)] , [(Taleb & al. 2006)] ont été développés afin de donner une bonne estimation du Rochet.

2. Définition de la problématique problème

L'étude du comportement cyclique des matériaux a connu un grand succès avec le développement de l'outil informatique, devenu de plus en plus performant. Ce développement a suscité au sein de la communauté scientifique, une exigence de plus en plus importante dans la précision des simulations numériques et en termes de temps de calcul.

Dans ce cadre, on s'est intéressé à la modélisation du comportement mécanique des structures soumises à efforts répétés et plus particulièrement au comportement d'un acier austénitique inoxydable 304L sous chargement dynamique, ainsi que la modélisation du phénomène de Rochet qui peut conduire à l'endommagement par fatigue. Cette étude est entamée par l'analyse de l'évolution des boucles contrainte-déformation et l'évolution d'écrouissage, pour cela le modèle de Chaboche est exploité.

Les essais mécaniques couramment utilisés pour caractériser le comportement mécanique des matériaux sont les essais de traction-compression et de torsion alternée constituent la base de la caractérisation du comportement cyclique élastoplastique.

Les travaux réalisés au cours de cette thèse, s'inscrivent dans la thématique :

**« MODELISATION DE LA DEFORMATION PROGRESSIVE DES
ACIERS AUSTENITIQUES INOXYDABLES SOUS DIFFERENTS
CHARGEMENTS »**

3. Structure du document

Le document est organisé en 5 chapitres, une introduction et un état d'art suivis, par quelques rappels sur les lois comportement du matériau sous chargement cyclique. Ensuite une modélisation de différents phénomènes macroscopiques phénoménologiques, la partie fondamentale concernant les résultats et discussions. Enfin On termine par une conclusion générale suivie de quelques perspectives. Le document est structuré en cinq chapitres suivants :

Le premier chapitre concerne une étude bibliographique portant sur le phénomène de déformation progressive, les caractéristiques physiques des aciers inoxydables austénitiques, et leurs comportements cycliques sous chargements uniaxiaux/multiaxiaux. Nous rapportons la plupart des observations phénoménologiques macroscopiques rencontrées (effet Bauschinger, durcissement durcissement/adoucissement, Rochet, sur-écrouissage, pré-écrouissage...)

Le deuxième chapitre est consacré aux lois de comportement élastoplastique qui sont fondées sur les concepts de mécanisme réversible (élasticité), de mécanisme irréversible (la plasticité), de déformation plastique, de seuil de plasticité, d'écrouissage, de lois d'écoulement plastique. Le but est d'intégrer la loi de comportement afin de pouvoir simuler le comportement mécanique et de décrire le phénomène de Rochet sous sollicitations cycliques.

Ensuite, on étudie les critères de Von Mises et Tresca. On utilise ces deux lois de comportement sur des essais uni-axiaux et bi-axiaux.

Le troisième chapitre expose une investigation sur les modèles macroscopiques, capables de décrire le phénomène de Rochet et à la proposition d'un modèle phénoménologique le plus pertinent, afin de caractériser le comportement cyclique du matériau sous l'effet de différents histoires de chargements. La plupart des modèles phénoménologiques

macroscopiques sont basés sur un écoulement plastique normal au domaine d'élasticité, si l'on parvient à modéliser de manière adéquate la direction de l'écoulement plastique, et donc d'améliorer la description de la déformation progressive. Ensuite, la détermination des paramètres matériels du matériau régissant ce modèle et intervenant dans les lois de comportement des matériaux, qui seront par la suite implantés dans le code de calcul ZéBulon pour rendre plus performante l'intégration des lois de comportement. Pour cela, il est nécessaire de disposer d'une base de données expérimentale qui caractérise le matériau.

Le chapitre quatre s'intéressera à la caractérisation du matériau sous des conditions de chargement uniaxial cyclique de traction-compression sous une large gamme de chargements cycliques.

Dans un premier lieu, on s'est intéressé à l'identification des paramètres matériau tirés de la littérature. Une validation sur les premières boucles d'hystérésis d'essais de traction-compression uni axiale dans le but de s'assurer du choix adéquat du modèle choisi et sa capacité pour décrire convenablement le comportement élastoplastique.

L'ensemble des essais effectués dans ce chapitre sera divisé en deux parties :

- La première comporte des essais contrôlés par déformation offrant des informations relatives au durcissement ou l'adoucissement de l'acier étudié.
- La deuxième partie présente des essais effectués sous contrôle de la contrainte, faisant apparaître deux phénomènes :
 - i) L'accommodation,
 - ii) Le Rochet.

L'objectif est de comparer de ces deux phénomènes en prenant en compte l'effet de contrainte moyenne.

Dans un second temps, une investigation fera l'objet d'analyser la sensibilisé et l'intensité de la contrainte moyenne sur le phénomène de Rochet.

Le chapitre cinq est centré sur la caractérisation du matériau sous sollicitations de fatigue plastique oligocyclique multiaxiale proportionnelle à trajet de chargement croisé, sous l'effet de plusieurs scénarios de chargements et l'analyse des différentes manifestations phénoménologiques macroscopiques observées.

Dans la première partie du chapitre nous trouvons une première contribution englobant un ensemble de caractérisation du matériau sous chargement multiaxial de traction–compression/torsion illustrant le phénomène de sur-écrouissage causé par l’application du chargement secondaire.

Dans la deuxième partie du chapitre nous procédons à une étude comparative entre le Rochet 1D et Rochet 2D d’une part et d’autre part à l’effet du chargement primaire et secondaire sur la déformation progressive.

Les simulations ont été réalisées à l’aide du code de calcul ZéBulon 8.5, exploitant le modèle élastoplastique de Chaboche.

En conclusion, une synthèse de ces travaux est élaborée et on termine par la proposition des perspectives.

Chapitre 1

Revue bibliographique et état de l'art

1.1 Introduction

L'objectif de ce chapitre est de donner un aperçu assez général du comportement mécanique des matériaux qui permettra de mieux appréhender les efforts qui seront mis en jeu (choix des mécanismes physiques). Nous exposons quelques essais mécaniques afin d'analyser les différentes réactions du matériau sous l'effet de plusieurs modes de chargements monotone et cyclique.

On se focalise sur le phénomène de Rochet qui constitue encore un sujet d'actualité, qui a attiré l'attention des chercheurs depuis plusieurs décennies. La complexité de ce phénomène est due à l'interaction de plusieurs de facteurs tels que la complexité du chargement, le type de matériau, le choix du modèle qui le décrit correctement.

1.2 Présentation du matériau

1.2.1 Généralités

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer, de chrome et d'autres éléments d'additions comme le carbone, le nickel, le molybdène, etc... La structure d'acier sera martensitique, austénitique ou ferritique selon le pourcentage de ses constituants. Ils ne sont pas durcis par la trempe mais par écrouissage. L'intérêt majeur de l'emploi des aciers inoxydables, réside dans leur résistance à la corrosion conjuguée à une bonne résistance mécanique.

La figure 1.1 représente la constitution des aciers inoxydables austénitiques à 18% de chrome et 9% de Nickel. A la température ambiante, l'état d'équilibre n'est pas de l'austénite, mais une structure triphasée composée d'austénite γ , de ferrite α , et de carbure de chrome Cr_{23}C_6 .

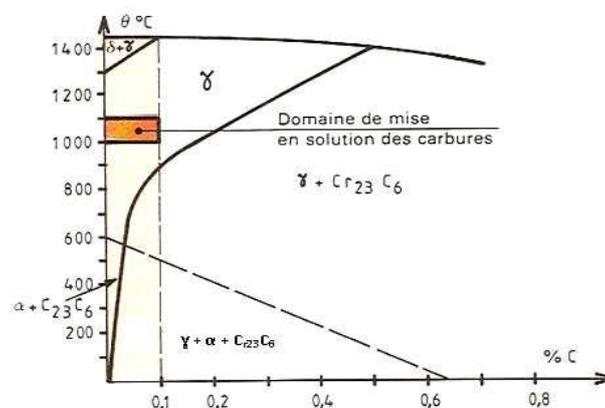


Fig. 1.1 : Constitution d'un acier inoxydable austénitique à l'équilibre

(Barralis & al, 1993)

La nuance 304L de l'acier inoxydable austénitique présente une phase ferritique δ résiduelle dans l'austénite métastable lors d'une solidification hors équilibre.

1.2.2 Propriétés

Les propriétés mécaniques des aciers inoxydables dépendent de la structure métallurgique, de la présence ou non de précipités et de la capacité de durcissement de l'acier. Ils possèdent, de plus, une excellente résistance à la ductilité et la ténacité et une bonne soudabilité opératoire et métallurgique, ce qui en facilite la mise en œuvre. Les aciers inoxydables austénitiques sont relativement faibles, leur module d'élasticité est de l'ordre de 200 GPa, la limite élastique est de l'ordre de 200 MPa et leur résistance à la rupture est de l'ordre de 500 MPa [Bavay (1990)].

L'acier inoxydable austénitique 304L a pour structure de base l'alliage de fer 0.02 % et de carbone 0.1%, 18% de chrome et 8% nickel, et d'autres éléments d'addition comme le cuivre, le silicium, le titane, le niobium. La nuance 304L de l'acier inoxydable austénitique présente une phase ferritique δ résiduelle dans l'austénite métastable lors d'une solidification hors équilibre.

1.2.3 Transformations de phase et éléments d'alliage

1.2.3.1 Les phases de référence

La structure est cubique à faces centrées, le fer α (ferrite) se transforme en fer γ (austénite) à partir de 910°C. Au-delà de 1400°C, une nouvelle transformation apparaît pour donner le fer de type δ . Lorsque la pression extérieure est élevée, une forme cristalline apparaît, elle représente le fer de type ϵ , de structure hexagonale compacte figure 1.2.

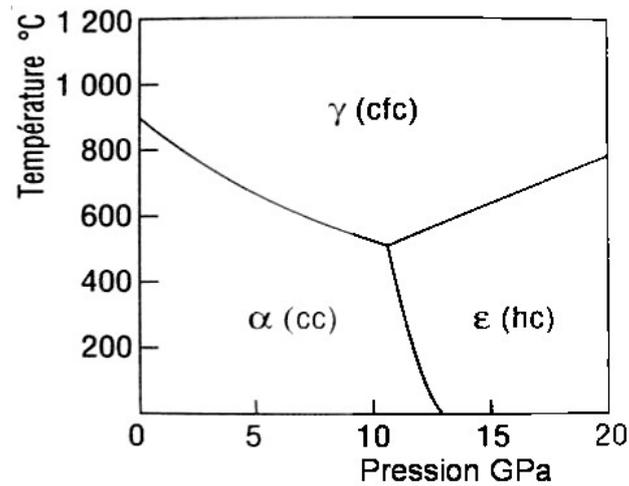


Fig. 1.2 : Diagramme d'équilibre du fer pur, (Jean,2002).

1.2.3.2 Eléments d'alliage

Le diagramme d'équilibre Fer-carbone peut avoir des modifications à cause du pourcentage des éléments d'alliages qui sont classés en deux grandes familles : les éléments alphagènes et les éléments gammagènes [Cunat (2000)].

Le chrome est alphagène, un accroissement de la teneur massique en chrome favorise la formation et la stabilité de la ferrite δ au détriment de l'austénite γ . L'ajout de chrome qui donne aux aciers le caractère inoxydable va influencer sur les transformations de phases subies ou non par l'acier. Le Cr, Al, Ti, Si, Mo, W, Nb sont aussi alphagènes (figure 1.3).

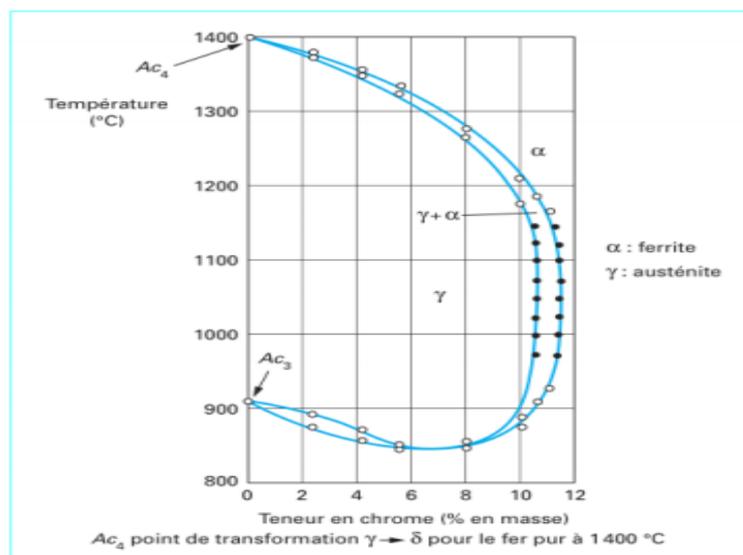


Fig. 1.3 : Détail de la boucle γ du diagramme de phases fer-chrome dans le cas d'alliages contenant environ 0,004 % de C et 0,002 % d'azote [Cunat (2000)].

La figure 1.4 présente le diagramme de phases du système Fe-Ni. Le nickel est gammagène, il élargit le domaine de l'austénite γ , au détriment de la ferrite et facilite la mise en œuvre des aciers inoxydables par déformation plastique. Le Ni, Co, Mn, C, N... sont aussi gammagènes.

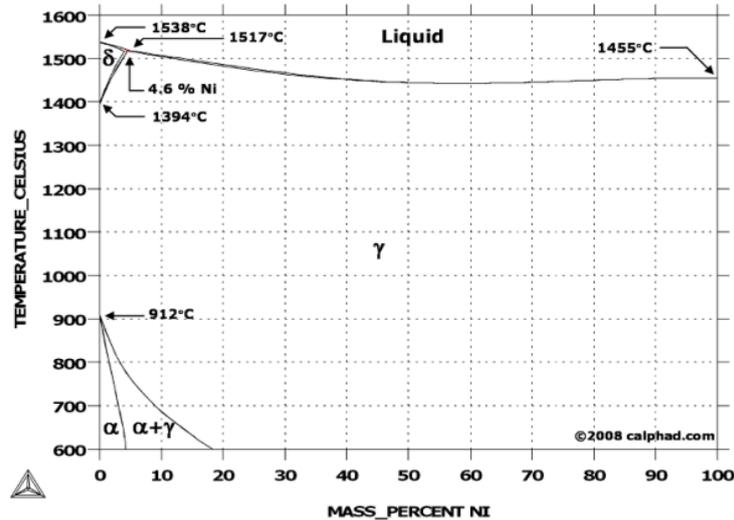


Fig. 1.4 : Diagramme de phases fer-nickel [Audrey (2016)]

La figure 1.5 représente l'addition de chrome dans un acier austénitique à 8% de nickel, et augmente la teneur en ferrite. En revanche, une addition de nickel dans un acier ferritique à 18% de chrome augmente progressivement la teneur en austénite. La teneur en chrome et en nickel peut être augmentée pour améliorer la résistance à la corrosion.

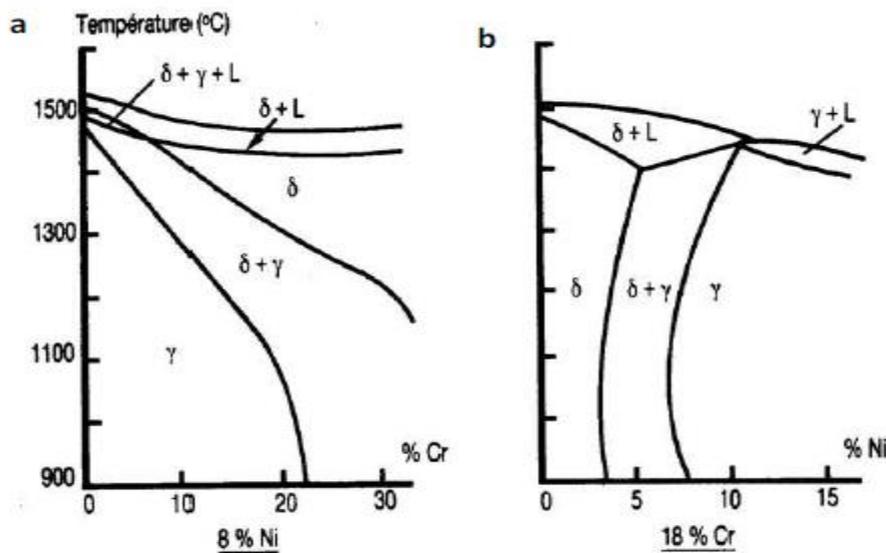


Fig. 1.5 : Coupes à concentration définie du diagramme d'équilibre à haute température des alliages ternaires Fe-Cr-Ni : (a) mise en évidence des caractères alphagène du chrome, (b) gammagène du nickel [Bavay (1990)]

1.2.4 Champs applications

L'acier inoxydable austénitique 304L est très largement utilisé dans le domaine de l'aéronautique, l'industrie nucléaire, la construction des réservoirs pour l'industrie chimique et des produits laitiers, il a fait l'objet de nombreuses études au laboratoire [Chopra & al. (1999)], [De.Baglioni (2011)], la médecine ainsi que dans quelques types d'industries chimiques. Il résiste à la corrosion dans de nombreuses circonstances, il a été élaboré pour résister à des environnements très corrosifs ou pour des applications particulières. L'excellente résistance à la corrosion des aciers inoxydables est due à la formation d'une couche protectrice d'oxyde de chrome à la surface.

1.2.5 Classification des aciers inoxydables

Tous les aciers, y compris les aciers inoxydables, sont constitués d'atomes de fer cristallisés avec l'ajout de carbone. La ferrite, l'austénite et la martensite sont de structures cristallines de fer, la différence entre ces structures cristallines est la quantité de carbone qu'elles peuvent absorber. Les aciers inoxydables peuvent se trouver sur trois types :

- **Les aciers martensitiques** : La martensite est une forme cubique de fer cristallisé centré sur le corps qui est créée lorsque l'austénite chauffée est rapidement refroidie par trempe. Ces aciers, qui contiennent généralement 13% de chrome, sont les aciers inoxydables les moins résistants à la corrosion.
- **Les aciers austénitiques**: Les aciers inoxydables austénitiques contiennent de l'austénite, une forme de fer qui peut absorber plus de carbone que la ferrite. Ce type d'acier inoxydable est de loin le plus important et donc le plus largement utilisé. Il résiste à la corrosion dans de nombreuses circonstances, et est principalement utilisé dans le domaine de l'alimentaire, les laiteries, les brasseries et autres industries de transformation, ainsi que dans quelques types d'industries chimiques. .
- **Les aciers ferritiques** : Les aciers ferritiques sont constitués de cristaux de ferrite, une forme de fer qui ne contient qu'une très petite quantité (jusqu'à 0,025%) de carbone. L'acier ferritique le plus courant est le Z8C17 (Inox 430), qui contient 17% de chrome. Ils offrent donc une meilleure résistance à la corrosion que les aciers martensitiques.

Le molybdène, ajouté aux aciers austénitiques, améliore encore la résistance à la corrosion. Ainsi, les aciers inoxydables de type 316 contiennent entre 2 % et 3% de molybdène. Ils sont principalement utilisés dans les industries chimiques et pétrochimiques.

1.2.6 Caractéristiques métallurgiques

1.2.6.1 Teneur en ferrite

La ferrite améliore la soudabilité du matériau et influe sur la durée de vie en fatigue.

La ferrite δ favorise l'existence de sites d'amorçage de fissure aux interfaces. La durée de vie en fatigue de l'acier 304L dépend de l'orientation des fibres de ferrite par rapport à la direction du chargement. La constitution des aciers inoxydables à température élevée peut être déterminée à partir des sections isothermes du diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni (figure 1.6) (pourcentages massiques) en chrome et en nickel calculé, [Lacombe & al (1990)]

Equivalent Ni = % Ni + % Co + 0,5 (% Mn) + 30 (% C) + 0,3 (% Cu) + 25 (% N)

Equivalent Cr = % Cr + 2,0 (% Si) + 1,5 (% Mo) + 5,5 (% Al) + 1,75 (% Nb) + 1,5 (% i) + 0,75 (% W)

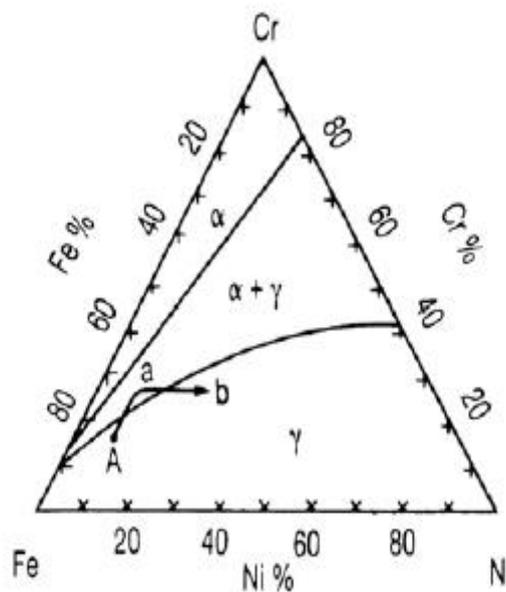


Fig. 1.6 : Section à 1000°C du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni
[Desestret & al 1990]

Des essais expérimentaux ont été effectués par [Taheri & al (2011)] sur l'acier inoxydable austénitique 304L (THY) et (CLI), La composition chimique est reportée dans le Tableau 1.1

Tableau 1.1 : Composition chimique de l'acier 304L(THY) et (CLI)

	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	N2	Fe
THY	0.023	1.13	0.49	0.004	0.024	10.1	18.5	0.09	0.1	0.028	Bal
CLI	0.029	1.86	0.37	0.004	0.029	10	18	0.04	0.02	0.056	Bal

Les micrographies de la figure 1.7, montrent des plages de ferrite dans l'acier 304L (THY) et (CLI)

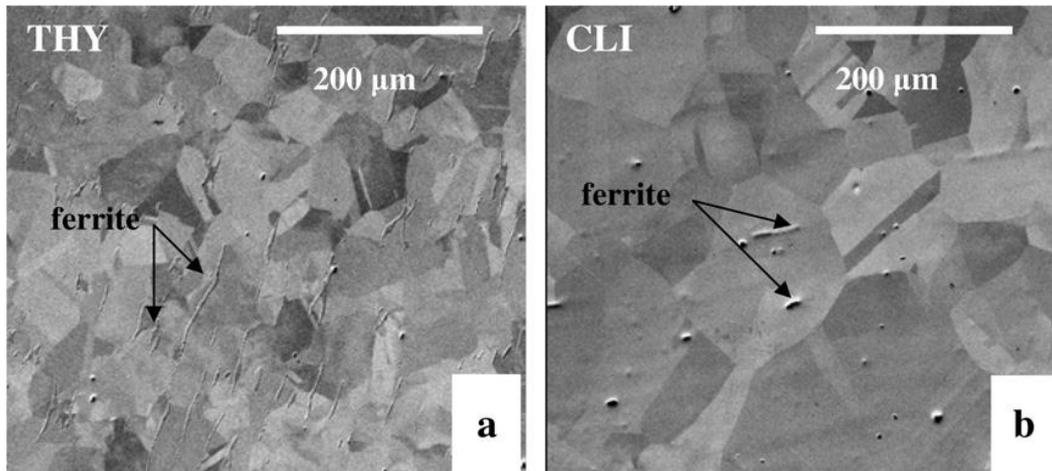


Fig. 1.7 : Micrographies MEB dans (a) 304L-THY et (b) 304L-CLI.
(Les aiguilles de ferrite sont indiquées par des flèches) [Taheri & al (2011)]

1.2.6.2 Transformation martensitique des aciers inoxydables austénitiques

La structure cristallographique des aciers inoxydables austénitiques étant de type cubique à faces centrées (CFC). A température ambiante, ils ont une structure d'austénite γ métastable. Ils peuvent subir une transformation martensitique soit par refroidissement à basse température soit par déformation plastique.

1.2.6.2.1 Transformation martensitique par refroidissement

La structure austénitique dans les aciers inoxydables est stable à haute température. Après refroidissement et à partir de la température M_s (Martensite start) l'austénite (CFC) peut se transformer en martensite α' (structure cubique centrée) CC ou une structure hexagonale compacte (HC) appelée martensite ϵ . Cette austénite se transforme en martensite, bainite, ferrite, perlite ou un mélange suivant la vitesse de refroidissement (figure 1.8).

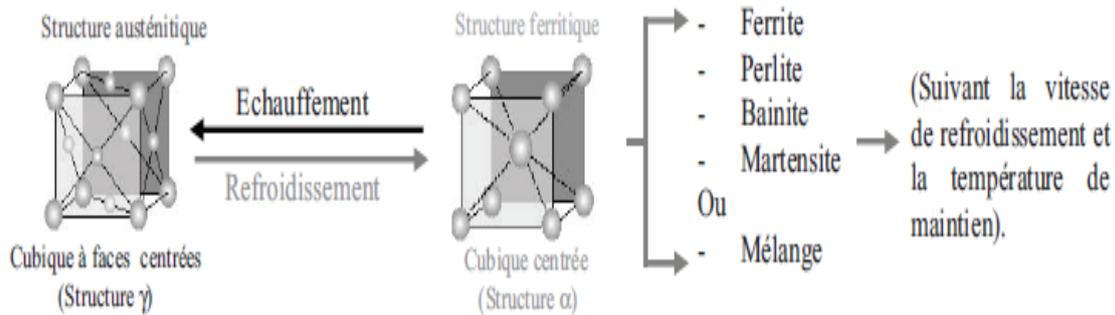


Fig. 1.8 : Structure cristalline des produits de transformation de phase
[Meftah (2007)]

La température M_s d'un acier peut être calculée par la formule de [Eichelmann & al (1953)] :

$$M_s (\text{°C}) = 1305 - 1665 (\% \text{C} + \% \text{N}) - 33 (\% \text{Mn}) - 28 (\% \text{Si}) - 61 (\% \text{Ni}) - 42 (\% \text{Cr})$$

Ou bien par la formule de [Cunat (2000)] :

$$M_s = 502 - 810(\% \text{C}) - 1230(\% \text{N}) - 13(\% \text{Mn}) - 30(\% \text{Ni}) - 12(\% \text{Cr}) - 54(\% \text{Cu}) - 46(\% \text{Mo}).$$

Le manganèse et le silicium sont les éléments d'alliage les plus importants pour la transformation FCC en HCP dans les aciers. L'effet de mémoire de forme dans les alliages Fe-Mn-Si est attrayant pour le remplacement des alliages à mémoire de forme à base de Ni-Ti. Plusieurs recherches ont signalé les points expérimentaux M_s dans un système Fe-Mn-Si avec une teneur en silicium allant de 0 à 6% en poids et une teneur en manganèse allant de 12 à 35% en poids (figure 1.9).

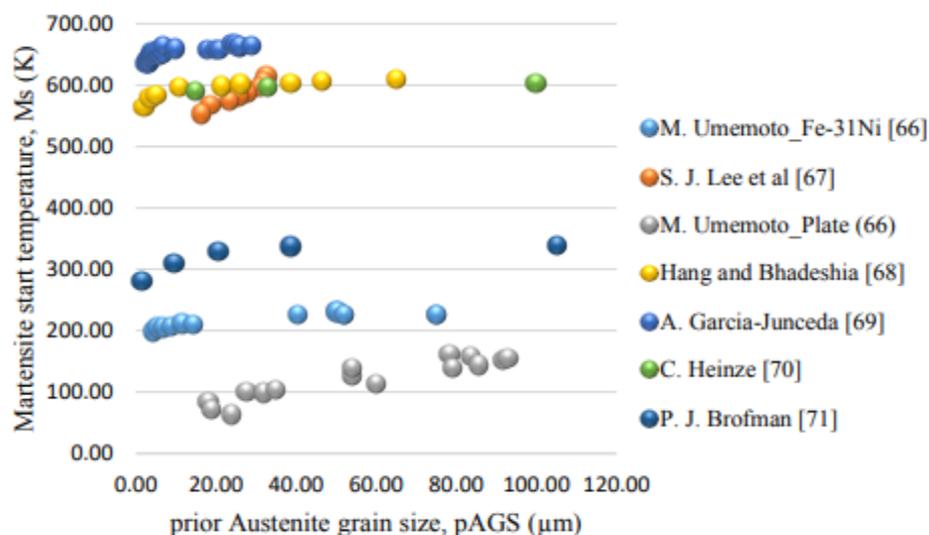


Fig. 1.9 : Température expérimentale M_s en fonction de la taille antérieure des grains d'austénite
[Arun (2017)].

1.2.6.2.2 Transformation martensitique par écrouissage

L'austénite peut se transformer en martensite α' au-dessus de la température M_s . Pour évaluer la stabilité à la déformation d'une austénite, on utilise le critère de température Md_{30} . La température Md_{30} est un indice important pour prévoir le comportement d'un acier austénitique lors d'un essai mécanique par déformation plastique. La formule proposée par Angel est souvent utilisée [Angel (1954)] :

$$Md_{30} (\text{°C}) = 413 - 462 (\% \text{ C} + \% \text{ N}) - 9,2 (\% \text{ Si}) - 8,1 (\% \text{ Mn}) - 13,7 (\% \text{ Cr}) - 20 (\% \text{ Ni}) - 18,5 (\% \text{ Mo})$$

La quantité de martensite formée est fonction de la composition chimique de l'acier inoxydable austénitique, du taux et de la vitesse de déformation appliquée lors du chargement et de la température.

1.2.6.3 Traitement thermomécanique

On peut améliorer les propriétés mécaniques à l'ambiante d'un acier inoxydable austénitique par le laminage. Durant le laminage à chaud, on affine le grain par des cycles écrouissage-recristallisation, ce qui permet d'augmenter la limite d'élasticité

1.2.7 Comportement mécanique en fatigue plastique des aciers inoxydables

De nombreux auteurs se sont intéressés au comportement des aciers inoxydables austénitiques sous sollicitations cycliques. [Doquet & al (2001)] se sont intéressés au cumul de dommage en tenant compte des effets mémoire de l'histoire du chargement sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques. [Haddar (2003)] s'est intéressé à une comparaison du comportement et de l'endommagement de l'acier 304L en fatigue isotherme et en fatigue thermomécanique.

Le comportement de l'acier 304L, en fatigue à grand nombre de cycles, ne se stabilise pas après quelques cycles durant lesquels un durcissement est observé pendant les premiers cycles, un adoucissement cyclique apparaît pendant plusieurs milliers de cycles. Le comportement de l'acier 304L est influencé par plusieurs sollicitations, telles que la température, la pression, la contrainte moyenne (ou statique) qui peut être une contrainte résiduelle de fabrication ou de service, le pré-écrouissage, amplitude variable, aléatoire, de durcissement primaire, de durcissement secondaire, etc...., tous ces chargements complexes

peuvent conduire le matériau à un processus d'endommagement. La complexité de ses sources (d'origine mécanique, thermique), en font un sujet complexe, difficile à modéliser. Plusieurs incidents ont été attribués à la fatigue thermique, ils ont eu lieu :

- En Russie le 29 septembre 1957 dans le complexe nucléaire de Mayk (figure 1.10). A cause d'une panne électrique, une explosion au sein du complexe nucléaire est à l'origine du rejet de nombreuses particules radioactives. Les conséquences : la catastrophe de Mayak a provoqué la mort d'au moins 200 personnes.



Fig. 1.10 : Complexe nucléaire de Mayak –Russie

- En France le 2 décembre 2009, dans la centrale nucléaire de Cruas-Meysse (figure 1.11) l'un des quatre réacteurs de la centrale nucléaire connaît un problème au niveau du système de refroidissement. Les conséquences : l'arrêt de ce réacteur.



Fig. 1.11 : Centrale nucléaire de Cruas-Meysse –France-

- Au Japon le 1 mars 2011, suite au tremblement de terre le complexe nucléaire de Fukushima Daiichi est fragilisé (figure 1.12). Les réacteurs se sont arrêtés automatiquement avec les premières secousses du séisme, une première explosion dans un réacteur se produit.



Fig. 1.12 : Complexe nucléaire de Fukushima-Japon

Dans cette partie, nous rassemblons les données de la littérature relatives à l'incident de l'arrêt nucléaire de Civaux (France) survenu au mois de mai 1981 (figure 1.13), suite à la fuite qui a été détectée sur le réacteur numéro 1 construit en acier inoxydable austénitique 304L.



Fig. 1.13 : Centrale nucléaire Civaux –France

En se référant aux travaux de thèses de [Haddar (2003)], [Grégory (2009)] et [Kpodekon (2010)], [Taheri (2007)], [Sbitti & Taheri (2010)] ont contribué par leurs recherches à modéliser

les réseaux de fissures en fatigue thermique suite à l'incident sur la centrale de type réacteur à Eau Pressurisée (REP) en acier inoxydable austénitique 304L de Civaux en 1998. Le réacteur numéro 1 est à l'arrêt, mais une fuite d'eau se produit dans la tuyauterie du système de refroidissement du réacteur. Les conséquences : 230 mètres cube d'eau radioactive se sont échappés. Suite à ce dernier incident, une enquête a permis d'évaluer les dégâts suivants :

- Sur un coude en acier 304L des tuyauteries du système de refroidissement soumis à des chargements cycliques thermomécaniques provoquant des déformations cycliques dans le domaine plastique engendrant des fuites et à un endommagement "prématuré" par fatigue thermique (figure 1.14).

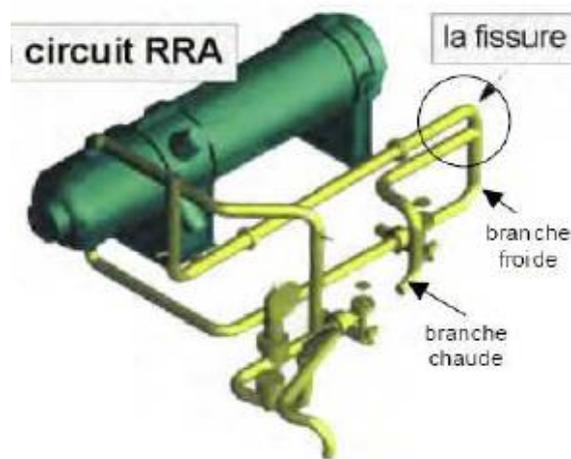


Fig. 1.14 : Ancien circuit RRA [Maillot (2003)]

- Une fissure traversante dans un coude en acier 304L de 25 cm de diamètre et 9,3 mm d'épaisseur. La fissure s'est propagée dans la soudure longitudinale extradors. Elle a atteint une longueur de 180 mm en peau externe et 250 mm en peau interne du coude (figure 1.15)

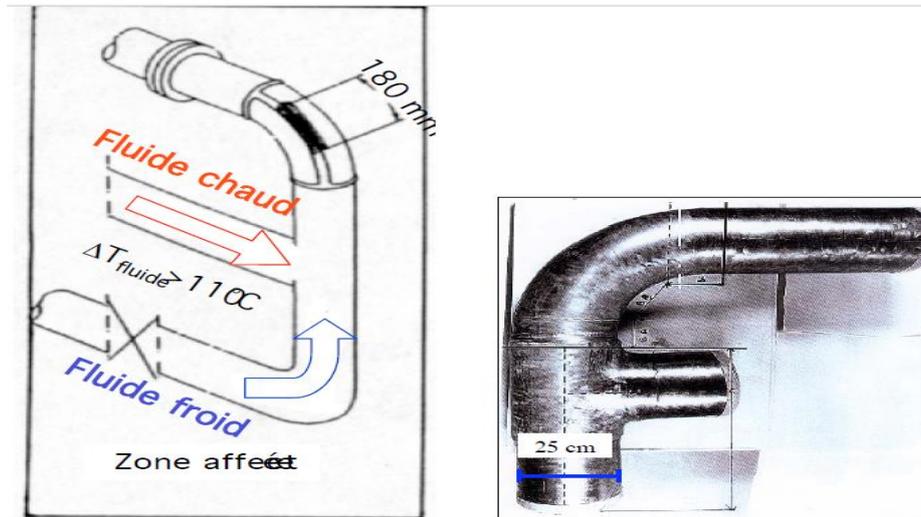


Fig. 1.15 : Fissure traversante est apparue le long de la soudure longitudinale extrado (Circuit RRA centrale nucléaire Civaux 1 Mai 1998) [Faidy (2002)].

- Des zones de faïençage thermique au voisinage du té de mélange et du coude (figure 1.16).

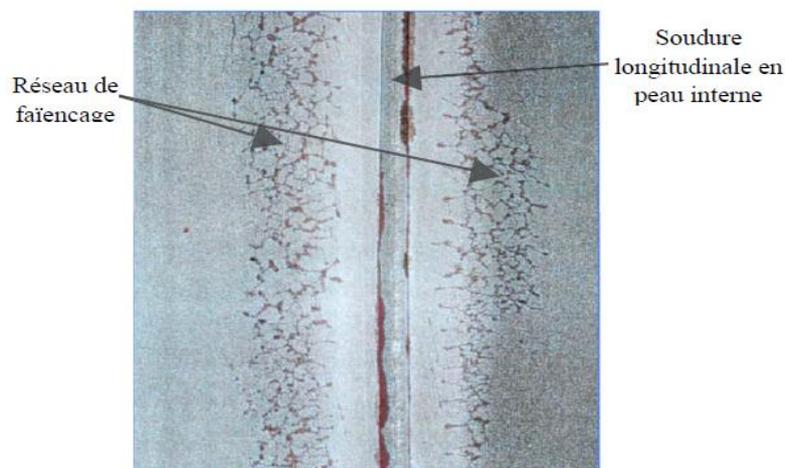


Fig. 1.16 : Faïençage thermique en surface interne du coude RRA [Faidy (2002)]

- Une autre fissure de taille importante dans la soudure circonférentielle du (T) de mélange avec le coude a été constatée.

1.3 Modes de chargement

1.3.1 Chargement monotone

La figure 1.17 montre un essai de traction (essai monodimensionnel) effectué sur une éprouvette sous la forme d'un cylindre homogène de section S_0 et de longueur ℓ réalisé à vitesse de déformation constante. Cette éprouvette est soumise à un effort de traction F .

Le comportement fait apparaître une partie linéaire (élasticité) suivie d'une partie non linéaire, au cours de laquelle la pente diminue dans le diagramme déformation-contrainte.

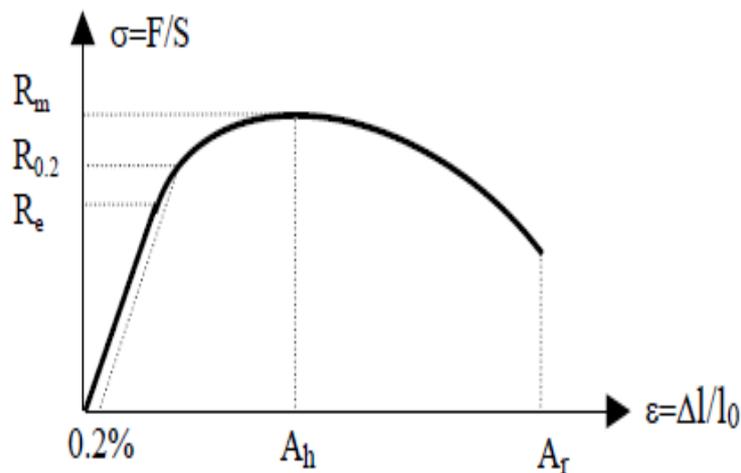


Fig.1.17 : Essai de traction monotone

Avec :

R_e : désigne la limite d'élasticité ou limite de proportionnalité,

$R_{0.2}$: désigne la limite d'élasticité conventionnelle, qui correspond à une déformation inélastique de 0.2%,

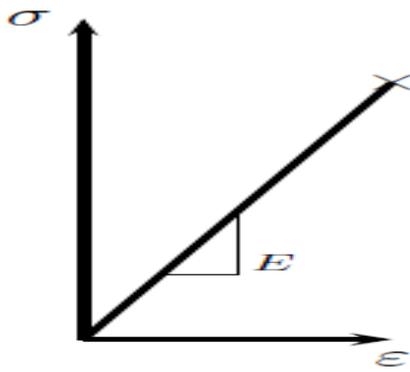
R_m : désigne la résistance à la traction,

A_h : désigne l'allongement obtenu à la contrainte maximale,

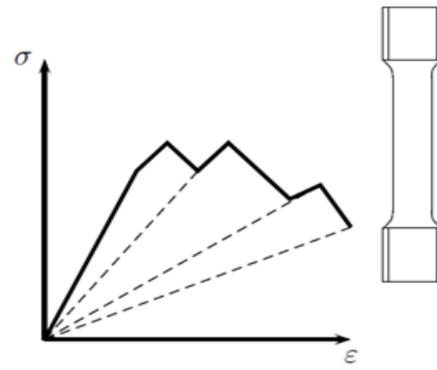
A_r : désigne l'allongement à la rupture

1.3.2 Classes de matériaux vis-à-vis de la rupture en sollicitation monotone.

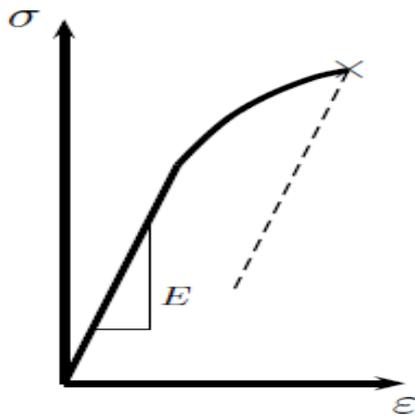
Pour identifier le comportement macroscopique d'un matériau, on réalise des essais uniaxiaux sur éprouvette. Les essais monotones ont permis de mettre en évidence les différents comportements donnés sur la figure 1.18.



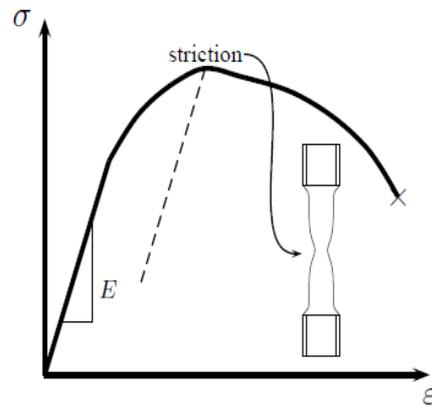
a) Matériaux quasi-fragiles



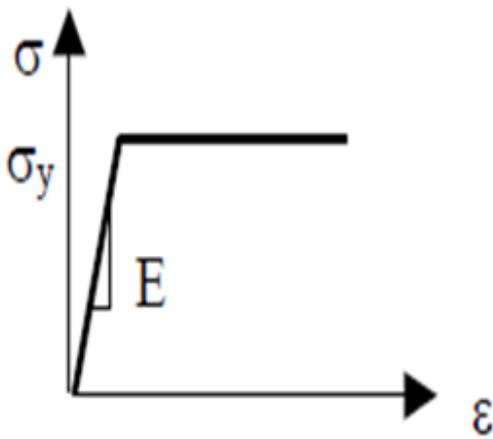
b) Matériaux fragiles



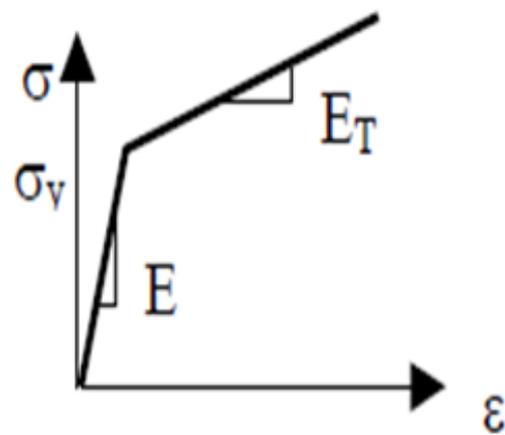
c) Matériaux plastiques fragiles



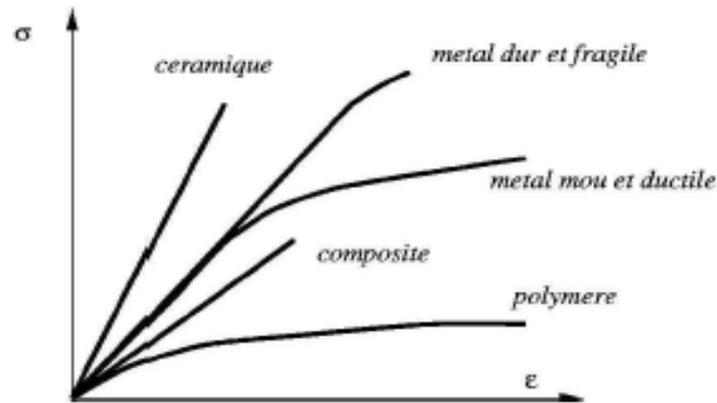
d) Matériaux ductiles



e) Elastoplastique parfait



f) Élastique-plastique avec écrouissage



g) Courbes rationnelles typiques de différents matériaux

Fig. 1.18 : Illustration de différents comportements plastique en chargement monotone

1.3.3 Charge-décharge

Après une montée en charge jusqu'à un certain niveau de déformation, on décharge l'éprouvette jusqu'à ramener les contraintes à 0, puis on la recharge jusqu'à un niveau de déformation plus grand. Le segment de droite OA représente le domaine élastique, il correspond à des mouvements réversibles de dislocations, le chargement s'effectue de A jusqu'en B à partir duquel le comportement du matériau devient non linéaire, des déformations permanentes se produisent, correspondant aux mouvements irréversibles des dislocations, ces déplacements se font par glissement dans les plans cristallographiques, à partir de B, la reprise du chargement produit de nouveau de l'écoulement plastique. Il s'agit de l'état de décharge élastique, la courbe suivie pour redescendre à contrainte nulle, BC, étant parallèle à la courbe élastique initiale OA. En C subsiste une déformation permanente, appelée déformation plastique et notée ϵ_p , (figure 1.19)

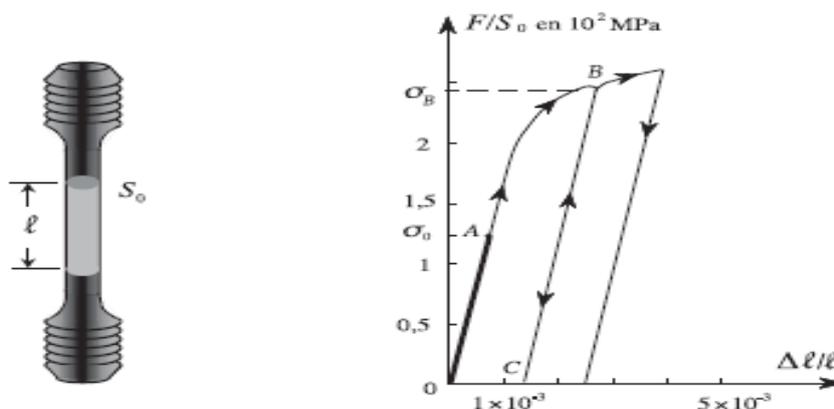


Fig. 1.19 : Expérience de traction simple pour un matériau écrouissable

La figure 1.20 montre un chargement et déchargement pour un acier doux qui suit une droite produit des déformations permanentes, pour un élastomère, la charge et la décharge suivent un trajet non linéaire.

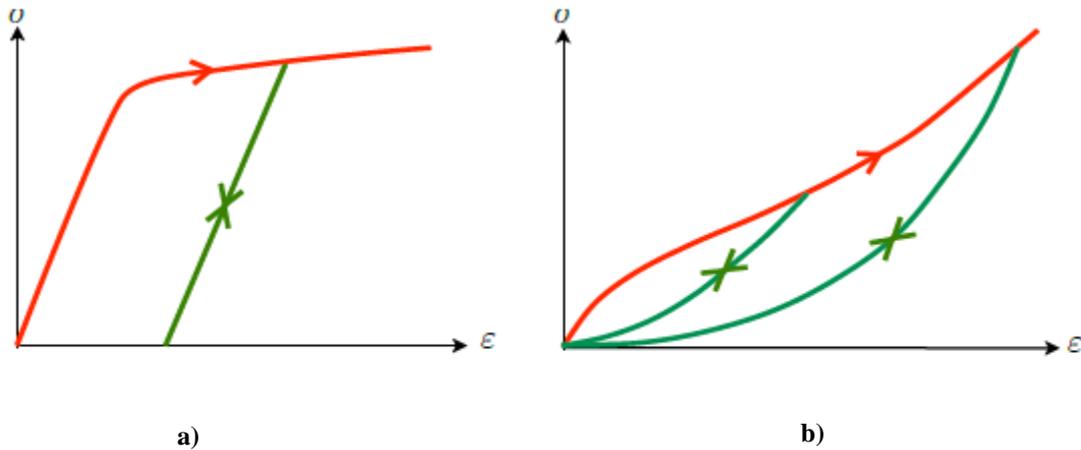


Fig.1.20 : Réponses schématisques des différents matériaux dans un cycle de charge-décharge recharge a) pour un acier doux, b) pour un élastomère [Jean-Jacques Marigo (2010)]

1.3.4 Chargement cyclique

Les essais cycliques sont caractérisés par l'application des chargements alternés. Les plus courants sont ceux de traction-compression qui peuvent être réalisés à déformation ou à contrainte imposée. On utilise également des essais de flexion ou de torsion alternée. Nous présentons dans la figure 1.21 quelques réponses de différents matériaux sous l'effet de sollicitations répétées.

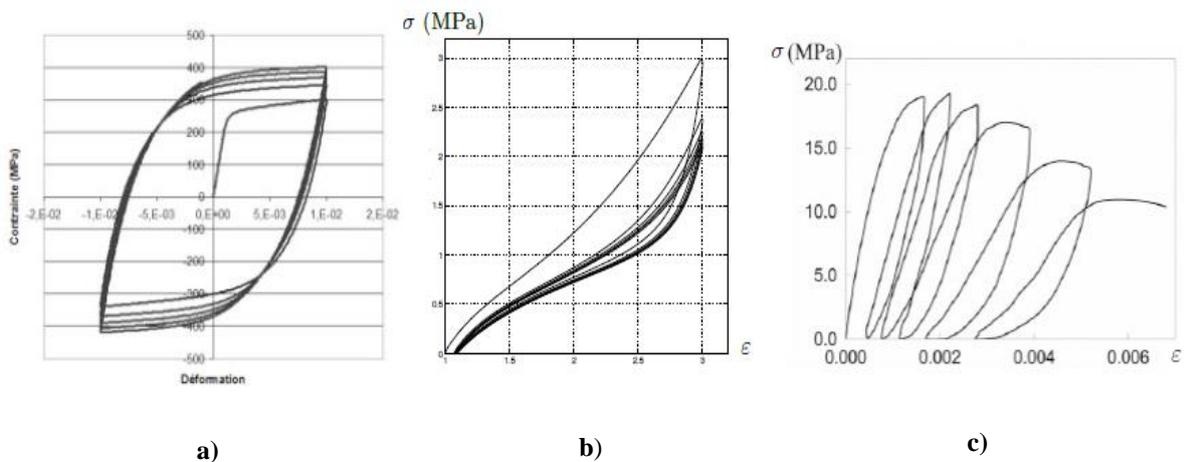


Fig. 1.21 : Réponses des différents matériaux sous chargement cyclique, a) plasticité cyclique d'un acier, b) adoucissement cyclique d'un élastomère, c) comportement hystérétique d'un béton en compression [Jean-Jacques Marigo (2010)]

1.3.4.1 Les effets du temps en chargement cyclique

1.3.4.1.1 Essai de fluage

Les essais de fluage illustrés dans la figure 1.22 sont réalisés en appliquant une contrainte constante au matériau. [Lemaitre & Chaboche (2004)] ont montré que la courbe de fluage est divisée en trois phases :

- Une phase de fluage primaire au cours de laquelle l'écroutissement du matériau engendre initialement une vitesse de fluage très grande $0 < \varepsilon < \varepsilon_1$.
- Une phase de fluage secondaire où la vitesse de fluage est constante $\varepsilon_1 < \varepsilon < \varepsilon_2$.
- Une phase de fluage tertiaire $\varepsilon_2 < \varepsilon$ cette phase représente l'endommagement.

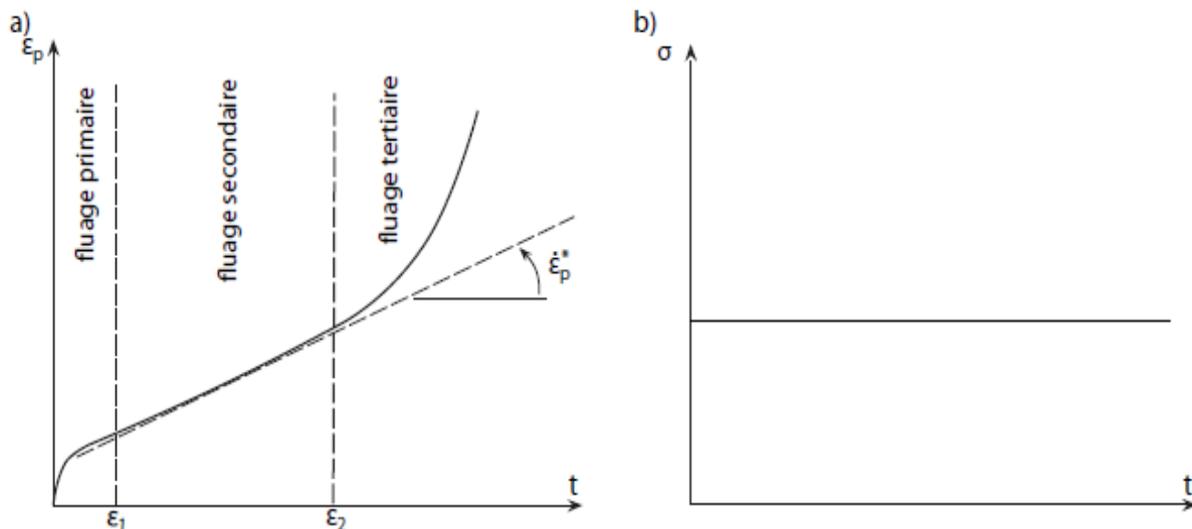


Fig. 1.22 : a) Courbe typique de fluage peut être divisée en trois zones : fluage primaire, fluage secondaire et fluage tertiaire. b) la contrainte est maintenue constante en fonction du temps

1.3.4.1.2 Essai de relaxation

La figure 1.23 montre un essai de relaxation, dans lequel la déformation de l'éprouvette est maintenue constante après une pré-déformation initiale.

La figure 1.24 représente la non-relaxation et la relaxation de la contrainte moyenne sous l'effet de la déformation imposée.

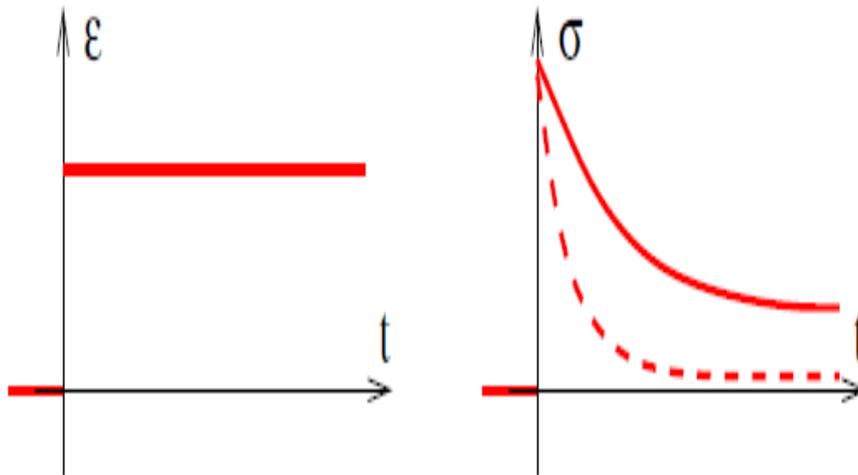


Fig. 1.23 : Relaxation des contraintes

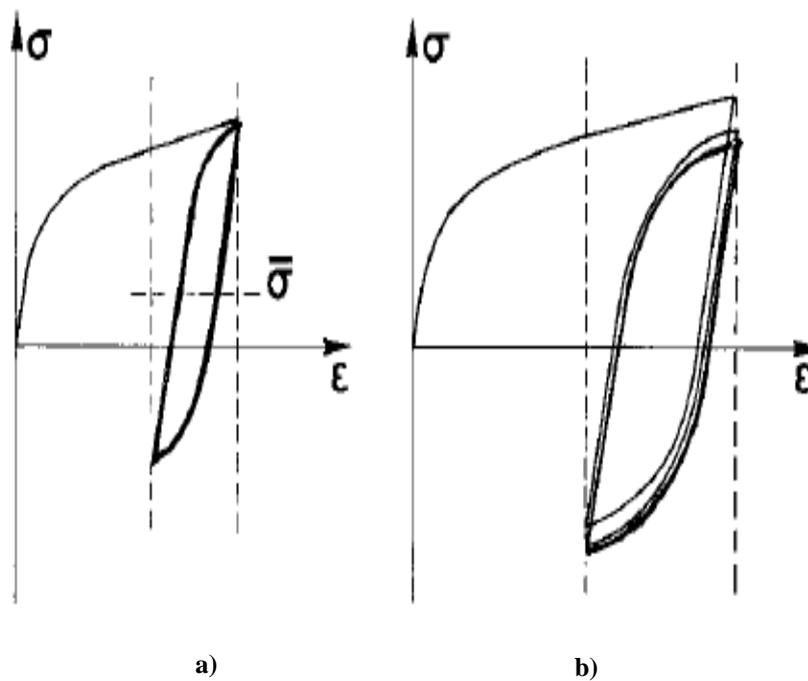


Fig. 1.24 : Essai à déformation imposée, a) non relaxation de la contrainte moyenne, b) relaxation de la contrainte moyenne
[Rosquoet (2004)]

1.4 Essais mécaniques

Des essais mécaniques peuvent être utilisés pour analyser le comportement d'un matériau sont : l'essai de résilience pour prévoir la rupture et l'essai de dureté pour déterminer la résistance qu'oppose le matériau à la pénétration d'un autre corps plus dur que lui.

1.4.1 Essai Charpy



Georges Charpy (1865-1945) fut l'un des principaux fondateurs de l'essai Charpy. L'essai Charpy est appelé aussi essai de résilience Charpy ou résistance au choc (figure 1.25). Il a pour but de mesurer la résistance d'un matériau à une rupture brutale. (L'essai consiste à exercer sur éprouvette entaillée). La rupture se fait lorsqu'un défaut (fissure ou cavité), induit par la déformation plastique, devient critique et se propage. La ductilité est donc l'aptitude qu'a un matériau à résister à cette propagation. La ductilité désigne la capacité d'un matériau à se déformer plastiquement sans se rompre, s'il y résiste bien, il est ductile sinon il est fragile. La résilience se calcul à partir de la formule suivante :

$$\text{Résilience} = \frac{\text{Travail nécessaire}}{\text{Section après entaille}}$$

$$K = \frac{W_n}{S} \quad (\text{W. Joules, S en cm}^2) \quad (1.1)$$

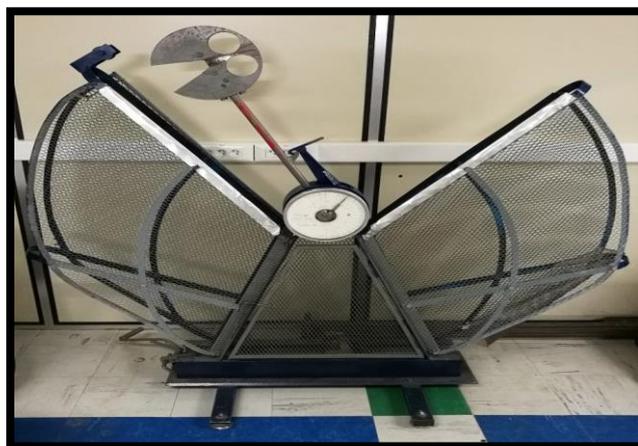


Fig.1.25 Essais Choc Charpy

1.4.2 Essai de dureté

Il mesure la résistance à la pénétration d'inventeurs de diverses formes, la dureté, de symbole général H, correspond pour un matériau, à résister au marquage (empreintes, rayures). Il existe trois types d'essai selon la forme du pénétrateur.

1.4.2.1 Essai Brinell

Johan Brinell (1849 - 1925) fut l'un des principaux fondateurs de l'essai de dureté. Il s'applique aux métaux "peu durs". Le pénétrateur est une bille en acier extra dur de diamètre D (figure 1.26). On la pose sur l'échantillon à étudier et on exerce sur elle une force F pendant un temps donné t. L'essai Brinell conduit à des empreintes relativement larges. Par contre, il n'est pas possible de l'utiliser correctement sur des métaux très durs.

La dureté vraie HB est utilisée car elle permet d'avoir une première estimation, par un essai simple, de la limite d'élasticité du matériau σ_0 . La norme Brinell de dureté a été éditée dès 1924.

$$HV = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (1.2)$$

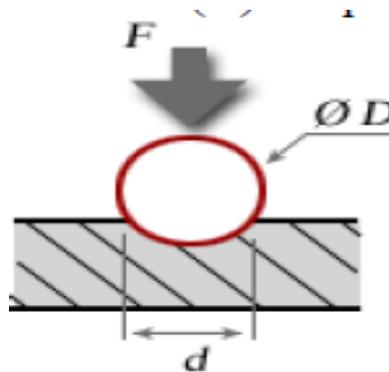


Fig. 1.26 : Essai Brinell

1.4.2.2 Essai Vickers

Il a été conçu dans les années 1920 par les ingénieurs de la société Vickers en Angleterre. Elle est caractérisée par l'empreinte faite par un indenteur sous une charge donnée durant 15 secondes.

L'indenteur est formé d'une pyramide en diamant à base carrée dont les faces opposées font un angle de 136° . La charge appliquée est comprise entre 1 et 120 kgf. Le côté de l'empreinte est de l'ordre de 0,5 mm, la mesure s'effectuant à l'aide d'un microscope (figure 1.27).

$$H = 1.854 F/D^2 \quad (1.3)$$

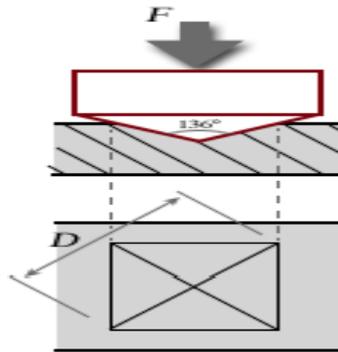


Fig. 1.27 : Essai Vickers

1.4.2.3 Essai Rockwell

Le pénétrateur est soit une bille, soit un cône de diamant d'angle au sommet 120° , avec une extrémité sphérique de 0,2 mm de diamètre. On mesure la profondeur pour déterminer la dureté d'un matériau, il est indispensable de faire plusieurs mesures et d'adopter une valeur moyenne (figure 1.28).

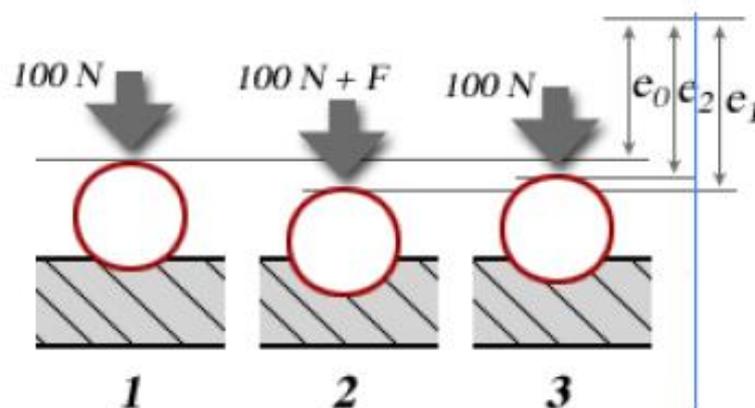


Fig. 1.28 : Essai Rockwell

Essai Rockwell : mesure de la dureté d'un métal selon l'enfoncement d'une bille d'acier, appelé dureté Rockwell B (HRB) ou d'un cône de diamant de 120°, dureté Rockwell C (HRC). La norme de dureté Rockwell date de 1932.

- **Dureté Rockwell B** : Le pénétrateur est une bille d'acier 1.59 mm de diamètre. La charge F est de 900 N.

$$HRB = 500(130 - (e_2 - e_0)) \quad (1.4)$$

- **Dureté Rockwell C** : L'essai consiste à appliquer une pré-charge de 100 N sur le pénétrateur qui s'enfonce d'une profondeur e_0 . On applique une force supplémentaire F , pendant 3 à 8 s (La charge F est de 1400 N).

Le cône s'enfonce d'une profondeur e_1 . On supprime la force F , le cône reste enfoncé d'une profondeur e_2 .

$$HRC = 500(100 - (e_2 - e_0)) \quad (1.5)$$

Le pénétrateur est un cône diamant de 120° et d'extrémité sphérique ($\varnothing = 0.2\text{mm}$).

1.5 Comportement mécanique sous chargement cyclique

Des structures mécaniques sont souvent soumises à des sollicitations cycliques qui peuvent être uniaxiales ou multiaxiales, le chargement cyclique est appliqué en traction-compression ou en torsion seul ou bien une combinaison proportionnelle ou non-proportionnelle des cycles entre différentes directions de chargement.

Les observations macroscopiques permettent de caractériser le comportement mécanique d'un matériau par des essais en contrainte imposée, et en déformation imposée. Les essais à déformation imposée fournissent des informations sur le durcissement ou l'adoucissement cyclique du matériau alors que le phénomène de Rochet est analysé sous des cycles à contrainte imposée. Suivant les conditions de chargement, les aciers inoxydables austénitiques manifestent un comportement différent (figure 1.29).

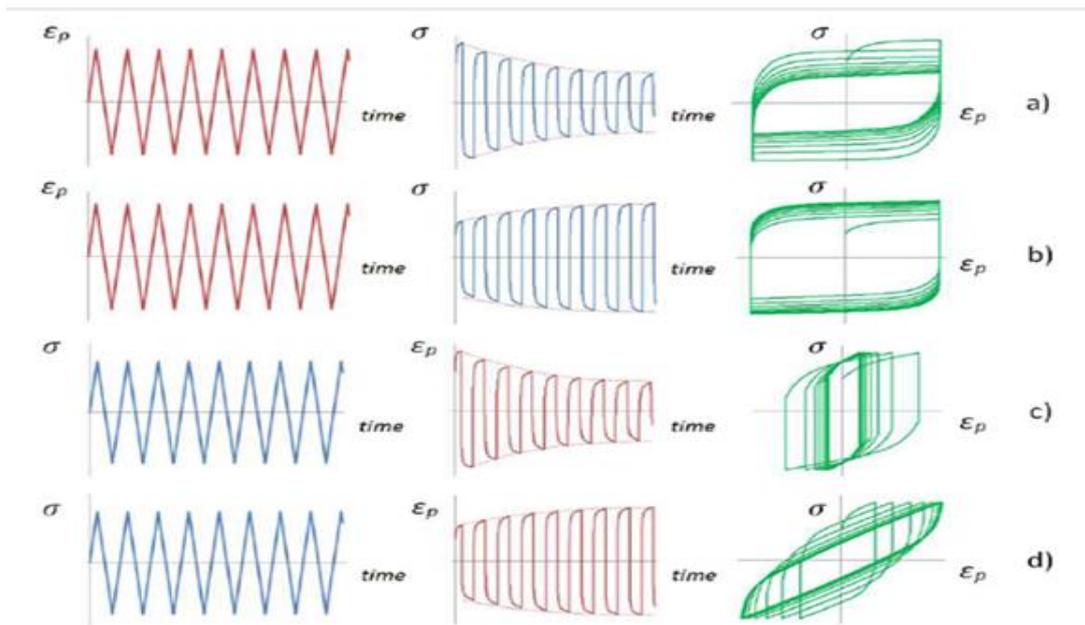


Fig. 1.29 : Différents comportements cycliques sous déformation et contrainte imposées, a) adoucissement cyclique à déformation imposée, b) durcissement cyclique à déformation imposée, c) durcissement cyclique à contrainte imposée, d) adoucissement cyclique à contrainte imposée [Halama (2012)]

1.5.1 Comportement cycliques sous sollicitations uni axiales

Les essais sont réalisés sur des éprouvettes de forme cylindrique tubulaire, ces éprouvettes présentent l'avantage d'avoir une distribution quasi homogène des contraintes et des déformations dans la zone utile.

Le chargement appliqué aux éprouvettes est constitué de cycles de traction-compression réalisés entre deux valeurs de contrainte. La figure 1.30 montre un essai à contrainte imposée et la figure 1.31 représente un essai cyclique réalisé entre deux valeurs de déformation.

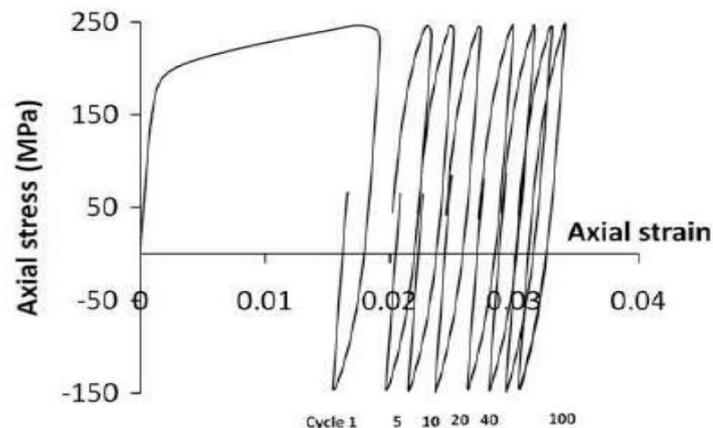


Fig. 1.30 : Essai uniaxial à contrainte imposée sur l'acier 304 L [Taleb & Hauet (2009)]

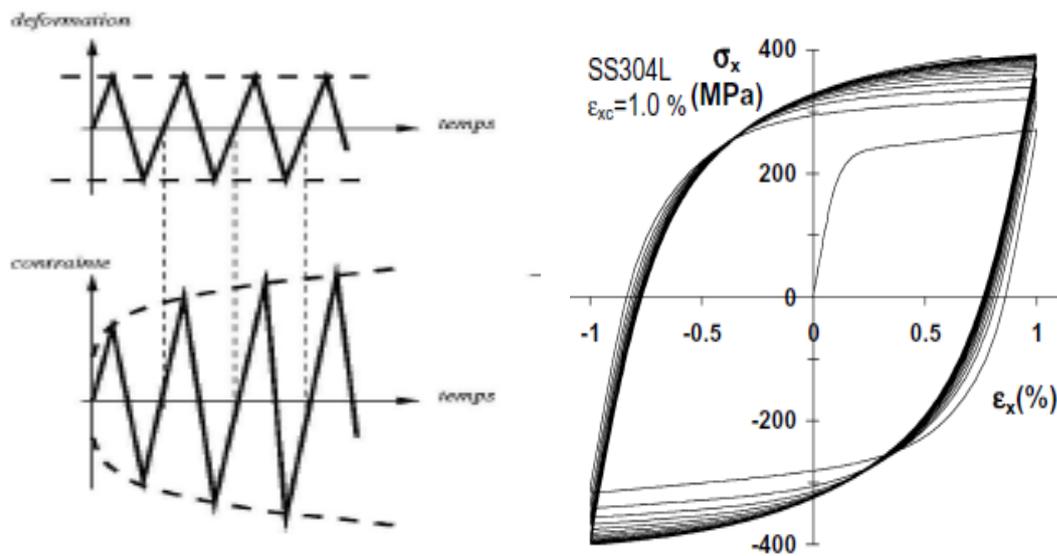
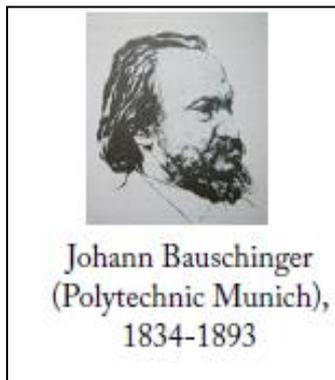


Fig.1.31 : Essai uniaxial à déformation imposé sur l'acier 304L [Hassan (2008)]

1.5.1.1 Observations macroscopiques sous sollicitations cycliques uniaxiales

Les essais uni-axiaux ont permis de mettre en évidence les principaux phénomènes suivants :

1.5.1.1.1 Effet Bauschinger



Ce phénomène mis en évidence par Bauschinger [Bauschinger (1881)], il se traduit par une décroissance de la valeur absolue de la limite d'élasticité en compression après un chargement en traction où la pré-déformation en traction est suivie d'une compression (ou inversement).

L'effet Bauschinger induit un déplacement du centre du domaine élastique correspondant ainsi à un écrouissage cinématique du matériau, de nombreux paramètres ont été définis en contrainte, en déformation, ou en énergie pour quantifier ce phénomène [Kpodekon (2010)]. J. Bauschinger a montré dans les années 1880 les résultats suivants :

- Une pré-déformation plastique augmente la limite d'élasticité dans la même direction que la pré-déformation ;
- Une pré-déformation plastique diminue la limite d'élasticité dans la direction opposée à la pré-déformation ; celle-ci peut même être réduite à zéro ;
- Le temps entre la pré-déformation 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 (figure 1.32).

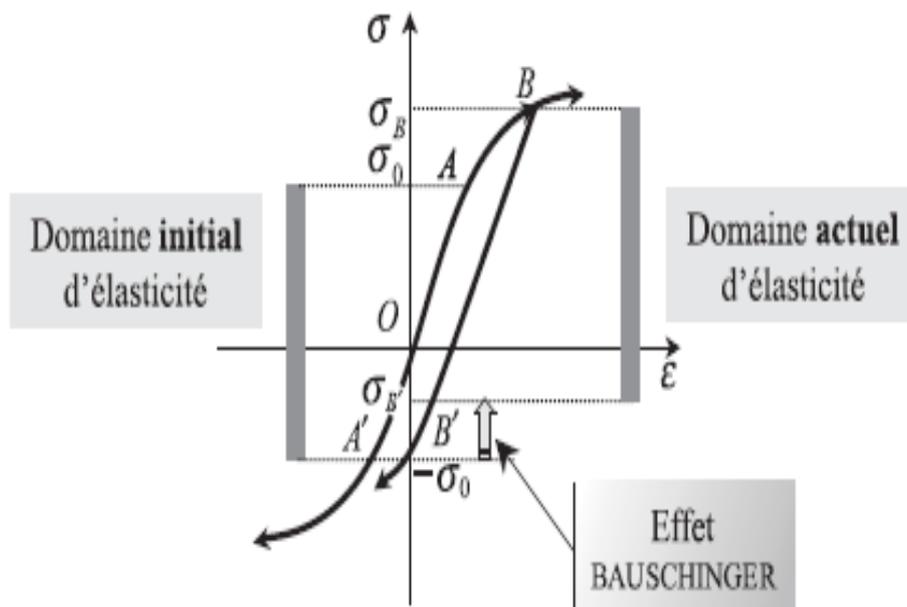


Fig. 1.32 : Illustration du phénomène de Bauschinger

1.5.1.1.2 Durcissement et adoucissement cyclique

Durcissement cyclique

On parle de durcissement cyclique du matériau lorsque l'amplitude de contrainte croît avec le nombre de cycles lors d'un essai à déformation imposée. Par contre l'essai à contrainte imposée les matériaux manifestent un durcissement cyclique lorsque l'amplitude de déformation décroît en fonction des cycles appliqués (figure 1.33).

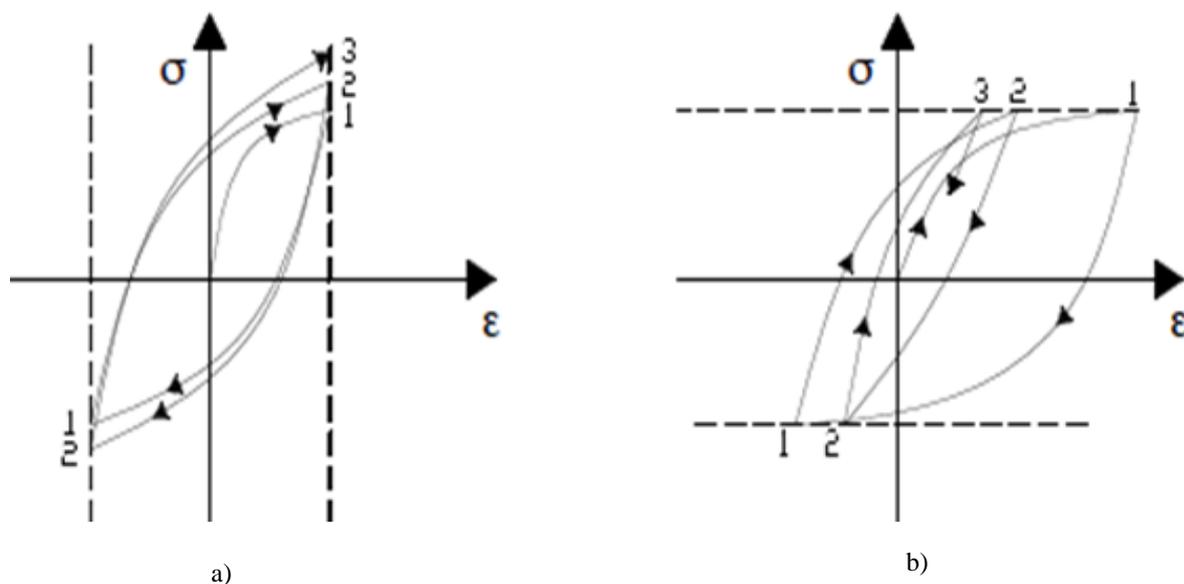


Fig.1.33 : Phénomène de durcissement cyclique, a) déformation imposée, b) contrainte imposée
[Rosquoet (2004)]

[Taleb & Hauet (2009)] ont démontré que le durcissement croisé (Cross-hardening) de la figure 1.34 sur l'acier 304L est causé par l'apparition du phénomène de sur-écrouissage cyclique qui se produit par l'effet d'un chargement proportionnel bidirectionnel combiné de traction-compression dans une direction et de torsion dans une autre. Le sur-écrouissage est généralement suivi par un adoucissement cyclique et une stabilisation. Le Cross multiple à un comportement similaire à celui observé sous un trajet de chargement circulaire.

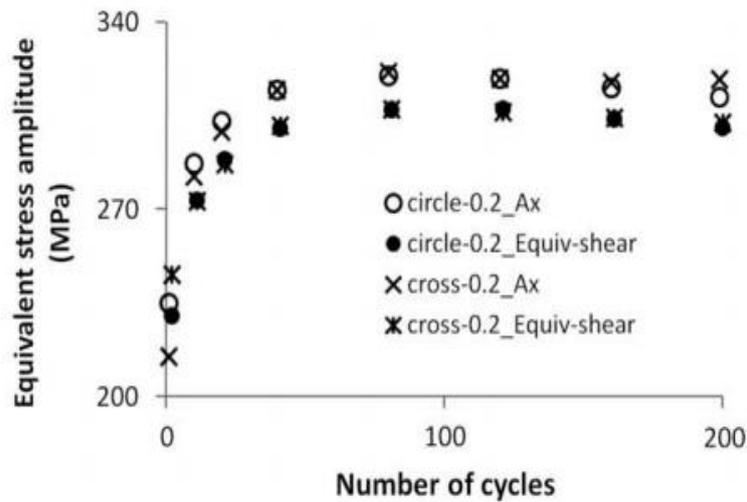


Fig. 1.34 : Comportement de durcissement de l'acier 304L pour deux trajets de chargements différents (Croix et circulaire) [Taleb & Hauet (2009)]

Adoucissement cyclique

Lorsque l'amplitude de contrainte décroît au cours des cycles, lors d'un essai à déformation imposée on parle de l'adoucissement contrairement à l'essai à contrainte imposée l'amplitude de déformation croît avec le nombre des cycles (figure 1.35).

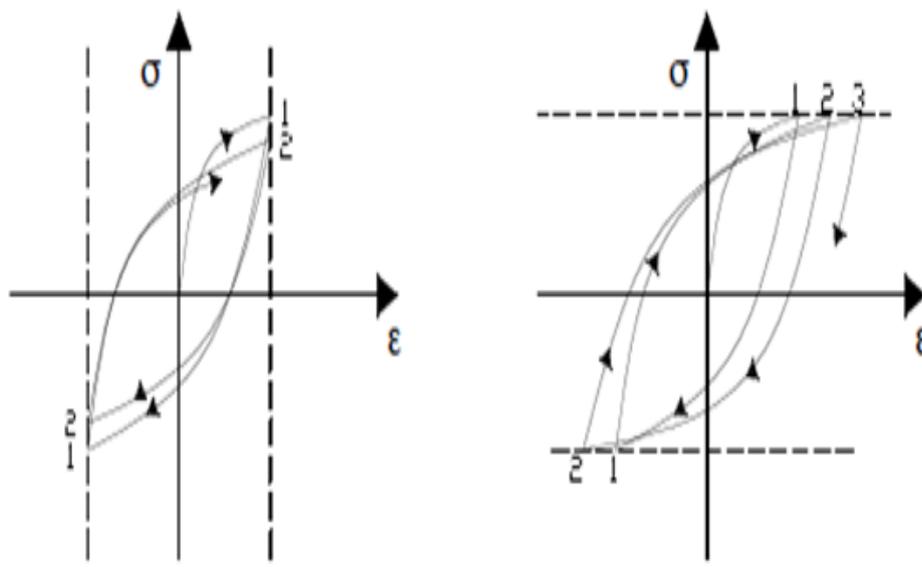


Fig. 1.35 : Phénomène d'adoucissement cyclique, a) déformation imposée, b) contrainte imposée [Rosquoet (2004)]

Les expériences menées par [Jiang & Kurath (1997a)] sur l'acier 304 L à chargement cyclique de type traction –compression à température ambiante en déformation imposée, illustrées sur la figure 1.36 montrent que le matériau durcit pour des amplitudes de déformation supérieures à 1%, à une amplitude de déformation imposée de 0,6%, un durcissement cyclique suivi d'une stabilisation de l'amplitude de contrainte jusqu'à rupture, le matériau s'adoucit lorsque les amplitudes de déformation sont inférieures ou égales à 0,28%.

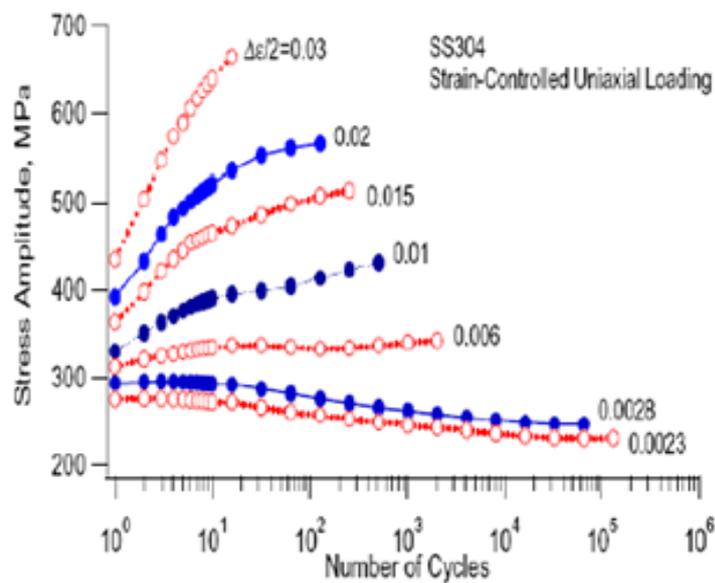


Fig. 1.36 : Evolution de l'amplitude de contrainte d'un acier 304 en fonction du nombre de cycles et en fonction de déformation imposée [Jiang & Kurath (1997a)]

Les travaux menés par [Le Roux & al(2008)] sur la nuance Thyssen (THY), par [Le Pécheur (2008)] sur une nuance CLI (Creusot Loire Industries) illustrés sur la figure 1.37 ont montré que le matériau manifeste trois phases : une consolidation avec un durcissement primaire pendant les premiers cycles, suivie d'une atténuation progressive de la vitesse de durcissement jusqu'à ce que l'amplitude de contrainte devienne maximale à la fin un adoucissement cyclique se manifeste.

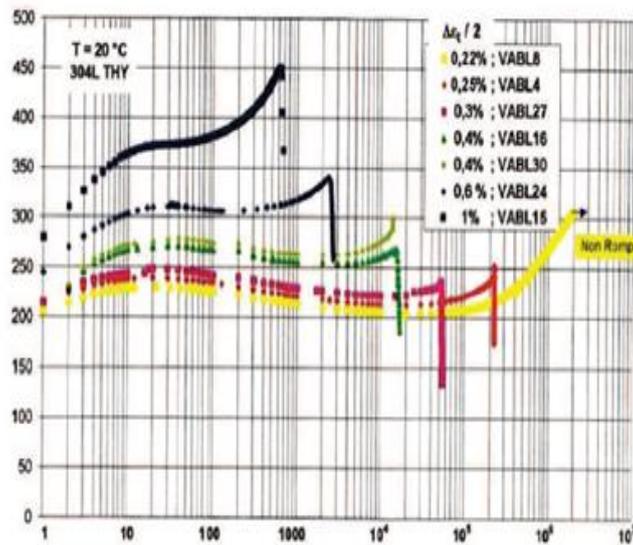


Fig. 1.37 : Evolution des amplitudes de contrainte en fonction du nombre de cycles sous déformation imposée sur nuance Thyssen du 304L [Le Roux & al (2008)]

[Lim, Hong & Lee (2005)] ont remarqué que le comportement de l'acier 316L montré en figure 1.38 passe par trois phases : la première représente un durcissement cyclique initial, suivi par une stabilisation de l'amplitude de contrainte, la dernière phase représente un durcissement cyclique secondaire jusqu'à la rupture.

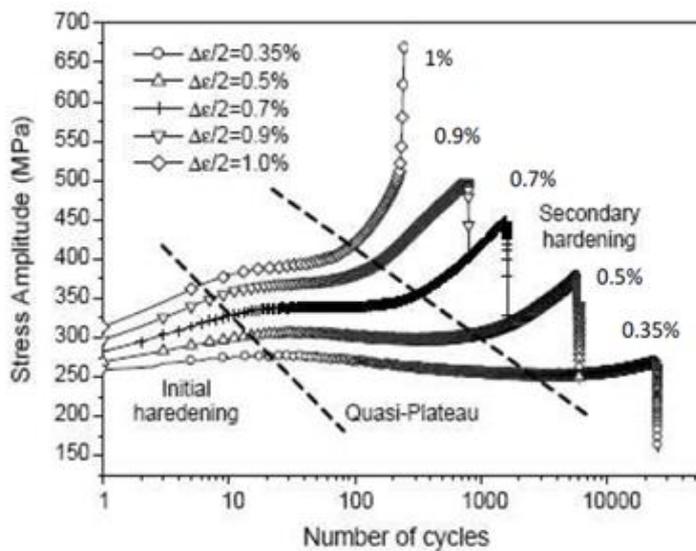


Fig. 1.38 : Evolution de l'amplitude de contrainte d'un acier 316L en fonction du nombre de cycles et de l'amplitude de déformation imposée [Lim Hong & Lee (2005)]

1.5.2 Comportement sous sollicitations cycliques multiaxiales

Il est nécessaire de caractériser le comportement de l'acier inoxydable 304L à l'aide de sollicitations multiaxiales, les éprouvettes de forme cylindrique tubulaire ont été les premières utilisées. Elles sont soumises à des sollicitations de traction-compression/torsion, ou de traction compression/ pression interne, de traction-compression/ torsion/pressions interne et externe.

[Bari &al (2000)] ,[Portier &al (2000)] ,[Kang &al(2002)] ,[X. Chen &al(2003)] , [Vincent &al (2004)] , [Kang &al (2005)], [May (2013)],[Meggio Laroa(2015)],[Zehsaz (2016)]et d'autres, furent parmi les chercheurs qui ont mené des expériences sur la multiaxialité du chargement des aciers inoxydables. L'érouissage sous ce type de sollicitation dépend essentiellement du trajet de chargement et de sa forme.

La figure 1.39 montre un essai cyclique effectué sur l'acier 304L à chargement multiaxial représente l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale avec optimisation avec à trajet de chargement croisé réalisés par [Djimli &al (2010)].

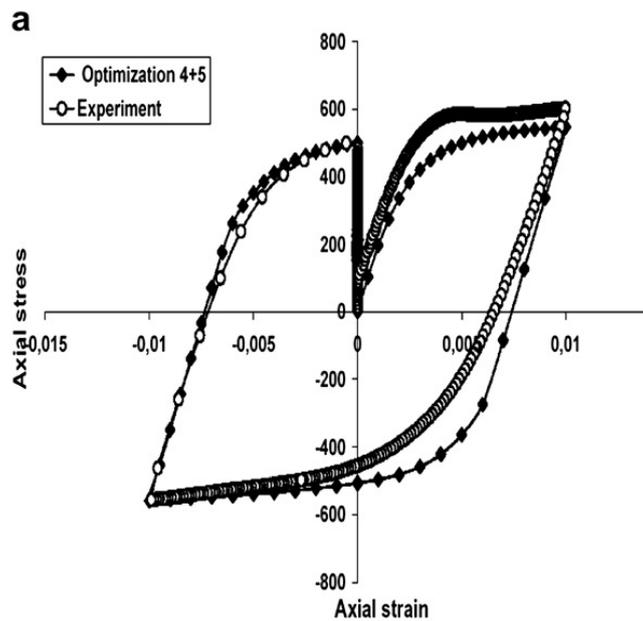


Fig. 1.39 : Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale de l'acier 304L à chargement multiaxial croisé et à déformation imposée [Djimli &al (2010)].

1.6 Trajet de chargement

Deux types de chargements multiaxiaux proportionnels et non-proportionnels peuvent être définis sont illustrés dans la figure 1.40 :

- Trajet de chargement proportionnel est un trajet pour lequel toutes les composantes de la variable de contrôle (contrainte ou déformation) restent proportionnelles, les trajets de chargement proportionnels sont caractérisés par une droite passant par l'origine dans l'espace de pilotage se matérialisent aux essais unidimensionnels de traction-compression, qui sont les essais les plus répandus dans la littérature.
- Un trajet non-proportionnel est quelconque dans l'espace de pilotage, les contraintes et les déformations équivalentes (le critère de Von Mises) permettent de décrire par les courbes d'écrouissage cyclique pour chaque direction de chargement.

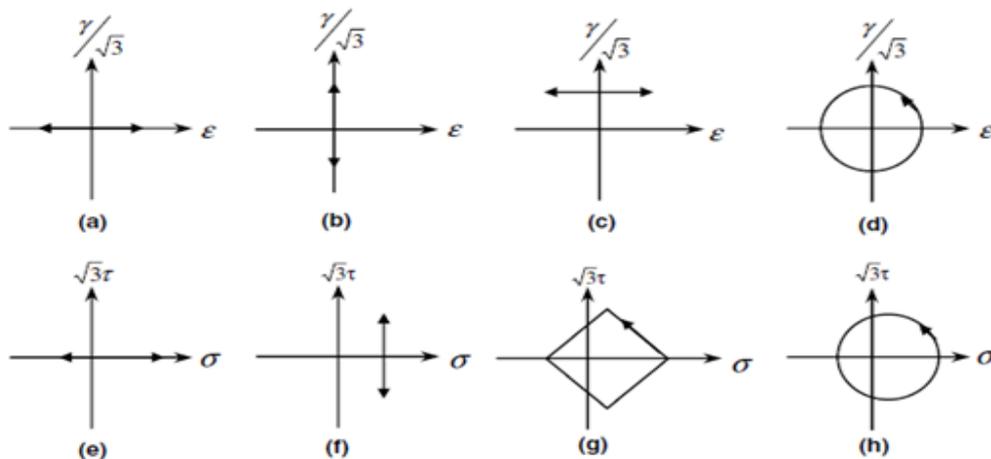


Fig.1.40 : Trajets de chargement proportionnel et non proportionnel à déformation et à contrainte imposées
[Kang & al (2006)]

1.6.1 Effet du trajet de chargement sur le comportement

L'effet des trajets de chargement non proportionnel a attiré l'attention de plusieurs chercheurs particulièrement sur les aciers inoxydables [Cailletaud (1984)], [Tanaka (1985)], [Aubin (2001)], [Hassan (2008)], [Taleb (2009)] ont démontré que l'écrouissage sous chargement multiaxial dépend du trajet de chargement et de sa forme.

Les trajets sablier et papillon présentent un durcissement important par rapport aux autres trajets car chaque trajet donne un état de durcissement différent.

Une contribution faite par [Hassan & al (2008)] pour démontrer l'influence du trajet de chargement (figure 1.41), ils ont effectué quatre essais expérimentaux sur l'acier inoxydable 304L à contrainte imposée autour d'une même contrainte moyenne $\sigma_{\text{moy}} = 100$ MPa. Le premier chargement est de type de traction –compression, le deuxième trajet représente la torsion dans la direction perpendiculaire à l'essai de traction, le troisième trajet révèle la combinaison des deux trajets précédents (traction + torsion) formant l'essai croix, le dernier trajet est un trajet de Rochet carrée. Les résultats de l'expérience décèlent des réponses différentes de l'acier, causés par la variation des trajets de chargements.

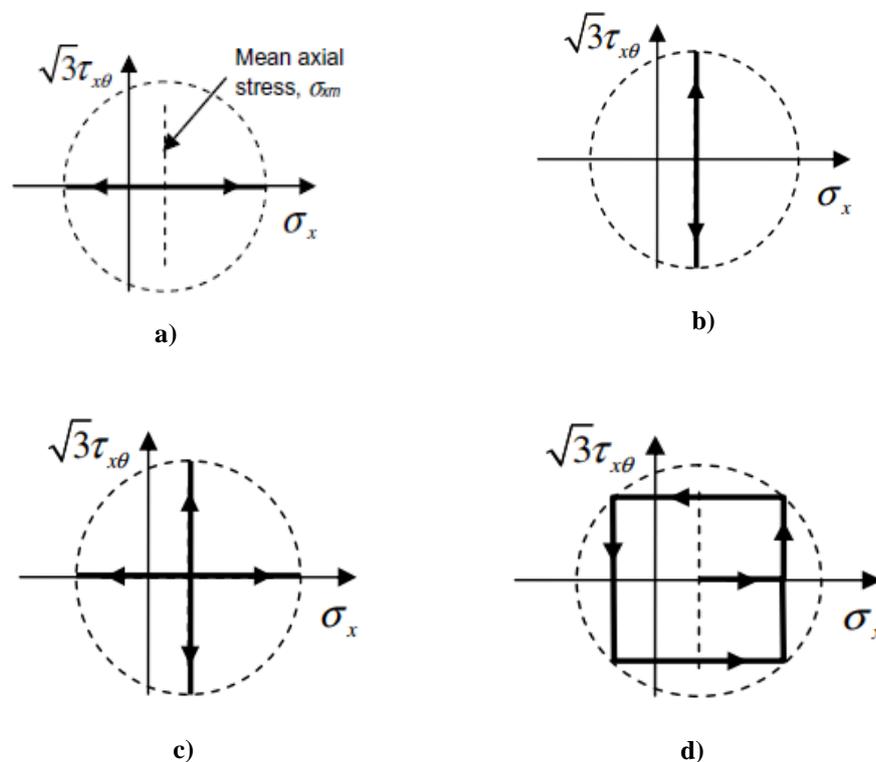


Fig. 1.41 : Quatre trajets de chargements ayant la même contrainte moyenne : a) essai de traction (Rochet 1D), b) essai de torsion, c) essai cross (Rochet 2D), d) essai de Rochet à trajet de chargement carrée [Hassan & al(2008)]

Une investigation a été effectuée par [Aubin & (2003a)] sur le même acier à quatre trajets de chargements ayant la même déformation moyenne axiale. L'illustration des différents comportements est montrée sur la figure 1.42.

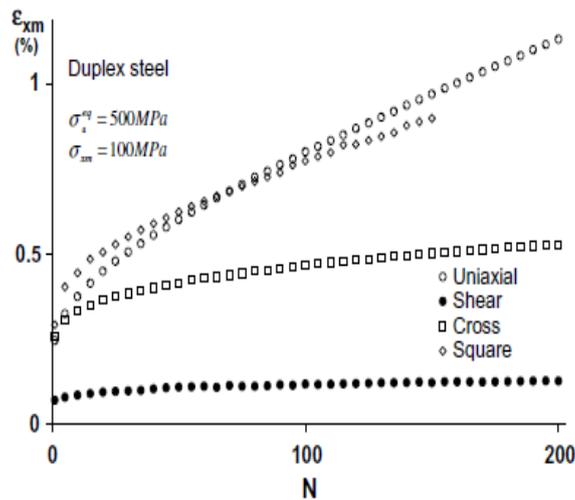


Fig. 1.42 : Evolution de la déformation moyenne axiale en fonction du nombre de cycles à quatre trajets de chargement différents [Aubin & al (2003a)]

La figure 1.43a, montre l'évolution de la surface seuil d'un acier doux avec un trajet de chargement radial. Par contre la figure 1.43b représente la surface seuil du même acier à trajet de chargement croisé (une traction selon la direction x suivi d'une torsion selon la direction (y)). On remarque que les deux surfaces seuils actuelles sont différentes, due aux trajets de chargement différents.

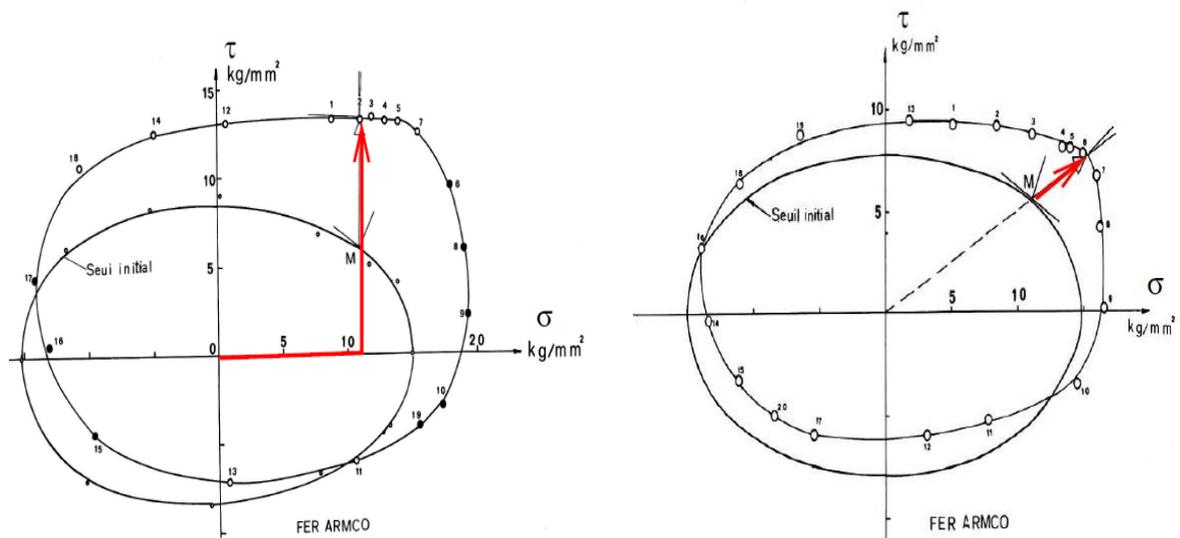


Fig. 1.43 : Essai de traction-torsion sur acier doux (tiré de [Bui (1970)]). Evolution de la surface seuil pour deux histoires de chargement. a) Trajet de chargement purement radial. b) Le trajet de chargement consiste en une traction pure (inférieure à la limite élastique), suivie d'une torsion à force de traction constante [Pierre Suquet].

1.7 Sollicitations cycliques à contrainte imposée

Les applications industrielles, conduisent le matériau à travailler sous sollicitations cycliques, l'endommagement du matériau devient critique sous l'action d'un effort répété. Dans le cas unidirectionnel, nous effectuons des chargements cycliques en traction –compression à contrainte imposée symétrique (contrainte moyenne nulle) ce qui manifeste l'apparition de deux phénomènes macroscopiques :

- 1) Adaptation élastique.
- 2) Accommodation plastique.

Lorsque la contrainte imposée est non symétrique (contrainte moyenne non nulle) le phénomène apparu c'est le Rochet.

1.7.1 Adaptation élastique (elastic shakedown)

On obtient ce comportement lorsque la déformation progressive se bloque et le comportement devient élastique.

1.7.2 Accommodation plastique ou encore plasticité alternée (plastic shakedown)

Lors de l'accommodation, la déformation plastique devient périodique, cependant la réponse se stabilise sur une boucle d'hystérésis.

1.7.3 Rochet (Ratchetting)

En étudiant en particulier ce phénomène qui a occupé un champ important dans la bibliographie en raison de son importance dans le dimensionnement des structures. Au cours du phénomène de Rochet, la déformation plastique augmente régulièrement cycle après cycle, ce dernier phénomène est le plus dangereux pour la sécurité des structures car il conduit progressivement à la ruine de la structure. Il a fait l'objet de très nombreux travaux, tant du point de vue expérimental que théorique, pour cela plusieurs chercheurs tels que : [Chaboche (1991)] [Delobelle & al(1995)], [Kang & al(2002)] , [Taleb(1998)] , [Taleb & al(1998)] , [Taleb & al (2006)] , [Wolff & al(2008)] ,[Abdel. Karim 2005)], [Saleh & al (2018)] se sont investis dans ce domaine.

Ce phénomène appelé aussi déformation progressive, provoque la déformation structurelle excessive ; et ainsi à la ruine incrémentale qui se manifeste par une évolution d'une boucle d'hystérésis avec un cycle progressif et un excès de déformation plastique cumulée après un nombre de cycles suffisants. La déformation totale devient si importante que la forme initiale de la pièce change d'où elle devient inutilisable. La figure 1.44 illustre les trois comportements.

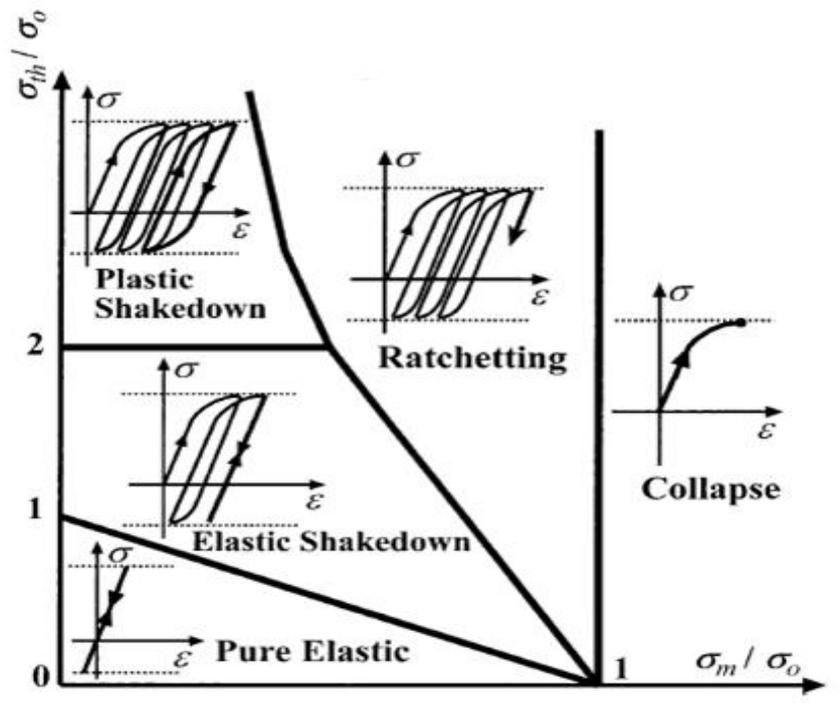


Fig.1.44 : Illustration des différents phénomènes sous contrainte imposée [Abelekrim (2005)]

1.8 Modélisation phénoménologique de Rochet

Le Rochet est gouverné par la non linéarité de l'écrouissage cinématique et dépend de différents facteurs : la contrainte moyenne, de l'amplitude de contrainte de la vitesse, de l'histoire du chargement et de la température [Yoshida (1990)], [Kang & al(2004),(2006)], [Hassan & al(2008)], [Taleb & al, (2009)], [Taleb & al (2011)], [Chaboche(1991)], [Hassan (1992a et b)], [Taleb & (2011)].

On rencontre souvent ces problèmes de la déformation progressive dans les domaines nucléaires ainsi dans le ferroviaire durant le contact roue-rail des voies de chemin de fer. Ce phénomène se manifeste dans deux cas :

- Lorsque la contrainte appliquée est asymétrique (contrainte moyenne non nulle) dans le cas unidimensionnel cela revient à effectuer des cycles en traction compression à contrainte imposée autour d'une contrainte moyenne non nulle
- Dans le cas de bidimensionnel le chargement secondaire est représenté par une alternance de contrainte imposée de torsion/cisaillement autour d'un effort axial constant représentant le chargement primaire. Le Rochet est nul lorsque la contrainte moyenne est nulle ; de ce fait la déformation progressive dépend des paramètres matériaux et du niveau de chargement.

La qualité de la caractérisation du comportement de Rochet dépend de la capacité des lois de comportement utilisées pour décrire convenablement ce phénomène, sa modélisation s'articule sur deux approches: la première est l'approche phénoménologique qui décrit le comportement du matériau à l'échelle macroscopique s'appuyant sur un domaine d'élasticité, défini par le critère de Von Mises, la seconde approche micromécanique appliquée au comportement cyclique des métaux polycristallins.

Une large base d'essais est donc disponible dans la littérature, s'appuyant sur des observations obtenues des travaux expérimentaux concernant les aciers inoxydables (304L et 316L), des expériences menées par [Yang & al (1998)], [Hu & al (1999)], [Kang & (2008)], [Kebir & al (2017)] et d'autres sur l'analyse du comportement de Rochet sous sollicitations cycliques des alliages d'aluminium. Les résultats obtenus des expériences ont montré que le Rochet des aciers est différent de celui des alliages d'aluminium. [Kang & al(2004)] ont montré que le Rochet uniaxial dépend de la contrainte moyenne, de l'amplitude de contrainte et de l'histoire du chargement. L'érouissage cinématique linéaire provoque l'arrêt du Rochet aux premiers cycles du chargement, par contre la non-linéarité de l'érouissage cinématique favorise son apparition et son accélération.

1.8.1 Influence de la température sur le Rochet

Les auteurs [Jiang. Y & al (1994)] ont prouvé que plus que la vitesse de déformation est faible le phénomène de fluage est important au cours des cycles dans le cas du matériau visqueux.

Dans le cas d'un matériau non visqueux, le chargement n'influe pas sur la vitesse de Rochet. D'autres auteurs [Delobelle & al (1995)] ont aussi montré que l'augmentation de la température provoque une augmentation de la vitesse de Rochet à chargement mécanique constant (figure 1.45).

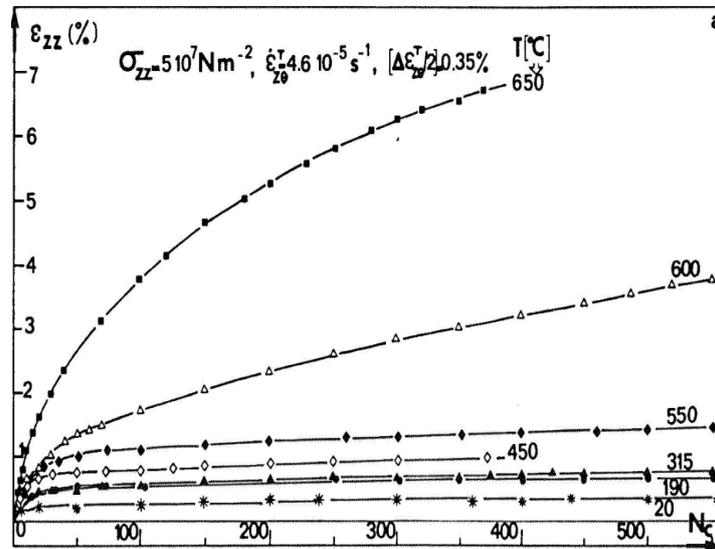


Fig.1.45 : Influence de la température sur la vitesse de Rochet en traction / torsion d'un acier inoxydable 17-12 Mo-SPH, d'après [Delobelle 89]

1.9 Histoire du chargement et effet mémoire

Les aciers inoxydables austénitiques présentent de forts «effets de mémoire» de la déformation plastique maximale, ce comportement macroscopique peut se modéliser à l'aide d'une surface de charge dans l'espace des déformations plastiques, qui conserve en mémoire au cours de l'histoire du chargement de la plus grande valeur atteinte, par exemple pour la déformation équivalente de Von Mises.

La figure 1.46 montre que le niveau d'écrouissage cyclique se stabilise à 1.3×10^5 cycles, dans le premier chargement qui aurait dû persister jusqu'à la rupture pour une déformation $\Delta\varepsilon/2=0.235\%$, après l'application du second chargement de 10 cycles. On remarque que l'écrouissage est supérieur. Un effet de l'histoire du chargement est mis en évidence par l'application des amplitudes par la différence entre les réponses en contrainte sous une amplitude de 1,5% avec ou sans pré charge de 0,235%: la réponse sans pré charge est légèrement supérieure à celle avec pré charge. On peut conclure que ce dernier constat est dû à l'application préalable des cycles d'amplitude 0,235%, inférieure à 1,5%.

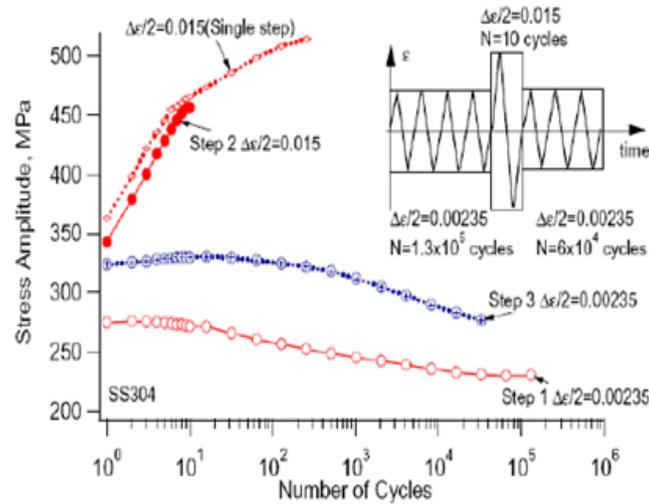


Fig.1.46 : Evolution de l'amplitude de contrainte d'un acier 304 L en fonction du nombre de cycles pour des histoires de chargements différentes [Jiang & Kurath (1997a)]

1.10 Effet de la contrainte moyenne

[Lin & al (2011)] ont étudié l'influence de la contrainte moyenne sur le Rochet à chargement uniaxial de traction-compression cyclique de l'alliage de magnésium AZ91D laminé à chaud sous une amplitude de contrainte et un taux de contrainte. La figure 1.47a montre que le Rochet croit avec l'augmentation de la contrainte moyenne. Tandis que la figure 1.47b représente la déformation progressive en fonction du nombre de cycles ainsi que la relation corrélative entre l'intensité de la contrainte moyenne et le Rochet.

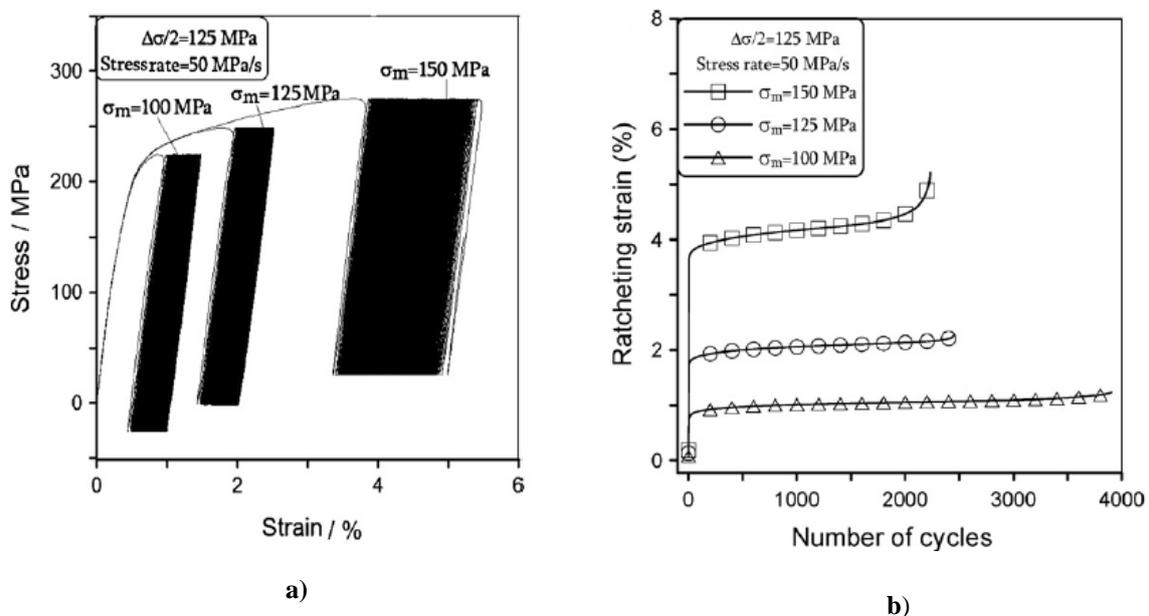


Fig. 1.47 : Essais de Rochet uniaxiaux à amplitude de contrainte constante de 125 MPa et un taux de contrainte de 50 MPa / s, a) courbe contrainte déformation, b) déformation de Rochet en fonction du nombre de cycles [Lin & al (2011)]

1.11 Durée de vie en fatigue

L'endommagement par fatigue se fait sans modification apparente de l'aspect ou de la forme de la structure sollicitée cycliquement, la fissuration par fatigue est progressive dans un temps lent, lorsqu'une pièce en service subit des efforts statiques ou cycliques. Cette fatigue provoque la rupture qui se fait brusquement d'où l'importance de prédire la durée vie de la structure c.à.d. déterminer approximativement le moment où la pièce doit être changée avant qu'elle ne rompe. Plusieurs types de fatigue peuvent être distingués selon les sollicitations cycliques appliquées.

- La fatigue mécanique : lorsque l'endommagement provient des efforts mécaniques extérieurs,
- La fatigue thermique : c'est la détérioration graduelle et la fissuration d'un matériau par chauffage et refroidissement alternés.
- La fatigue thermomécanique : lorsque la fatigue thermique est associée à un chargement mécanique.
- La fatigue-fluage : lorsque les sollicitations mécaniques se produisent dans des conditions favorables au fluage.
- La fatigue-corrosion : lorsque les sollicitations mécaniques ont lieu en milieu corrosif.

L'endommagement par fatigue se fait sans changement de forme des pièces, ces dernières peuvent être détériorées sous l'effet d'un chargement cyclique même s'il est inférieur à la limite d'élasticité.

Le comportement d'un matériau en fatigue est représenté par une courbe $\sigma = f(N_R)$ appelée courbe de Wöhler (figure 1.48), le nombre de cycles à rupture est un moyen pour prévoir la durée de vie d'une pièce en service, en fonction de ses sollicitations.

On distingue sur cette courbe :

- 1) **La fatigue oligocyclique** : où le nombre de cycles à rupture est relativement faible et les contraintes imposées sont élevées et accompagnées d'une déformation plastique à l'échelle macroscopique. La rupture survient après un faible nombre de cycles inférieur à 10^5 . L'éprouvette atteint généralement un état d'accommodation plastique ou de Rochet élastoplastique.

2) **La fatigue polycyclique** : c'est la zone de la fatigue à grand nombre de cycles, la réponse de l'éprouvette atteint un régime d'adaptation élastique. Cette zone est divisée en deux durances :

- **L'endurance limitée** : dans lequel les niveaux de contrainte et de déformation sont plus faibles par rapport à la fatigue oligocyclique. La rupture se produit entre 10^5 et 10^7 cycles.
- **L'endurance illimitée** : dans ce domaine le comportement de l'éprouvette est purement élastique. Pour certains matériaux, en-dessous d'une certaine amplitude de contrainte (la limite d'endurance), le nombre de cycles à rupture est infini.

Dans le domaine de la fatigue oligocyclique, le matériau présente une déformation plastique cyclique importante. En fatigue polycyclique les critères de fatigue permettent une estimation de la durée de vie d'une structure sous chargement en fatigue en termes de nombre de cycles.

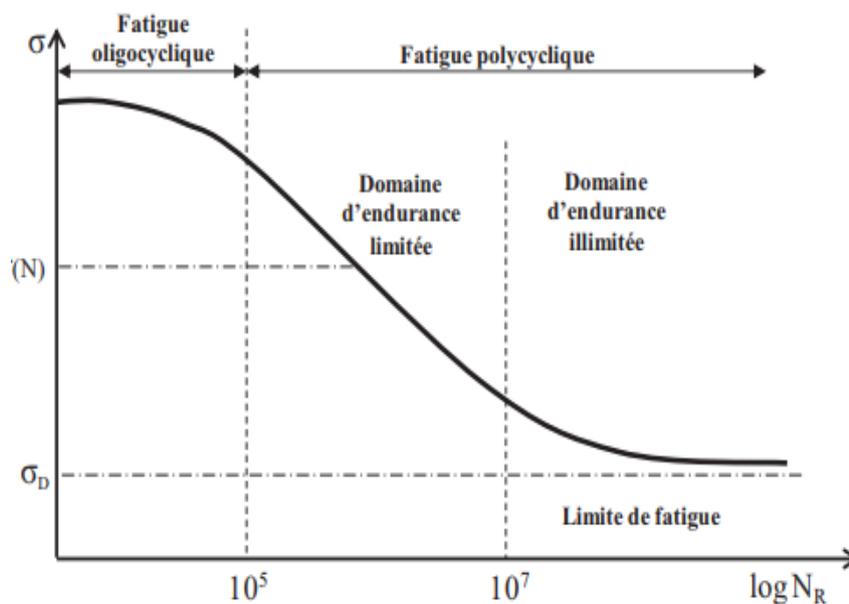


Fig.1.48 : Courbe de Wöhler et domaines de la fatigue.

1.12 Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie des aciers austénitiques

[Doquet & al (2000)] ont démontré que le pré écrouissage cyclique a un effet bénéfique sur la durée de vie à contrainte imposée et à déformation imposée un effet préjudiciable. Ils ont constaté que les chargements biaxiaux à déformation imposée non proportionnels réduisent la

durée de vie de l'acier inoxydable 316L par rapport à sa durée de vie en traction compression sous une amplitude équivalente au sens de Von Mises.

[Tahri & al (2011)] se sont intéressé au pré-écrouissage de l'acier 304L. [Bellattar (2013)] a contribué par l'étude de la durée de vie et au pré-écrouissage de l'acier inoxydable 304L, il a constaté que :

- La durée de vie du matériau pré-écroui a été réduite par rapport au matériau vierge.
- L'augmentation de l'amplitude du pré-écrouissage à un effet très faible sur la durée de vie en fatigue pour les niveaux 1% à 1,5%.

Les niveaux de contrainte des éprouvettes pré-écrouies en torsion sont plus élevés par rapport aux éprouvettes pré-écrouies en traction-compression avec un adoucissement très marqué et cela jusqu'à rupture.

Le pré-écrouissage axial est plus endommageant que le pré-écrouissage en torsion à amplitude de déformation élevée, l'augmentation de l'amplitude de déformation en fatigue réduit l'effet du pré-écrouissage en torsion et en axial.

[Kpodekon (2010)] s'est intéressé à la durée de vie et aux effets de pré-écrouissage monotone (PEM) (figure 1.49 a) et au pré-écrouissage cyclique (PEC) (figure 1.49b) de deux nuances de l'acier 304L, (nuances THYSSEN (THY) et Creusot Loire Industries (CLI). Kpodekon a effectué des essais sur des éprouvettes qui étaient sollicitées en déformation contrôlée à $\pm 0.2\%$ ou en contrainte contrôlée à $\pm 190\text{MPa}$.

Les résultats montrent qu'un pré-écrouissage (PEC ou PEM) réduit la durée de vie de l'acier 304L THY en déformation imposée, en contrainte imposée (contrainte moyenne nulle) les éprouvettes pré-écrouies (PEM ou PEC) ne sont pas rompues au-delà de 6 millions de cycles. Le pré-écrouissage pour la durée de vie de l'acier 304L THY en contrainte imposée est pertinent mais la réduction de la durée de vie des éprouvettes pré-écrouies, atteint 86% par rapport aux essais de références en déformation imposée.

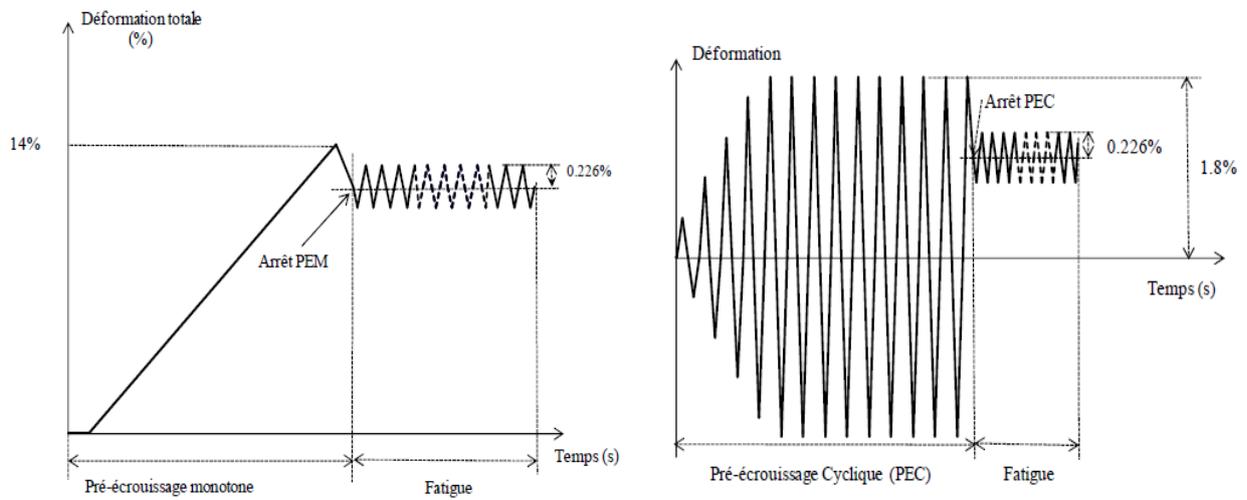


Fig. 1.49 : Chargement typique d'un essai de fatigue :a) avec pré-écrouissage monotone (PEM),
b) avec pré-écrouissage cyclique (PEC)
[Kpodekon (2010)]

1.13 Bilan du chapitre

Dans ce chapitre à caractère bibliographique, nous avons exposé les grands principes des différentes observations macroscopiques phénoménologiques qui sont susceptibles d'apparaître dans une structure soumise à des chargements cycliques et à la compréhension de l'écrouissage.

Nous nous concentrons sur le Rochet où nous avons exposé des différents travaux réalisés dans ce domaine montrant l'importance de ce phénomène et les facteurs responsables de son apparition.

Chapitre 2

Etude du comportement cyclique des matériaux

2.1 Introduction

L'objectif de ce chapitre est de donner un aperçu assez général des lois de comportement utilisées pour la prédiction du comportement mécanique du matériau sous sollicitations. Il contient une brève revue sur les divers aspects qui entourent la compréhension de l'érouissage et l'écoulement plastique. Nous nous sommes aperçus qu'il fallait comprendre et assimiler de nombreux concepts théoriques et mathématiques qui forment les fondements de la plasticité.

Les sollicitations d'origine cyclique engendrent les plasticités qui créent des contraintes dynamiques dans le matériau qui est représenté par un volume élémentaire dans les trois directions de l'espace. Alors, il faut donner à la structure un dimensionnement adéquat afin d'éviter la rupture.

La plasticité des matériaux se caractérisent par leur bonne ductilité, c'est à dire une aptitude à se déformer beaucoup, avant rupture, elle peut être sur trois formes :

- La plasticité dans des zones telles que des entailles, fissures, les congés de raccordement, ou au voisinage de porosités ou d'inclusions.
- La plasticité accidentelle telle que le séisme.
- La plasticité sous l'effet du chargement cyclique à un nombre faible de cycle (fatigue oligocyclique).

Pour décrire le comportement plastique, il est nécessaire de déterminer la surface de plasticité, la loi d'écoulement et la loi d'érouissage. On fait intervenir aux deux lois de comportement de Von Mises et de Tresca sur des essais simples, uni-axiaux ou bi-axiaux, ce qui permet de les comparer et de mettre en évidence un certain nombre de phénomènes liés à l'irréversibilité.

2.2 Approches de modélisation

La grande diversité des matériaux se traduit par l'existence des critères et des lois de comportement qui expriment la relation entre les contraintes et les déformations. On distingue trois approches de modélisation du comportement des matériaux :

- L'approche empirique qui consiste à ajuster des lois de comportement à partir des résultats expérimentaux, [Zhao (1997)], [Liang & Khan(1999)], [Lee et G.H (1999)][Khan & Liang (1999), (2000)], [Goto(2000)].

- L'approche phénoménologique macroscopique qui consiste à travailler avec des grandeurs moyennées sur le volume élémentaire [Chaboche (1979a)] et à décrire l'état de contrainte du matériau en utilisant des variables observables (déformation, température) et des variables internes qui représentent l'état actuel du matériau résultant de l'histoire des déformations [Lemaitre & al (2004)].
- L'approche micromécanique qui consiste à décrire le comportement du matériau à partir de la modélisation des phénomènes microscopiques [Cailletaud (1987)], [(Taleb & al (2009)].
 - a) Dans le cas de modèles pour chargements monotones [Mandel (1965)], [Chang & Asaro, (1998)], l'écrouissage qui se déduit de son évolution est de nature isotrope. Les paramètres sont identifiés sur une base expérimentale obtenue essentiellement avec des essais de traction.
 - b) Dans le cas de modèles pour chargements cycliques [Cailletaud (1991)] la description de l'écrouissage de nature isotrope et d'un écrouissage à caractère cinématique se fait en utilisant des lois macroscopiques phénoménologiques classiques transcrites pour décrire le comportement sur un système de glissement.

2.3 Les grandes classes de comportement

Sans faire appel à un formalisme lourd on a recourt à des modèles rhéologiques à base d'assemblages de patins et de ressorts dans le but d'étudier le comportement élastoplastique des matériaux. La réponse du comportement des matériaux peut être représentée par des systèmes mécaniques sont : l'élasticité, la plasticité et la viscosité. Les éléments les plus courants sont :

2.3.1 Le ressort

Le ressort modélise l'élasticité linéaire parfaite, pour laquelle la déformation est entièrement réversible lors d'une décharge (figure 2.1). On peut en déduire un potentiel qui représente l'énergie élastique stockée dans le ressort.

$$W(\varepsilon) = \frac{1}{2}k\varepsilon^2 \quad (2.1)$$

$$\sigma = \frac{dW}{d\varepsilon} \quad (2.2)$$

$$\sigma = K\varepsilon \quad (2.3)$$

En prenant $K = E$ ce modèle représente l'élasticité linéaire

$$\sigma = E \varepsilon \quad (2.4)$$

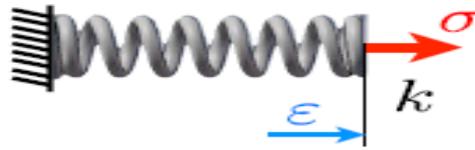


Fig. 2.1 : Modèle de l'élasticité linéaire

2.3.2 L'amortisseur

En considérant le cisaillement et en modélisant la viscosité par un amortisseur, on retrouve la loi du fluide visqueux newtonien. Cette loi dépendante du temps n'est pas utilisable en plasticité par contre elle est utilisée en viscoélasticité (figure 2.2).

$$\sigma = \eta \dot{\varepsilon} \quad (2.5)$$

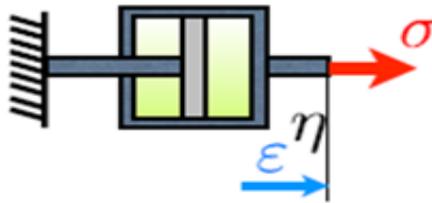


Fig. 2.2 : Illustration de l'amortisseur

2.3.3 Le patin

Le patin correspond au frottement de Coulomb et modélise l'apparition de déformations permanentes, si le seuil d'apparition de la déformation permanente n'évolue pas avec le chargement, le comportement est dit plastique parfait. Si, de plus, la déformation avant écoulement est négligée, le modèle est rigide-parfaitement plastique (figure 2.3)

$$-\sigma_y \leq \sigma \leq \sigma_y \quad (2.6)$$

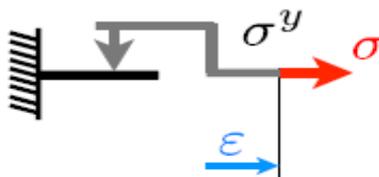
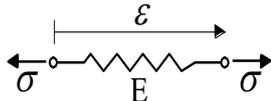
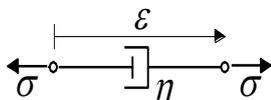
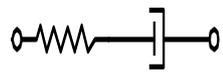


Fig. 2.3 : Exemple du patin

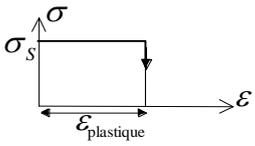
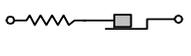
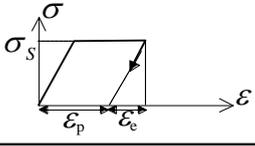
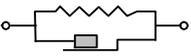
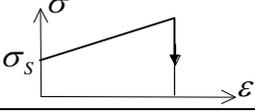
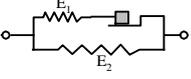
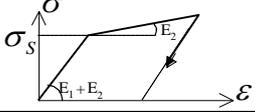
2.4 Modèles Rhéologiques

Les modèles rhéologiques sont des assemblages en série ou en parallèle, illustrant les notions de variable d'état, d'énergie libre et de dissipation intrinsèque. Nous présentons quelques modèles rhéologiques.

2.4.1 Modèles linéaires

Ressort :		$\sigma = E\varepsilon$
Amortisseur :		$\sigma = \eta\dot{\varepsilon}$
Modèle de Maxwell :		$\dot{\varepsilon} = \frac{1}{E}\dot{\sigma} + \frac{1}{\eta}\sigma$
Modèle de Kelvin-Voigt :		$\sigma = E\varepsilon + \eta\dot{\varepsilon}$

2.4.2 Modèles non linéaires

Analogie mécanique	Modèles de comportement	Essai d'érouissage
	Rigide Plastique Parfait RPP	
	Élasto-Plastique Parfait EPP	
	Rigide Plastique avec Érouissage RPE	
	Élasto-Plastique avec Érouissage EPE	

2.4.3 Modèle de Saint Venant



Ces éléments peuvent être combinés entre eux pour former des modèles rhéologiques.

Ceux-ci représentent des systèmes mécaniques qui servent de support dans la définition des modèles (figure 2.4).

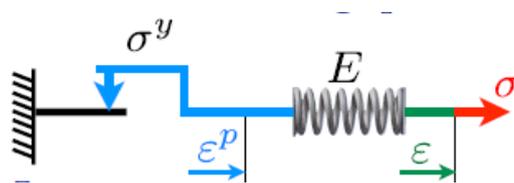


Fig. 2.4 : Modèle rhéologique

2.4.4 Modèle de Kelvin-Voigt

Ce modèle consiste en l'assemblage en parallèle d'un ressort de raideur E et d'un amortisseur de viscosité μ (figure 2.5).

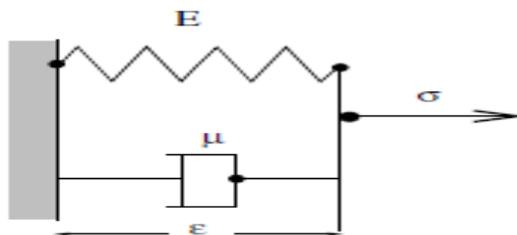


Fig. 2.5 : Modèle rhéologique de Kelvin-Voigt

L'énergie libre est l'énergie stockée dans le ressort est donnée par :

$$W(\epsilon) = \frac{1}{2} E \epsilon^2 \tag{2.7}$$

La contrainte irréversible s'écrit : $\sigma^{irr} = \sigma - \sigma^{rev} = \mu \dot{\epsilon}$ (2.8)

La contrainte réversible s'exprime par : $\sigma^{rev} = E \epsilon$ (2.9)

La contrainte dans l'amortisseur est : $\sigma = E \epsilon + \mu \dot{\epsilon}$ (2.10)

2.4.5 Modèle de Maxwell

Ce modèle consiste en l'assemblage en série d'un ressort de raideur E et d'un amortisseur de viscosité μ (figure 2.6).

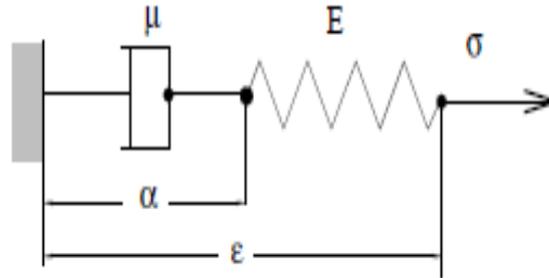


Fig. 2.6 : Modèle rhéologique de Maxwell

L'énergie libre est l'énergie stockée à l'équilibre dans le ressort est donnée en fonction de la déformation ε et la variable interne α par :

$$W(\varepsilon, \alpha) = \frac{1}{2}E(\varepsilon - \alpha)^2 \quad (2.11)$$

La loi de Maxwell s'exprime par :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{E} + \frac{\sigma}{\mu} \quad (2.12)$$

Pour ce qui concerne la représentation des phénomènes physiques qui sont à la base des déformations. Ils sont néanmoins brièvement présentés ici, car ils permettent de comprendre la nature des relations à introduire pour chaque type de comportement, en pratiquant par exemple l'exercice qui consiste à combiner deux à deux les modèles élémentaires.

C'est aussi l'occasion d'introduire l'ensemble du vocabulaire qui sera utile dans le cas général des chargements tridimensionnels. La réponse de ces systèmes peut être jugée dans trois plans différents, qui permettent d'illustrer le comportement lors d'essais de type :

- Ecrouissage, ou augmentation monotone de la charge ou de la déformation, (plan, déformation contrainte, ε - σ) ;
- Fluage, ou maintien de la charge (plan temps déformation, t - ε) ;
- Relaxation, ou maintien de la déformation (plan temps contrainte, t - σ).

2.5 Lois d'écoulement

Ce sont les règles qui vont permettre de définir la vitesse de déformation plastique ou viscoplastique, lorsqu'on n'est plus en élasticité. Il existe une surface qui caractérise le domaine d'élasticité définie dans l'espace des contraintes principales ($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$), à partir de laquelle l'écoulement plastique peut se produire. Cette évolution sera schématisée par un déplacement de son centre et une variation de sa taille, lorsqu'on continue la charge au-delà de la surface seuil initiale, le matériau se déforme plastiquement et il prend la nouvelle surface seuil de plasticité.

Si cette nouvelle surface seuil est identique à la surface seuil initiale, le matériau est élastique parfaitement plastique.

L'écoulement plastique est défini par la forme de la surface, donnée par le type de contrainte équivalente et sa taille donnée par la limite d'élasticité σ_y . A travers une fonction de charge de Von Mises dépendant linéairement du deuxième invariant J du tenseur des contraintes (figure 2.7).

L'utilisation d'une loi d'écoulement associée à ce critère de plasticité permet de définir une bonne approximation du domaine d'élasticité des matériaux métalliques isotropes.

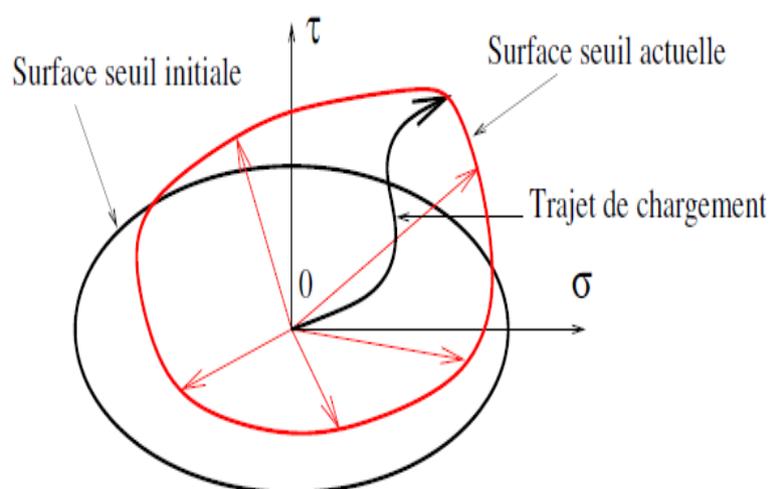


Fig .2.7 : Représentation schématique d'une surface d'écoulement après Déformation hors du domaine d'élasticité initial
[Pierre Suquet]

Le choix de tel ou tel critère va dépendre du matériau étudié. Les lois d'écrouissage sont donc les règles qui caractérisent l'évolution des variables d'écrouissage au cours de la déformation plastique.

L'écoulement plastique est décrit par une variable d'écrouissage cinématique (X) et une variable d'écrouissage isotrope (R). Si on applique une décharge lors d'un écoulement plastique, on observe que le comportement devient élastique ; ce qui indique que la contrainte se trouve sur la surface de charge. On choisit la fonction de charge de Von Mises exprimée par la relation :

$$f = J_2(\sigma - X) - R - R_0 \leq 0 \quad (2.13)$$

La surface de charge varie au cours de la déformation plastique, le domaine d'élasticité pure est délimité dans l'espace des contraintes par une surface de charge, définie par une fonction seuil f qui dépend du tenseur des contraintes σ de Cauchy de J_2 l'invariant d'ordre 2 du tenseur ($\sigma - X$), R_0 est la taille du domaine d'élasticité initial.

À l'intérieur de ce domaine, toute variation de contrainte produit que des déformations élastiques. Sur l'extrémité de ce domaine, le comportement est élastoplastique (figure 2.8).

Le comportement est purement élastique si :

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

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

$f = 0$ et $df < 0 \rightarrow$ On a une décharge élastique ;

> 0 Etat inadmissible (sans signification).

Où : f est la fonction de charge.

Lorsque le point représentatif de l'état des contraintes atteint la surface de charge $f = 0$, deux cas de comportement élastoplastique sont possibles :

- a. La surface de charge n'évolue pas (modèle élastoplastique parfait) et l'expression de la surface de charge ne contient pas de paramètres d'écrouissages.
- b. La surface de charge s'évolue au cours du chargement (modèle élastoplastique avec écrouissage).

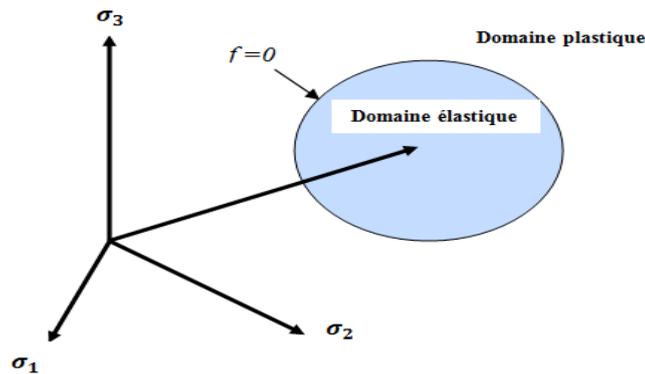


Fig. 2.8: Surface de charge en plasticité

La déformation plastique sera gouvernée par l'écrouissage du matériau, ce qui produit une dilatation de la surface d'écoulement de l'évolution de la forme et de la position, tandis que l'état de contrainte reste à l'intérieur de cette surface élastique ($f < 0$), lorsqu'il atteint cette surface ($f = 0$), il peut y avoir une plastification.

L'incrément total de déformation se compose en général de deux parties :

- Un incrément élastique $d\varepsilon^e$ et un incrément plastique $d\varepsilon^p$.

$$d\varepsilon = d\varepsilon^e + d\varepsilon^p \quad (2.14)$$

- L'incrément des contraintes $d\sigma = E \varepsilon^e$ est dû aux déformations élastiques

- Le module d'élasticité est défini dans chaque état (σ, ε) par :

$$E = \frac{d\sigma}{d\varepsilon^e} \quad (2.15)$$

- Le « module élasto-plasticité tangent » est donné par la relation :

$$E^{ep} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (2.16)$$

- La relation d'écoulement plastique est donnée par :

$$d\sigma = E^{ep} d\varepsilon \quad (2.17)$$

- Le module d'écrouissage du matériau est donné par

$$H = \frac{d\sigma}{d\varepsilon^p} \quad (2.18)$$

2.6 Loi de comportement élastique

La loi de Hooke a été généralisée par Cauchy (1789-1857), qui a proposé d'exprimer chaque composante du tenseur des contraintes comme une fonction linéaire des composantes du tenseur des déformations (figure 2.9).

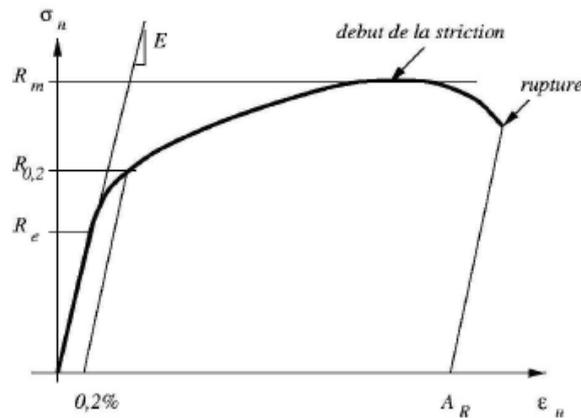


Fig. 2.9: Courbe de traction

Avec :

- La limite d'élasticité R_e , début de la déformation plastique du matériau
- La limite d'élasticité conventionnelle $R_{0,2}$.
- La résistance à la traction R_m , contrainte maximale avant la striction.
- L'allongement à la rupture A_R avant rupture.

Dans le cas des petites déformations élastiques, La représentation tensorielle de la loi de comportement est donnée par la loi de Hooke

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad i, j, k, l = 1, 2, 3 \quad (2.19)$$

Les tenseurs des rigidités C_{ijkl} comporte $3^4 = 81$ composantes et de même pour S_{ijkl} , la symétrie des tenseurs de contraintes σ_{ij} et de déformation ε_{ij} réduit le nombre des constantes élastiques à 21 pour l'anisotropie complète.

La loi de Hooke relie les contraintes aux déformations par l'intermédiaire d'une matrice de rigidité dans le cadre des déformations élastiques.

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl} \sigma_{kl} \quad i = 1, 2, 3 \quad (2.20)$$

Où :

- C_{ijkl} : le tenseur de rigidité,
- S_{ijkl} : Le tenseur de souplesse,
- σ_{ij} : Le tenseur de contraintes,
- ε_{ij} : Le tenseur des déformations.

Les S_{ijkl} sont les 81 composantes du tenseur des complaisances élastiques ou tenseur de souplesse S.

2.6.1 Potentiel élastique

L'énergie de déformation volumique $\sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$

$$W(\varepsilon) = \frac{1}{2} \sigma_{ij} \varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} C_{ijkl} \varepsilon_{ij} \varepsilon_{kl} = \frac{1}{2} S_{ijkl} \sigma_{ij} \sigma_{kl} \quad (2.21)$$

$$\text{Avec : } \sigma_{ij} = \frac{\partial W(\varepsilon)}{\partial \varepsilon_{ij}} = \frac{1}{2} C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad (2.22)$$

Forme quadratique définie positive des composantes du tenseur des déformations :

$$C_{ijkl} = \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial \varepsilon_{kl}} = \frac{\partial \sigma_{kl}}{\partial \varepsilon_{ij}} = \frac{\partial^2 W(\varepsilon)}{\partial \varepsilon_{ki} \partial \varepsilon_{kl}} \quad (2.23)$$

La notation matricielle permet d'écrire matériellement

$$\{\sigma\} = [C] \{\varepsilon\}, \quad \{\varepsilon\} = [S] \{\sigma\} \quad (2.24)$$

En conclusion la relation indicelle $\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl}$ s'écrivant sous la forme :

$$\sigma_{ij} = C_{ij11} \varepsilon_{11} + C_{ij22} \varepsilon_{22} + C_{ij33} \varepsilon_{33} + 2C_{ij23} \varepsilon_{23} + 2C_{ij31} \varepsilon_{31} + 2C_{ij12} \varepsilon_{12} \quad (2.25)$$

En conclusion en tout point M d'un milieu continu, l'état des contraintes est entièrement déterminé par la connaissance des contraintes. Pour l'anisotropie 21 constantes indépendantes sont nécessaires.

Les lois de comportement expriment la relation qui existe entre les contraintes et les déformations d'un corps élastique (Lois de Hooke). Ces relations ont été obtenues à la suite de nombreuses observations expérimentales.

Pour un corps isotrope se déformant linéairement, les lois de comportement sous forme matricielle sont :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{xz} \\ \tau_{yz} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu}{1-\nu} & 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu}{1-\nu} & \frac{\nu}{1-\nu} & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{xz} \\ \gamma_{yz} \end{Bmatrix} \quad (2.26)$$

$$\text{Soit : } \{\sigma\} = [C] \{\varepsilon\} \quad (2.27)$$

- Où :
- $\{\sigma\}$ Vecteur des contraintes
 - $[C]$ Matrice des constantes élastiques
 - $\{\varepsilon\}$ Vecteur des déformations

2.6.2 Relation déformation-déplacement

$$\varepsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x}, \quad \varepsilon_y = \frac{\partial v}{\partial y}, \quad \varepsilon_z = \frac{\partial w}{\partial z}, \quad \gamma_{xy} = \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y}, \quad \gamma_{xz} = \frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z}, \quad \gamma_{yz} = \frac{\partial w}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial z} \quad (2.28)$$

Où : u, v, w représentent les déplacements du corps dans les directions x, y et z respectivement.

2.6.3 Matrice de rigidité d'un matériau isotrope

Un corps homogène est isotrope vis à vis d'une propriété mécanique si cette dernière est indépendante de la direction considérée dans le corps. Un matériau est isotrope quand la matrice du tenseur d'élasticité reste identique à elle-même pour tout changement d'axes.

Les propriétés mécaniques des matériaux homogènes et isotropes peuvent être caractérisées par leur résistance et leur constante d'élasticité, le module de Young et le coefficient de Poisson.

Pour un matériau isotrope, c'est-à-dire un matériau pour lequel les caractéristiques mécaniques sont les mêmes dans toutes les directions de l'espace. Dans un milieu isotrope, toutes les directions sont équivalentes.

Ce milieu est caractérisé par deux modules d'élasticité et appelés coefficients de Lamé, ou bien par le module d'Young E et par le coefficient de Poisson.

Dans toute la base, la matrice de rigidité s'écrit sous la forme :

$$\begin{bmatrix} \lambda+2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda+2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda+2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix} \quad (2.29)$$

Alors la matrice de souplesse d'un matériau s'écrit sous la forme :

$$\begin{bmatrix} \frac{1}{E} & -\frac{\nu}{E} & -\frac{\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu}{E} & \frac{1}{E} & -\frac{\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu}{E} & -\frac{\nu}{E} & \frac{1}{E} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2\frac{1+\nu}{E} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2\frac{1+\nu}{E} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2\frac{1+\nu}{E} \end{bmatrix} \quad (2.30)$$

Le module d'élasticité de cisaillement G ou le module de glissement relie les contraintes tangentielles aux déformations angulaires.

La matrice de rigidité s'écrit :

$$D = \frac{h^3}{12(1-\nu^2)} \begin{bmatrix} 1 & \nu & 0 \\ \nu & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1-\nu}{2} \end{bmatrix} \quad (2.31)$$

La relation entre les déformations et les contraintes seront :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{E}{1-\nu^2} \begin{bmatrix} 1 & \nu & 0 \\ \nu & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1-\nu}{2} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (2.32)$$

2.7 Loi de comportement plastique

Les modèles utilisés pour modéliser le comportement macroscopique des aciers inoxydables sous des efforts cycliques à des trajets de chargement proportionnels et non proportionnels sont de nature phénoménologiques et reposent sur le critère d'élasticité de von Mises et des variables d'érouissage cinématiques et isotropes non linéaires.

Afin de caractériser le comportement plastique, il est nécessaire de définir au préalable un critère de plasticité permettant de délimiter le domaine d'élasticité pure.

La fonction seuil $f(\sigma_{ij})$ qui dépend du tenseur des contraintes et de l'état d'érouissage appliquée à un matériau est un scalaire souvent noté $\bar{\sigma}$ qui sera comparé à la limite d'élasticité pour savoir si le matériau a été écroui ou non.

Les contraintes équivalentes les plus utilisées sont celles de Von Mises et Tresca pour les matériaux isotropes. Le choix de tel ou tel critère va dépendre du matériau étudié.

2.7.1 Critères de plasticité de Von Mises



Le critère de Von Mises (1883-1953) est basé sur l'énergie de déformation que le matériau peut stocker avant plastification. Il considère que le seuil de plasticité est lié à l'énergie élastique de cisaillement. Cela revient à négliger l'influence du troisième invariant et à prendre une expression linéaire pour la fonction f .

Pour un chargement unidimensionnel représente un point dans l'espace de la contrainte à une dimension qui sépare le domaine élastique du domaine plastique, la limite d'élasticité est représentée par une fonction, dans l'espace de contrainte à trois dimensions, cette limite est représentée par une surface séparant les deux domaines.

La contrainte équivalente appliquée à un matériau représente l'ensemble du tenseur des contraintes est un scalaire, ce scalaire sera comparé à la limite d'élasticité pour savoir si le matériau a plastifié ou non.

La représentation graphique de la fonction de charge initiale dans l'espace des contraintes principales \mathfrak{R}^3 est une surface cylindrique non bornée d'axe $(1, 1, 1)$ de rayon $\sqrt{2} \sigma_s$ comme indiqué sur la (figure 2.10).

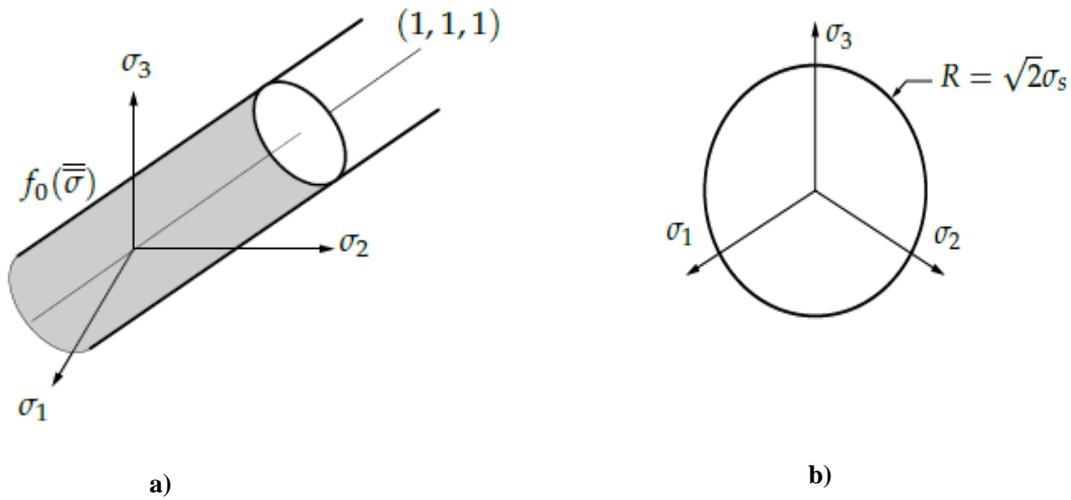


Fig. 2.10 : Fonction de charge initiale dans l'espace des contraintes principales pour le critère de Von Mises (a) matériau élasto- plastique avec écrouissage, (b) vue dans le plan $\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3=0$ [Hervé Oudin (2010)]

La contrainte équivalente au sens de Von Mises est défini par :

$$\sigma_{eqMises} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} : S_{ij}} \tag{2.33}$$

$$\sigma_{eqMises} = \sqrt{\frac{2}{3} \varepsilon_p : \varepsilon_p} \tag{2.34}$$

$S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij}$: est la partie déviatorique du tenseur des contraintes de Cauchy

$$\overline{\sigma^2}_{vm} = \frac{3}{2} \sigma_{ij} \sigma_{ij} - \frac{1}{2} \sigma_{kk}^2 \tag{2.35}$$

$$\overline{\sigma^2}_{vm} = \frac{1}{2} \left[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 \right] + 3(\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2 + \sigma_{23}^2) \tag{2.36}$$

Le tenseur des contraintes est symétrique pour les trois valeurs propres I, II et III de ce tenseur diagonalisé, la contrainte équivalente de Von Mises s'écrit :

$$\overline{\sigma^2}_{vm} = \frac{1}{2} \left[(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2 \right] \quad (2.37)$$

$$\sigma_{eqMises} = \sqrt{\sigma_{zz}^2 + 3\tau_{\theta z}^2} \quad (2.38)$$

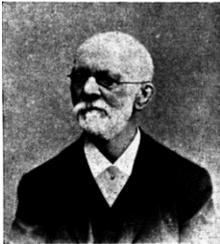
$$\varepsilon_{eqMises} = \sqrt{\varepsilon_{zz}^p{}^2 + \frac{\gamma_{\theta z}^p{}^2}{3}} \quad (2.39)$$

Où :

σ_{zz} et $\tau_{\theta z}$ sont respectivement la contrainte axiale et la contrainte de cisaillement.

ε_{zz}^p et $\gamma_{\theta z}^p$ sont respectivement la déformation plastique axiale et la déformation plastique de cisaillement.

2.7.2 Critère de Tresca



Critère est aussi appelé critère de cisaillement maximal, il est dû à Henri Edouard Tresca (1814-1885) qui fut professeur titulaire de la chaire de mécanique du Cnam. Tresca a déduit que la rupture se fait par glissement du aux contraintes de cisaillement. La contrainte de cisaillement pour la direction α est donnée par la formule suivante :

$$\tau' = -\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \sin 2\alpha + \tau \cos 2\alpha \quad (2.40)$$

Avec :

$\sigma_y = 0$ et $\tau = 0$ pour un état de traction suivant $\vec{x} = 0$, $\tau' = \frac{\sigma_x}{2} \sin 2\alpha$ est maximal pour $\alpha = 45^\circ$

En tridimensionnel, on peut trouver 3 directions principales associées à 3 contraintes principales σ_1 , σ_2 et σ_3 (figure 2.11) Dans la base principale $(\vec{n}_1, \vec{n}_2, \vec{n}_3)$ le tenseur des contraintes s'écrit :

$$S = \begin{bmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{bmatrix}_{(\vec{n}_1, \vec{n}_2, \vec{n}_3)} \quad (2.41)$$

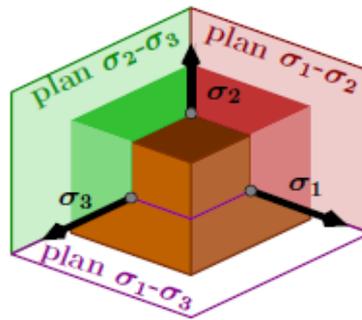


Fig. 2.11 : Trois plans des contraintes principales en tridimensionnel [Antoine Legay.2016-2017]

La représentation graphique de la fonction de charge initiale dans \mathfrak{R}^3 , espace des contraintes principales, est une surface cylindrique de base hexagonale non bornée d'axe $(1, 1, 1)$ indiquée sur la figure 2.12.

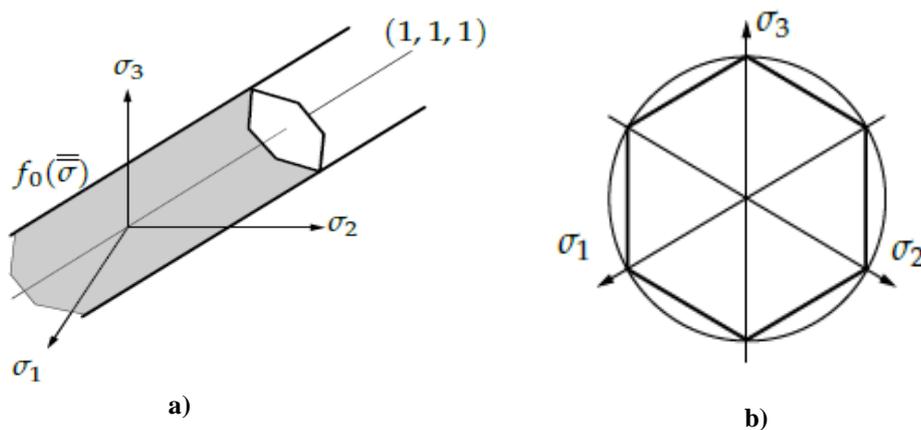


Fig. 2.12 : Fonction de charge initiale dans l'espace des contraintes principales pour le critère de Tresca (a) matériau élasto-plastique avec écrouissage, b) vue dans le plan $\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3=0$ [Hervé Oudin (2010)]

On peut tracer 3 cercles de Mohr (figure 2.13)

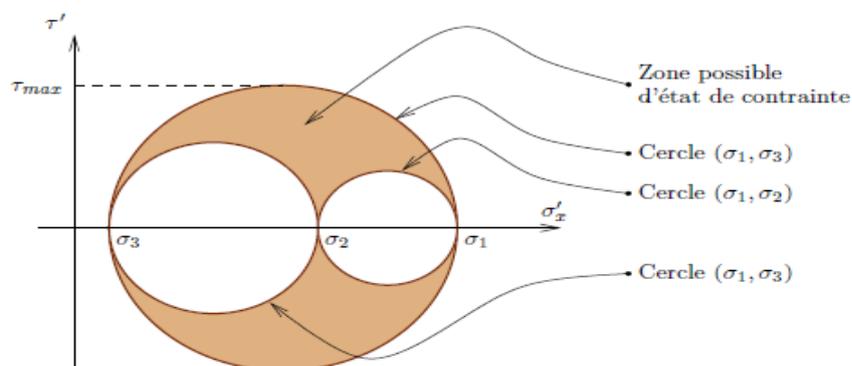


Fig. 2.13 : Tri cercle de Mohr [Antoine Legay (2016-2017)]

Le cisaillement maximal égal :

$$\tau_{max} = \frac{R_e}{2} \quad (2.42)$$

Le critère de Tresca est donné par

$$\tau_{max} < \frac{R_e}{2} \quad (2.43)$$

Le critère de Tresca fait intervenir les cisaillements maximaux dans chaque plan principal, représentés par les quantités $(\sigma_i - \sigma_j)$ et le cisaillement étant maximal pour le faciès de rupture d'une éprouvette cassée suite à un chargement de traction incliné à 45° par rapport à l'axe de traction pour les matériaux ductiles, la spécificité du critère de Tresca est de ne retenir que le plus grand d'entre les quantités :

$$\tau_{max} = \text{Max} \left(\frac{|\sigma_1 - \sigma_2|}{2}, \frac{|\sigma_1 - \sigma_3|}{2}, \frac{|\sigma_2 - \sigma_3|}{2} \right) < \frac{R_e}{2} \quad (2.44)$$

$$\bar{\sigma}_{Tresca} = \sup(|\sigma_I - \sigma_{II}|, |\sigma_{II} - \sigma_{III}|, |\sigma_{III} - \sigma_I|) \quad (2.45)$$

$$f(\sigma_{Tresca}) = \max_{ij} |\sigma_i - \sigma_j| \quad (2.46)$$

Les équivalents en contrainte et déformation plastique de Tresca sont donnés par les formules suivantes :

$$\sigma_{eqTresca} = \sqrt{\sigma_{zz}^2 + 4\tau_{\theta z}^2} \quad (2.47)$$

$$\varepsilon_{eqTresca} = \sqrt{\varepsilon_{zz}^2 + \frac{4\gamma_{\theta z}^2}{9}} \quad (2.48)$$

2.7.3 Comparaison des critères de Tresca et Von Mises

Le critère de Von Mises est représenté par un cercle :

$$\sigma_{eqMises} = \sqrt{\sigma_{zz}^2 + 3\tau_{\theta z}^2} \quad (2.49)$$

Le critère de Tresca est représenté par un hexagone :

$$\sigma_{eqTresca} = \sqrt{\sigma_{zz}^2 + 4\tau_{\theta z}^2} \quad (2.50)$$

Afin de déterminer la forme de la surface de la limite d'élasticité ou de seuil de plasticité sur laquelle se produit la première plastification, les essais de traction / torsion (figure 2.14) montrent que la surface seuil prédite par le critère de Tresca et Von Mises est une ellipse dans le plan (σ, τ) (figure 2.15).

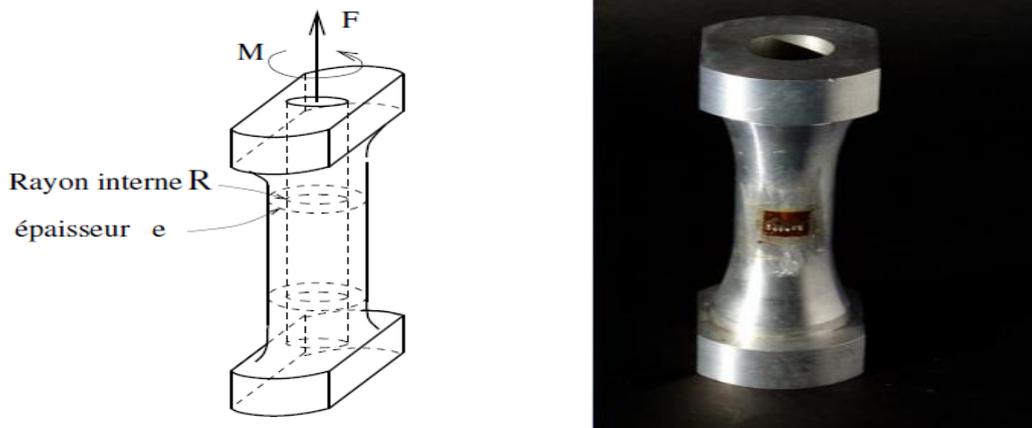


Fig. 2.14 : Essai biaxial: traction-torsion

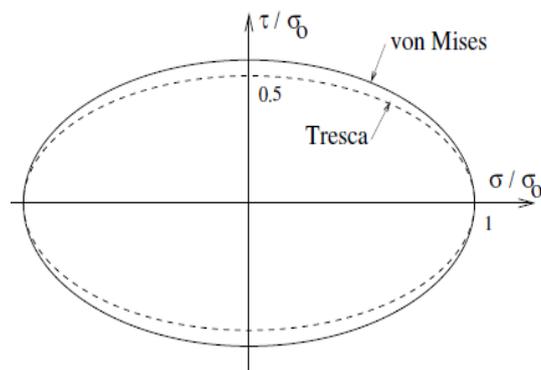


Fig. 2.15 : Comparaison des surfaces seuil prédites par les critères de Tresca et de Von Mises pour l'essai biaxial: traction-torsion

Les essais de traction biaxiaux (figure 2.16) mettent en évidence une différence de forme entre les deux critères, la surface polygonale présentant des points anguleux de Tresca tant que la surface prédite par le critère de Von Mises est régulière (figure 2.17).

Les essais multiaxiaux permettent de déterminer le choix adéquat entre ces deux critères et leur pertinence (figure 2.18).

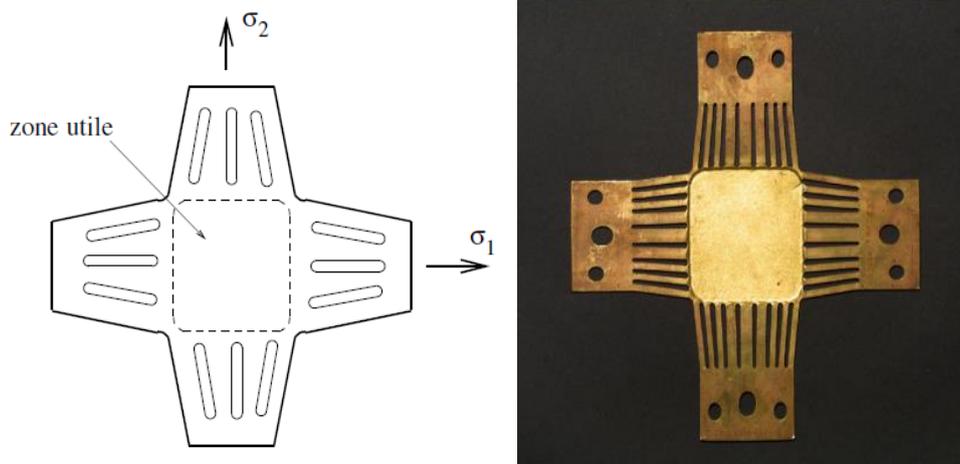


Fig. 2.16 : Essai biaxial: traction- traction

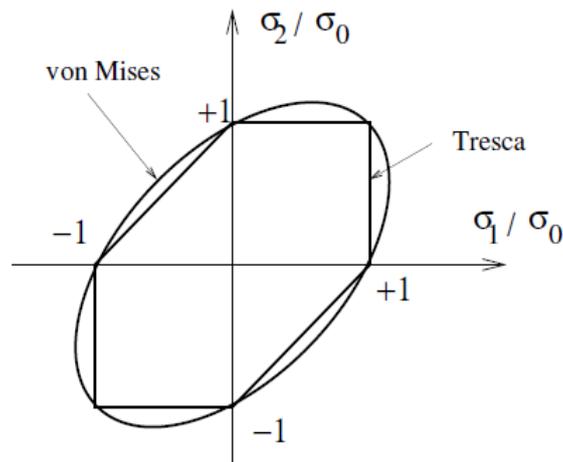


Fig. 2.17: Comparaison des critères de Tresca et de Von Mises pour l'essai de Traction biaxiale.

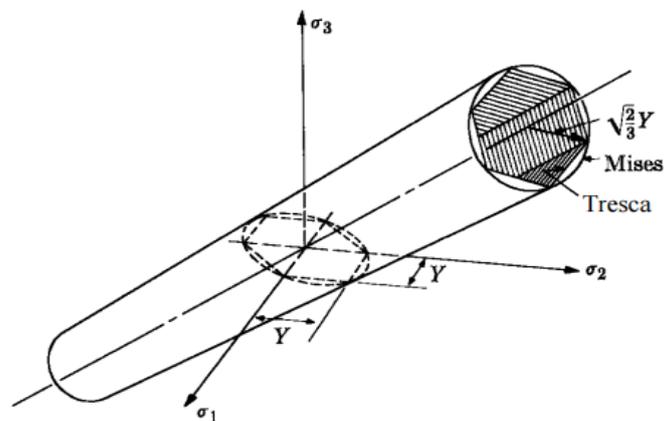


Fig. 2.18 : Représentation des surfaces d'écoulement par les deux critères Von Mises et Tresca

2.7.4 Critère de HILL Barlat et Tsai

Hill 1948 [Hill(1950)] fut l'un des premiers qui a proposé la modélisation des matériaux anisotropes notamment les aciers doux. Des modifications ont été proposées par [Hill(1990)] afin d'améliorer les particularités des alliages d'aluminium et augmenter leur limite d'élasticité.

Barlat [Barlat & al(1991)] s'est intéressé aux alliages d'aluminium et à l'augmentation de la limite d'élasticité avec l'utilisation de l'érouissage mixte : isotrope et cinématique.

On utilise le critère de Hill et Tsai pour une anisotropie particulière, qui conserve trois plans de symétrie dans l'état d'érouissage du matériau. Les intersections de ces trois plans sont les axes principaux d'anisotropie qui sont pris comme repère pour l'écriture du critère (figure 2.19).

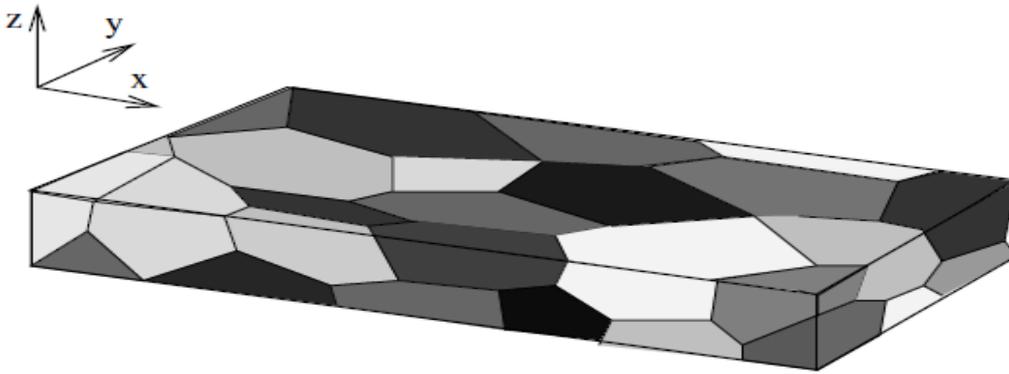


Fig. 2.19 : Anisotropie induite par le laminage : changement de forme des grains [Pierre Suquet]

La contrainte équivalente de Hill est définie comme suit :

$$\bar{\sigma}_H = \sqrt{F(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + G(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + H(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2L\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{23}^2 + 2N\sigma_{31}^2} \quad (2.51)$$

Les coefficients F, G, H, L, M et N sont les coefficients d'anisotropie du matériau qui sont déterminés expérimentalement, ils sont obtenus en effectuant des essais de traction et de cisaillement dans différentes directions, et en mesurant la contrainte seuil σ_s (de traction ou de cisaillement) pour laquelle apparaît la plasticité. La contrainte équivalente de Tsai est de la forme :

$$\bar{\sigma}_{TS} = \bar{\sigma}_H + P(\sigma_{11} - \sigma_{33}) + Q(\sigma_{22} - \sigma_{33}) \quad (2.52)$$

Cette contrainte équivalente est largement utilisée dans le domaine des composites, des bois, Elle permet à l'aide des coefficients P et Q, de rendre compte d'un comportement dissymétrique en traction et en compression.

2.8 Les lois de comportement

Des lois de comportement pourront appliquée lors de la mise en forme d'une pièce, pour évaluer l'aptitude du matériau à cette mise en forme (remplissage des formes), nécessaire de faire appel à des lois compliquées. Nous donnons quelques relations d'écrouissage.

2.8.1 Loi de Hollomon

La contrainte est donnée sous la forme (K et n sont deux paramètres). Pour identifier les paramètres K et n, on transforme la courbe en $\ln(\sigma) - \ln(\varepsilon)$, qui devient linéaire (figure 2.20).

La pente de cette courbe donne le coefficient $n = \frac{d\ln\sigma}{d\ln\varepsilon}$ appelé coefficient d'écrouissage.

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad n < 1 \quad (2.53)$$

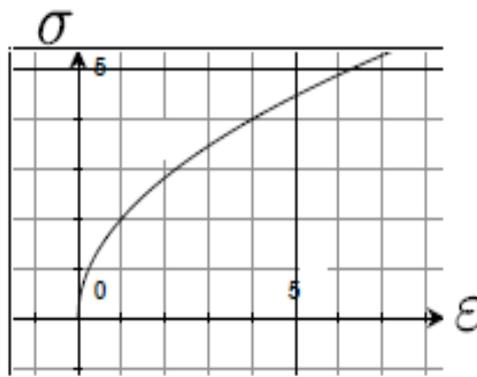


Fig. 2.20 : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation par la loi de Hollomon

2.8.2 Loi de Ludwik

La loi de Ludwik est donnée par la formule suivante :

$$\sigma = \sigma_e + K\varepsilon^n \quad n < 1 \quad (2.54)$$

Où : σ_e , K et n sont des paramètres

Pour obtenir les paramètres σ_e , K et n, il faut identifier σ_e (limite d'élasticité du matériau), puis transformer la courbe en $\ln(\sigma - \sigma_e) - \ln(\varepsilon)$ pour obtenir les deux autres paramètres. Le paramètre n n'est pas ici le coefficient d'écrouissage du matériau (figure 2.21).

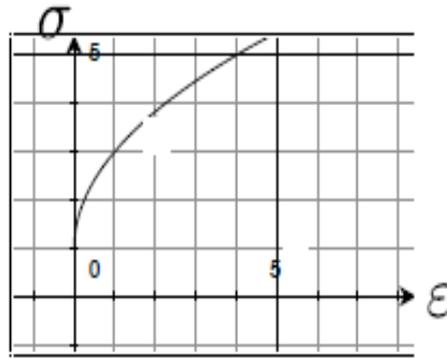


Fig. 2.21 : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation par la loi de Ludwik

2.8.3 Loi de Swift

La loi de Swift est donnée par la formule suivante :

$$\sigma = K(\epsilon_0 + \epsilon)^n \quad (2.55)$$

Où : K , ϵ_0 et n sont des paramètres.

La limite d'élasticité du matériau égale :

$$\sigma = K(\epsilon_0)^n \quad (2.56)$$

(n : n'est pas le coefficient d'écrouissage du matériau).

2.8.4 Loi de Prager 1958



Le modèle d'écrouissage cinématique linéaire de Prager [Prager (1958)] a été choisi dans un premier temps comme modèle pour l'identification.

La loi de Prager décrit le comportement élastoplastique d'un matériau avec une surface d'écoulement représentée par une variable cinématique linéaire X , une autre évolution élémentaire correspond à un matériau dont le domaine d'élasticité voit sa taille augmenter, mais qui reste centré sur l'origine: il s'agit d'un écrouissage isotrope [Taylor & Quinney (1931)]. L'écrouissage cinématique de Prager fait intervenir la fonction de charge f suivante :

$$f = J(\sigma - X) - \sigma_0 \quad (2.57)$$

La fonction f caractérisant la surface d'écoulement et ne dépendant que du second invariant $J = (\sigma - X)$

Le modèle d'écrouissage cinématique le plus simple est proposé par Prager [Prager (1958)].

$$d \underline{X} = \frac{2}{3} C d \underline{\varepsilon}^p \quad (2.58)$$

Cette loi prédit l'accommodation dès le premier cycle en traction-compression pour des essais de Rochet 1D (figure 2.22), une déformation progressive pourra apparaître selon la contrainte moyenne, mais elle finira toujours par s'arrêter au bout d'un certain nombre de cycles.

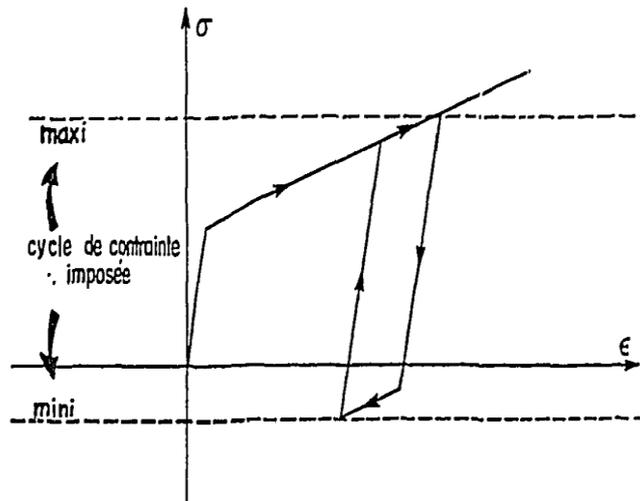


Fig. 2.22 : Accommodation immédiate du modèle cinématique linéaire en traction-compression [Lemaitre & Chaboche 1988]

La loi d'écrouissage de Prager s'est vite révélée insuffisante à cause du caractère linéaire de l'écrouissage qu'elle prévoit, cette loi présente plusieurs inconvénients tels que le déplacement de la surface de charge est illimité, proportionnalité entre $d \underline{X}$ et $d \underline{\varepsilon}^p$ (figure 2.23)

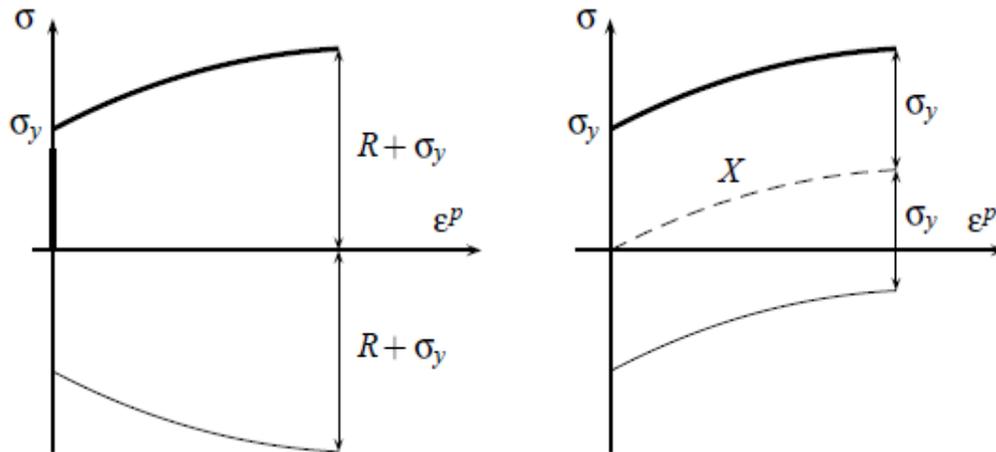


Fig. 2.23 : Modèle d'écrouissage cinématique linéaire et isotrope de Prager

2.8.5 Loi de Prandtl-Reuss 1924

Elle est obtenue en supposant un écrouissage isotrope et en utilisant le critère de Von Mises. La fonction de charge est donnée par la formule suivante :

$$J_2(\underline{\sigma}) - \sigma_y - R = 0 \tag{2.59}$$

L'écoulement plastique est donné comme suit :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^p = \dot{\lambda} \underline{n} = \frac{\dot{\lambda}}{H} \underline{n} \quad \text{et} \quad \underline{n} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\sigma}}{J} \tag{2.60}$$

Où : $\dot{\lambda}$: Multiplicateur plastique, H : module de plasticité, J_2 : est la contrainte équivalente au sens de Von Mises du tenseur $\underline{\sigma}$

2.8.6 Loi de Henky-Mises 1913

La loi de Henky-Mises, est valide uniquement dans le cas d'un chargement proportionnel à partir d'un état suppose non écroui, ceci dit que le chargement extérieur en termes de contraintes croît proportionnellement à un seul paramètre scalaire k. L'écoulement plastique sera donné par :

$$\underline{\epsilon}^p = \frac{J(\underline{\sigma}) - \sigma_y}{H} \underline{n} \tag{2.61}$$

Chapitre 3

*Modélisation des phénomènes induits
par le comportement non linéaire
des matériaux*

3.1 Introduction

De nombreux travaux ont été effectués sur la modélisation des phénomènes macroscopiques, ces modèles généralement phénoménologiques, la phase de modélisation consiste à identifier le type de modèle de comportement le plus pertinent au plus près des conditions de mise en forme du procédé.

La prédiction de la déformation et des contraintes subies par les matériaux lors de leur mise en forme nécessite l'utilisation de modèles de comportement des matériaux.

Le comportement macroscopique est la modélisation de déformations locales à une échelle microscopique, qui sont à l'origine d'un comportement irréversible.

Il faut alors recourir aux modélisations et sélectionner le modèle adéquat. Ce modèle de comportement dépend des propriétés mécaniques du matériau ainsi que du type de sollicitation exercée (traction/compression, cisaillement, torsion...).

3.2 Modélisation du phénomène de Rochet

Une meilleure description du comportement macroscopique du matériau, nécessite le choix d'un modèle adéquat et la mise en place des différentes étapes, conduisant à son utilisation dans une simulation numérique, c'est-à-dire mettre une loi de comportement et identifier les paramètres matériels afin de caractériser le matériau et appréhender son comportement sous chargement cyclique et exploitation des lois de comportement dans les calculs de structures.

La modélisation consiste à identifier quel type de modèle de comportement adéquat pour prédire la manifestation du matériau lors du chargement cyclique.

La modélisation du comportement mécanique des matériaux peut être étudiée selon deux approches : macroscopique et micro-macro s'appuyant sur un changement d'échelle pour passer des grandeurs macroscopiques aux grandeurs microscopiques et inversement.

Les modèles macroscopiques phénoménologiques à variables internes qui peuvent être de nature tensorielle ou scalaire. Ces modèles élastoplastique sont basés sur l'hypothèse de la décomposition de la déformation totale en une partie élastique et une partie plastique et l'hypothèse de l'indépendance du comportement plastique de la vitesse de déformation.

Les modèles macroscopiques possèdent moins d'informations physiques, peu de variables internes et permettent des calculs rapides, par contre les modèles micro-macro possèdent plus d'informations physiques et plus de variables internes que les modèles macroscopiques.

[Ruggles & al (1989)] [Delobelle (1989)], [Hassan & al(1992) a], [Hassan & al (1992a)], [Hassan & al (1994b)], [Jiang & al (1994)], [Delobelle & al (1995)], [Corona & al (1996)], [Portier & al (2000)] ont marqué l'histoire du phénomène de Rochet.

Ziegler [Ziegler (1959)] a étudié l'érouissage cinématique linéaire qui conduit à un arrêt du Rochet en quelque nombre de cycles.

Mroz [Mroz (1967)] fut l'un des premiers à faire intervenir un érouissage cinématique non linéaire. Goodman [Goodman (1984)] s'est intéressé aux essais de Rochet uniaxial sur un acier inoxydable 316 à température ambiante, il a démontré que sous l'effet des contraintes moyennes faibles, on obtient de l'accommodation ou de l'adaptation. En revanche, si le niveau des contraintes moyennes est élevé, on obtient une déformation progressive. [Hassan & al (1994)] ont étudié le Rochet uniaxial et multiaxial sur des aciers « CS1020 » et « CS 1026 » ainsi que l'effet de la contrainte moyenne.

Quelques rappels sur les modèles de comportement des aciers, sous chargement cyclique, nous pouvons nous référer à la recherche bibliographique réalisée par Saï [Saï (1993)] et Djimli [Djimli & al(2010)] dans le cadre de cette thèse.

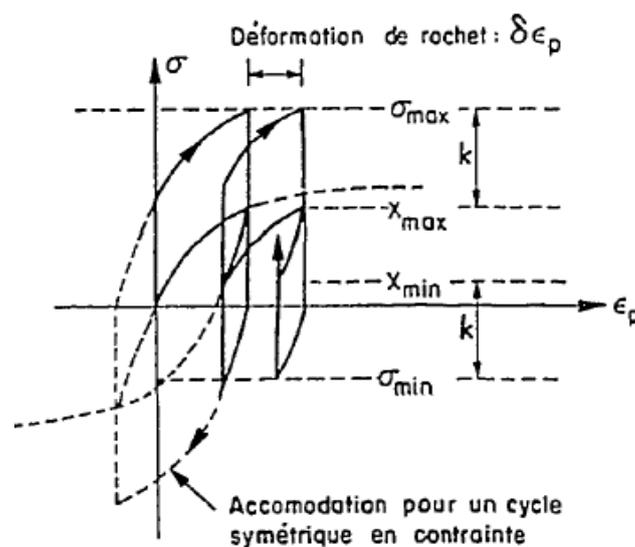


Fig. 3.1 : Illustration de Rochet et d'accommodation pour un essai de traction-compression [Lemaitre et Chaboche 1988]

3.3 Modèles Phénoménologiques

La modélisation du comportement mécanique des matériaux peut être abordée par deux d'approches :

- Approche macroscopique : Dans cette approche on s'intéresse à décrire l'évolution de grandeurs mesurables à cette échelle, c'est-à-dire la contrainte, la déformation et la température. Cette approche s'appuie sur un domaine d'élasticité, généralement défini par le critère de Von Mises, sur une loi d'écoulement plastique normal au domaine d'élasticité et sur un jeu de variables internes. Ils contiennent moins d'informations physiques, possèdent peu de variables internes et permettent des calculs rapides.
- Approche micromécanique : Les modèles micro-macro ont été créés pour prendre en compte les mécanismes physiques microscopiques dans la modélisation. Ils contiennent plusieurs variables internes que les modèles macroscopiques qui prennent beaucoup de temps pour la résolution.

Un modèle de comportement plastique est défini par :

- Une potentielle thermodynamique ;
- Un critère de plasticité ;
- Une loi d'écoulement.

Nous nous contenterons de quelques modèles macroscopiques existants dans la littérature qui sont capables de représenter qualitativement le phénomène de déformation progressive.

3.3.1 Modèle à deux mécanismes et deux critères (2M2C)

Ce modèle est appelé (deux mécanismes et deux critères); chaque critère est décrit par une déformation irréversible écoulement isotrope et écoulement cinématique. Les fonctions de charge obéissant au critère de Von Mises seront appelées fonctions d'écrouissage :

$$f^1 = J(\underline{\sigma} - \underline{X}^1) - R^1 - R_0^1 = 0 \quad (3.1)$$

$$f^2 = J(\underline{\sigma} - \underline{X}^2) - R^2 - R_0^2 = 0 \quad (3.2)$$

La déformation plastique est donnée comme suit :

$$\dot{\varepsilon}^p \approx \frac{\partial \Omega^1}{\partial f^1} n^1 + \frac{\partial \Omega^2}{\partial f^2} n^2 \quad (3.3)$$

Où : Ω est une fonction de valeurs réelles des variables d'état

3.3.2 Modèle à deux mécanismes et à un critère (2M1C)

Le modèle multi mécanismes dont la version initiale est appelée 2M1C (deux mécanismes et un critère), a été étudié par de nombreux chercheurs [Cailletaud & al (1995)], [Taleb & al (2006)], [Sai & al (2007)], [Wolff&al (2008)], [Hassan& al (2008)], [Taleb & al (2010)], [Taleb & al (2011)]..... Le modèle est défini par un état de contrainte local, une variable cinématique et un taux de déformation. Deux mécanismes sont combinés en une seule fonction de charge f .

La fonction de charge est donnée comme suit :

$$f = \sqrt{J\left(\frac{\sigma - X^1}{\alpha^1}\right)^2 + J\left(\frac{\sigma - X^2}{\alpha^2}\right)^2} - R = 0 \quad (3.4)$$

Les forces thermodynamique associées X^1 et X^2 correspondant à α^1 et α^2 aux variables d'état décrivant l'écrouissage cinématique, sont données par :

$$X^1 = \frac{2}{3} C_{11} \alpha^1 + \frac{2}{3} C_{12} \alpha^2 \quad (3.5)$$

$$X^2 = \frac{2}{3} C_{12} \alpha^1 + \frac{2}{3} C_{22} \alpha^2 \quad (3.6)$$

Où : $C11$ et $C22$ sont des paramètres matériau

La variable isotrope est donnée par la formule suivante :

$$R = R_0 + Q_1 \left(1 - e^{-b^1 \nu}\right) + Q_2 \left(1 - e^{-b^2 \nu}\right) \quad (3.7)$$

Où : R_0 est la valeur initiale de R et b_i sont des paramètres du matériau

$Q1$ est la variable qui prend en considération l'effet de la mémoire de déformation [Chaboche & al. 1979] ; $Q2$ est la variable introduisant la non-proportionnalité du trajet de chargement.

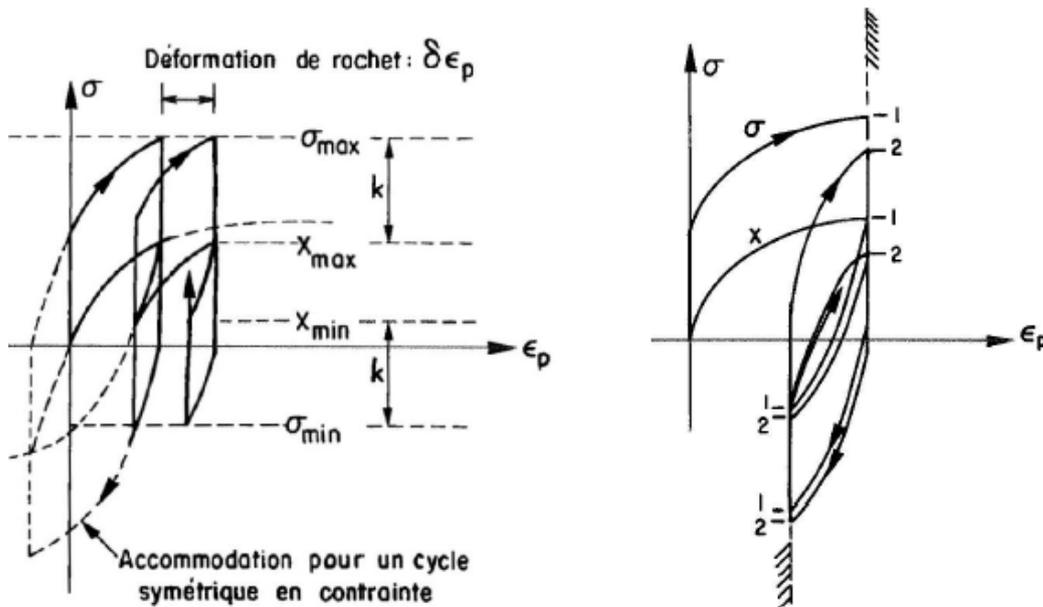
3.3.3 Modèle d'Armstrong-Frederick (1966)

La loi d'Armstrong- Frederick, capable de prédire le comportement non linéaire et l'écroutissement du matériau monotone et cyclique des matériaux, est donnée comme suit :

$$\dot{X} = C\dot{\varepsilon}^p - \gamma X\dot{p} \tag{3.8}$$

Elle peut présenter le phénomène de relaxation de la contrainte moyenne et le phénomène de Rochet. Pour le Rochet uniaxial, ce modèle prévoit un pas de Rochet constant, et il est donné par la relation suivante :

$$\delta\varepsilon^p = \frac{1}{\gamma} \ln \left[\frac{\left(\frac{C}{\gamma}\right)^2 - (X_{min})^2}{\left(\frac{C}{\gamma}\right)^2 - (X_{max})^2} \right] \tag{3.9}$$



a) Rochet uniaxial

b) Relaxation de la contrainte moyenne

Fig. 3.2 : Ecroutissage cinématique non linéaire proposé par [Armstrong & Frederick 66],
D'après [Lemaitre & Chaboche (1988)]

3.3.4 Modèle d'Ohno et Wang (1993)

[Ohno & Wang (1993)] proposèrent de tirer parti du fait que, lors de trajets non proportionnels, l'écroutissage cinématique et le taux de déformation plastique ne sont plus colinéaires.

Ce modèle est basé sur la décomposition de la déformation totale en une déformation élastique et déformation plastique

$$\varepsilon^t = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad (3.10)$$

Ohno et Wang définissent pour chaque variable cinématique l'équation d'évolution suivante, la déformation plastique est donnée par la formule suivante :

$$\dot{\underline{X}}_i = C_i \dot{\underline{\varepsilon}}^p - \gamma_i \left[\frac{\|\underline{X}_i\|}{C_i / \gamma_i} \right]^{m_i} \underline{X}_i \left\langle \dot{\underline{\varepsilon}}^p : \frac{\underline{X}_i}{\|\underline{X}_i\|} \right\rangle \quad (3.11)$$

En choisissant un coefficient $m(i)$ suffisamment grand, le terme de rappel de l'Equation (3.11) reste négligeable tant que $\|\underline{X}_i\|$ est loin de sa valeur de saturation, ce qui limite le Rochet. Le fait de choisir une évolution non-linéaire pour le terme de rappel permet d'obtenir des courbes d'écrouissage moins abruptes que dans le modèle de Chaboche.

3.3.5 Modèle de Mroz

Le modèle de Mroz est appelé modèle de multi surfaces ayant plusieurs surfaces de charge, chacune possède un centre et un rayon. L'évolution de la dernière surface est obtenue par la règle de normalité [Mroz (1987)]. La déformation totale est décomposée en une déformation élastique et déformation plastique.

$$\varepsilon^t = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad (3.12)$$

$$f_i = J_2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}^i) - R^i \quad (3.13)$$

La déformation plastique est donnée par la formule suivante :

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p = \underline{\underline{n}}^a \dot{\lambda}^a \quad (3.14)$$

$$\underline{\underline{n}}^a = \frac{\delta f^e}{\delta \underline{\underline{\sigma}}} \quad (3.15)$$

$$\dot{\lambda}^a = \frac{1 \left\langle \underline{\underline{n}}^a : \dot{\underline{\underline{\sigma}}} \right\rangle}{C^a \underline{\underline{n}}^a : \underline{\underline{n}}^a} \quad (3.16)$$

Ce modèle présente une stabilisation du premier cycle de la boucle contrainte déformation avec une évolution de l'écrouissage cinématique, ce modèle est incapable de prédire l'écrouissage.

3.3.6 Modèle de J.L. Chaboche



Le choix du modèle adéquat du comportement du matériau est considéré comme une étape de base pour la description de l'écrouissage produit lors du chargement cyclique. Cette opération nous permet de simuler convenablement la réponse de l'acier lors de sa mise en service.

Dans cette partie, nous nous intéressons à une description très générale des équations caractéristiques du modèle de Chaboche, en se basant sur la première loi décrivant le durcissement cinématique et qui a été proposée par Prager [Prager (1956)].

La loi de Prager décrit le comportement élastoplastique d'un matériau avec une surface d'écoulement dont le centre est représenté par une variable cinématique linéaire (\underline{X}). Cette loi prédit l'accommodation dès le premier cycle en rochet uniaxial et l'écrouissage isotrope n'étant pas pris en compte (la variable R est constante).

Pour bien représenter le comportement mécanique d'un matériau sous sollicitation cyclique, il est nécessaire d'utiliser une loi combinant un écrouissage isotrope et un écrouissage cinématique. D'une façon générale, les variables d'écrouissage isotrope R et cinématique (\underline{X}) interviennent dans la loi de comportement du matériau. Elles sont la traduction macroscopique des mécanismes de déformation plastique du matériau [Roland Fortunier].

Le modèle de Chaboche [Chaboche & al (1983)]. a subi de nombreuses améliorations successives pour prendre en compte des phénomènes de restauration et d'effets d'histoire de la déformation plastique [Nouailhas (1988)].

Le modèle viscoplastique développé par J.L.Chaboche [Chaboche(1989)] est un modèle à écrouissages cinématique et isotrope non linéaires. Son cadre d'utilisation couvre un large domaine et l'un des modèles les plus connus à ce jour, il est constitué d'une combinaison permettant de décrire le comportement du matériau d'une façon phénoménologique macroscopique, constituée de deux écrouissages isotopique et cinématique non linéaire (R) et (\underline{X}). Dans le cas d'un écrouissage isotrope superposé à un écrouissage cinématique, la modification du domaine élastique se fait par dilatation (R) et translation (\underline{X}).

La déformation totale est décomposée en une déformation élastique et déformation inélastique qui peut être plastique ou viscoplastique

$$\underline{\varepsilon}^T = \underline{\varepsilon}^e + \underline{\varepsilon}^p \quad (3.17)$$

La fonction de charge s'écrit en utilisant le critère de Von Mises de la façon suivante :

$$f = J_2(\underline{\sigma} - \underline{X}) - R - \sigma_y \quad (3.18)$$

Où :

J_2 : Deuxième invariant du tenseur déviateur des contraintes défini par la relation

$$J_2 = \sqrt{\frac{3}{2}(\underline{\sigma}^D - \underline{X}) : (\underline{\sigma}^D - \underline{X})} \quad (3.19)$$

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

$$\underline{\sigma}^D = \underline{\sigma} - \frac{1}{3} \text{tr} \underline{\sigma} \cdot \underline{1} \quad (3.20)$$

La variable R d'érouissage isotrope croît avec le taux de déformation plastique cumulée et sa loi d'évolution s'écrit :

$$dR = b(Q - R)dp \quad (3.21)$$

Où :

b et Q sont les paramètres de l'érouissage isotrope qui dépendent du matériau.

Les variables d'érouissage cinématique non linéaire sont contenues dans le tenseur dont l'évolution est décrite par la relation (\underline{X}).

$$d\underline{X} = \frac{2}{3} dp C(p) d\underline{\varepsilon}^p - \gamma(p) \underline{X} dp \quad (3.22)$$

Où :

C et γ sont des paramètres du matériau

$\gamma(p)$: Fonction traduisant le durcissement cyclique du matériau

dp est l'incrément de la déformation plastique cumulée sa loi d'évolution s'écrit :

$$dp = \left[\frac{2}{3} d\underline{\varepsilon}^p : d\underline{\varepsilon}^p \right]^{1/2} \quad (3.23)$$

La variable (\underline{X}) permet de reproduire l'effet Bauschinger. Pour une meilleure précision, et une meilleure description du Rochet uniaxial, [Chaboche(1991)] a proposé une superposition de plusieurs modèles analogues, sous la forme :

$$\underline{X} = \sum_1^n \underline{X}_i \quad (3.24)$$

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

$$d\underline{X}_i = \frac{2}{3} C_i d\underline{\varepsilon}^p - \gamma_i \underline{X}_i dp \quad (3.25)$$

Pour $i=1, 2, 3$ et pour $i=4$

$$d\underline{X}_n = \frac{2}{3} C_n d\underline{\varepsilon}^p - \gamma_n \left\langle 1 - \frac{X_l}{J(\underline{X}_n)} \right\rangle \underline{X}_n dp \quad (3.26)$$

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

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

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

L'équation (3.26) fait intervenir un terme supplémentaire X_l : c'est la valeur limite du déplacement de la surface de charge à partir duquel le Rochet apparaît. En effet, l'introduction de X_l rend le terme de restauration dynamique inactif à l'intérieur de la surface limite. Lorsque, l'Equation (3.26) se réduit à l'équation caractérisant l'écrouissage cinématique de Prager où le Rochet ne peut avoir lieu.

Chaboche propose une modification de son modèle [Chaboche 1992]), pour améliorer les résultats de la simulation on a choisis quatre variables cinématiques X_1, X_2, X_3, X_4 . Les paramètres matériaux à identifier sont les paramètres de l'écrouissage cinématique C_i et D_i et ceux de l'écrouissage isotrope Q_i et b_i ces paramètres sont implémentés dans le code de calcul ZéBulon.

3.4 Identification des paramètres du modèle

La procédure d'identification des paramètres du modèle nécessite la détermination du comportement élastoplastique cyclique du matériau (figure 3.3).

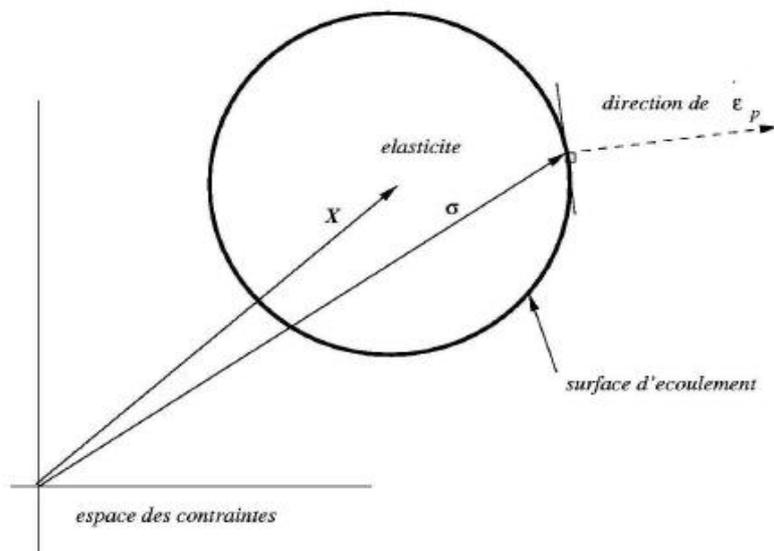


Fig. 3.3 : Schématisation du comportement élastoplastique dans l'espace des contraintes
[Roland Fortunier (1998)]

Pour décrire le comportement de l'acier inoxydable 304L, il faut pouvoir disposer du modèle adéquat, des paramètres qui caractérisent le matériau, et du code de calcul de structures qui possède ce modèle.

Le modèle choisi fait appel à des paramètres matériau. Ces paramètres peuvent être déterminés à partir des résultats d'essais de traction-compression réalisés au laboratoire, ou à l'aide des données issues de la bibliographie. La stratégie de leur détermination s'articule sur la recherche d'un jeu de valeurs qui accorde au mieux les résultats de la simulation numérique avec les données expérimentales.

Le modèle de comportement adopté pour représenter le comportement mécanique de l'acier 304 L est isotrope avec un écrouissage cinématique non linéaire est le modèle élastoplastique de Chaboche. Les calculs ont été réalisés moyennant le code de calcul ZéBulon 8.5. Les paramètres du modèle pour l'acier inoxydable 304L exploités dans le présent travail, ont été inspirés des travaux de thèse de Djimli [Djimli 2010] sont donnés dans le (Tableau 3.1)

Tableau 3.1 : Paramètres du modèle de Chaboche acier 304L

E	ν	σ_y	b	Q	C
[MPa]	[-]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]
206000	0.3	160	35	45	51200

Tels que les caractéristiques sont :

E : module de Young

ν : Module de poisson

- Constantes cinématiques non linéaires :

C : constante cinématique C

- Constantes isotropes non linéaires :

σ_y : Valeur initiale de la limite d'élasticité

Q : mémoire de la déformation plastique

b : taux de saturation

3.5 Modélisation phénoménologique de l'écrouissage

3.5.1 Variables d'écrouissage

Pour décrire l'état de contrainte du matériau on utilise des variables d'état observables et des variables d'état internes. Les variables d'état peuvent être réparties en deux classes :

- Variables observables : Ce sont la température T et la déformation ε .
- Variables internes : ce sont les variables cachées servant à décrire l'état interne de la microstructure.

Les lois d'écrouissage sont donc, les règles qui caractérisent l'évolution des variables d'écrouissage au cours de la déformation inélastique. Les classes d'écrouissage sont l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique:

3.5.1.1 Ecrouissage isotope linéaire

La figure 3.4 montre une adaptation élastique lorsque le matériau est soumis à un chargement à contrainte imposée et un durcissement à déformation cyclique imposée. L'écrouissage isotope linéaire ne permet pas l'apparition de la déformation progressive.

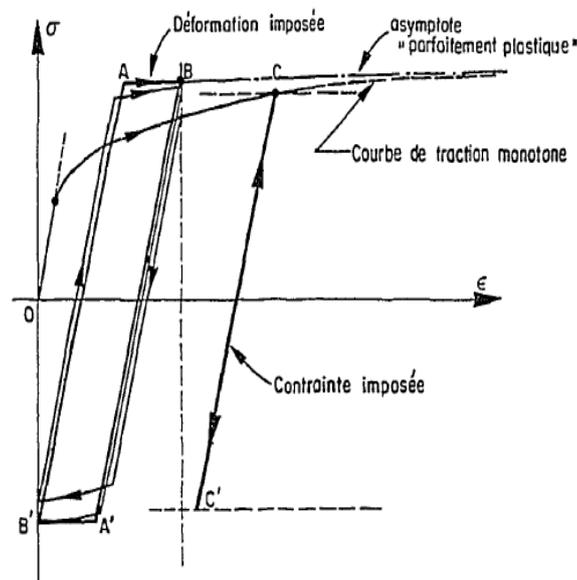


Fig. 3.4 : Comportement cyclique avec un modèle à écrouissage isotope
[J. Lemaitre, J.L Chaboche (1988)]

3.5.1.2 Ecrouissage isotope non linéaire

C'est une variable scalaire, correspond à une dilatation de la surface de charge, de là une augmentation de la contrainte seuil $R = \sigma_y$, (à l'état initial), mais le centre de la surface d'écoulement reste invariable figure 3.5.

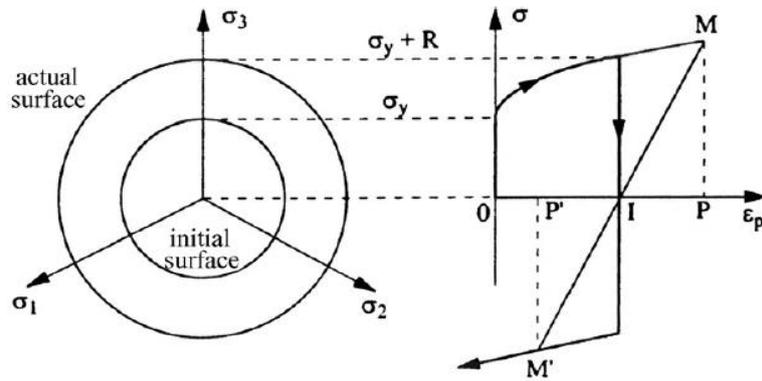


Fig. 3.5 Illustration de l'écrouissage isotrope, à gauche : dans le plan déviatorique; à droite: la contrainte en fonction de la déformation plastique [Chaboche (2008)].

3.5.1.3 Ecrouissage cinématique linéaire

L'écrouissage cinématique linéaire produit d'autres effets dont le Rochet et conduit à une accommodation ou à l'adaptation figure 3.6.

Linéaire de Prager :
$$d \underline{X} = \frac{2}{3} C d \underline{\epsilon}^p \tag{3.27}$$

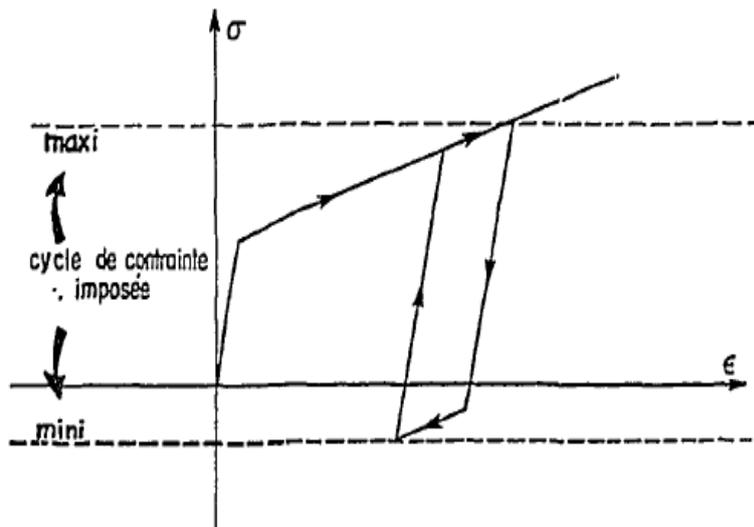


Fig. 3.6 : Accommodation immédiate du modèle cinématique linéaire en traction-compression [Lemaitre & Chaboche (1988)]

3.5.1.4 Ecroissage cinématique non linéaire

C'est une variable tensorielle, correspond à une variation de la position de la surface de charge. Le domaine d'élasticité garde une taille constante, mais il se déplace dans l'espace des contraintes figure 3.7.

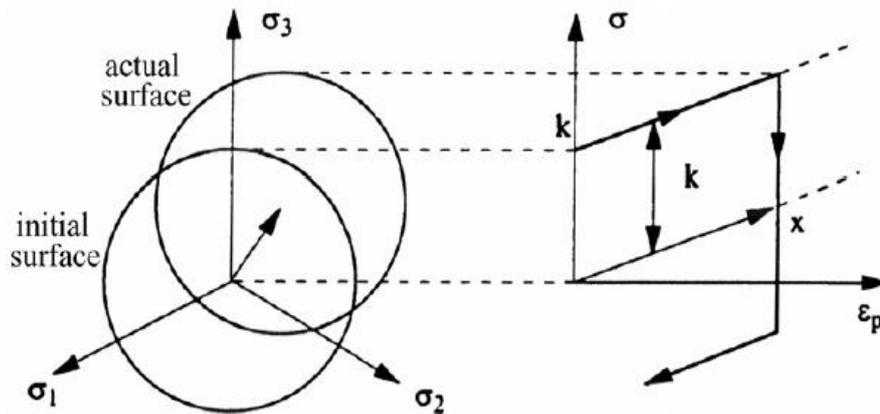


Fig. 3.7 : Illustration de l'écrouissage cinématique, à gauche : dans le plan déviateur; à droite: la contrainte en fonction de la déformation plastique [Chaboche (2008)].

3.5.2 Combinaison de l'écrouissage isotrope et cinématique

L'écrouissage isotrope est caractérisé par une dilatation de la surface d'écoulement, donc une augmentation de la contrainte seuil σ_y , mais le centre de la surface d'écoulement reste invariable.

Lors du chargement uniaxial, la taille du domaine d'élasticité augmente provoque une adaptation immédiate et ne peut donc pas provoquer de Rochet. L'écrouissage isotrope n'est donc pas la bonne variable à considérer pour représenter ce phénomène. C'est pourquoi tous les efforts ont été portés sur la variable d'écrouissage cinématique. L'écrouissage est cinématique lorsque la surface d'écoulement subit une translation (\underline{X}) dans l'espace des contraintes.

L'écrouissage du matériau est interprété à l'aide de deux variables, une variable cinématique (\underline{X}) qui translate le domaine d'élasticité et une variable isotrope (R) qui élargit la taille du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes, Pour bien représenter le comportement mécanique d'un matériau sous sollicitation cyclique, il est nécessaire d'utiliser une loi combinant un écroissage isotrope (R) et un écroissage cinématique (\underline{X}).

Ces deux variables sont à la base de la modélisation macroscopique du comportement mécanique des matériaux (figure 3.8)..

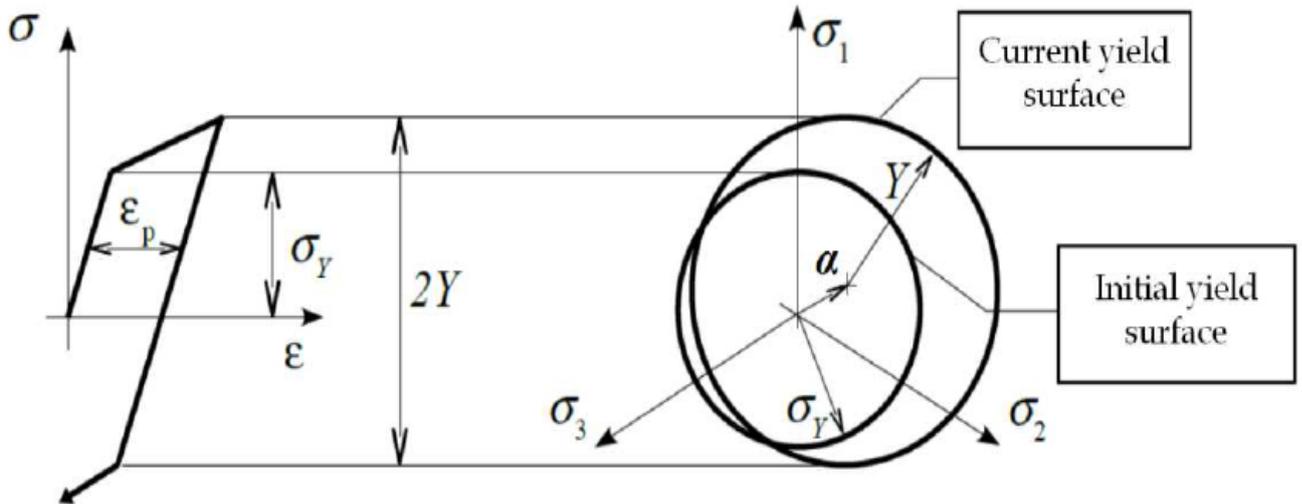


Fig. 3.8 : Fonction de rendement de Von Mises avec durcissement mixte dans le plan déviatorique [Halama & al(2012)]

3.6 Modélisation micromécanique

On construit une loi de comportement macroscopique à partir d’une description simplifiée de la microstructure. La déformation macroscopique du métal que l’on mesure dans un essai de traction se traduit à petite échelle par une déformation des grains figure 3.9.

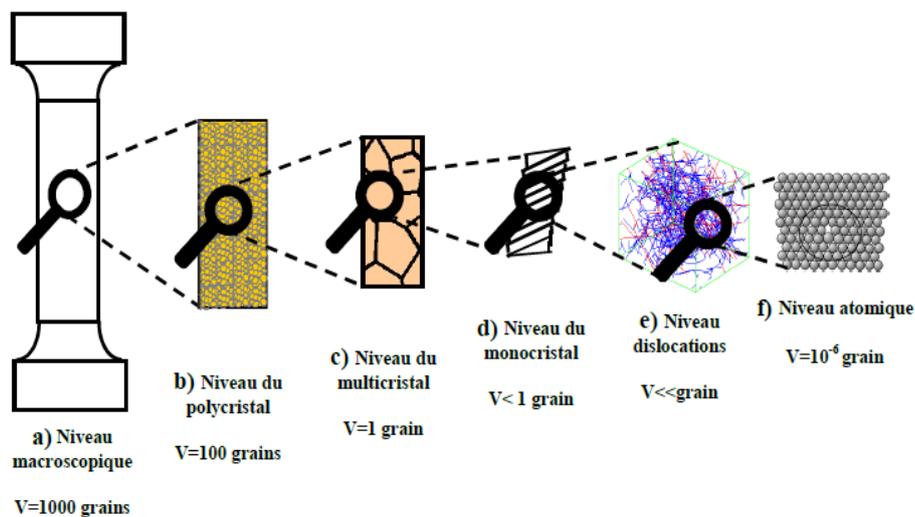


Fig. 3.9 : Différents niveaux d’observations des déformations plastiques et de formulation des modèles [SAAI (2007)]

Le concept des dislocations a été introduit en 1934 par [Orowan (1934), [Taylor (1934)], représentant des défauts linéaires dans la structure cristalline. Le glissement cristallographique est le mécanisme dominant de la plasticité, il est provoqué par le mouvement des dislocations figure 3.10.

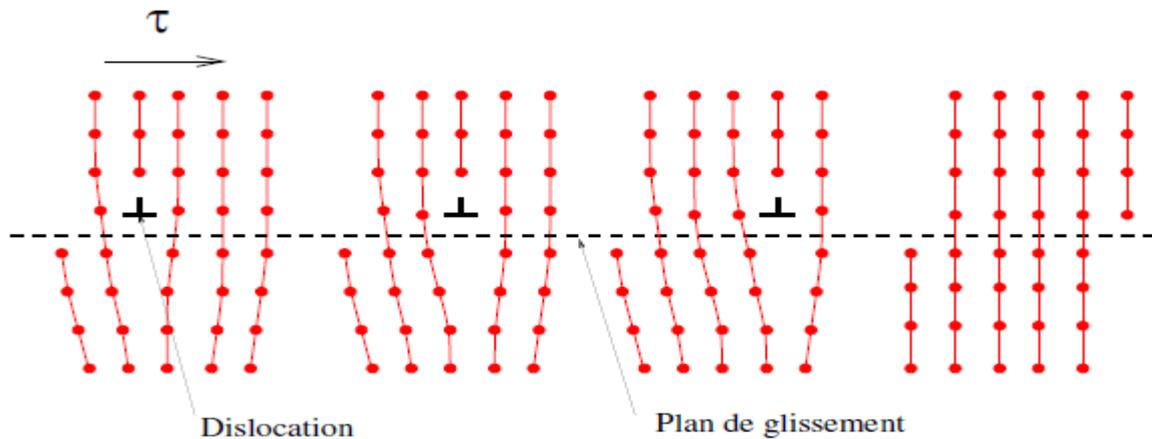


Fig. 3.10 : Mouvement d'une dislocation le long d'un plan de glissement [Pierre suquet].

Dans les matériaux fragiles, les défauts sont des microfissures. Dans les matériaux ductiles, ce sont des dislocations. Deux types de dislocations élémentaires sont distinguées : dislocation coin et dislocation vis (figure 3.11).

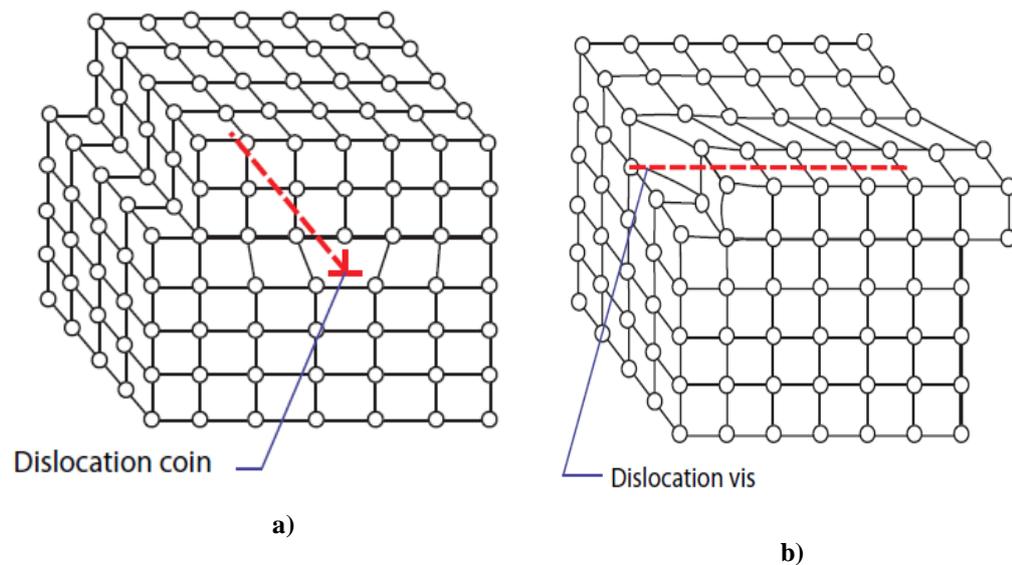


Fig. 3.11 : a) Dislocation coin défaut créé par une translation d'une partie du cristal,
b) Dislocation vis : défaut créé par une rotation locale d'une partie du cristal
[Farah (2009)]

Les types de défauts que l'on rencontre le plus souvent sont les suivants :

- Les défauts ponctuels engendrant des distorsions locales dans la structure cristalline.
- Les défauts surfaciques engendrant des distorsions planaires dans la structure cristalline.
- Les défauts linéiques, aussi appelés « dislocations.

Le glissement des dislocations se produit dans les plans et les directions cristallographiques les plus denses en termes de densité atomique.

3.7 Bilan du chapitre

Ce chapitre est consacré à la présentation de quelques modèles macroscopiques phénoménologiques et des critères de plasticité existant dans la littérature afin de modéliser l'érouissage et prévoir la déformation progressive.

Il faut pouvoir disposer d'un modèle adéquat capable de représenter, au moins qualitativement, le phénomène de Rochet .Le modèle choisi dans cette thèse est le modèle de Chaboche, le modèle choisi fait appel à des paramètres caractérisant le matériau, et du code de calcul de structures qui possède ce modèle.

...

.

Chapitre 4

*Etude du comportement de l'acier
inoxydable austénitique 304L sous
chargement uniaxial et effet de la
contrainte moyenne*

Résumé

Ce chapitre est consacré à la présentation et à la discussion des résultats des simulations.

Dans un premier temps, nous optant à l'identification des paramètres du modèle qui seront implémentés dans le code de calcul ZÉBulon. Il est fortement recommandé de confronter les résultats de la simulation avec l'expérience par la superposition du premier cycle stabilisé simulé avec le premier cycle stabilisé expérimental afin de s'assurer de la capacité du modèle choisi ainsi que de la qualité des résultats de la simulation.

La convergence entre les deux cycles (simulation – expérience) nous permet d'exploiter ces paramètres pour effectuer des essais de simulation qui sont réalisées en deux parties :

La première est consacrée à la réalisation des essais uniaxiaux de traction-compression à déformation imposée avec un trajet de chargement proportionnel utilisant différentes histoires de chargements, afin de caractériser le comportement du matériau étudié.

La deuxième permet la sollicitation du matériau sous l'effet de la contrainte contrôlée

Portant sur :

- La comparaison des deux phénomènes d'Accommodation et Rochet.
- L'analyse du comportement du matériau sous l'effet de l'amplitude de contrainte constante à contrainte moyenne croissante.
- L'analyse du comportement du matériau sous l'effet de la contrainte moyenne constante à amplitude de contrainte croissante.
- L'influence de l'intensité de la contrainte moyenne sur le phénomène de Rochet.

Les résultats des essais réalisés sont donnés sous forme de courbes cycliques présentent les évolutions des grandeurs mécaniques (contrainte, déformation plastique, ...) qui seront utilisées dans l'analyse des différents comportements cycliques manifestés.

4.1 Validation des paramètres du modèle

Nous considérons les essais cycliques à déformations imposées uniaxiaux réalisés sur des éprouvettes en acier 304L [Hassan &al (2008)], [Taleb &al (2009)], [Djimli &al (2010)]. Ces essais nous permettent par la suite d'effectuer une identification des paramètres utilisés dans nos différentes simulations, afin de mettre en évidence les performances du modèle de Chaboche à prédire le comportement réel du matériau.

L'essai retenu pour l'identification des paramètres du modèle à déformation imposée entre $\pm 0.5\%$. Ensuite le modèle est validé sur les premières boucles d'hystérésis d'essais de traction-compression uni axiale. Le jeu de paramètre à identifier dans le modèle de Chaboche est : $E, \sigma_y, b, Q, C, \gamma$, a été inspiré des travaux de thèse réalisés sur l'acier 304L de Djimli [Djimli 2010] suscitée en (Tableau 3.1) chapitre 3.

La figure 4.1 montre une très bonne corrélation entre simulation et expérience valide dans le cas présent l'identification des paramètres.

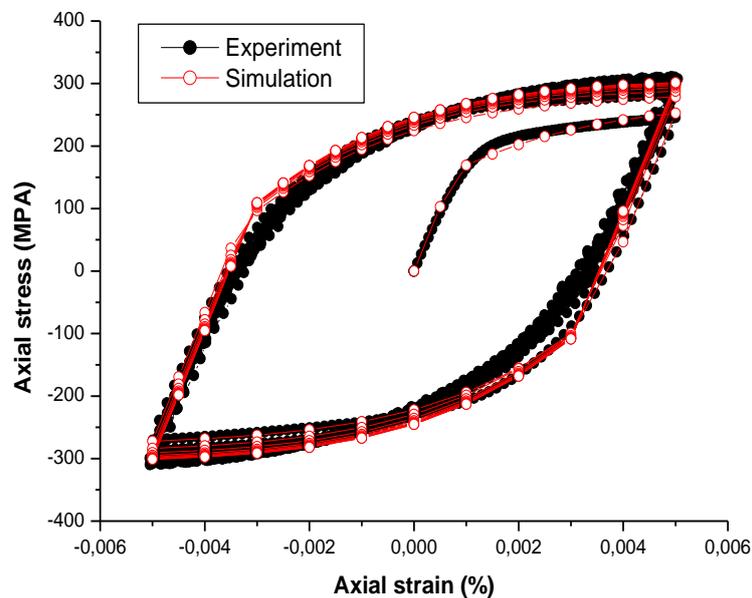


Fig. 4 1 : Superposition de la boucle stabilisée expérimentale avec les résultats de la simulation

4.2 Essais uniaxiaux à déformation imposée

4.2.1 Essais à déformation imposée

Les essais à déformation contrôlée sous chargement cyclique proportionnel uni axial de traction compression offrent des informations sur le durcissement ou l'adoucissement cyclique du matériau. L'essai consiste à réaliser 10 cycles de traction-compression à déformation contrôlée comprise $\pm 0.5\%$.

On peut analyser le comportement du matériau lors d'un chargement cyclique par les évolutions des contraintes et des déformations en fonction du temps. La figure 4.2a présente l'essai à déformation imposée en fonction du temps. L'acier étudié présente un comportement durcissant causé par l'augmentation de la contrainte axiale en fonction du temps (figure 4.2b). Tandis que la figure 4.2c représente les boucles hystérésis sous sollicitation cyclique.

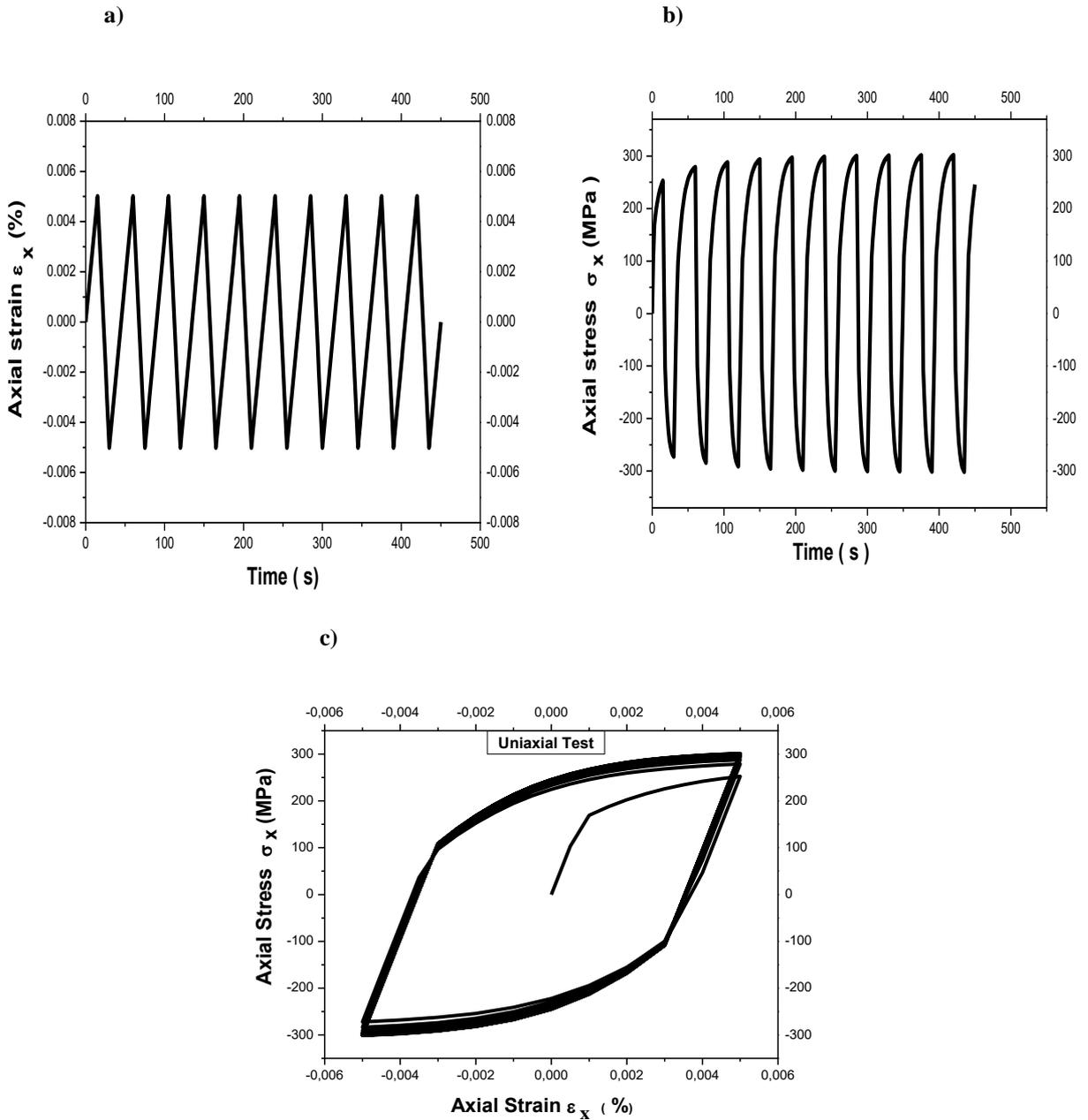


Fig. 4.2 : Comportement de l'acier 304L sous traction –compression a) déformation imposée, b) durcissement cyclique, c) boucles hystérésis

4.2.2 Effet de l'amplitude de déformation progressive

Des essais de simulation ont été réalisés sur le matériau afin d'analyser le comportement cyclique sous chargement uniaxial de traction-compression du matériau. Une série de chargements à déformation imposée ont été appliqués entre deux valeurs extrêmes (Tab. 4.1).

D'après la figure 4.3, on peut observer qu'il existe une proportionnalité entre la contrainte et la déformation, lors du premier chargement. La figure 4.4 montre des boucles hystérésis à 10 cycles, où on constate qu'un caractère durcissant se manifeste, causé par l'augmentation de la contrainte en fonction du nombre de cycles.

Tableau 4.1 : Amplitudes de déformations imposées progressivement et contraintes correspondantes pour un cycle stabilisé

ε_{xx} (%)	± 0.2	± 0.5	± 0.6	± 1	± 1.2	± 1.5
σ_{xx} (MPa)	200	250	260	275	280	295

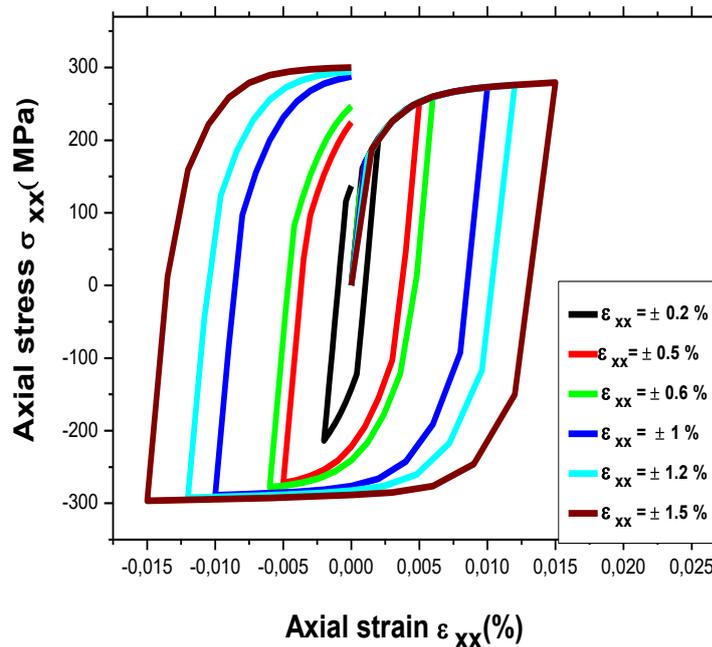


Fig. 4.3 : Courbes d'hystérésis de l'acier inoxydable 304L obtenues à partir des essais contrôlés pour différentes amplitudes de déformations (1 cycle)

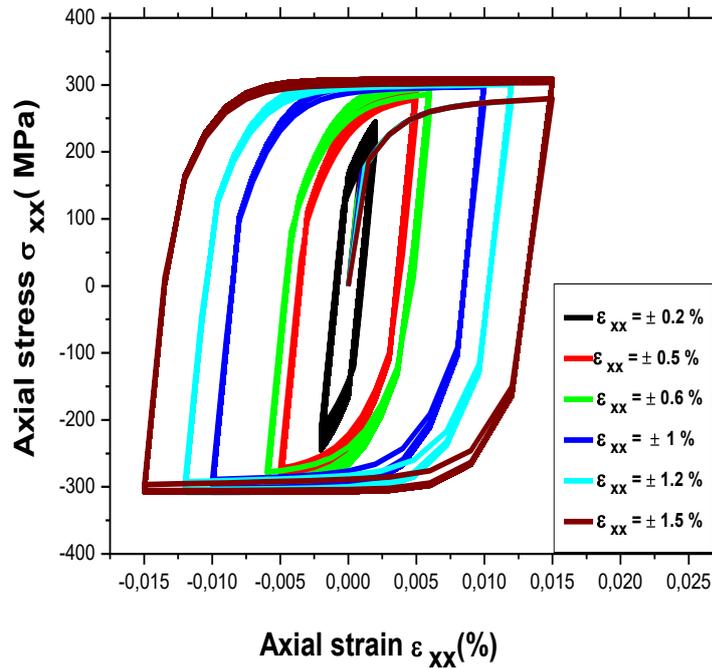


Fig. 4.4 : Courbes d'hystérésis de l'acier inoxydable 304L obtenues à partir des essais contrôlés pour différentes amplitudes de déformations (10 cycles)

4.3 Essais uniaxiaux à contrainte imposée

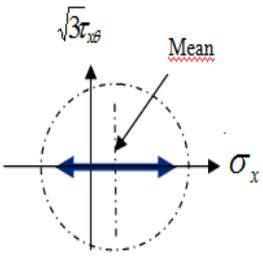
4.3.1 Phénomène de Rochet et d'accommodation

Sous l'effet de la sollicitation cyclique en contrainte imposée on peut distinguer deux comportements phénoménologiques différents (Rochet - Accommodation) en fatigue olygocyclique menant à la ruine de la structure après un nombre faible de cycles correspondent à des déformations plastiques importantes et des amplitudes de contraintes élevées. Le premier phénomène apparait lorsque les contraintes appliquées non symétriques. Alors qu'inversement, au deuxième phénomène les contraintes appliquées sont symétriques

Pour l'illustration de ces deux types de comportement :le Rochet et l'Accommodation, nous présentons deux tests (H1 et H2) réalisés en deux histoires de chargements différentes (Tableau. 4.2).

- H1: 50 cycles à contrainte imposée comprise entre (+ 300 MPa et -100 MPa) autour d'une contrainte moyenne de 100 MPa, dans la direction axiale.
- H2: 50 cycles à contrainte imposée comprise entre (+300 MPa et -300 MPa) autour d'une contrainte moyenne nulle.

Tableau 4.2 : Conditions de chargement de l'essai « uni » et « croisé ».

Trajet De chargement	Réf.	Histoire de chargement	σ_{max} [MPa]	σ_{min} [MPa]	$\sigma_{mean} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$ [MPa]	$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$ [MPa]	$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$
	Fig 4.5	H1	+ 300	-100	100	200	- 0.33
	Fig 4.6	H2	+ 300	-300	0	300	-1

Les figures 4.5 et 4.6 représentent les histoires de chargement correspondantes à H1 et H2. La figure 4.7 montre la réponse du matériau, la courbe contrainte déformation prend la forme, des boucles hystérésis non bornées en progression conduisant le matériau à la ruine sous l'effet d'une contrainte contrôlée non symétrique, révélant le phénomène de Rochet. En revanche, une accommodation du matériau se manifeste après un nombre faible de cycle sous l'effet de la contrainte contrôlée symétrique (figure 4.8).

La figure 4.9 présente deux allures différentes correspondant à deux valeurs de la contrainte moyenne nulle (0 MPa) et non nulle (100 MPa). Chacun des deux comportements est mis en évidence une manifestation différente de l'autre.

- La première allure représente la réponse du matériau sous un cycle asymétrique en contrainte imposée à une amplitude de contrainte de 200 MPa et une contrainte moyenne de 100 MPa. On distingue des boucles d'hystérésis qui ne sont pas fermées, ce résultat confirme le Rochet (couleur rouge). Ce phénomène passe par deux phases : la première représente un Rochet transitoire où l'évolution de la déformation plastique est rapide, la deuxième représente un Rochet asymptotique où on admet que le pas de Rochet devient constant donnant lieu un stade de ruine.
- Alors que la seconde (couleur noire) présente le test réalisé sous une amplitude de contrainte de 300 MPa à une contrainte moyenne nulle, dans laquelle l'acier présente une transformation plastique échouera après un nombre fini de cycles de charge du à une fatigue de cycle réduite et fournira des boucles d'hystérésis fermées confirmant l'accommodation.

A partir des deux essais on voit l'importance de la contrainte moyenne sur la réponse du matériau.

L'évolution des pics de déformation axiale en fonction du nombre de cycles des deux phénomènes (déformation plastique et accommodation) est illustrée dans la figure 4.10

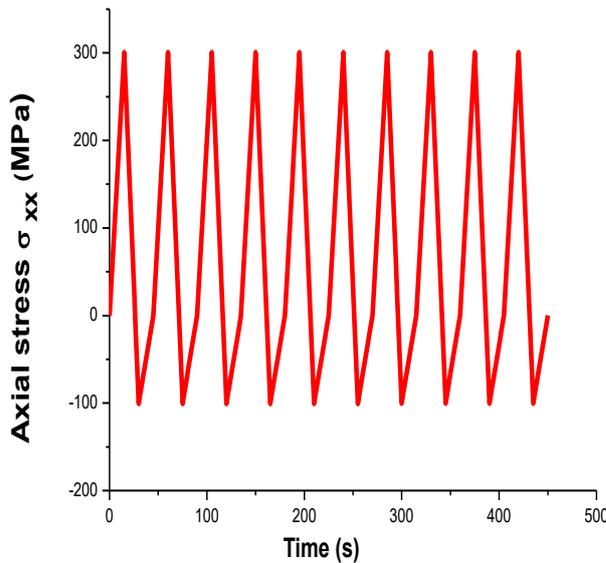


Fig. 4.5 : Histoire de chargement de l'Histoire (H1)

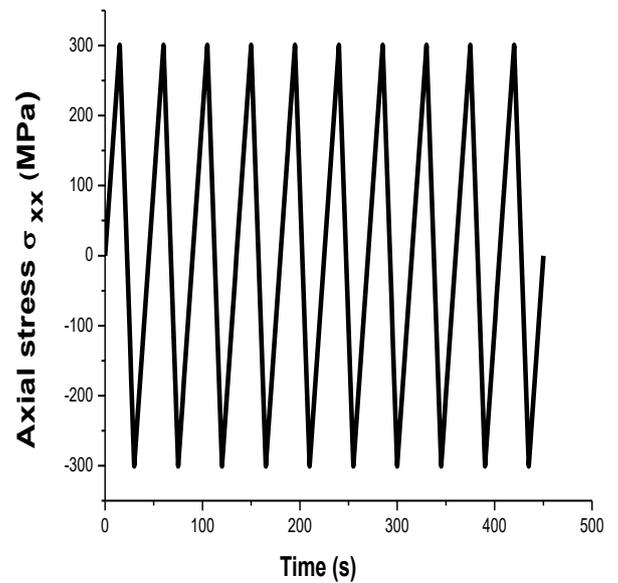


Fig. 4.6 : Histoire de chargement de l'Histoire (H2)

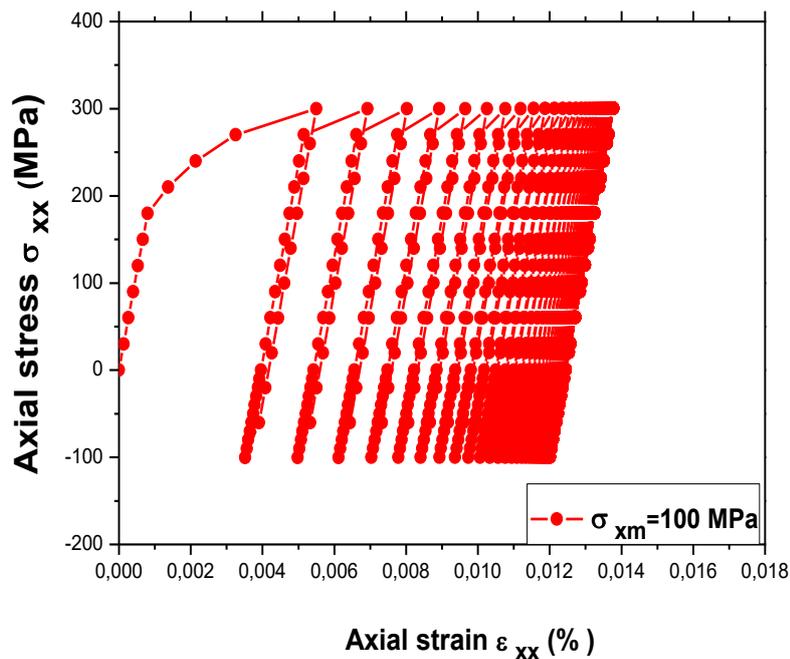


Fig. 4.7 : Boucles hystérésis cycliques non fermées illustrant le phénomène de Rochet

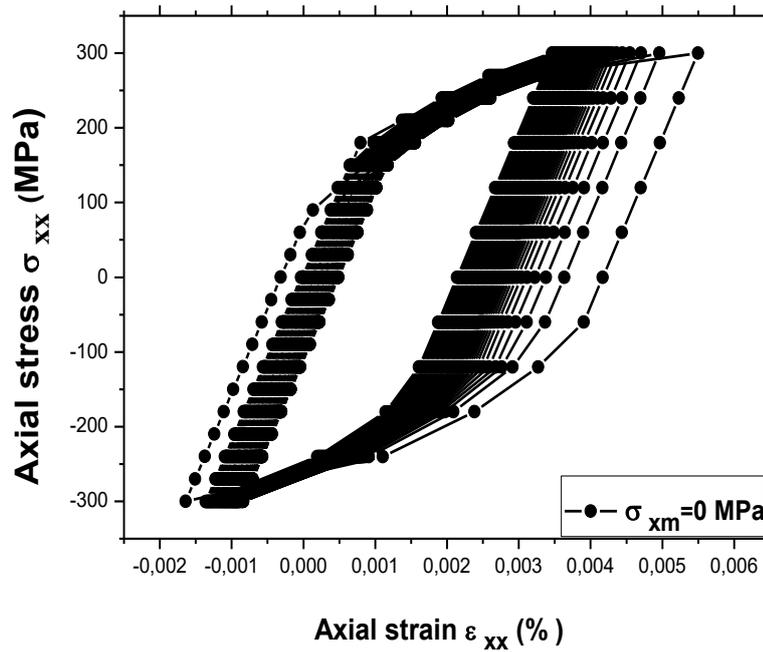


Fig. 4.8 : Boucles hystérésis cycliques fermées illustrant le phénomène d'accommodation

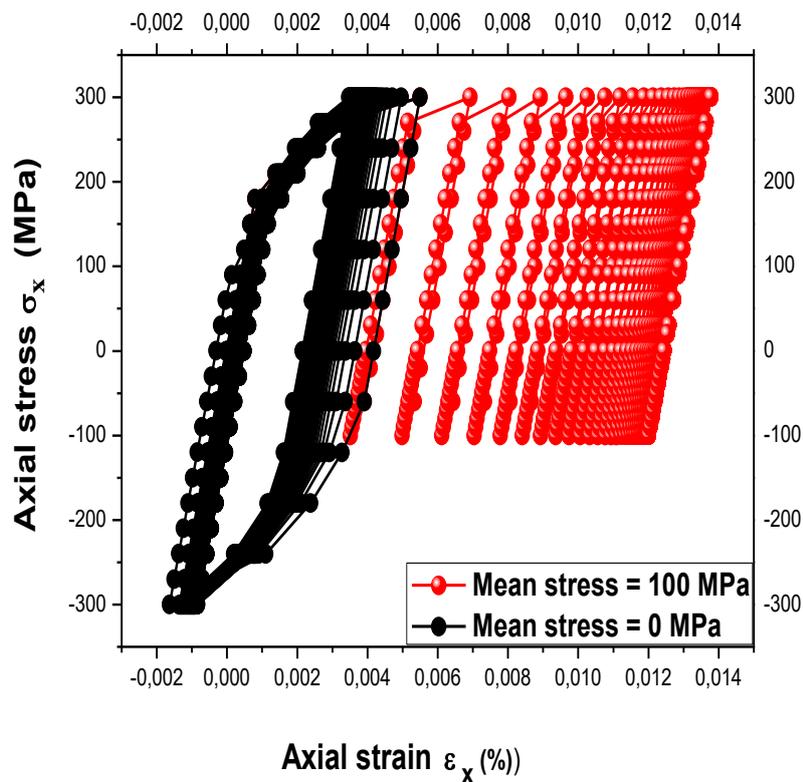


Fig. 4.9 : Superposition des deux phénomènes de Rochet et d'accommodation montrant l'effet de la contrainte moyenne sur la réponse de l'acier 304L

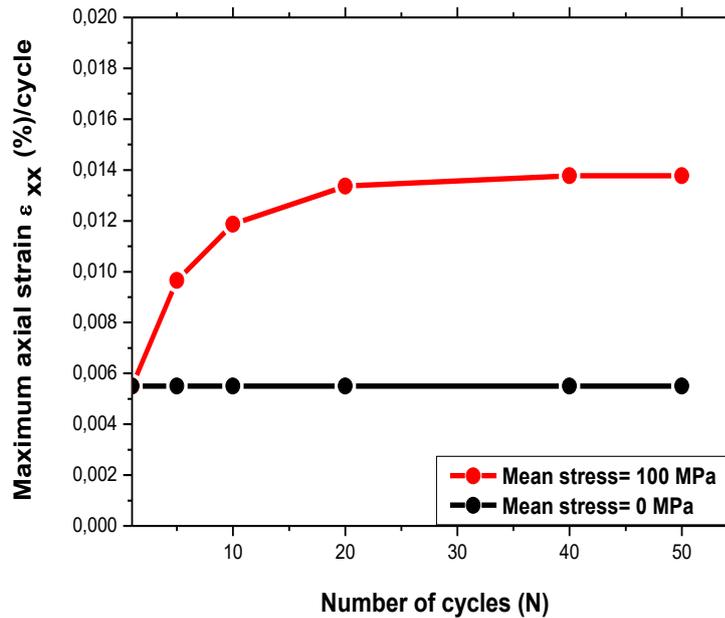


Fig. 4.10 : Evolution du maximum de la déformation axiale en fonction du nombre de cycles relative aux deux phénomènes : « Rochet » et « Accommodation »

4.3.2 Effet de la contrainte moyenne à amplitude de contrainte constante

Dans cette partie, nous présenterons les résultats obtenus lors des essais réalisés pour la caractérisation de notre matériau en chargement uniaxial cyclique à contrainte imposée.

L'essai de Rochet uniaxial consiste à imposer un chargement de traction –compression entre deux contraintes asymétriques à 10 cycles de différentes valeurs de contraintes maximums à amplitude de contrainte constante et une gamme progressive de la contrainte moyenne (voir Tableau 4.3).

Tableau 4.3 : Conditions de chargement (Trajet, Histoires de chargement, contraintes imposées et rapports de charge)

Trajet de chargement	Ref	Histoires de chargement	σ_{max} [MPa]	σ_{min} [MPa]	$\sigma_{mean} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$ [MPa]	$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$ [MPa]	$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$
	Fig 4.12	H1	250	-150	50	200	-0.6
	Fig 4.14	H2	300	-100	100	200	-0.33
	Fig 4.16	H3	350	-50	150	200	-0.14

Les figures 4.11, 4.13 et 4.15 représentent les histoires de chargement correspondantes à H1, H2 et H3.

Les figures 4.12, 4.14 et 4.16 présentent le Rochet 1D illustré par l'apparition des boucles hystérésis provoquées par la contrainte moyenne qui prend les valeurs suivantes : ($\sigma_{\text{mean}} = 50 \text{ MPa}$, 100 MPa , 150 MPa) à amplitude de contrainte constante $\sigma_a = 200 \text{ MPa}$

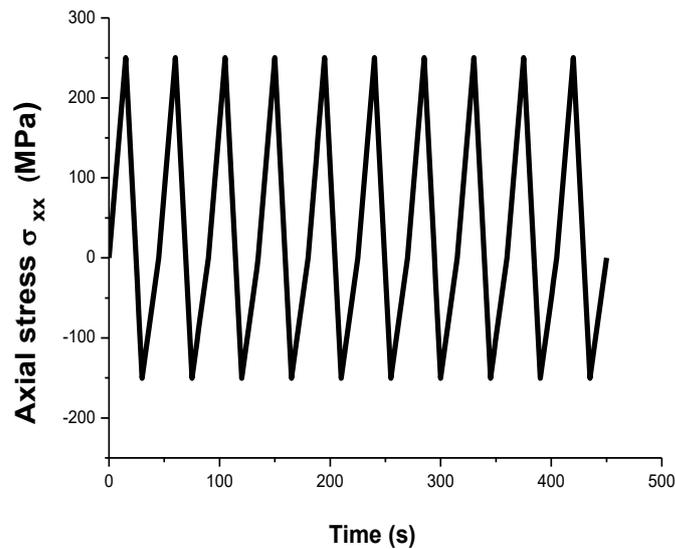


Fig. 4.11 : Histoire de chargement de l'histoire (H1)

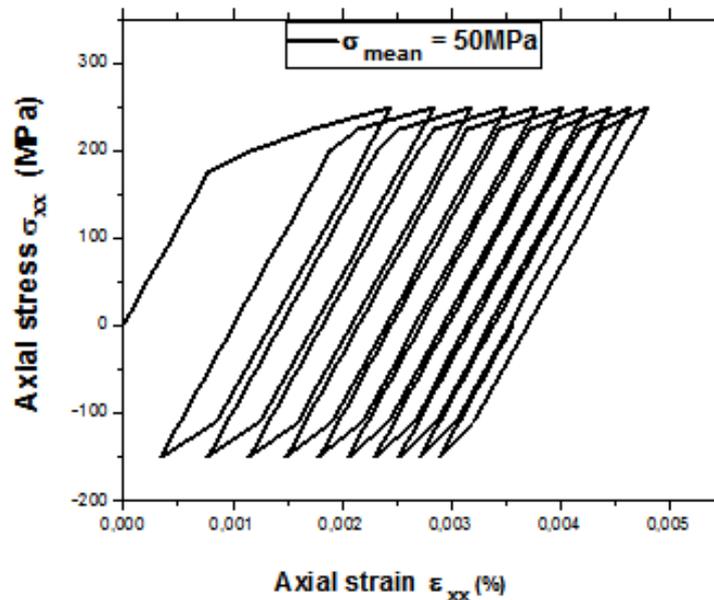


Fig. 4.12 : Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial (traction-compression) sur l'acier 304L pour ($\sigma_{\text{mean}} = 50 \text{ MPa}$, $\sigma_a = 200 \text{ MPa}$)

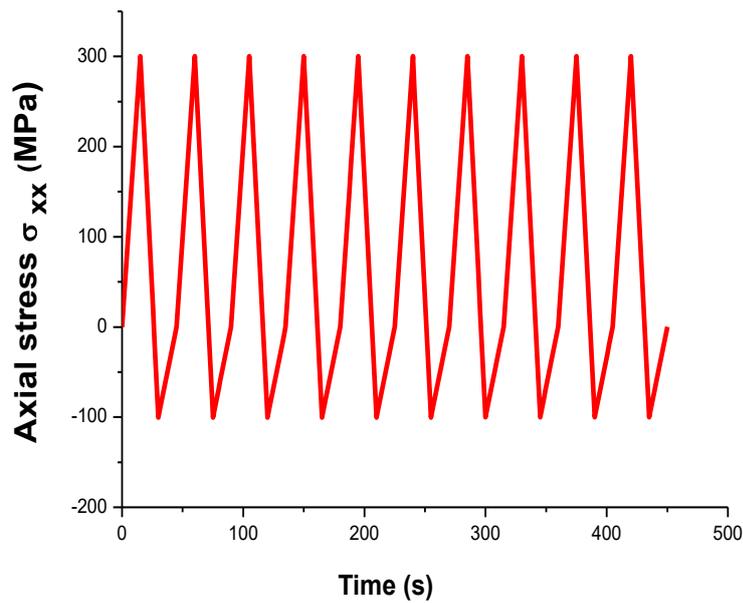


Fig. 4.13 : Histoire de chargement de l'histoire (H2)

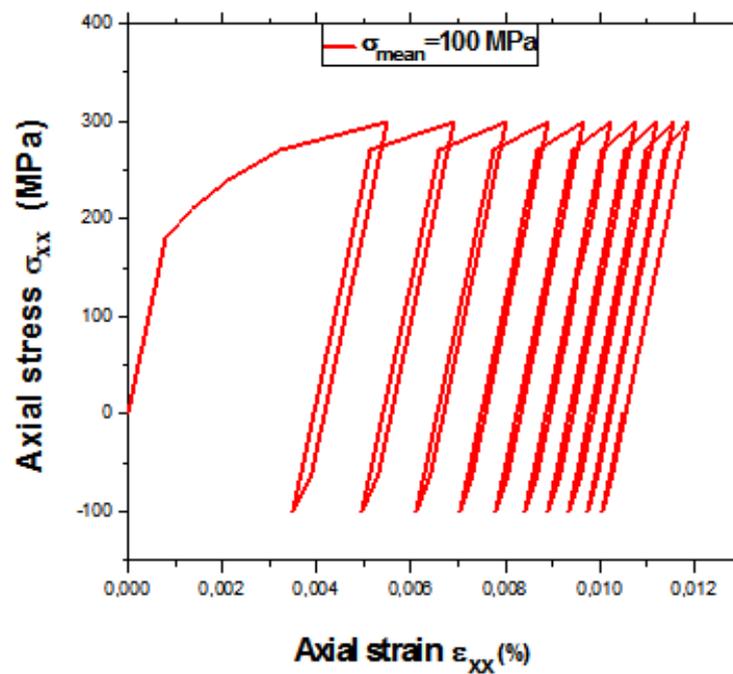


Fig. 4.14 : Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial (traction –compression) sur l'acier 304L pour ($\sigma_{mean} = 100 \text{ MPa}$, $\sigma_a = 200 \text{ MPa}$)

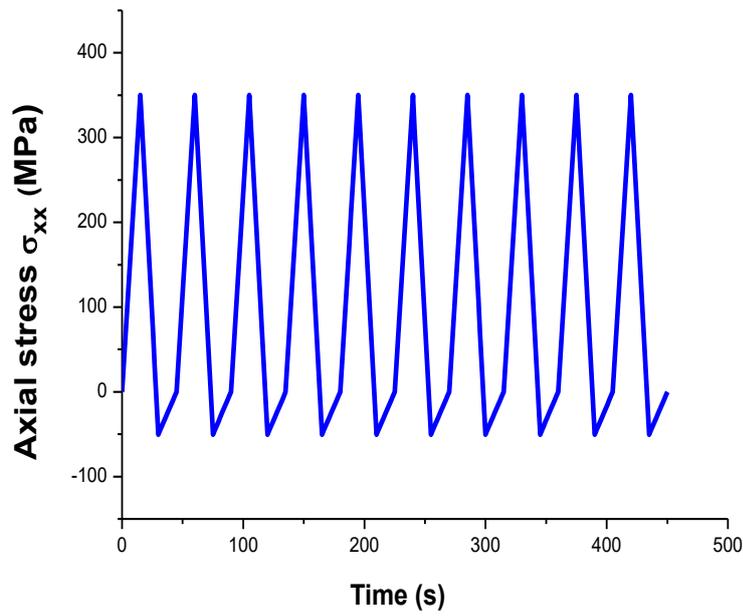


Fig. 4.15 : Histoire de chargement de l'histoire (H3)

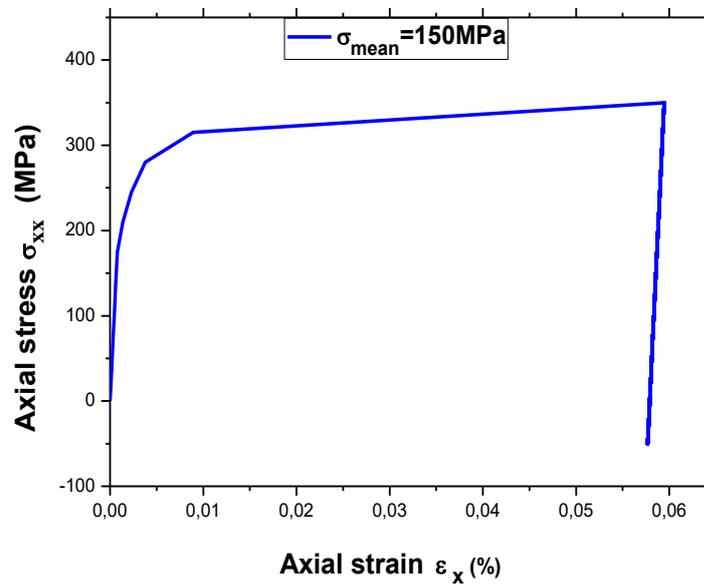


Fig. 4.16 : Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial (traction –compression) sur l'acier 304L pour ($\sigma_{mean} = 150 \text{ MPa}$, $\sigma_a = 200 \text{ MPa}$)

Nous constatons d'après la figure 4.17 que, la déformation progressive croit en fonction de l'évolution de la contrainte moyenne lorsque l'amplitude de contrainte est constante. La figure 4.18 représente l'évolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles et confirme la relation proportionnelle entre le Rochet et les amplitudes des contraintes moyennes.

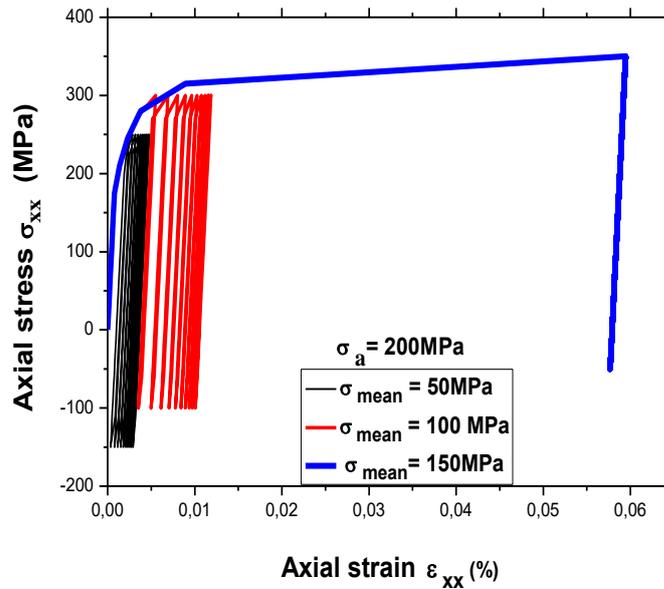


Fig. 4.17 : Superposition des courbes de Rochet 1D, montrant l'effet de la contrainte moyenne à une amplitude de contrainte constante $\sigma_a = 200$ MPa

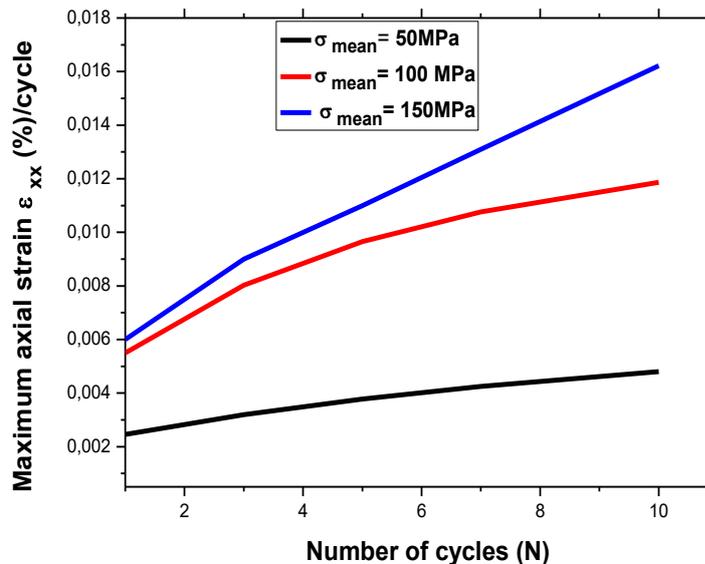
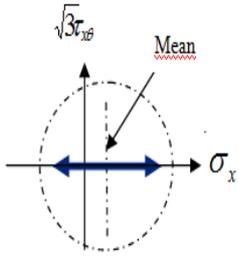


Fig. 4.18 : Evolution de Rochet en fonction du nombre de cycles pour des contraintes moyennes croissantes à amplitude de contrainte constante ($\sigma_a = 200$ MPa)

4.3.3 Effet de l'amplitude de contrainte à contrainte moyenne constante

L'essai de traction-compression consiste à imposer deux contraintes asymétriques extrêmes à 50 cycles à amplitude de contrainte progressive et à contrainte moyenne constante (Tab. 4.4).

Tableau 4.4 : Conditions de chargement
(Trajet, Histoires de chargement, contraintes imposées et rapports de charge)

Trajet de chargement	Ref	Histoires de chargement	σ_{\max} [MPa]	σ_{\min} [MPa]	$\sigma_{\text{mean}} = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$ [MPa]	$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$ [MPa]	$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$
	Fig 4.12	H1	275	-75	100	175	-0.2
	Fig 4.13	H2	300	-100	100	200	-0.33
	Fig 4.14	H3	350	-150	100	250	-0.42

Les figures 4.19, 4.21 et 4.23 représentent les histoires de chargement correspondantes à H1, H2 et H3.

Les figures 4.20, 4.22 et 4.24 présentent le Rochet 1D à amplitude de contrainte imposée progressivement ($\sigma_a = 175 \text{ MPa}$; 200 MPa , 250 MPa) à contrainte moyenne constante $\sigma_{\text{mean}} = 100 \text{ MPa}$ illustré par l'apparition des boucles hystérésis non fermées indiquant le phénomène de Rochet.

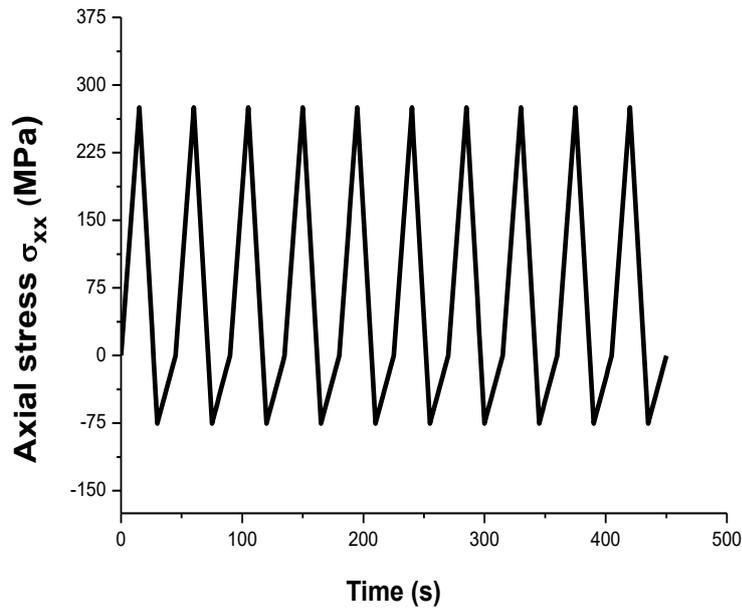


Fig. 4.19 : Histoire de chargement de l'histoire (H1)

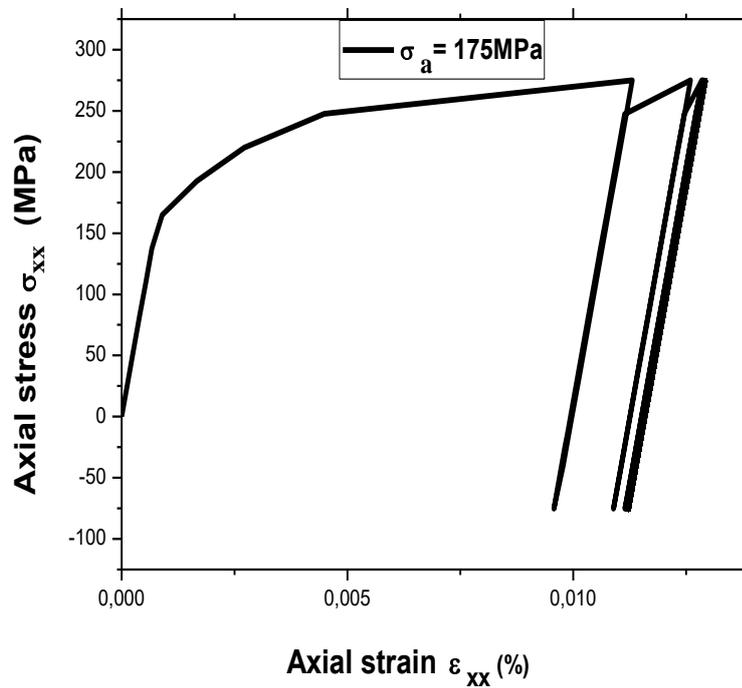


Fig. 4.20 : Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial (traction –compression) sur l'acier 304L pour ($\sigma_{\text{mean}} = 100 \text{ MPa}$, $\sigma_a = 175 \text{ MPa}$)

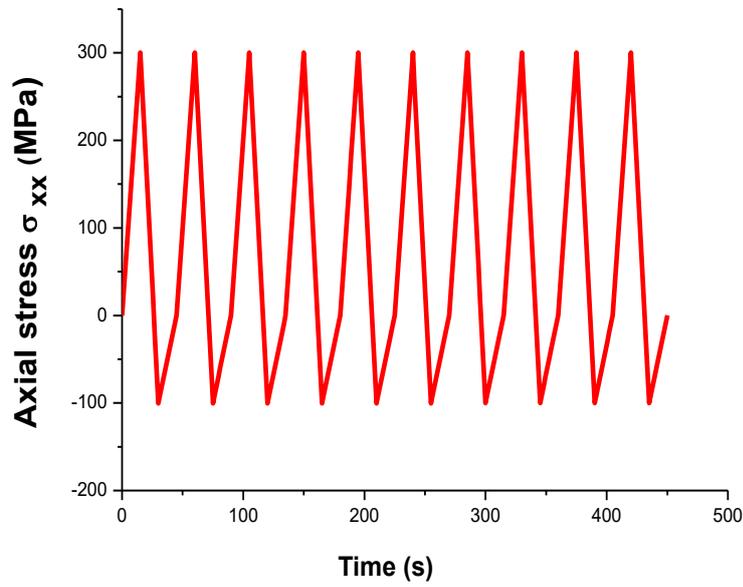


Fig. 4.21 : Histoire de chargement de l'histoire (H2)

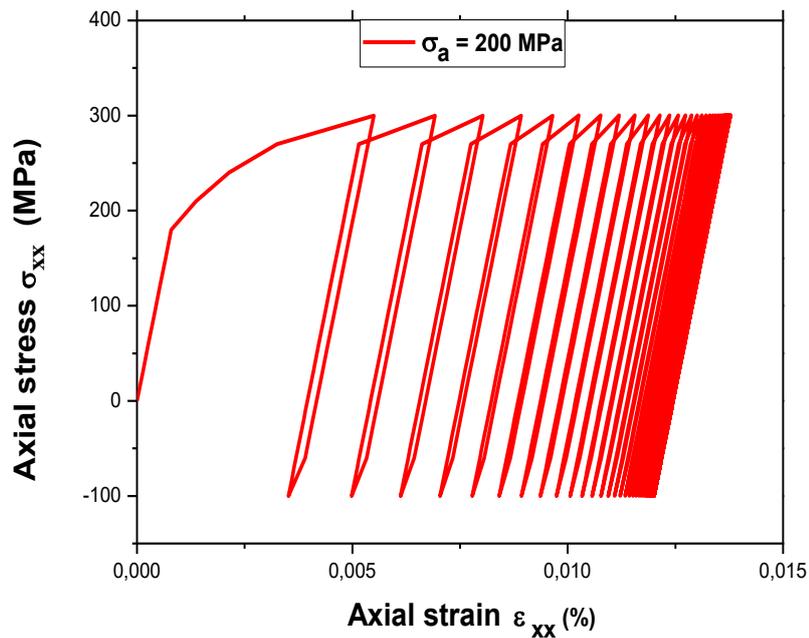


Fig. 4.22 : Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial (traction –compression) sur l'acier 304L pour ($\sigma_{mean} = 100$ MPa , $\sigma_a = 200$ MPa)

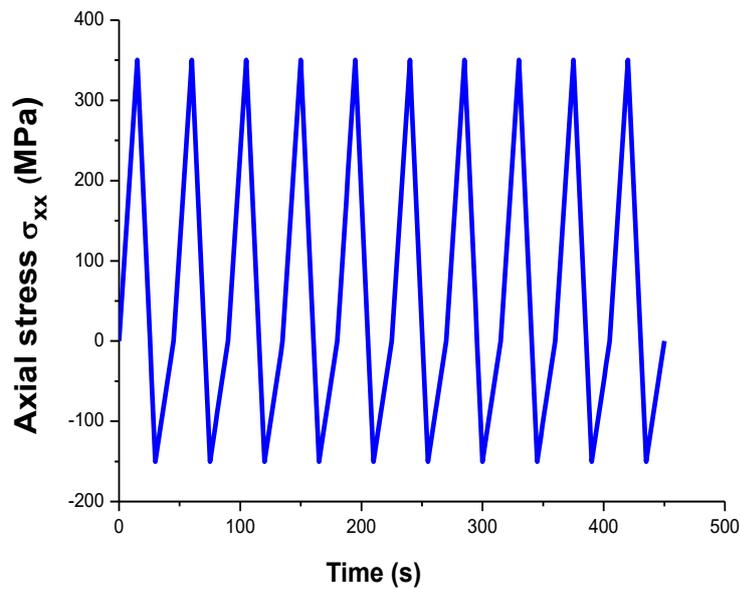
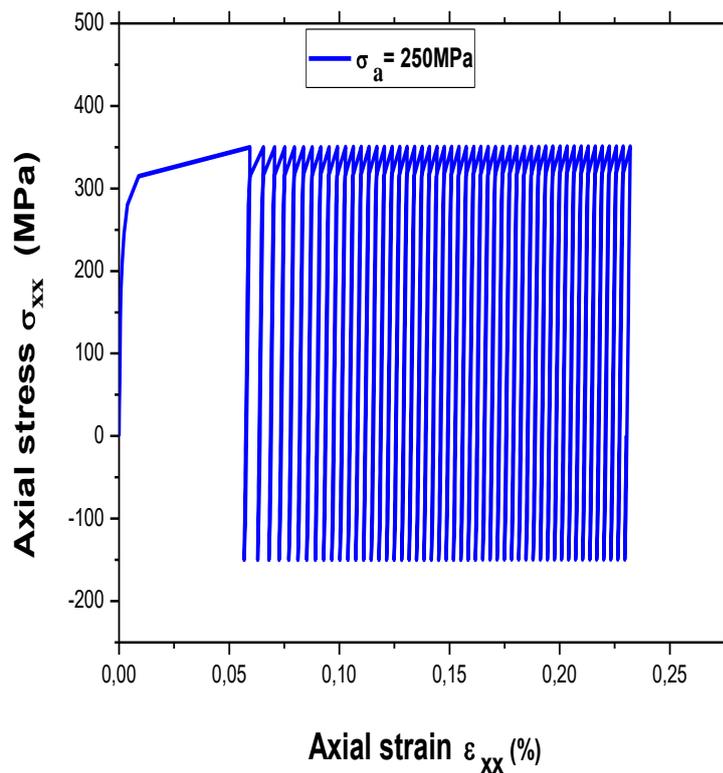


Fig. 4.23 : Histoire de chargement de l'histoire (H3)

Fig. 4.24 : Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation de Rochet produit de l'essai uniaxial (traction –compression) sur l'acier 304L pour ($\sigma_{\text{mean}} = 100\text{ MPa}$, $\sigma_a = 250\text{ MPa}$)

Afin de caractériser la sensibilité de l'amplitude de contrainte sur le Rochet, nous effectuons trois essais de traction –compression à contrainte, imposée progressivement ($\sigma_a = 175 \text{ MPa}$, 200 MPa , 250 MPa), avec une contrainte moyenne constante $\sigma_{mean} = 100 \text{ MPa}$.

La figure 4.25 montre que lorsque l'amplitude de la contrainte augmente, la déformation progressive augmente.

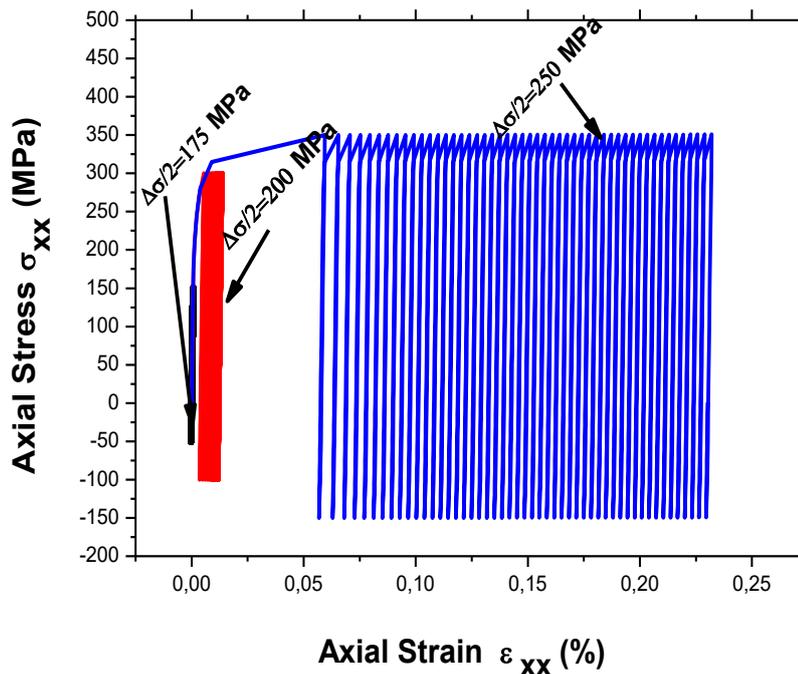


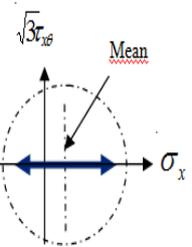
Fig. 4.25 : Superposition des courbes de Rochet 1D, montrant l'effet de l'amplitude de contrainte à une contrainte moyenne constante $\sigma_{mean} = 100 \text{ MPa}$

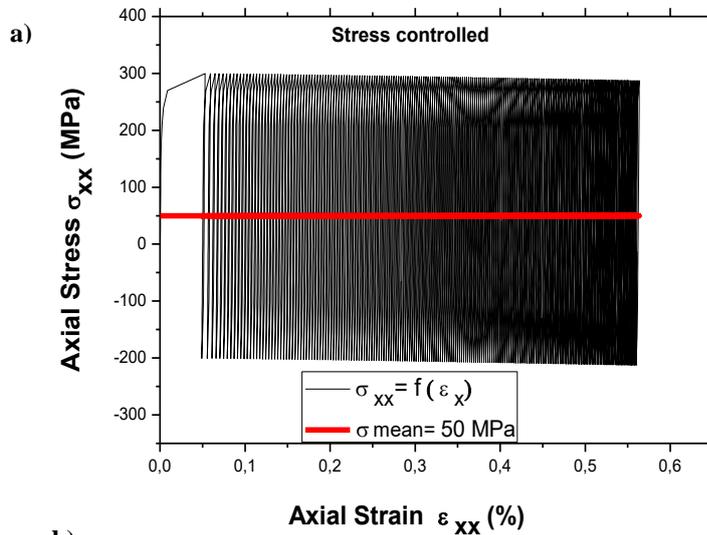
4.3.4 Effet de l'intensité de la contrainte moyenne à amplitude de contrainte décroissante sur le Rochet

Nous effectuons des essais uniaxiaux de traction–compression à 200 cycles à amplitude de contraintes atténuantes et contraintes moyennes croissantes (Tableau 4.5).

L'objectif principal des tests de simulation illustrés aux figures 4.26 a, 4.27 a, 4.28 a et 4.29 a est d'examiner la sensibilité de l'intensité de la contrainte moyenne dans le comportement cyclique de l'acier 304L. Les courbes contrainte-déformation illustrent le comportement plastique indiqué par les boucles d'hystérésis à cycles progressifs. Cependant, les figures 4.26b, 4.27b, 4.28b et 4.29b donnent les résultats des tests lorsque la déformation axiale maximale atteint de différentes vitesses à 200 cycles.

Tableau 4.5 : Conditions de chargement
(Trajet, Histoires de chargement, contraintes imposées et rapports de charge)

Trajet De chargement	Ref	Histoire de chargement	Nombre de cycles	σ_{max} [MPa]	σ_{min} [MPa]	$\sigma_{mean} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$ [MPa]	$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$ [MPa]	$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$
	Fig.4.26	H1	200	+ 300	-200	50	250	-0.66
	Fig.4.27	H2		+ 300	-150	75	225	-0.5
	Fig.4.28	H3		+ 300	-100	100	200	-0.33
	Fig.4.29	H4		+ 300	-50	125	175	-0.16



b)

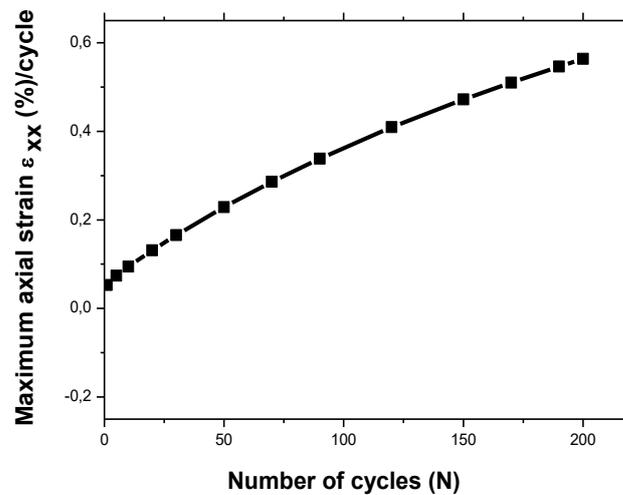


Fig. 4.26 : Résultat du Rochet 1D sous contrainte moyenne constante ($\sigma_{mean} = 50$ MPa), a) boucles de contrainte axiale- déformation, (b) maximum de déformation axiale en fonction du nombre de cycles.

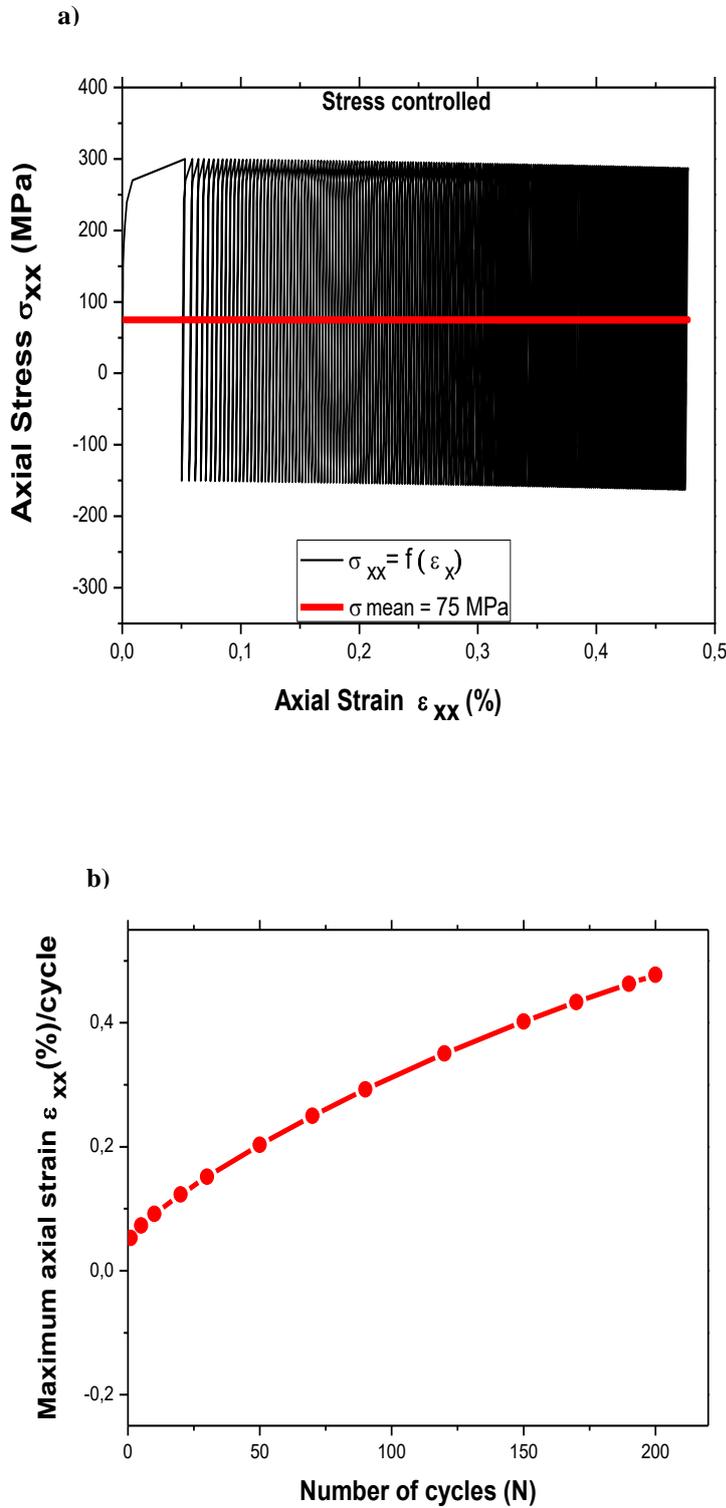


Fig. 4.27 : Résultat du Rochet 1D sous contrainte moyenne constante ($\sigma_{mean} = 75$ MPa),

a) boucles de contrainte axiale- déformation, (b) maximum de déformation axiale en fonction du nombre de cycles.

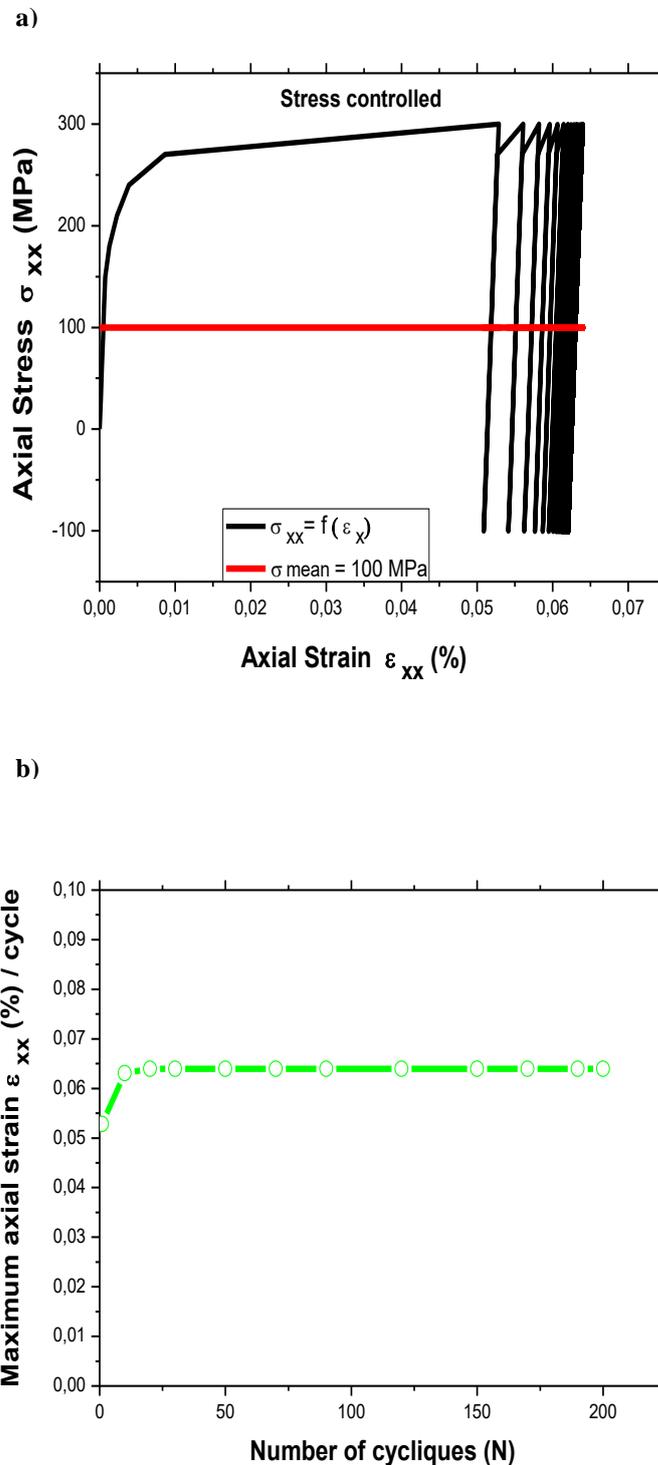


Fig. 4.28 : Résultat du Rochet 1D sous contrainte moyenne constante ($\sigma_{mean} = 100 \text{ MPa}$),
 boucles de contrainte axiale/déformation, b) Maximum de la déformation
 axiale en fonction du nombre de cycles

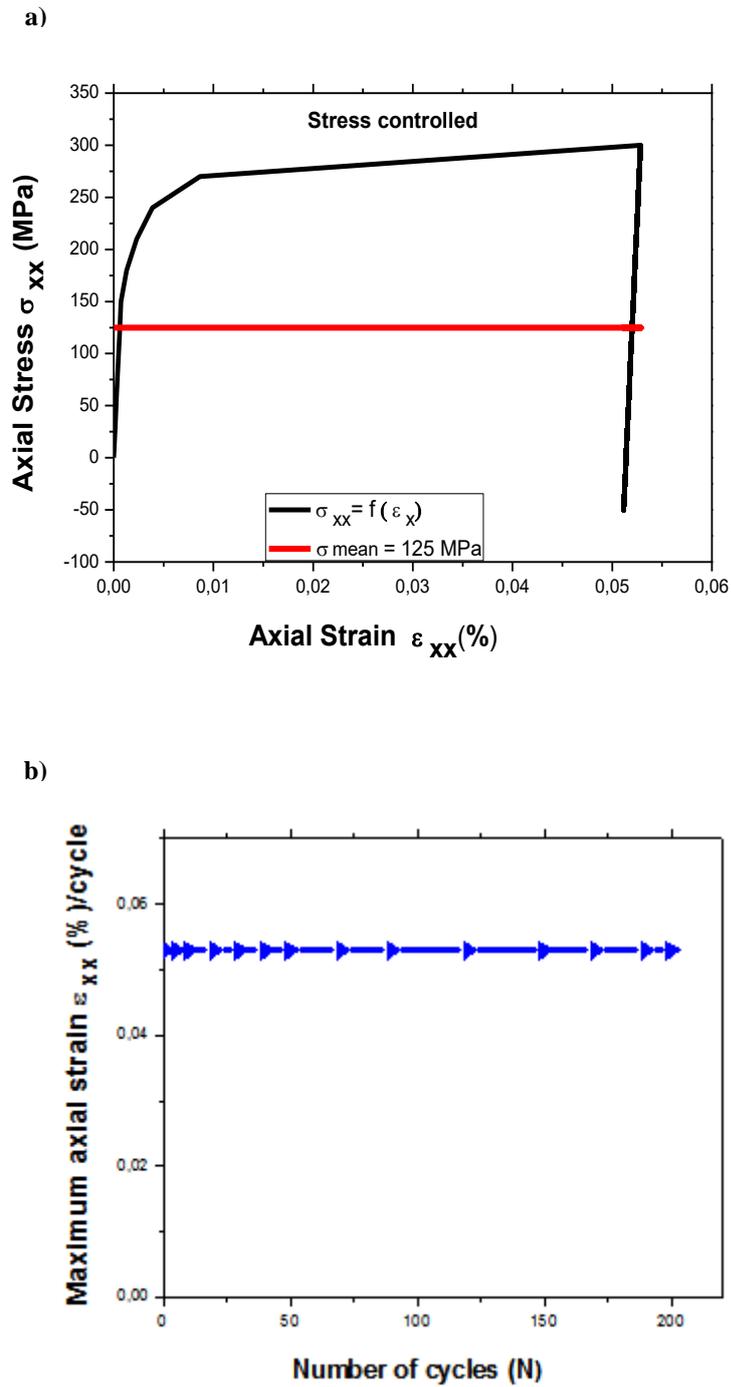


Fig. 4.29 : Résultat du Rochet 1D sous contrainte moyenne constante ($\sigma_{mean} = 125 \text{ MPa}$),

- a) boucles de contrainte axiale- déformation, (b) maximum de déformation axiale en fonction du nombre de cycles.

4.3.4.1 Essai comparatif de Rochet 1D

4.3.4.1.1 Superposition des courbes cycliques de Rochet 1D

La figure 4.30 expose une superposition des courbes cycliques à contraintes moyennes croissantes (50 MPa, 75 MPa, 100 MPa, 125 MPa) et à amplitude de contrainte décroissante (250 MPa, 225 MPa, 200 MPa, 125 MPa). Les résultats de la simulation démontrent que la déformation incrémentale devient importante, lorsque l'amplitude de contrainte croit et la contrainte moyenne prend une valeur faible.

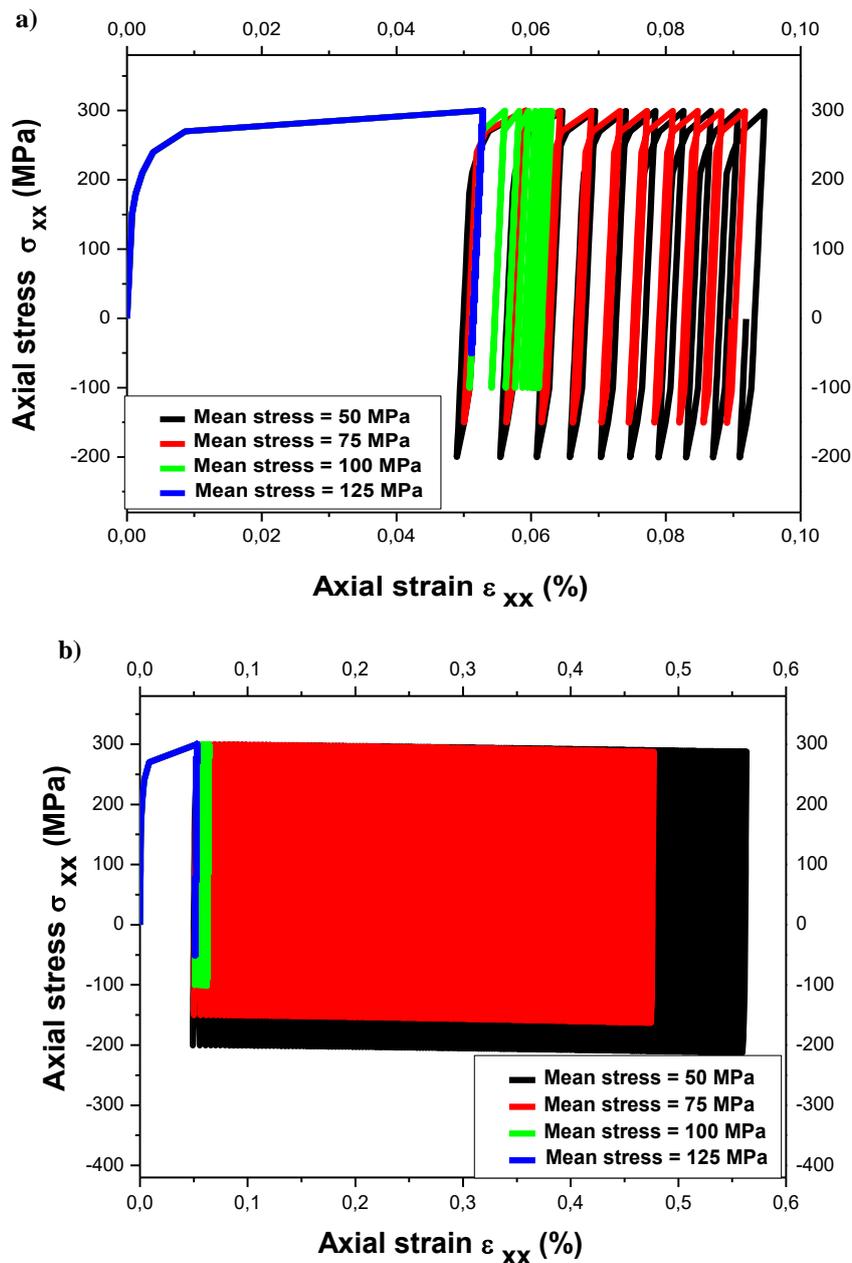


Fig. 4.30 : Superposition de quatre historiques de chargement sous différentes contraintes moyennes, Rochet 1D, 10 cycles, b) Rochet 1D, 200 cycles

4.3.4.1.2 Superposition des courbes du maximum de la déformation plastique

L'essai correspond à comparer les maximums de déformation progressive des quatre Histoires de chargements précédentes en fonction du nombre de cycles. La figure 4.31 montre l'effet de l'intensité de la contrainte moyenne sur le Rocher. Lorsque la contrainte moyenne décroît, l'amplitude de contrainte croît et la déformation plastique atteint des niveaux de déformation plus élevés.

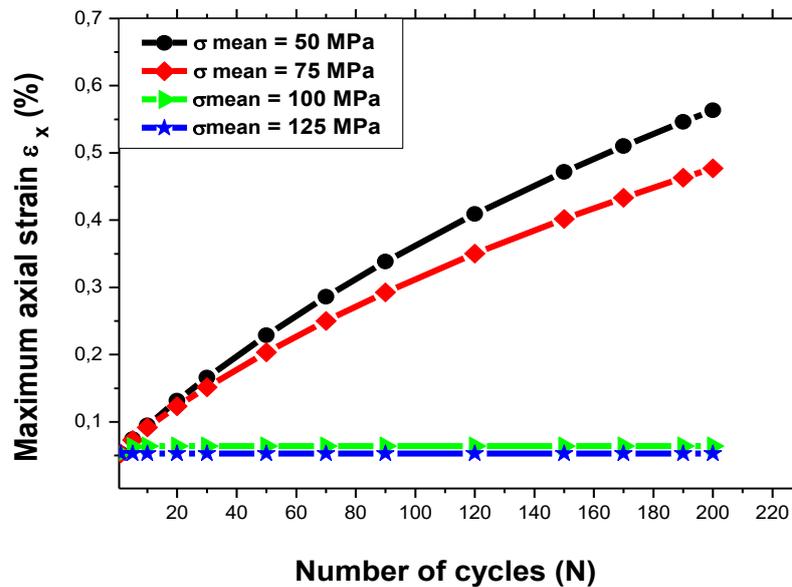


Fig. 4.31 : Déformation axiale en fonction du nombre de cycles sous une gamme de contraintes moyennes à 200 cycles

4.4 Bilan du chapitre

Dans ce chapitre, nous avons testé l'effet des paramètres modèle issus de la littérature et d'évaluer leur importance sur les résultats. Par ailleurs nous avons cherché à comprendre les phénomènes mis en jeu lors du chargement cyclique à trajet de chargement uni axial.

Les résultats de la simulation reposent sur l'effet des variables d'écroutissage cinématiques et isotropes non linéaires et sur le critère d'élasticité de Von Mises.

Dans une première partie, des chargements cycliques à déformation imposée appliqués en montrant à travers l'analyse des boucles hystérésis contrainte-déformation que l'acier manifeste un durcissement.

Dans une deuxième partie, une large gamme à contrainte imposée appliquée sur le matériau révélant le phénomène de Rochet avec des intensités diverses.

Chapitre 5

*Effet du chargement cyclique
multiaxial sur le phénomène du Rochet
de l'acier inoxydable austénitique
304L*

Résumé

Dans ce chapitre on s'intéresse à l'étude du comportement cyclique de l'acier 304L sous chargement proportionnel multiaxial de (traction-compression/torsion) appliqué dans deux directions différentes,

Une attention particulière a été portée sur l'analyse des deux phénomènes macroscopiques : le sur-écrouissage cyclique et le Rochet représentant l'un des phénomènes le plus important qui devrait être considéré dans la conception de composants structurels.

Une investigation consiste en la confrontation de deux Rochets 1D et 2D, autour d'une même contrainte moyenne non nulle, afin de mieux apprécier la sensibilité du phénomène de Rochet.

Enfin, une dernière contribution qui consiste en l'étude de l'influence des deux chargements : primaire et secondaire sur le phénomène du Rochet 2D.

L'analyse des résultats macroscopiques permet d'évaluer les différentes évolutions de la contrainte en fonction de la déformation plastique.

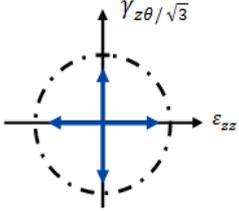
5.1 Essai croisé à déformation contrôlée

5.1.1 Essai croisé à faible niveau de chargement

L'essai de simulation consiste à combiner deux chargements à déformation imposée mais dans des directions différentes. Deux essais sont effectués à 10 cycles et 100 cycles combinés, dont un cycle est composé d'une traction-compression entre 0.2 % et -0.2% suivi d'un cycle dans la direction de torsion entre 0.34 % et - 0.34% (déformation équivalente) (Tableau. 5.1).

La figure 5.1 montre la relation entre les déformations imposées dans le sens axial et de torsion en fonction du temps. Par contre les figures 5.2 et 5.3 révèlent la réponse du matériau sous sollicitation biaxiale à déformation imposée par l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale.

Tableau 5.1 : Conditions de chargement de l'essai croix (Trajet, Histoire, Sollicitation à faible niveau de chargement)

Trajet de chargement	Histoire de chargement	Traction-compression		Torsion	
		ϵ_{zz}	ϵ_{zz}	$\gamma_{z\theta}$	$\gamma_{z\theta}$
	H1	+ 0.2 %	- 0.2%	+ 0.34 %	- 0.34%

On remarque un accroissement apparent de l'amplitude de la contrainte du haut sur-écrouissage supplémentaire apporté par le chargement dans la direction de torsion atteignant une contrainte 250 MPa à 10 cycles et 320 MPa à 100 cycles.

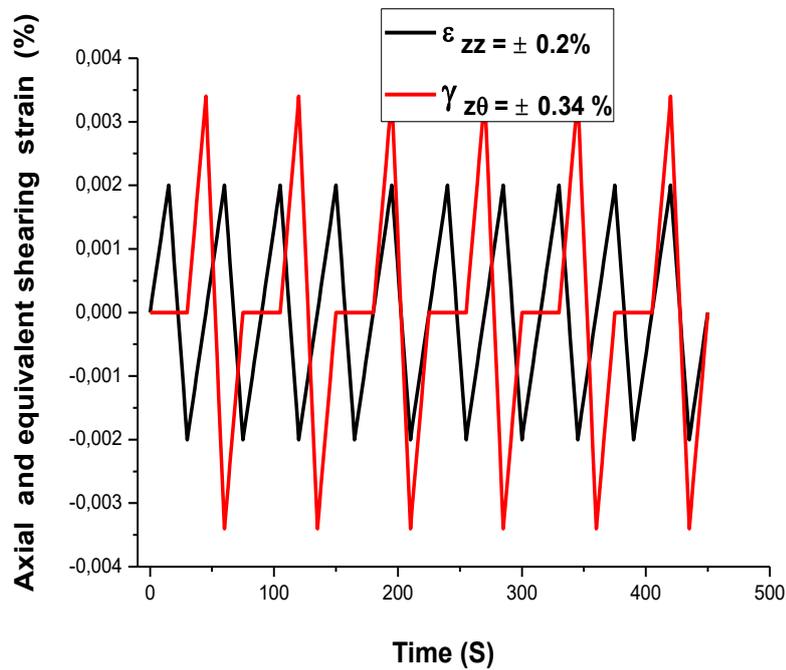


Fig. 5.1 Evolution de la déformation axiale et la déformation équivalente en fonction du temps

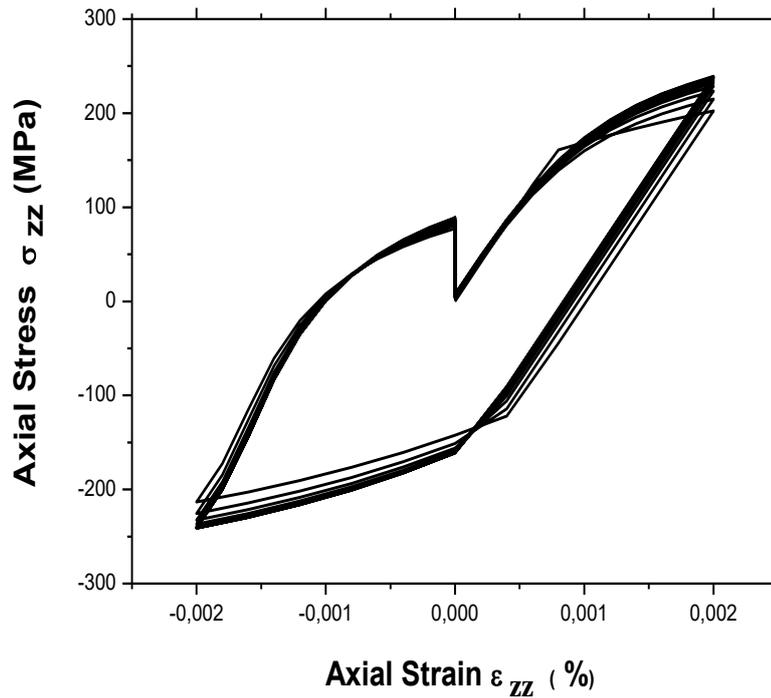


Fig. 5.2 Réponse de l'acier 304L sous déformation imposée biaxiale, à faible niveau de chargement pour 10 cycles

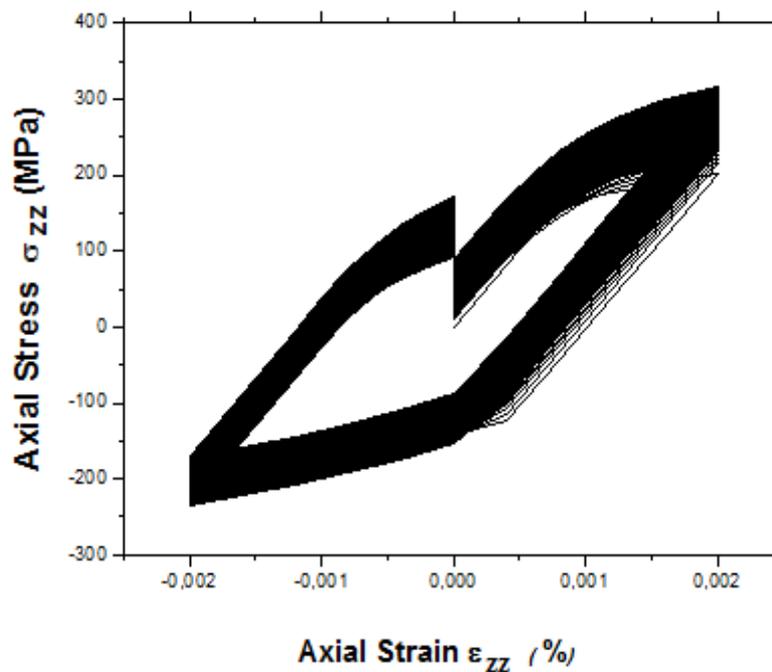
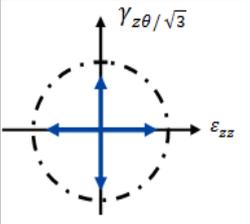


Fig. 5.3 : Réponse l'acier 304L sous déformation imposée biaxiale à faible niveau de chargement pour 100 cycles

5.1.2 Essai croisé à grand niveau de chargement

L'essai de simulation consiste à combiner deux chargements à déformation imposée mais dans des directions différentes. L'essai est composée de 20 cycles combinés dont un cycle est composé d'une traction-compression entre 1.2 % et - 1.2% suivi d'un cycle dans la direction de torsion (déformation équivalente) entre 2.07 % et - 2.07% (Tableau. 5.2).

Tableau 5.2 : Conditions de chargement de l'essai croisé (Trajet, Histoire, Sollicitation à grand niveau de chargement)

Trajet de chargement	Histoire de chargement	Traction-compression		Torsion	
		ε_{zz}	ε_{zz}	$\gamma_{z\theta}$	$\gamma_{z\theta}$
	H1	+ 1.2 %	- 1.2%	+ 2.07 %	- 2.07 %

Nous présentons maintenant les résultats d'essais concernant le comportement cyclique à déformation imposée biaxiale pour de grandes déformations. La figure 5.4 montre l'évolution de la déformation imposée dans le sens axial et de torsion en fonction du temps.

Les figures 5.5 et 5.6 illustrent la réaction du matériau sous sollicitation biaxiale à déformation imposée par l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale représentée par des boucles hystérésis cycliques fermées, avec l'apparition du phénomène de sur-écrouissage causé par le chargement secondaire atteignant une contrainte de 310 MPa à 20 cycles et 390 MPa à 200 cycles.

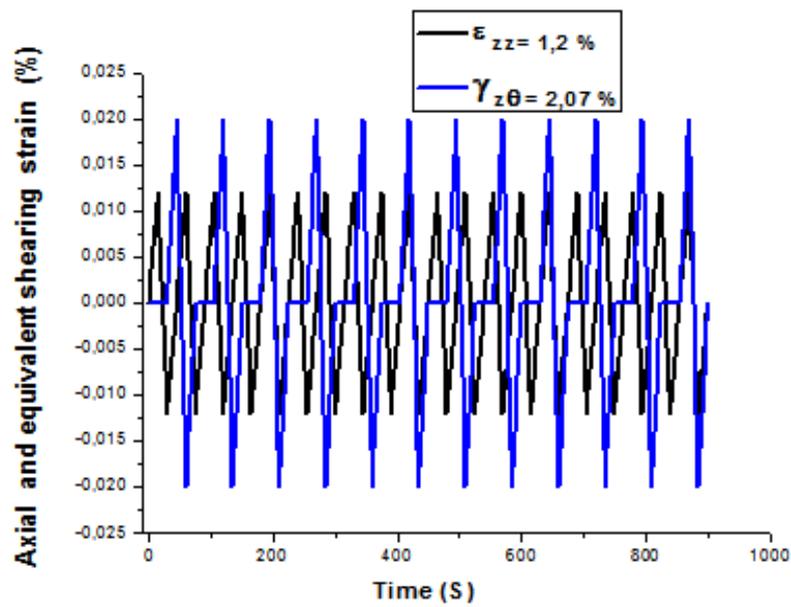


Fig. 5.4 : Evolution de la déformation axiale et équivalente en fonction du temps

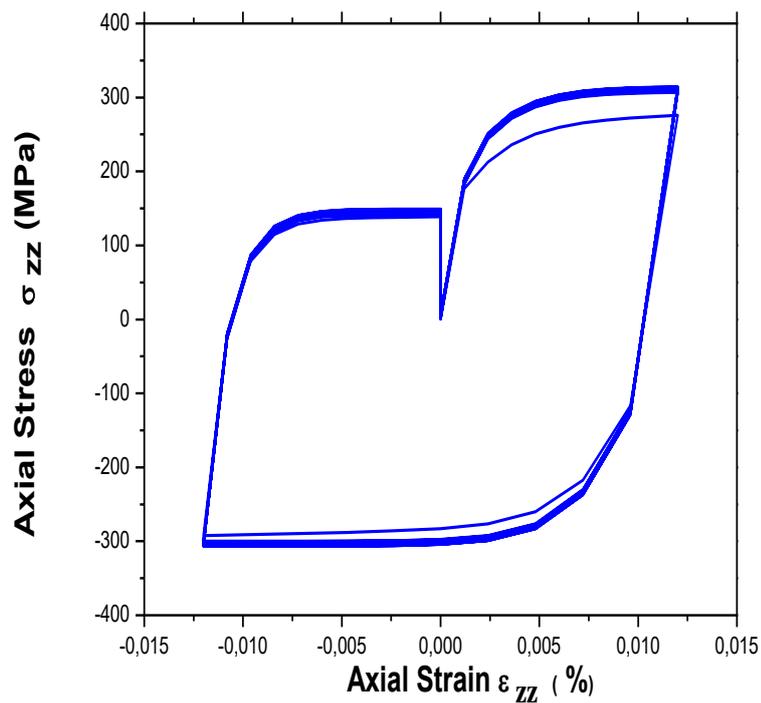


Fig. 5.5 : Réponse de l'acier 304L sous déformation imposée biaxiale, à grand niveau de chargement pour 20 cycles

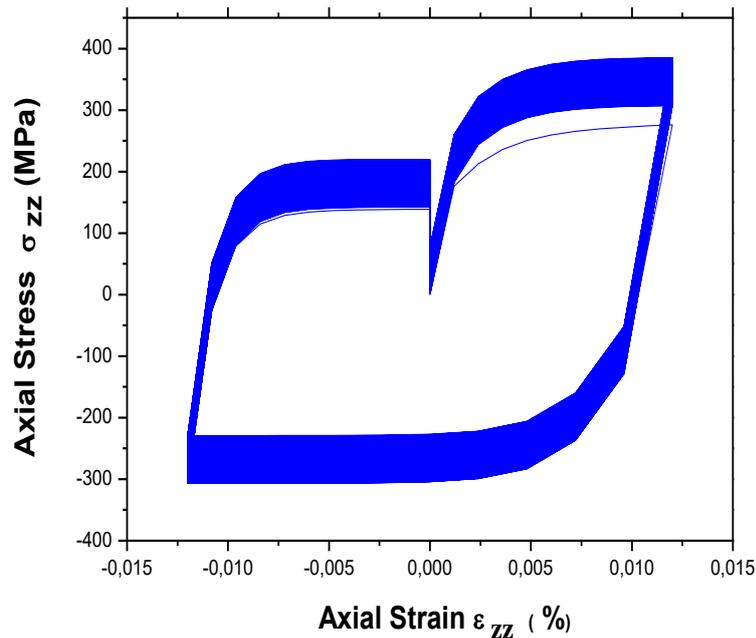


Fig. 5.6 : Réponse de l'acier 304L sous déformation imposée biaxiale, (pour une grande déformation) à 200 cycles

Ces résultats montrent le rôle du chargement biaxial et son influence sur le comportement cyclique du matériau.

Le passage à des sollicitations multiaxiales permet de découvrir d'autres phénomènes, tels que le sur-écrouissage apporté par le chargement secondaire. On observe l'augmentation apparente de l'amplitude de la contrainte pour les petites et les grandes déformations, due à ce phénomène provoquant la multiplication des systèmes de glissement dans les grains.

5.2 Effet hiérarchique de l'amplitude progressive de la déformation axiale/torsion

Ces essais visent à confirmer les observations liées à l'effet de trajectoire croisée à chargement multiaxial, qui consiste à combiner deux chargements à déformation imposée dans des directions différentes.

Les essais se classent en deux catégories selon les conditions de chargement et l'effet hiérarchique de l'amplitude progressive de la déformation imposée.

5.2.1 Effet hiérarchique de l'amplitude progressive de la déformation de torsion

Une classe comporte un essai multiaxial croisé cyclique composé de six Histoires de chargement, réalisées en 10 cycles combinés à déformation imposée (DI) où un cycle est composé d'une traction compression entre +0.5% et -0.5% suivies d'une torsion entre +0.2% et -0.2%, puis un cycle de type traction-compression entre +0.5% et -0.5% (taux de déformation axiale constant dans toutes les Histoires) suivi d'un cycle de type torsion entre +0.433% et -0.433% et ainsi de suite..... (Tableau. 5.3).

Tableau 5.3 : Conditions de chargement de l'essai croisé
($\epsilon_{zz} = \text{Cte} = 0.5\%$, $\epsilon_{z\theta} = \pm 0.2\%, 0.433\%, 0.5\%, 1\%, 1.2\%, 1.5\%$)

Trajet de chargement	Histoire de chargement	Traction-compression		Torsion	
		ϵ_{zz}	ϵ_{zz}	$\epsilon_{z\theta}$	$\epsilon_{z\theta}$
	H1	+ 0.5 %	- 0.5%	+ 0.2 %	- 0.2%
	H2			+ 0.433 %	- 0.433%
	H3			+ 0.5 %	- 0.5%
	H4			+ 1 %	- 1%
	H5			+ 1.2 %	- 1.2%
	H6			+ 1.5 %	- 1.5%

La manifestation du phénomène du sur-écrouissage a été étudiée par [Taleb & Hauet, 2009] dans le cas d'un chargement croisé causé par l'application d'un chargement en alternance proportionnel dans une direction donnée et un autre chargement proportionnel de même amplitude de déformation équivalente dans une autre direction.

Il a été démontré que le cross multiple conduit à un comportement similaire à celui observé sous un trajet de chargement circulaire.

La figure 5.7 montre des courbes cycliques manifestant un caractère durcissant atteignant une contrainte de 300 MPa à une déformation axiale +0.5% à 10 cycles et convergent vers un point d'intersection de coordonnées (-0.3% + 52 MPa).

Le sur-écrouissage dû au chargement secondaire (torsion) est improportionnel à la déformation de torsion imposée, correspond à une décroissance de la contrainte axiale à une déformation axiale nulle (Tableau. 5.4).

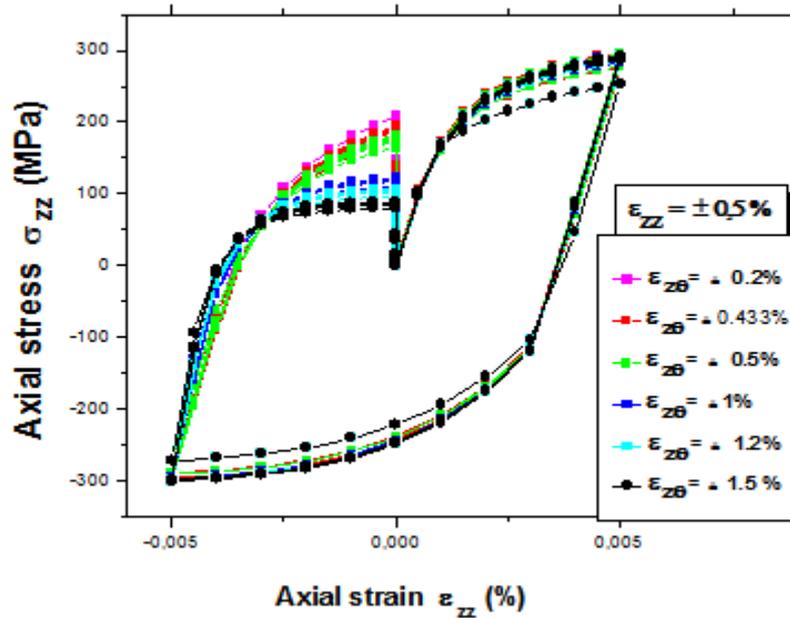


Fig. 5.7 : Manifestation du comportement cyclique de l'acier 304L sous chargement multiaxial croisé ($\epsilon_{zz} = \text{Cte} = 0.5\%$, $\epsilon_{z\theta} = \pm 0.2\%$, 0.433% , 0.5% , 1% , 1.2% , 1.5%)

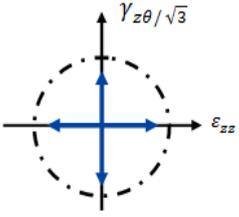
Tableau 5.4 : Déformations de torsion, déformation axiale constante imposées et contraintes axiales correspondantes

DI = $\epsilon_{zz} = \pm 0.5\%$ (traction-compression)						
DI = $\epsilon_{z\theta}\%$ (torsion)	± 0.2	± 0.433	± 0.5	± 1	± 1.2	± 1.5
σ_{zz} (MPa) Pour $\epsilon_{zz} = 0.5\%$	300	300	300	300	300	300
σ_{zz} (MPa) Pour $\epsilon_{zz} = 0\%$	200	190	180	110	100	80

5.2.2 Effet hiérarchique de l'amplitude progressive de la déformation axiale

La seconde classe consiste en une démarche inverse constituée d'un essai multiaxial cyclique croisé à déformation imposée, combinant six histoires de chargement réalisées en 10 cycles. Où un cycle est composé d'une traction compression entre $+ 0.2\%$, et -0.2% suivis d'une torsion entre $+ 0.5\%$ et $- 0.5\%$, puis un cycle de type traction-compression entre $+ 0.433\%$ et $- 0.433\%$, puis un cycle de type torsion entre $+ 0.5\%$ et $- 0.5\%$, (taux de déformation de torsion constant dans toutes les histoires) et ainsi de suite...(Tableau. 5.5).

Tableau 5.5 : Conditions de chargement de l'essai croix
($\epsilon_{zz} = \pm 0.2 \%$, 0.433% , 0.5% , 1% , 1.2% , 1.5% , $\epsilon_{z\theta} = \text{Cte} = 0.5\%$)

Trajet de chargement	Histoire de chargement	Traction-compression		Torsion	
		ϵ_{zz}	ϵ_{zz}	$\epsilon_{z\theta}$	$\epsilon_{z\theta}$
	H1	+ 0.2 %	- 0.2 %	+ 0.5 %	- 0.5%
	H2	+ 0.433	- 0.433 %		
	H3	+ 0.5%	- 0.5%		
	H4	+ 1 %	- 1 %		
	H5	+ 1.2 %	- 1.2%		
	H6	+ 1.5 %	- 1.5%		

[Lakhdar Taleb & Annie Hauet, (2009)] ont constaté, d'après des essais expérimentaux, que la combinaison de chargements de deux trajectoires proportionnelles alternativement de traction compression/torsion produit un écrouissage croisé (Cross-hardening) manifestant un sur-écrouissage. Il a été démontré aussi que le durcissement cyclique croît avec l'amplitude de déformation imposée et les amplitudes de contrainte équivalente obtenues à 1% sont supérieures à celles obtenues à 0,22%.

Dans la figure 5.8, on observe un durcissement, causé par l'augmentation de la contrainte axiale en fonction de la croissance de l'amplitude de déformation axiale imposée. Le sur-écrouissage évolue en fonction de la déformation axiale imposée hiérarchiquement correspond à une croissance de la contrainte axiale à une déformation axiale nulle (Tableau. 5.6).

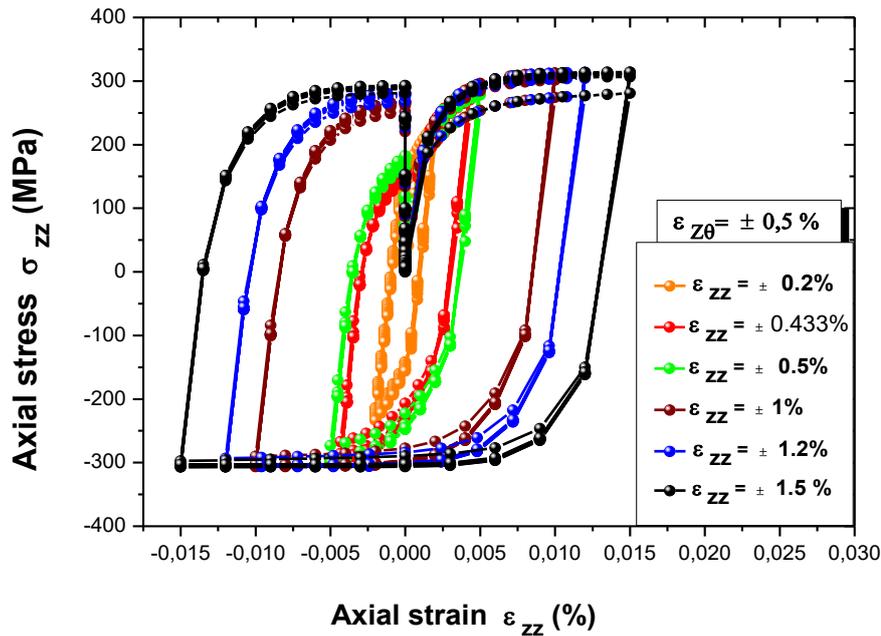


Fig. 5.8 : Manifestation du comportement cyclique de l'acier 304L sous chargement multiaxial croisé ($\epsilon_{zz} = \pm 0.2 \%, 0.433 \%, 0.5 \%, 1 \%, 1.2 \%, 1.5 \%, \epsilon_{z\theta} = Cte = 0.5\%$)

Tableau 5.6 : Déformations axiales, déformation de torsion constante imposée et contraintes axiales correspondantes

DI = $\epsilon_{z\theta} = \pm 0.5 \%$ (torsion)						
DI ϵ_{zz} %	± 0.2	± 0.433	± 0.5	± 1	± 1.2	± 1.5
σ_{zz} (MPa)	230	290	295	310	310	310
σ_{zz} (MPa) Au point d'origine	150	155	180	260	270	290

Les résultats de la simulation obtenus à partir des essais réalisés (figures 5.7 et 5.8) montrent que le sur-écrouissage ne se manifeste pas de la même manière, exposant deux comportements macroscopiques phénoménologiques différents :

- Le premier comportement représente un sur-écrouissage improportionnel à la déformation de torsion imposée, correspond à une décroissance de la contrainte axiale pour une déformation axiale nulle.
- Le deuxième comportement représente un sur-écrouissage proportionnel à la déformation axiale, correspond à une évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale avec des niveaux de déformation plastique plus élevés manifestant un caractère durcissant.

5.3 Essai croisé à contrainte contrôlée

5.3.1 Essai comparatif de Rochet 1D et 2D

Les expériences menées de la littérature ont démontré que sous sollicitations uniaxiales, la déformation progressive est régie par les effets de la contrainte moyenne, tandis que pour les chargements biaxiaux, la déformation plastique est gouvernée par des effets de l'écoulement directionnel, dont la charge primaire (direction axiale) et secondaire (direction de cisaillement) influent sur la vitesse de déformation progressive [Delobelle & al (1995)].

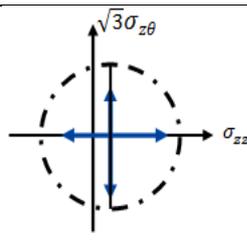
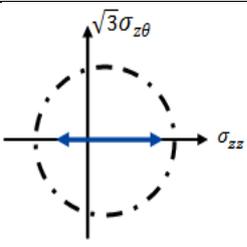
Dans le but de comparer le Rochet 1D et 2D, nous effectuons deux essais portant sur deux tests selon les deux Histoires de chargement suivantes :

- H1 : Le premier test consiste à simuler un essai « croisé » combinant deux histoires de chargement à contrainte imposée. On applique 50 cycles, où un cycle de type traction-compression entre 300 MPa et -100 MPa autour d'une contrainte moyenne ($\sigma_{zm}=100$ MPa) réalisé dans la direction axiale puis un cycle de type torsion entre 250 MPa et -250 MPa puis un cycle de type traction-compression et ainsi de suite....
- H2 : Le second test est un essai « uniaxial » à contrainte imposée qui consiste à réaliser 50 cycles combinés en traction-compression entre 300 MPa et -100 MPa autour d'une contrainte moyenne $\sigma_{zm}=100$ MPa (Tableau. 5.7).

Les figures 5.9 a et 5.10 a, représentent l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale des essais de Rochet 1D et 2D ayant la même contrainte moyenne, représentées par des boucles d'hystérésis avec des cycles progressifs indiquant un adoucissement.

La figure 5.9 b présente l'essai cyclique uniaxial (Rochet 1D) illustré par un accroissement de la déformation plastique puis une stabilisation. En revanche la figure 5.10 b montre l'évolution de la déformation plastique de l'essai croix (Rochet 2D) en fonction du nombre de cycles, correspond à un accroissement progressif continu cycle après cycle. En superposant les courbes d'hystérésis de simulation contrainte-déformation obtenues des deux Rochets avec une même contrainte moyenne sur la figure 5.11 a.

Tableau 5.7 : Trajets, Histoires de chargement, contraintes imposées et rapports de charge de l'essai : « uniaxial » et « croisé »

Trajets de chargement	Histoire de chargement	Ref	Contrainte axiale		Contrainte de torsion		Contrainte moyenne
			$\sigma_{zz\ max}$	$\sigma_{zz\ min}$	$\sqrt{3}\sigma_{z\theta\ max}$	$\sqrt{3}\sigma_{z\theta\ min}$	σ_{zm}
			[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]
	H1	Fig 5.9	300	-100	250	- 250	100
	H2	Fig 5.10	300	-100	/	/	100

On remarque que le Rochet 1D est plus lent que le Rochet 2D, ce qui est confirmé par l'essai expérimental élaboré par [Lakhdar Taleb & Annie Hauet., (2009)] sur l'acier 304L. Ils ont démontré aussi que, la déformation progressive dans l'essai croix est plus importante que la déformation dans l'essai uniaxial (figure 5.11 b). On peut donc conclure que les résultats de simulations obtenus confirment les résultats expérimentaux.

La figure 5.11 c montre une bifurcation des deux courbes relatives aux deux essais cycliques précédents « croix » et « uni ». La courbe cyclique de l'essai uni présente un accroissement de la déformation progressive jusqu'à 10 cycles, à ce stade la courbe se stabilise, atteignant un taux de 0.062 % à 50 cycles et passe en dessous de la courbe de l'essai « croix ».

La courbe cyclique de l'essai croix montre une augmentation continue de la déformation atteignant un taux de 0.205% à 50 cycles. Cette constatation peut s'interpréter par un fait évident qui consiste à observer que le comportement croix est gouverné par le chargement en torsion.

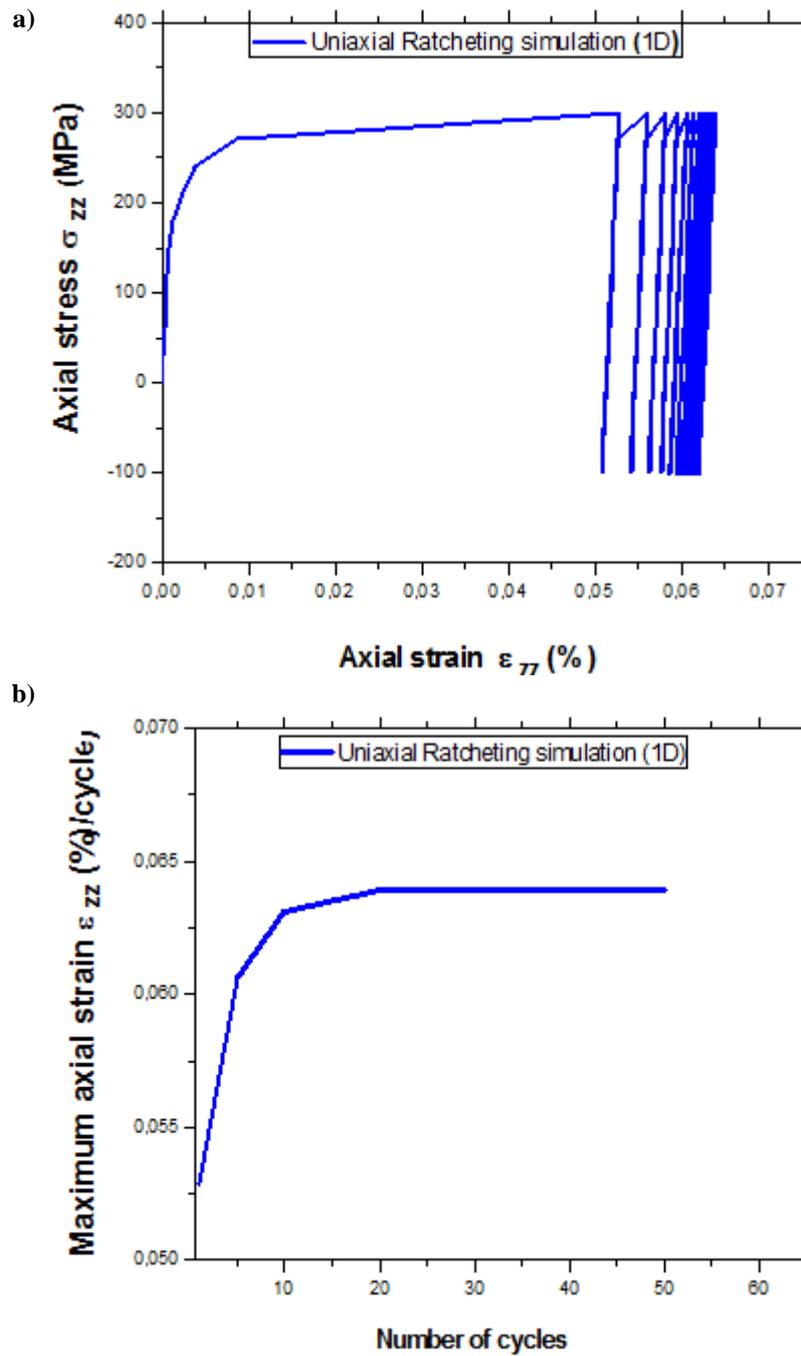


Fig. 5.9 : Résultat de simulation de l'essai uniaxial de l'acier 304L, a) illustration de Rochet (1D), b) évolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles

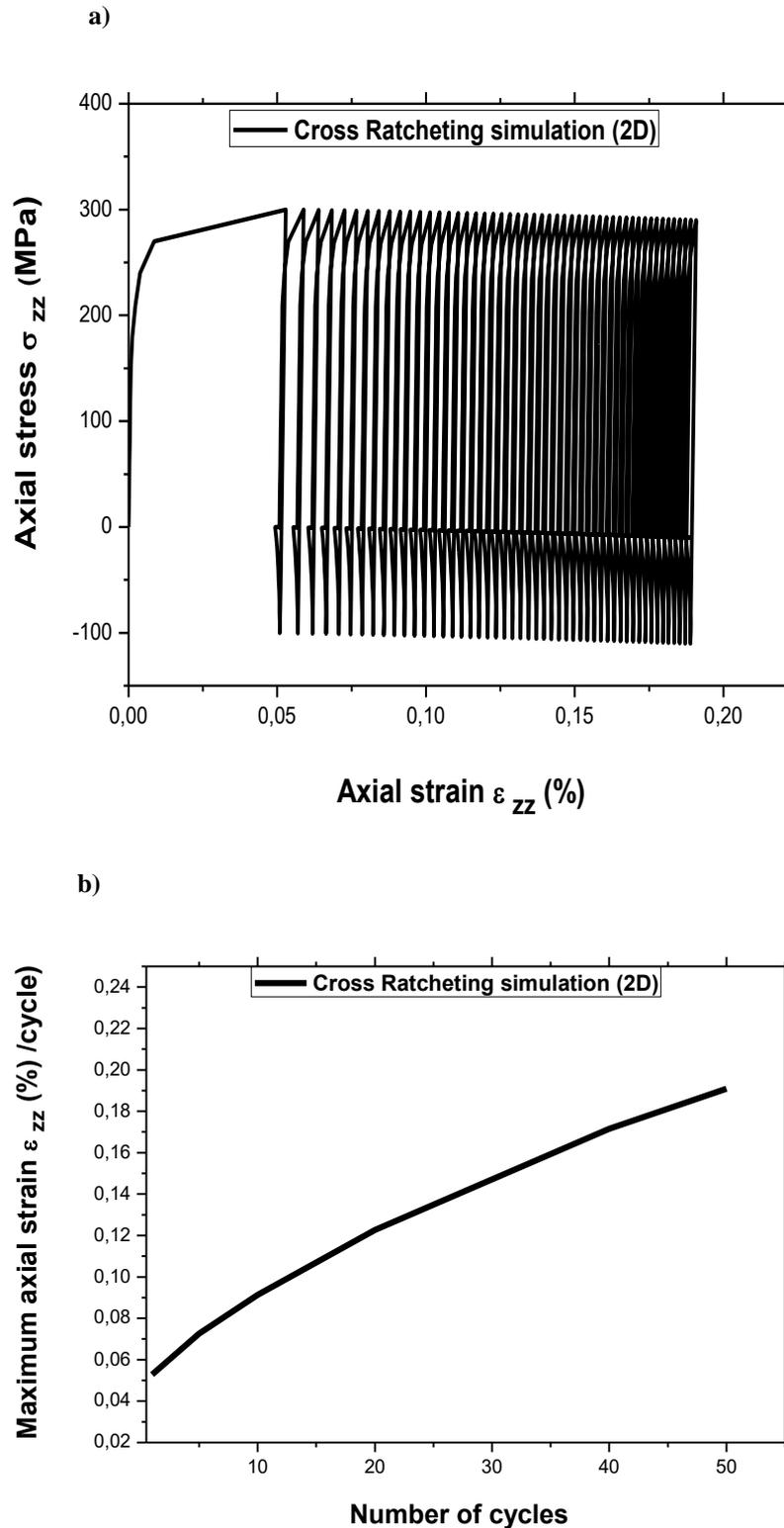


Fig. 5.10 : Résultat de simulation de l'essai croix de l'acier 304L : a) illustration de Rochet (2D), b) évolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles

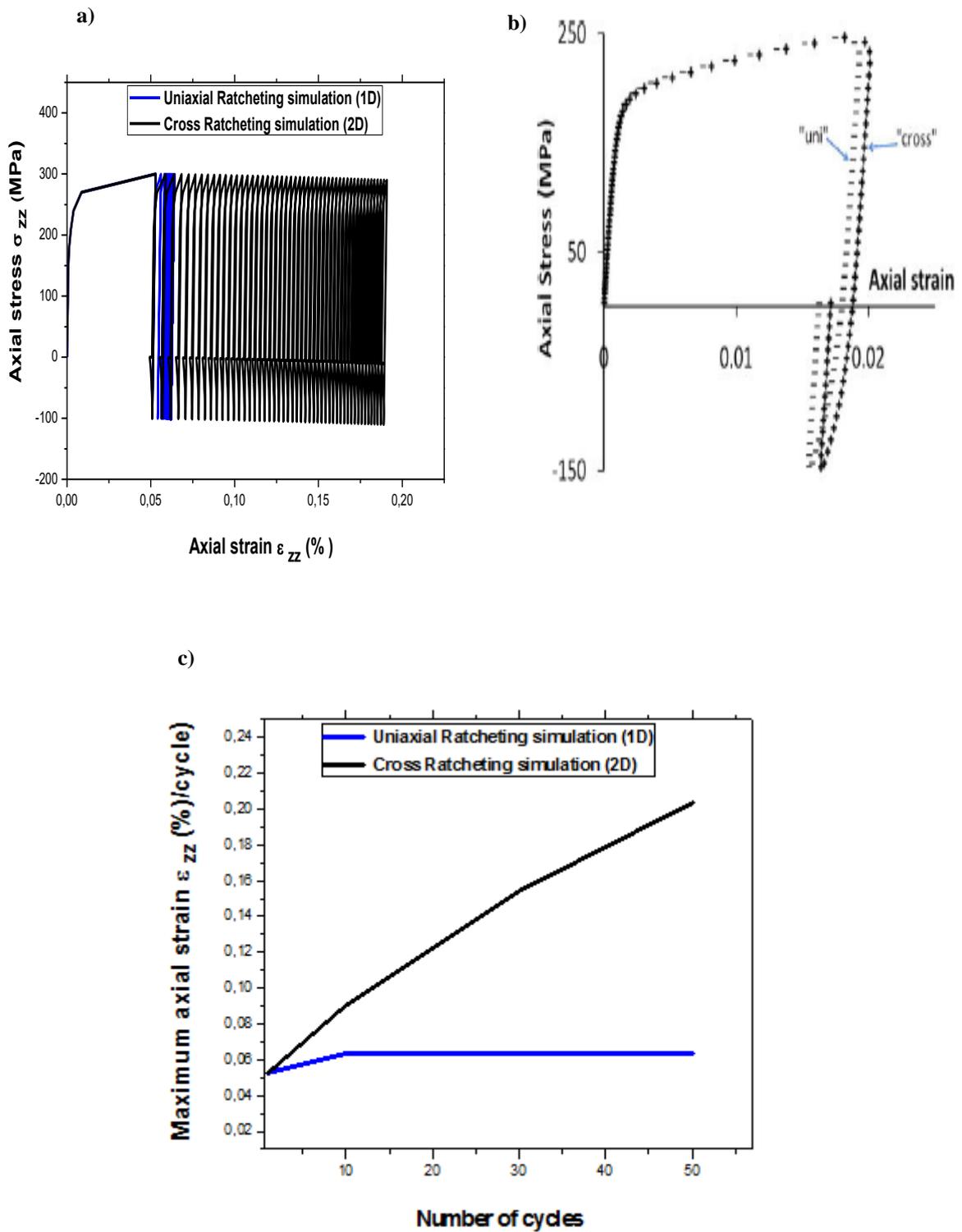


Fig. 5.11 : Comparaison entre l'essai uniaxial et croisé, a) contrainte axiale en fonction de la déformation axiale (essai effectué dans le présent travail), b) comparaison effectuée entre les premiers cycles de l'essai uniaxial et croisé sur l'acier 304L [Lakhdar Taleb & Annie Hauet. (2009)], c) maximum de déformation plastique en fonction du nombre de cycles relatif aux deux essais 'uni' et 'croisé'.

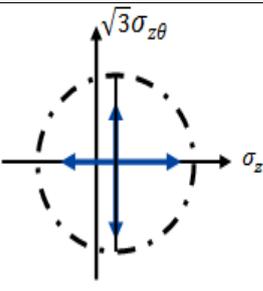
5.4 Effet du chargement primaire sur le Rochet 2D

Pour étudier l'effet du chargement primaire sur le Rochet 2D, on a imposé un chargement primaire non symétrique progressif dans le sens axial et un chargement secondaire constant par alternance dans le sens de torsion par contrainte imposée.

Trois essais croisés à 50 cycles à chargement biaxial imposé ont été effectués :

- Un chargement primaire non symétrique de traction-compression autour d'une contrainte moyenne progressive ($\sigma_{zm} = 50 \text{ MPa}, 75 \text{ MPa}, 100 \text{ MPa}$) ;
- Puis un cycle de torsion entre 150 MPa et -150 MPa puis un cycle de traction-compression et ainsi de suite... (Tableau. 5.8)

Tableau 5.8 : Conditions de chargement

Trajet de chargement	Histoire de chargement	Réf	$\sigma_{zz \max}$ [MPa]	$\sigma_{zz \min}$ [MPa]	σ_{zm} [MPa]	$\sqrt{3}\sigma_{z\theta \max}$ [MPa]	$\sqrt{3}\sigma_{z\theta \min}$ [MPa]
 <p>50 cycles</p>	H1	Fig 5.12	+ 300	-200	50	150	-150
	H2	Fig 5.14	+ 300	-150	75		
	H3	Fig 5.16	+ 300	-100	100		

Les figures 5.12, 5.14 et 5.16 représentent la réponse du matériau à contrainte contrôlée, autour d'une contrainte moyenne croissante ($\sigma_{zm} = 50 \text{ MPa}, 75 \text{ MPa}, 100 \text{ MPa}$) et une alternance de contrainte dans le sens de torsion constante dans les trois histoires entre 150 MPa et -150 MPa.

Les figures 5.13 5.15 et 5.17 montrent l'évolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles relatifs aux histoires de chargement cycliques indiquées ci-dessus.

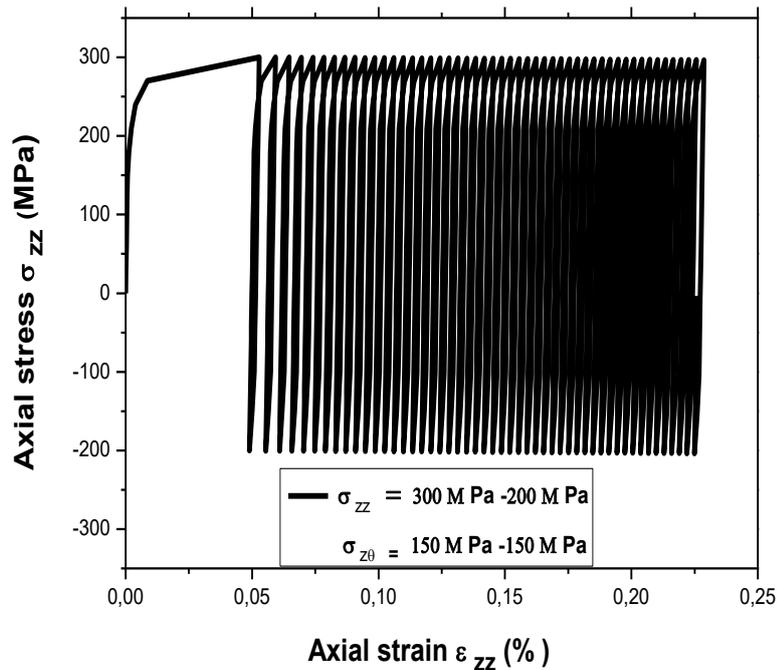


Fig. 5.12 : Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation pour l'histoire (H1)

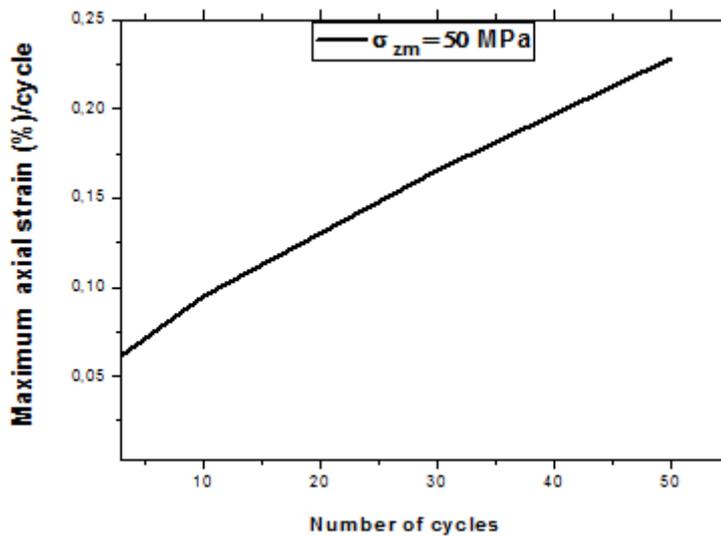


Fig. 5.13 : Evolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour ($\sigma_{zm} = 50 \text{ MPa}, \sigma_{z\theta} = \pm 150 \text{ MPa}$)

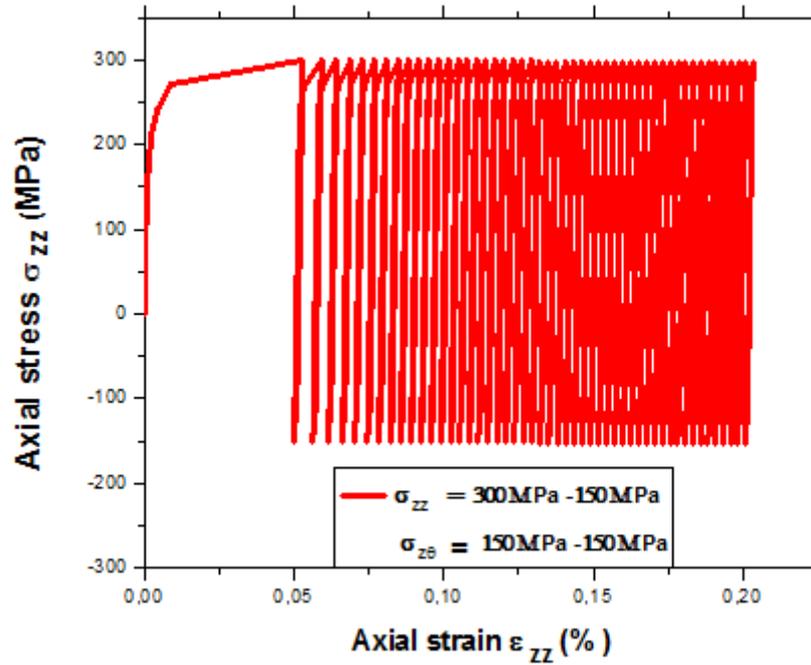


Fig. 5.14 : Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation pour l'histoire (H2)

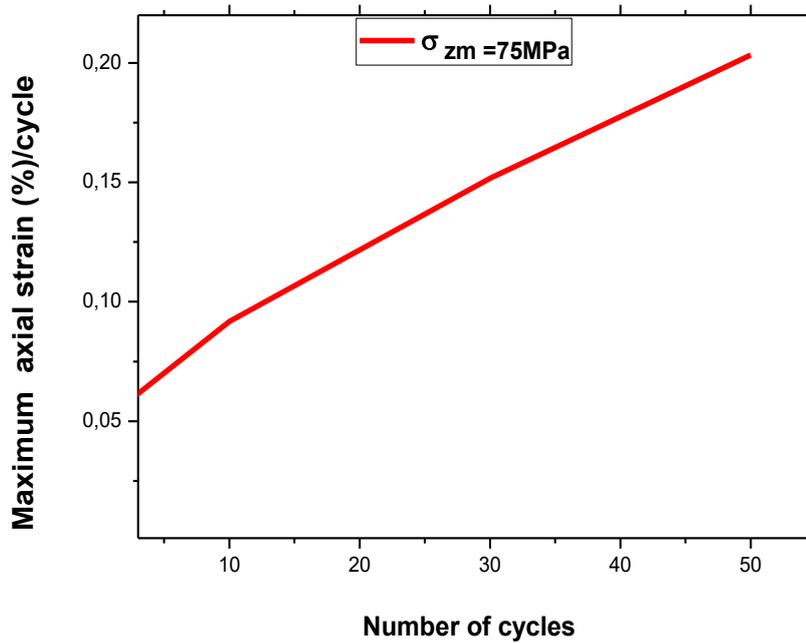


Fig. 5.15 : Evolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour $(\sigma_{zm} = 75\text{MPa}, \sigma_{z\theta} = \pm 150\text{MPa})$

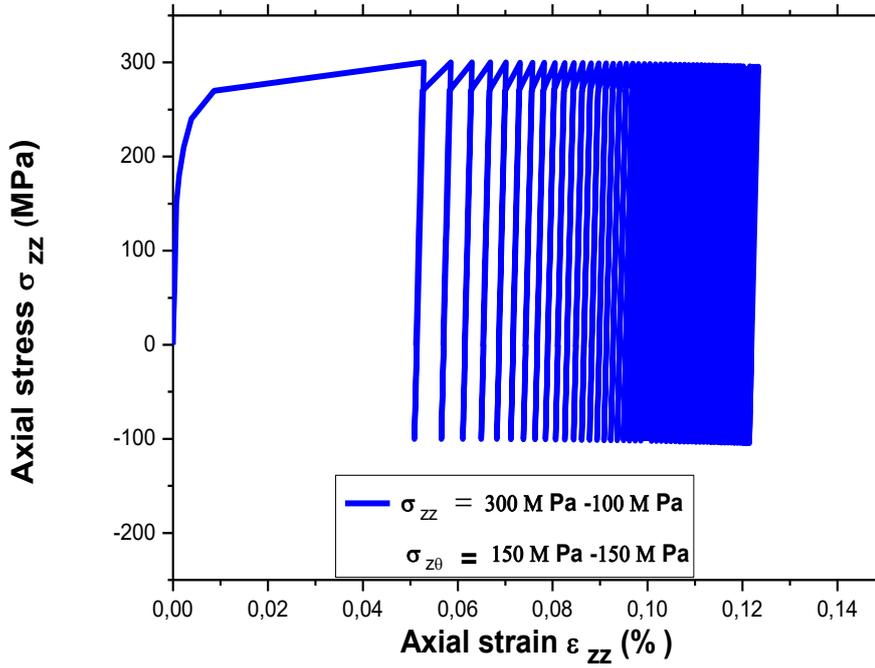


Fig. 5.16 : Evolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation pour l'histoire (H3)

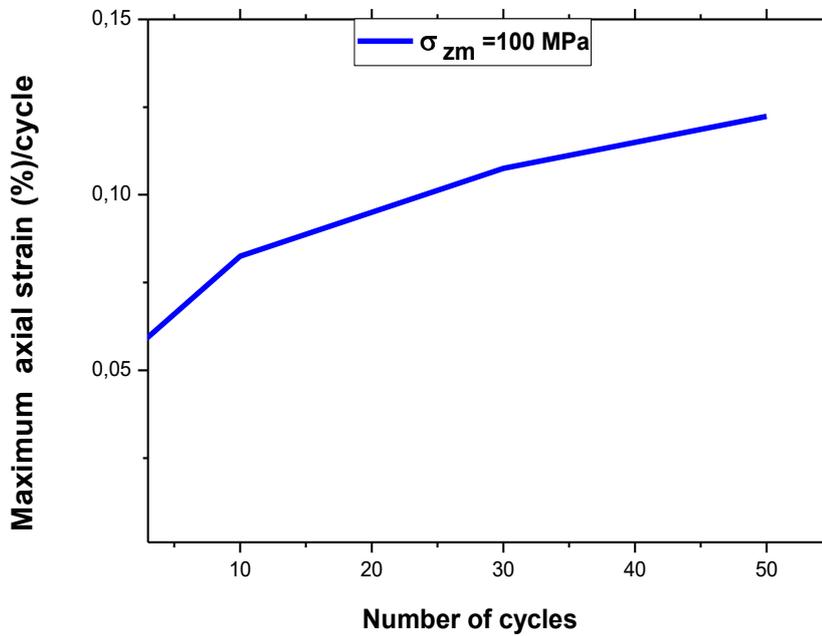


Fig.5.17 : Evolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour ($\sigma_{zm} = 100 \text{ MPa}, \sigma_{z\theta} = \pm 150 \text{ MPa}$)

Nous superposons sur la figure 5.18, les trois courbes cycliques relatives aux histoires de chargement : H1, H2 et H3 à contrainte moyenne croissante :

$\sigma_{zm} = \pm 50 \text{ MPa}$, $\pm 75 \text{ MPa}$, $\pm 100 \text{ MPa}$, appliquée dans le sens axial et à contrainte de torsion constante $\sigma_{z\theta} = \pm 150 \text{ MPa}$ appliquée dans le sens de torsion dont le trajet de chargement est croisé. On admet que le Rochet 2D semble plus accélérer dans la direction axiale lorsque la contrainte moyenne atteint une valeur faible et l'amplitude de contrainte axiale atteint un niveau important.

Par ailleurs, la figure 5.19 est consacrée à la présentation de différents résultats antérieurs relatifs aux effets du chargement primaire et la comparaison des courbes cycliques obtenues par l'évolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycle montrant que l'écrouissage le plus important est généré par la contrainte moyenne la plus faible qui corresponde à une amplitude de contrainte élevée.

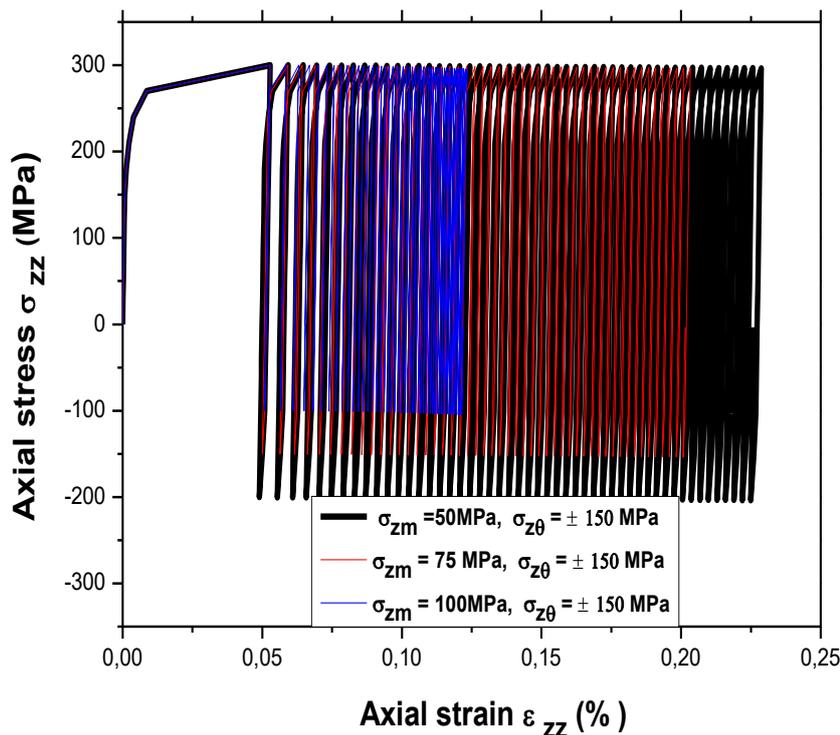


Fig. 5.18 : Superposition des courbes cycliques : Effet du premier chargement sur le Rochet 2D

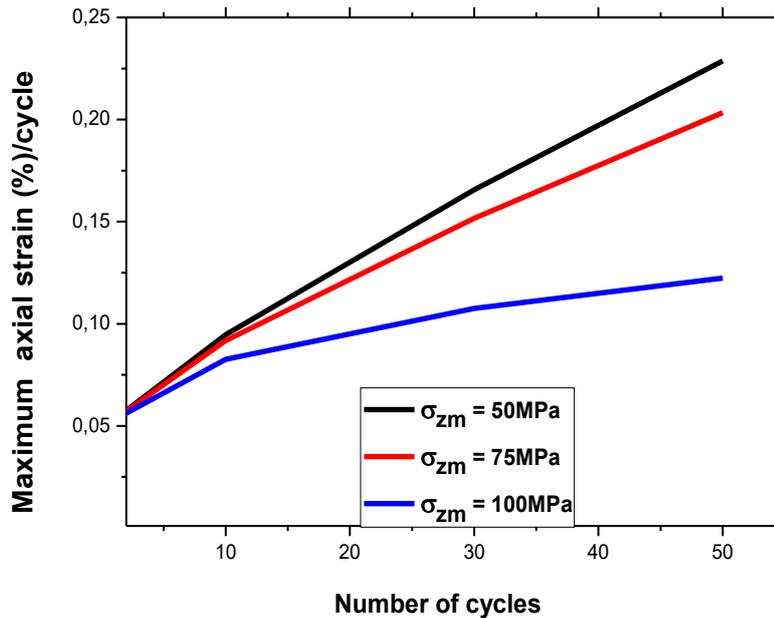


Fig. 5.19 : Evolution du maximum de la déformation axiale en fonction du nombre de cycles Montrant l'effet du premier chargement sur le Rochet 2D

5.5 Effet du second chargement sur le Rochet 2D

Afin de caractériser l'effet du second chargement sur le phénomène de Rochet, nous effectuons trois essais croisés à 50 cycles à chargement biaxial imposé comme suit :

Un chargement primaire non symétrique de traction-compression entre 300 MPa et -100 MPa autour d'une contrainte moyenne $\sigma_{zm} = 100$ MPa, puis un cycle de torsion puis un cycle de traction-compression et ainsi de suite... (Tableau. 5.9)

Tableau 5.9 Conditions de chargement (Trajet, Histoire de chargement et contrainte imposée)

Trajet de chargement	Histoire de chargement	Ref	$\sigma_{zz\ max}$ [MPa]	$\sigma_{zz\ min}$ [MPa]	σ_{zm} [MPa]	$\sqrt{3}\sigma_{z\theta\ max}$ [MPa]	$\sqrt{3}\sigma_{z\theta\ min}$ [MPa]
	H1	Fig 5.21	300	-100	100	100	-100
	H2	Fig 5.23				150	-150
	H3	Fig 5.25				250	-250

Les figures 5.20, 5.22 et 5.24 présentent l'évolution de la contrainte appliquée dans le sens axial et de torsion en fonction du temps relative à H1, H2 et H3. La déformation incrémentale atteint de différents niveaux en fonction de l'intensité du second chargement ($\sqrt{3} \sigma_{z\theta} = \pm 100 \text{ MPa}, \pm 150 \text{ MPa}, \pm 250 \text{ MPa}$) autour d'une contrainte moyenne $\sigma_{zm} = 100 \text{ MPa}$, représentés sur les figures 5.21 5.23 et 5.25.

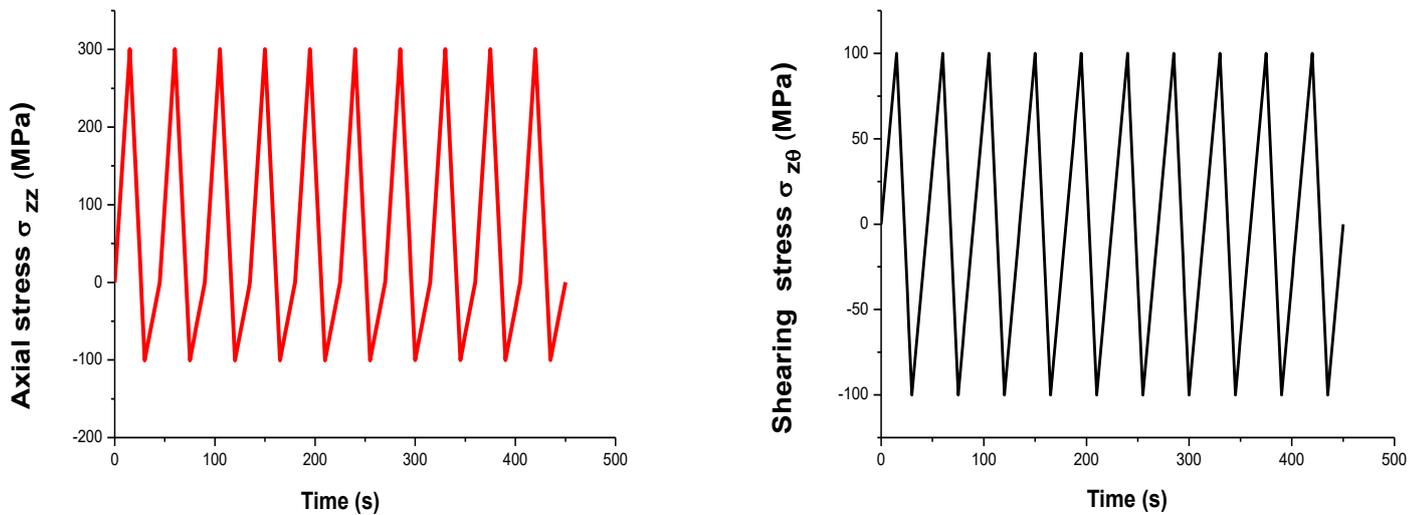


Fig. 5.20 : Histoire de chargement de l'histoire (H1)

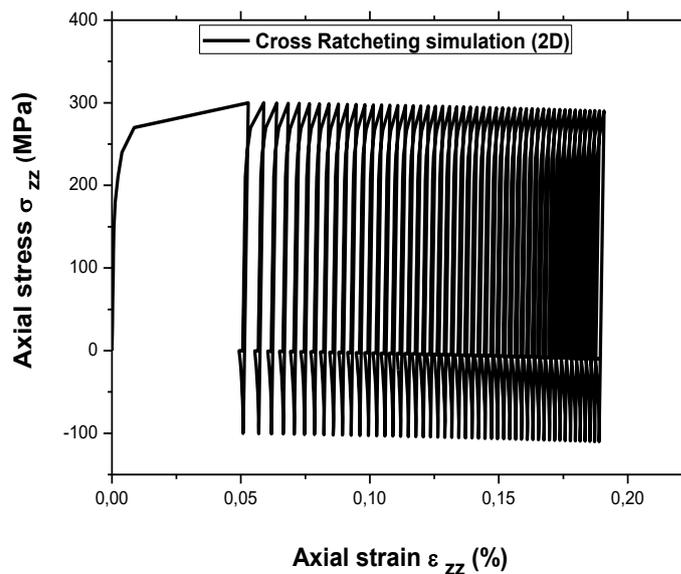


Fig. 5.21 : Résultat de simulation de l'essai Rochet 2D de l'acier 304L pour ($\sigma_{zm}=100 \text{ MPa}, \sqrt{3}\sigma_{z\theta} = \pm 100 \text{ MPa}$)

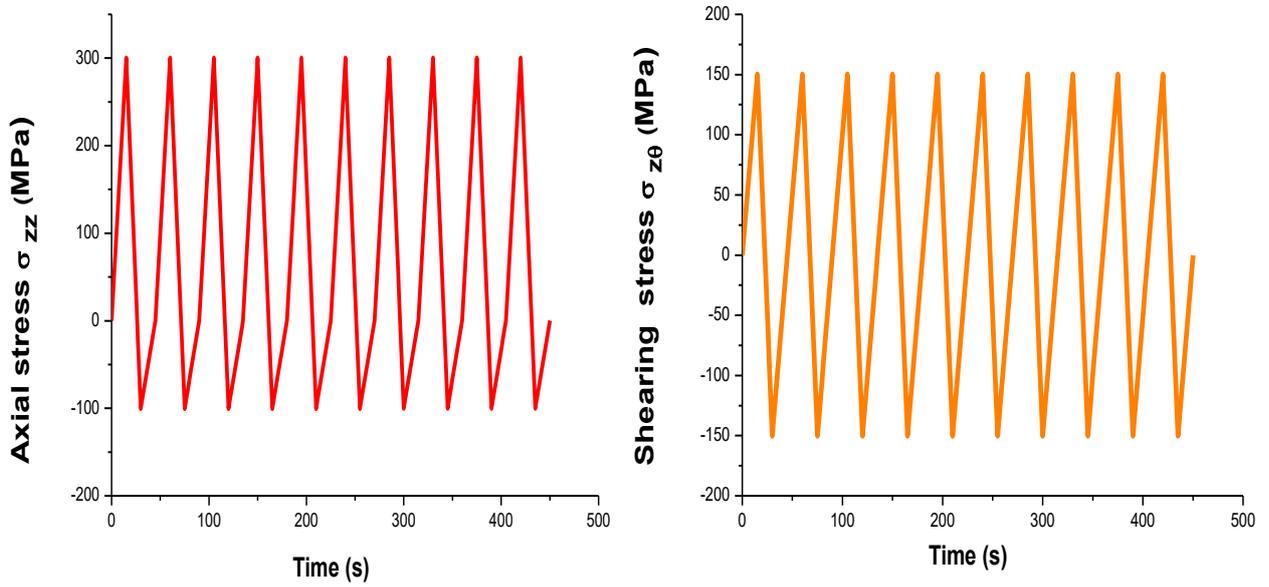


Fig.5.22 : Histoire de chargement de l'histoire (H2)

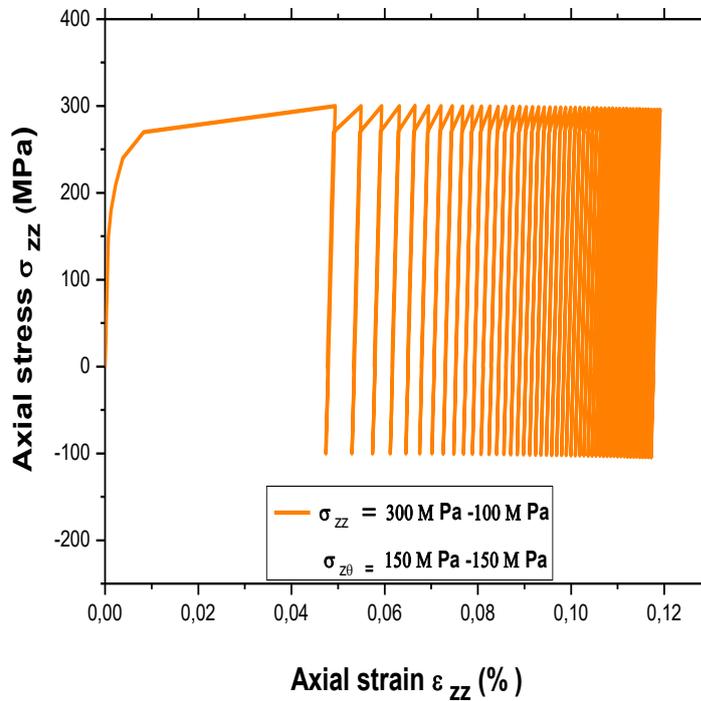


Fig. 5.23 : Résultat de simulation de l'essai Rochet 2D de l'acier 304L pour $(\sigma_{zm}=100 \text{ MPa}, \sqrt{3}\sigma_{z\theta} = \pm 150 \text{ MPa})$

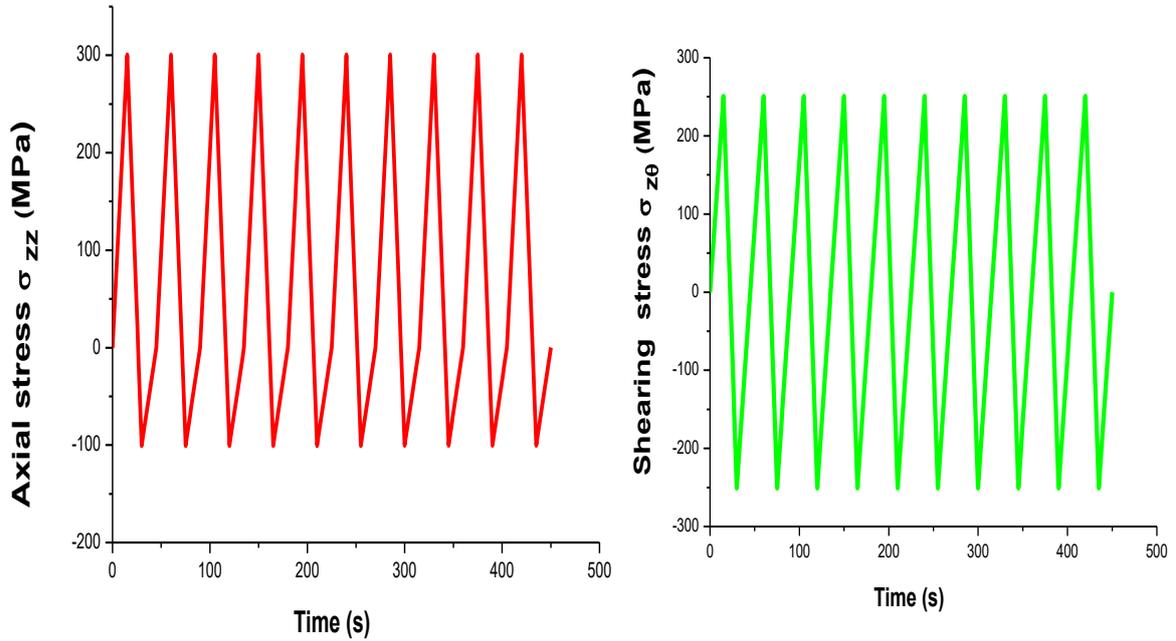


Fig. 5.24 : Histoire de chargement de l'histoire (H3)

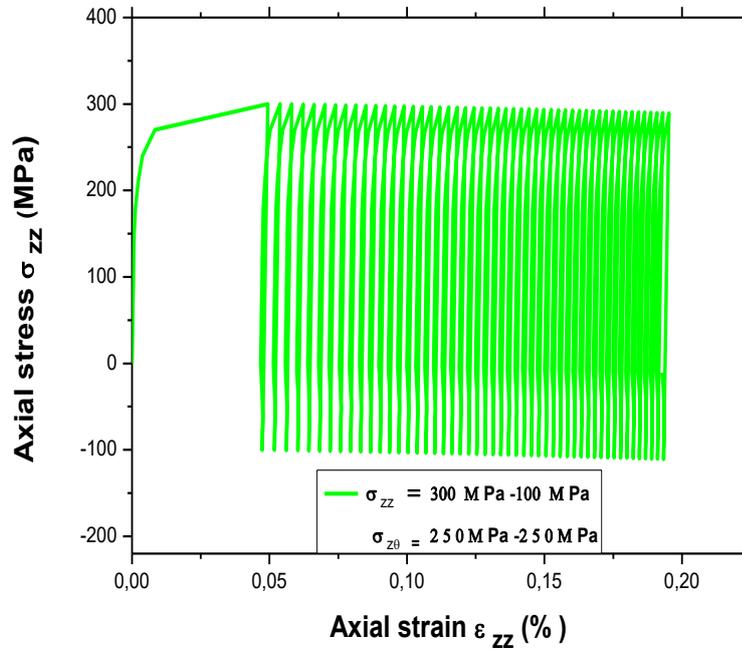


Fig. 5.25 : Résultat de simulation de l'essai Rochet 2D de l'acier 304L pour $(\sigma_{zm}=100 \text{ MPa}, \sqrt{3}\sigma_{z\theta} = \pm 250 \text{ MPa})$

Dans le but d'étudier l'effet du second chargement sur le Rochet 2D, et d'analyser le Rochet le plus pertinent à une vitesse accélérée. Nous superposons sur la figure 5.26, les trois courbes cycliques relatives aux histoires de chargement : H1, H2 et H3 à contrainte moyenne identique $\sigma_{zm}=100$ MPa appliquée dans le sens axial, à contrainte imposée de torsion alternée à amplitude croissante ($\sqrt{3} \sigma_{z\theta} = \pm 100$ MPa, ± 150 MPa, ± 250 MPa), dont le trajet de chargement est croisé.

En effet, le Rochet 2D semble plus accéléré dans la direction axiale lorsque l'amplitude de torsion atteint un niveau important. La figure 5.27 représente différents résultats antérieurs relatifs aux effets du chargement cyclique secondaire et la confrontation des courbes cycliques obtenues dans les deux directions de chargement différentes axiale / torsion par l'évolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycle montrant que l'écroutissage le plus important est généré par la déformation de torsion à amplitude élevé.

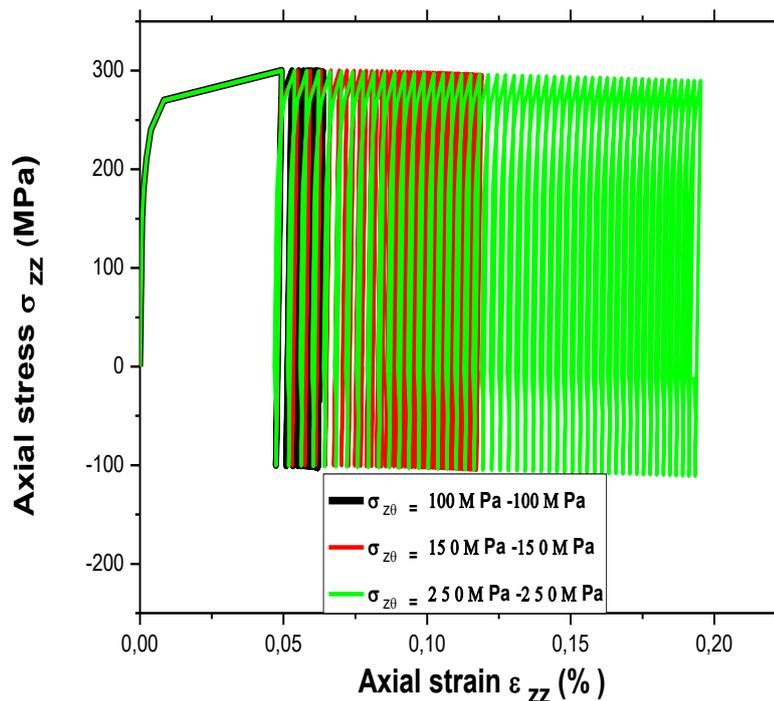


Fig. 5.26 : Superposition des courbes, a) Effet de l'amplitude progressive de contrainte de torsion sur le Rochet 2D

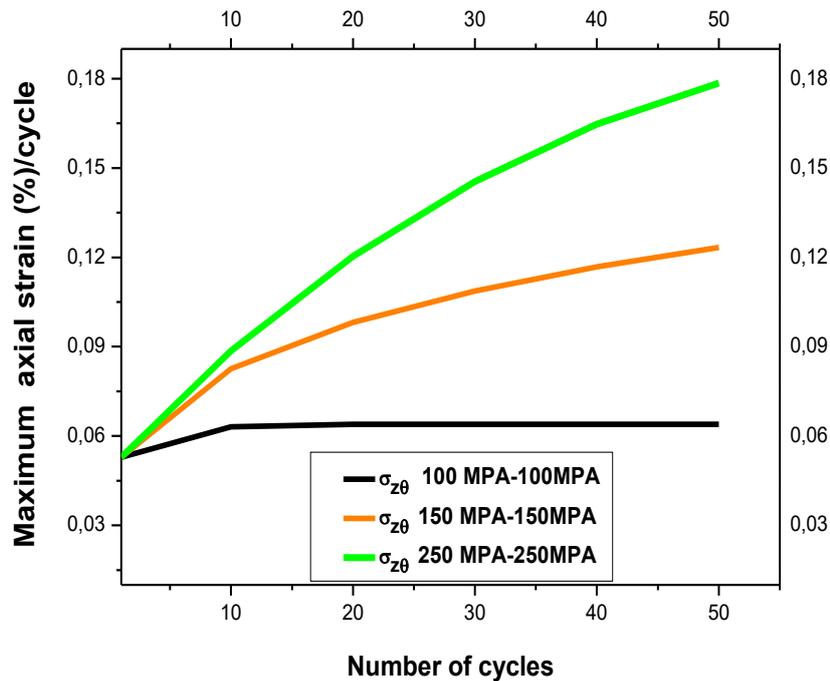


Fig. 5.27 : Evolution du maximum de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles

5.6 Conclusion

Nous avons cherché à comprendre les phénomènes mis en jeu lors du chargement biaxial à trajet de chargement croisé. Le passage à des sollicitations multiaxiales permet de découvrir d'autres phénomènes, tels que le sur-écrouissage apporté par le chargement secondaire.

Les résultats sont obtenus dans des conditions de chargement à déformation imposée en montrant à travers l'analyse des boucles hystérésis contrainte –déformation que les aciers inoxydables manifestent un fort sur-écrouissage sous chargement proportionnel à trajet de chargement croisé.

Ces résultats de la simulation reposent sur l'effet des variables d'écrouissage cinématiques et isotropes non linéaires et sur le critère d'élasticité de Von Mises.

Un essai comparatif entre Rochet 1D et 2D a été élaboré afin de déterminer la déformation progressive la plus avancée, au cours des sollicitations cycliques à contrainte imposée par l'étude de l'évolution de la déformation plastique en fonction du nombre des cycles. On admet que le Rochet 2D semble plus accéléré.

Enfin, la dernière contribution consiste en l'étude de l'influence des deux chargements : primaire et secondaire sur le phénomène du Rochet 2D.

Conclusion et perspectives

Conclusion et perspectives

Ce travail est dédié à l'étude du comportement cyclique phénoménologique macroscopique de l'acier austénitique inoxydable 304L et à la modélisation de la déformation progressive.

Tout d'abord une contribution théorique a permis d'analyser des données bibliographiques et d'illustrer les principales études relatives à l'érouissage.

L'intervention d'une étude numérique a permis de prévoir et de décrire le comportement cyclique par la construction des relations contraintes-déformations plastiques qui nous permettront d'obtenir des courbes et des boucles hystérésis représentant l'évolution des contraintes en fonction des déformations plastiques.

Il s'agit tout d'abord de choisir le modèle le plus apte à décrire le comportement du matériau, ensuite d'identifier les paramètres nécessaires pour son implémentation dans le code de calcul ZéBulon 8.5. Pour une caractérisation du comportement plastique de ce matériau, il est nécessaire de recourir à des essais sous des sollicitations cycliques uniaxiales à trajets de chargements unidimensionnels proportionnels et multiaxiales à trajets de chargements croisés utilisant plusieurs scénarios de chargements.

Les principales conclusions qui peuvent être faites à partir de nos travaux sont les suivantes :

➤ **La première investigation concerne des essais uniaxiaux.**

Nous nous sommes basés sur les résultats des simulations des essais qui sont obtenus à partir de deux contributions : i) Essais à déformation imposée, ii) Essais à contrainte imposée.

- La première fera l'objet de la présentation des résultats obtenus avec les essais réalisés sur le matériau sous l'effet du chargement cyclique uniaxial de traction -compression pour caractériser le comportement du matériau à déformation imposée à des amplitudes croissantes.

Les résultats montrent que le matériau présente un comportement durcissant.

- La seconde sera consacrée à caractériser le matériau à contrainte imposée sous l'effet du chargement cyclique uniaxial de traction –compression, les résultats de la simulation montrent que :
- L'intervention de la contrainte moyenne non nulle joue un rôle primordial dans l'apparition du phénomène de Rochet.
- Le Rochet est une fonction croissante de la contrainte moyenne lorsque l'amplitude de contrainte est constante.
- Le Rochet est une fonction croissante de l'amplitude de contrainte lorsque la contrainte moyenne est constante.
- Le Rochet est une fonction décroissante de la contrainte moyenne lorsque l'amplitude de la contrainte est croissante.

➤ **La deuxième investigation concerne des essais à chargement multiaxial.**

Le comportement cyclique de l'acier 304L sous chargement proportionnel multiaxial de (traction-compression/torsion) appliqué dans deux directions différentes. Le passage à des sollicitations multiaxiales permet de révéler des phénomènes macroscopiques tel que :

- Le sur-écrouissage qui se manifeste par la relaxation de la contrainte axiale qui a lieu à une déformation nulle puis une augmentation de la contrainte axiale portée par le chargement secondaire.
- Une investigation consiste à la confrontation de deux Rochet 1D et 2D, autour d'une même contrainte moyenne non nulle, montre que la vitesse du Rochet 2D est plus accélérée que le Rochet 1D.
- Une dernière contribution a été prescrite afin d'étudier l'effet du chargement primaire et secondaire à des amplitudes croissantes sur le Rochet 2D.
Cette contribution passe par l'étude de l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation plastique à chargement cyclique multiaxial de traction-compression/torsion à contrainte imposée à un accroissement de la déformation moyenne et une contrainte symétrique constante dans le sens de torsion.

Les résultats de la simulation montrent que le Rochet 2D semble plus accéléré dans la direction axiale lorsque la contrainte moyenne est faible et le niveau de chargement à amplitude élevée.

- On admet que le Rochet 2D est une fonction décroissante de la contrainte moyenne.

En outre une autre étude de l'effet du chargement secondaire à des amplitudes croissantes sur le Rochet 2D a été effectuée à contrainte moyenne constante appliquée dans le sens axial et à contrainte imposée de torsion alternée à amplitude croissante.

Les résultats macroscopiques révèlent que l'accélération du Rochet 2D dans la direction axiale est fortement liée à l'intensité de l'amplitude imposée par le chargement en torsion, de ce fait le Rochet 2D est une fonction croissante du chargement en torsion.

- ✓ Pour de nouvelles investigations, il est aussi possible d'étudier le comportement des matériaux sous chargements complexes pouvant offrir une meilleure caractérisation du matériau.
- ✓ Une perspective ambitieuse serait de s'intéresser à la plasticité cristalline serait d'un grand intérêt dans la compréhension du comportement du matériau.
- ✓ Contribuer par le développement des modèles de comportement plastique afin d'améliorer la description de l'écrouissage.
- ✓ Nous pouvons prévoir des essais expérimentaux et de simulation avec des trajets de chargements différents en utilisant d'autres aciers dans différentes directions de chargement cyclique.

Références bibliographiques

Références bibliographiques

-----A-----
[Abelekrim (2005)] Abdel-Karim. M “Shakedown of complex structures according to various hardening rules”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, vol. 82, 2005, pp.427–458
[Angel (1954)] “Formation of martensite in austenitic stainless steels”, Journal of the iron and steel institute, 1954, pp. 165
[Antoine 2016-2017] Antoine Legay Dimensionnement des structures. Cnam-Paris Structures
[Armstrong& al(1966)] Armstrong. P, Frederick . J, C.O "A mathematical representation of the multiaxial Bushinger effect," CEGB report R.B/B/N 731, 1966.
[Arun (2017)] arun kumar gulapura hanumantharaju.,“Thermodynamic modelling of martensite start temperature in commercial steels”,in degree project materials science and engineering, second cycle, 30 credits , Stockholm Sweden 2017
[Aubin (2001)]Aubin.V, «Plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique sous chargement bi-axial non-proportionnel», Thèse de doctorat, 2001, Laboratoire de Mécanique de Lille ,2001.
[Aubin & al (2003)(a)] Aubin, V., Bulthé A.L., Degallaix S., Quaegebeur, P., 2003a. “Ratcheting behavior of a duplex stainless steel: characterization and modeling”. Proceedings of the 9 th International Conference on the Mechanical Behavior of Materials, 25–29 May 2003, Genève, Suisse.
[Audrey (2016)] Audrey .C, “Etude de l’oxydation catastrophique de l’acier 304L : mécanismes et effet d’une pré-déformation”, Thèse de doctorat Université Grenoble Alpes.2016
-----B-----
[Baglion (2011)] De Baglion, L. "Comportement et endommagement en fatigue oligocyclique d’un acier inoxydable austénitique 304l en fonction de l’environnement (vide, air, eau primaire REP) à 300°C". Thèse de doctorat. L’Ecole nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique.
[Bari &al(2001)] Bari. S, Hassan. T “ Kinematic Hardening Rules in Uncoupled Modeling for Multiaxial Ratcheting Simulation". International Journal of Plasticity , vol.17, 2001, pp. 885-905.
[Barralis & al(1993)] Barralis J., Maeder .G. Précis de métallurgie. Elaboration, structures-propriétés et normalisation, Paris: AFNOR Nathan .1993.
[Bavay (1990)] Bavay J.,“ Les aciers inoxydables. Editions de physique” 1990.
[Besson(1998)] J. Besson.J, Leriche.R, Foerch.R, . Cailletaud.G, “Object Oriented Programming Applied to the finite Element Method. Part II. Application to Material Behaviors”, Revue Européenne des Éléments Finis, vol. 7, no.5,1998, pp. 567-588.
[Bui 1970] Bui .H.D,“Evolution de la frontière du domaine ’elastique des m’etaux avec l’ecrouissage plastique et le comportement élastoplastique d’un agrégat de cristaux cubiques ". Mémoires de l’Artillerie.
[Barlat & al(1991)] Barlat.F, Lege. D. J., Brem. J. C “A six-component yield function for anisotropic materials”.Int.International Journal of plasticity,vol .7, 1991,pp. 693.
[Bauschinger (1881)] Bauschinger.J, “Ueber die Vernderung der Elasticitdtsgrenze und des Elasticitdtsmodulus verschiedener Me talle (On the changes of the Elastic Limit and Elastic Modulus of Various Metals”. Civiling N.F, vol. 27 ,n°19, 1881,pp. 289-348.

<p>[Bellattar (2013)] Bellattar .A ,“Analyses multi-échelles du comportement et la durée de vie d’aciers I inoxydables 304L sous sollicitations cycliques avec pré-écrouissage” Thèse de Doctorat, Groupe de Physique des Matériaux, INSA et Université de Rouen, CNRS UMR 6634,2013</p>
<p>-----C-----</p>
<p>[Cailletaud (1984)] Cailletaud.G, Culie. J. P., Kaczmar. K. H, Policella. H, “Some elements on multi-axial behavior of 316L stainless steel at room temperature », International Journal Mech. Mater,vol.3, 1984, pp. 333-347.</p>
<p>[Cailletaud(1987)] Cailletaud.G, «Une approche Micromécanique Phénoménologique du Comportement Inélastique des Métaux», Thèse de doctorat, 1987, Université Paris VI.</p>
<p>[Cailletaud (1991)] Cailletaud .G, “Micromechanical Approach to Inelastic Behaviour of Metals”. International Journal of Plasticity ,vol.8, 1991, pp.55–73</p>
<p>[Cailletaud & al (1995)]Cailletaud. G, Sai. K, "Study of plastic/viscoplastic models with various inelastic mechanisms" ,International Journal of Plasticity ,vol.11, n°8, 1995,pp. 991-1005.</p>
<p>[Chaboche &al (1979a)] Chaboche. J, Dang Van.K, Cordier. G, "Modelization of the strain memory effect on the cyclic hardening of 316 Stainless steel". In : Proceedings of the 5th International Conference on SMiRT, Div. L, Berlin Germany, Paper L11/3,1979, pp. 13–17</p>
<p>[Chaboche(1989)] Chaboche.L,“Constitutive Equations for Cyclic Plasticity and Cyclic Viscoplasticity". International Journal of Plasticity, vol. 5, no. 3, 1989, pp. 247-302.</p>
<p>[Chaboche & al.(a) (1989)] Chaboche, J.L., Nouailhas, D., "Constitutive modeling of ratcheting effects : part I, experimental facts and properties of classical models," ASME J. Eng. Materials Techno vol. 111, 1989 , pp. 384-392.,</p>
<p>[Chaboche (1991)] Chaboche. J.L,“ On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratcheting effects”. International Journal of Plasticity, vol. 7,1991, pp. 661</p>
<p>[Chaboche (1992)] Chaboche J.L., “Modeling of Ratcheting : Evaluation of Various Approaches”, International seminar on multiaxial plasticity, MECAMAT92, LMT Cachan, France, 1992.</p>
<p>[Chaboche (1994)] Chaboche, J.L., "Modeling of Ratcheting : evaluation of various approches," European Journal of mechanics, A/Solids. vol 13,1994. pp 501-518.,</p>
<p>[Chaboche (2008)]Chaboche. J.L, “A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories International Journal of Plasticity ,vol.24, 2008, pp.1642–1693.</p>
<p>[Chang &al(1998)] Y. W. Chang, and R. J. Asaro, An Experimental study of Shear localization in aluminium-copper single crystal, Acta Metall., 29,1981.</p>
<p>[Chen &al(2003)] Chen.X, Jiao. R., Kim. K.S “Simulation of ratcheting strain to a high number of cycles under biaxial loading”. International Journal of Solids and Structures, vol. 40,2003,pp. 7449–7461</p>
<p>[Chopra & al(1999)] Chopra. O. K, Chung. H. M., Kassner .T. F, Park J. H, Shack W. J., Zhang.J, Brust .F. W, Dong P. "Current research on environmentally assisted cracking in light water reactor</p>
<p>[Corona & al (1996)] Corona. E, Hassan. T, Kyriakides. D, "On the performance of kinematic hardening rules in predicting a class of biaxial ratcheting histories," International Journal of plasticity, vol. 12 ,1996,</p>
<p>[Cunat (2000)] Cunat, P. J , "Aciers inoxydables Critères de choix et structure." Techniques de l'ingénieur Aciers inoxydables, aciers réfractaires et aciers résistant au fluage base documentaire : TIB346DUO (ref. article : m4540) ,2000.</p>

D
[Delobelle (1989)] Delobelle P., “Etude expérimentale de l’effet de Rochet de traction-torsion d’un acier inoxydable 17-12 Mo-SPH de 20 à 650 ° C “, Journal of Nuclear Materials, vol. 166, 1989, pp.364–378.
[Delobelle & al(1995)] Delobelle.P, Robinet.P, Bocher. L “Experimental study and phenomenological modelization of ratchet under uniaxial and biaxial loading on an austenitic Stainless steel”. International
[Desestret 1990] Desestret, A., Charles, J. “Aciers inoxydables austéno-ferritiques”, Les aciers inoxydables. Editions de physique ,1990.
[Djimli & al (2010)] Djimli. L, Taleb. L, Meziani. S, “The role of the experimental data base used to identify material parameters in predicting the cyclic plastic response of an austenitic steel”. International Journal of Pressure Vessels and Piping, vol. 87, 2010, pp.177-186.
[Djimli (2010)] Djimli .L,“ Analyse du phénomène de rochet : essais et modélisation”. Thèse de Doctorat. Groupe de Physique des Matériaux, UMR 6634 CNRS/universite/INSA Rouen , faculté des sciences de l’ingénieur département de Mécanique Université frères Mentouri Constantine
[Doquet & al, (2000)] Doquet. V. Taheri.S , "Effet d'un pré-écrouissage ou d'un sur-écrouissage sur la durée de vie en fatigue de divers aciers à contrainte ou déformation imposées." Revue Française de Mécanique ,
[Doquet & al (2001)] Doquet V., Taheri S. “Evaluation of non-conservatism of combined rainflow counting and miner's rule for damage cumulation in strain controlled fatigue”, Transactions, SMiRT. vol.16 , 2001 ,pp.1598-1605.
E
[Eichelmann & al (1953)]Eichelmann G.H. , Hull F.C ,“The effect of composition on the temperature of spontaneous transformation of austenite to martensite in 18.8 stainless steel”. Transactions of the ASM.Vol .45, 1953, pp.77.
F
[Faidy. C (2002)] Faidy .C ,“La fatigue thermique dans les centrales nucléaires”.Enseignement du retour d'expérience, Note EDF/DIS/SEPTEN..
[Farah (2009)]Farah. Elias ,“Modèle Constitutif du Comportement Viscoplastique d’un Matériau CFC ".Mémoire de maîtrise ès sciences appliquées, 2009.
G
[Goodman (1984)]Goodman A. M, “Development of Constitutive Equations for Computer Analysis of Stainless Steel Components”, Nucl.Eng.Des.,vol.83,1984,p p.349
[Goto (2000)] Goto. D. e. a. “The mechanical threshold stress constitutive-strength model description of hy-100 steel”. Metallurgical and Materials Transactions, vol.31,2000 ,pp.1985 –1996.
[Grégory (2009)] Grégory .b ,“Fatigue biaxiale à grand nombre de cycles étude expérimentale et modèle d’endommagement à deux échelles probabiliste”.Thèse de Doctorat. Ecole normale supérieure de cachan
H
[Haddar (2003)] Haddar .N. “Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme”, Thèse de Doctorat. Ecole nationale Supérieure des mines, Paris.
[Halama (2012)] Halama.R, Sedlák.J, Šofer.M “Phenomenological Modelling of Cyclic Plasticity”, Department of Mechanics of Materials VŠB-Technical University of Ostrava Czech Republic 2012.

[Hassan & al(1992a)] Hassan.T, Corona. E, Kyriakides. S, “Ratcheting in cyclic plasticity, part I: Uniaxial Behaviour”, International Journal of plasticity, vol. 8, 1992, pp .91-116.
[Hassan & al(1992b)] Hassan.T, Corona. E, Kyriakides. S, “Ratcheting in Cyclic Plasticity, Part II: Multiaxial Behavior”. International Journal of plasticity, vol. 8, 1992, pp. 117-146.
[Hassan & al (1994b)] Hassan, T., Kyriakides, S., 1994. Ratcheting of cyclically hardening and softening materials: I. Uniaxial behaviour; II. Multiaxial behavior. International Journal of plasticity, vol.10,n°.2 ,pp.149-212
[Hassan & al (1994a)]Hassan. T, Kyriakides.S ,”Ratcheting of cyclically hardening and softening materials:
[Hassan & al (2008)]Hassan.T,Taleb.L, Krishna.S, “Influence of non-proportional loading on Ratcheting responses and simulations by two recent cyclic plasticity models”. International Journal of Plasticity, vol.
[Hervé (2010)]Hervé Oudin,“ Introduction à la plasticité "École Centrale de Nantes ,2010
[Hill (1950)] Hill .R, «A new method for determining the yield criterion and plastic potential of ductile metals», J. Mech. Phys. Solids,vol. 1, 1953,pp. 271-276.
[Hill(1990)] Hill. R “Constitutive Modelling of Orthotropic Plasticity in Sheet Metals”. International Journal Mech Phys. Solids, vol. 38, n°3, 1990, pp. 405–417.
[Hu & al (1999)] Hu W. Hu, C. Wang, S. Barter, “Analysis of cyclic mean stress relaxation and strain ratchetting behaviour of aluminium 7050”, Aeronautical and Maritime Research Laboratory, Victoria, Australia.1999.
----- J -----
[Jacques Marigo(2010)] Jacques Marigo.J ,“Plasticité et Rupture " 2010
[Jean (2002)] Jean .P, Alain V, Yves. B , Pierre .C, “Métallurgie : du minerai au matériau”, cours et exercices corrigés, 2e éd. Paris : Dunod, 2002, 1177 pp.
[Jiang & al (1994)] Jiang.Y , Sehitoglu.H “Multiaxial cyclic ratchetting under multiple step loading“. international Journal of Plasticity,vol. 10 ,1994, pp.849–870,
[Jiang & al (1997a)] Jiang Y., Kurath. P ,“An investigation of cyclic transient behavior and implications on fatigue life estimates ", ASME J. Eng. Mater. Technol, vol. 119,1997 ,pp. 161-170.
----- K -----
[Kang & (2002)] Kang.G, Gao.Q, Cai.L, Yang.W.J, Sun.Y, “Experimental study on the uniaxial and non proportionally multiaxial ratchetting of SS304 stainless steel at room and high temperatures”, Nucl. Eng. ,vol. 216 ,2002,pp.13-26.
[Kang &al(2002)] Kang.G , Gao.Q ,“Uniaxial and non-proportionally multiaxial ratcheting of U71Mn rail steel: experiments and simulations”. Mechanics of Materials ,vol.34, 2002, pp.809
[Kang & al(2004)] Kang. G, Gao .Q, Yang. X ,“Uniaxial and non-proportionally multiaxial ratcheting of SS304 stainless steel at room temperature: experiments and simulations." International Journal of Non-Linear Mechanics ,vol.39,n°5, 2004 ,pp. 843-857.
[Kang &al (2005)] Kang. G, Youguo.Li, Gao.Q, “Non-proportionally multiaxial ratcheting of cyclic hardening materials at elevated temperatures Experiments and simulations”.Mechanics of Materials,vol. 37 ,2005, pp.1101– 1118.
[Kang & al (2006)]Kang 2006 G. Kang .G, Gao.Q, Zhang. J, Sun .Y, “Time-dependent ratcheting experiments of SS304 stainless steel”. International Journal of Plasticity,vol. 22, 2006,pp. 858-894.

[**Kang (2008)**]Kang.G, “Ratchetting recent progresses in phenomenon observation, constitutive modeling and application”. International Journal of Fatigue, vol. 30, 2008, pp.1448-1472.

[**Kebir& al (2017)**] Kebir.T, Benguediab. M, Miloudi , A.Imad.A, “Simulation of The Cyclic Hardening Behavior of Aluminum Alloys”, U.P.B. Sci. Bull., Series D., vol. 79, 2017, Iss. 4

[**Khan & al (1999)**] Khan A. S , Liang .R, “Behaviour of three bcc metal over a wide range of strain rates and temperatures : experiments and modeling”. International Journal of Plasticity,vol. 15

[**Khan & al (2000)**] Khan A. S. et Liang R “Behaviour of three bcc metals during non proportional multi- axial loadings : experiments and modeling”. International Journal of Plasticity, vol.16, 2000 pp.1443 – 1458.

[**Kpodekon (2010)**]. Kpodekon.C .“Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie d’aciers austénitiques de type 304L”. Thèse de Doctorat. Institut National des Sciences Appliquées de Rouen

----- **L** -----

[**Lacombe & al (1990)**] Lacombe, B., Beranger “Les aciers inoxydables”, Les éditions de physique. France ,1990.

[**Lee & al (1999)**] Lee H., G.H. S. “The thermomechanical behavior for aluminum alloy under uniaxial tensile loading”. Materials Science and Engineering, 1999. pp. 154 – 64.

[**Lemaitre & Chaboche (1988)**] Lemaitre, J., Chaboche, J.L. “Mécanique des matériaux solides ”. Dunod, Paris 1988

[**Lemaitre & Chaboche (2004)**] Lemaitre J., Chaboche J.-L. (2004), Mécanique des matériaux solides, Dunod.

[**Le Pécheur (2008)**]Le Pécheur, A. (2008). "Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique: influence de l'état de surface par une approche multi-échelles". Thèse de doctorat. Ecole Centrale Paris.

[**Le Roux & al(2008)**]Le Roux. J.C, Taheri. S .Sermage.J.P ,Colin . J & F. A, Cyclic deformation and fatigue behaviors of stainless steel 304L including mean stress and pre-straining effects. Pressure vessels and Piping

[**Liang & al(1999)**] Liang R. et Khan A. S. (1999). A critical review of experimental results and constitutive models for bcc and fcc metals over wide range of strain rates and temperature. International Journal of Plasticity, vol.15,1999,pp .963 – 980.

[**Lim & al (2005)**]Lim J. Y, Hong S.-G., Lee S.-B “Application of local stress–strain approaches in the prediction of fatigue”, International Journal of Fatigue ,vol.27, 2005, pp.1653–1660.

[**Lin &al (2011)**] Lina. Y.C, Xiao-Min Chena, Gang Chen,“ Uniaxial ratcheting and low-cycle fatigue failure behaviors of AZ91D magnesium alloy under cyclic tension deformation”. Journal of Alloys and Compounds, vol. 509,2011,pp. 6838–6843

----- **M** -----

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

[**Maillot (2003)**] Maillot V. “Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2CrNi 18-09 (AISI 304L)”, Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, Université des Sciences et Technologies

[**Mandel (1965)**]Mandel ,“Généralisation de la théorie de plasticité de W.T.Koiter ” .International Journal of Solids ans Structures, vol.1 ,1965 ,pp.273-295

[**May (2013)**] May .A , Taleb.L,Belouchrani l.M.A,“Experimental investigations on the cyclic behavior and fatigue of extruded 2017 aluminum alloy”.13th International Conference on Fracture 2013

[Meftah (2007)] Meftah.S “Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans les aciers ” Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquée (INSA) de Rouen
[Meggiolaroa (2015)] Meggiolaroa .M. A, Pinho de Castroa .J.T, Wu. H, “ Computationally Efficient on Linear Kinematic Models to Predict Multiaxial Stress-Strain Behavior under Variable Amplitude loading”, Procedia Engineering, vol.101, 2015, pp. 285–292.
[Mroz (1967)] Mroz. Z , “On the description of Anisotropic Work- Hardening”, Journal. Mech. Phys Solids,vol.15 ,1967, pp.163
[Mroz (1987)] Mroz. Z,“ Phenomenological constitutive models for metals”.in “Modelling small déformation of polycrystals”, J.Gittus , J.Zarka,eds, Elsevier,1987, pp.293-344
----- N -----
[Nouailhas(1988)] Nouailhas.D. “Modélisation de l’écrouissage et de la restauration en viscoplasticité cyclique ”. Revue de Physique Appliquée, vol.23, n° 4, 1988, pp.339-349.
----- O -----
[Ohno & al (1993)] Ohno, N., Wang, J-D. "Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, partI” : Formulation and basic features for ratcheting behavior" . International Journal of Plasticity, vol .15, 1993,pp. 375-390
[Orowan (1934)] Orowan. E ,“ On the kinetics of plastic flow”. Z.Physik, vol.89,n°605,1934, pp.614 – 63
----- P -----
[Prager (1956)] Prager.W, “A new method of analyzing stresses and strains in work hardening plastic solids”, Journal of applied mechanics,vol.23,p.493. 1956
[Prager (1958)] Prager.W,“Non Isothermal Plastic Déformation”, Koninlijke Nederlandse Akademie van Wetenschappen ",vol. 611958, pp. 176–182.
[Pierre suquet] Pierre Suquet, “Rupture et Plasticité
[Portier &al (2000)] Portier, L., Calloch, S., Marquis, D., Geyer, P., 2000. Ratchetting under tension–torsion loadings: experiments and modelling. International Journal of Plasticity, vol.16,2000,pp. 303–335.
----- R -----
[Roland(1998)] Roland Fortunier, “Comportement Mécanique des Matériaux ”. Ecole Nationale Supérieure
[Rosquoet (2004)] Rosquoet. F, “Pieux sous charge latérale cyclique ".Thèse de doctorat de Laboratoire central des ponts et chaussées de Nanates 2004
[Ruggles& al (1989)] Ruggles M. B., Krempl. E, “The Influence of the Test Temperature on the Ratchetting Behavior of Type 304 Stainless Steel”. Journal of Engineering Materials and Technology, vol. 111, 1989, pp. 378–383.
----- S -----
[Saai (2007)] Saai. A, “Modèle physique de la plasticité d’un cristal métallique CFC soumis à des chargements alternés :Contributionà la définition d’une modélisation multiéchelles de la mise en forme des métaux. Thèse de doctorat,2007.
[Saï (1993)]Saï K. Saï, Thèse de doctorat, «Modèles à grand nombre de variables internes et méthodes numériques associées ", 1993, ENSMP- Paris.

[**Sai & al (2007)**] Sai .K, Cailletaud.G, “Multi-mechanism models for the description of ratchetting: effect of the scale transition rule and of the coupling between hardening variables”. International Journal of Plasticity , vol. 23,2007,pp. 1589-1617.

[**Saleh & al (2018)**] Saleh.M, Kariem. MM, Luzin. V, Toppler. K, Huijun. L, Ruan. D, “High strain rate strain of ARMOX 500T and effects on texture development using neutron diffraction techniques and SHPB testing, Materials” . Science & Engineering A,vol. 709, 2018,pp. 30–39

[**Sbitti & Taheri (2010)**] Sbitti A., Taheri S. “Crack arrest in high cycle thermal fatigue crazing”, Nuclear Engineering and Design .vol .240, 2010, pp. 30–38.

----- **T**-----

[**Taheri (2007)**] Taheri S. “Some advances on understanding of high cycle thermal fatigue crazing”. Transactions of the ASME .Vol .19.n° .3, 2007, pp. 400-410.

[**Tahri & al (2011)**]Taheri, S., A. Hauet, L. Taleb & C. Kpodekon (2011). "Micro-macro investigations about the fatigue behavior of pre-hardened 304L steel." International Journal of Plasticity,vol. 27,n°12 2004,pp.1981

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

[**Taleb & al(1998)**] Taleb .L ,“Metallic structures subjected to cyclic loadings—II.A new approach to assess the steady state”. International Journal of Pressure Vessels and Piping,vol. 75 ,1998,pp. 181–190.

[**Taleb & al (2006)**] Taleb. L, Hassan. T, “Influence of non-proportionality on ratcheting response”, 12th international Symposium on Plasticity and Its Current Applications: Halifax, Nova Scotia, Canada, July 2006, pp.17-22.

[**Taleb & al (2009)**]Taleb.L, Hauet.A, “Multiscale Experimental Investigations about the Cyclic Behavior of the 304L SS”. International Journal of Plasticity, vol. 25, 2009, pp.1359–1385.

[**Taleb & al (2010)**] Taleb. L, Cailletaud .G "An updated version of the multi mechanism model for cyclic plasticity." International Journal of Plasticity,vol. 26, n°6 ,2010, pp. 859-874.

[**Taleb & al (2011)**] Taleb.L, Cailletaud.G, “Cyclic accumulation of the inelastic strain in the 304L SS under stress control at room temperature: Ratcheting or creep ? ”, International Journal of Plasticity.vol 27 , 2011, pp. 1936–1958.

[**Tanaka (1985)**]Tanaka. E, Murakami . S, Ōoka. M , "Effects of strain path shapes on non proportional cyclic plasticity" ,Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol . 33 ,n° 6,1985, pp. 559-575.

[**Taylor & al (1931)**] Taylor,G. I , Quinney. Y.H. Phil. Trans, roy. Soc., Lond., Ser. A 230,1931, 323

[**Taylor (1934)**] Taylor .G ,“On the mechanis, of work hardening”. Proceeding of Royal Society, vol.145,n°362 ,1934 ,pp.388 – 405.

----- **V**-----

[**Vincent &al (2004)**] Vincent.S, Calloch.D, Marquis “A general cyclic plasticity model taking into account yield surface Distortion formultiaxial ratcheting”.International Journal of Plasticity, vol. 20, 2004,pp.1817–1850

----- **W**-----

[**Wolff & al(2008)**]Wolff. M, Taleb.L, “Consistency for Two Multi-Mechanism Models In Isothermal Plasticity”, International Journal of Plasticity, vol. 24, 2008, pp. 2059–2083.

----- **Y** -----

[**Yang & al (1998)**] Yang1998: X. Yang, Q. Gao, L. Cai, Y. Xiang, «An experimental study on the ratcheting behaviour of pure aluminium under uniaxial cyclic stressing», Acta Mechanica Solida Sinica, vol. 2 ,1998,pp. 134-137.

[**Yoshida (1990)**]Yoshida .F ,“Uniaxial and biaxial creep-ratcheting behavior of SUS304 stainless steel at room temperature”. International Journal . Pres. and Piping , 1990, pp. 207-223.

----- **Z** -----

[**Zehsaz (2016)**] Zehsaz.M, Tahami F.V., Akhani.H, “Experimental Determination of Material Parameters Using Stabilized Cycle Tests to Predict Thermal Ratcheting,” UPB Sci. Bull. Ser. D Mech. Eng., vol. 78, no. 2, 2016, pp. 17–30.

[**Zhao (1997)**] Zhao .H , “A constitutive model for metals over a large range of strain rates identification for mild-steel and aluminium sheets”. Materials Science and Engineering, 1997, pp. 95 – 99.

[**Ziegler (1959)**] Ziegler.H,“A modificationof Prager’s rule”.Quarterly of Applied Mathématique, vol.17 ,1956,pp.55