



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
وزارة التعليم العالي و البحث العلمي
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
المدرسة الوطنية العليا للمناجم و المعادن - عمار العسكري - عنابة
ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES ET DE LA METALLURGIE
AMAR LASKRI- ANNABA

Département Science et Génie des Matériaux

Mémoire de Fin d'Etudes

En vue de l'obtention du Diplôme d'INGENIEUR D'ETAT
Spécialité : Science et Génie des Matériaux

Thème

**Analyse expérimentale de l'effet *Bauschinger* via une mise
en forme des tubes pour le transport des hydrocarbures :
Hétérogénéité des propriétés mécaniques et
microstructurales**

Présenté par : **Badr-Eddine Bouziane**
Nour El-islam Belamri

Encadré par : **Dr, Nedjouda Matougui**
Dr, Mehdi Brahim

Jury de Soutenance

Mehdi Belhani

MCA, ENSMM

Président

Tarek Tahraoui

MCB, ENSMM

Examinateur Principal

Nedjouda Matougui

MCA, ENSMM

Encadreur

Jullet 2021



Département : Science et Génie des Matériaux

**AUTORISATION DE DEPOT FINAL DU
MEMOIRE DE FIN D'ETUDES**

Je soussigné (e) M... Belhami Mehdi.....
Président(e) du jury de soutenance de mémoire de fin d'études (MFE), déclare
avoir autorisé l'ingénieur d'état M.....
à déposer son mémoire de fin d'études après avoir apporté les corrections
signalées par les membres du jury.

Avis du Promoteur :

Dr TAHRAOUI MEDJAN

Avis de l'Examineur :

AF
TAHRAOUI TAREK

Président du Jury

Belhami Mehdi

15/07/2021

Remerciement

Ce travail est le fruit de la combinaison d'efforts de plusieurs personnes. Je remercie tout d'abord le tout puissant qui, par sa grâce nous a permis d'arriver au bout de nos efforts, et en nous faisant entourer des merveilleuses personnes dont nous tenons à remercier. Nous remercions :

Dr. Nedjoud MATOUGUI et **Dr. Brahim MEHDI** nos encadrants de mémoire de fin d'étude, pour leur encadrement sans faille, leur soutien moral, la rigueur au travail et ses multiples conseils,

Mes chers et dévoués parents, Mes Frères et sœurs pour leurs encouragements durant tout mon parcours ;

Ce mémoire n'aurait pas été possible sans la contribution d'un grand nombre de personnes notamment : **Dr. KHERROUBA Nabil**, **Dr. Houssein SOLTANI** et tous les employés d'**ANABIB Alger**.

Aux membres du jury, président du Jury : Messieurs et mesdames les jurys, vous me faites un grand honneur en acceptant de juger ce travail.

Enfin, Tous ceux qui de près ou de loin ont contribué à l'accomplissement de ce travail.

Résumé

Notre travail réside dans l'analyse et la prévision de l'effet Bauschinger en présence de l'anisotropie plastique dans des aciers à hautes limite d'élasticité (HLE), destinés pour la fabrication des tubes de transport des hydrocarbures. Pour ce faire, différents angles de prélèvement des éprouvettes de traction ont été proposés, suivi des essais de nano indentation afin d'identifier l'effet Bauschinger à l'échelle submicroscopique. Il a été trouvé que l'angle 60 ° présente une forte anisotropie à l'échelle macroscopique via le critère associé et non associé de Hill45. Ce résultat a coïncidé parfaitement avec l'analyse submicroscopique en se servant des essais de nano indentations sur différents subsets des grains. Cependant, la tôle de l'étude a présenté une forte hétérogénéité des propriétés mécaniques d'élasticité et plasticité, et ce à différentes échelles.

Abstract

This work aims to analyse and predict the Bauschinger effect under plastic anisotropy in HSLA Steels (High-Strength Low-Alloy), intended for the manufacture of hydrocarbon transport pipe lines. For this purpose, different angles of the tensile tests have been proposed, followed by nano indentation tests in order to identify the Bauschinger effect at submicroscopic scale. It was found that the 60 ° angle exhibits a strong anisotropy at the macroscopic scale via the associated and non-associated Hill45 criterion. A similar result was recorded through the submicroscopic analysis using nano indentation tests on different grain subsets. However, the sheet of the study presented a strong heterogeneity under several mechanical properties from different scales.

ملخص

يمكن عملنا في التحليل والتنبؤ بتأثير بوشينغر في وجود تباين في الخواص البلاستيكية في فولاذ عالي القوة مخصص لصناعة الأنابيب المستعملة في نقل المحروقات، للقيام بذلك تم اقتراح اخذ عدة عينات من زوايا مختلفة من عينات الشد، تليها اختبارات المسافة البادئة النانوية من أجل تحديد تأثير بوشينغر على مقياس تحت المجهر. تم العثور على تباين قوي على المستوى المجهرى باستخدام معيار هيل المرتبط وغير المرتبط في العينة المأخوذة على الزاوية 60 درجة. تزامنت هذه النتيجة تماماً مع التحليل دون المجهرى باستخدام اختبارات المسافة البادئة النانوية ومع ذلك، أظهرت ورقة الدراسة عدم تجانس قوي في الخواص الميكانيكية للمرونة واللونة على مستويات مختلفة.

Mots clés : Anisotropie, effet Bauschinger, acier micro allié, critère de Hill (AFR, NAFR), nano-indentation, phénomène Pop-in.

Key words: Anisotropy, Bauschinger effect, High-Strength Low-Alloy, Hill criterion (AFR, NAFR), nano-indentation, Pop-in phenomenon.

Table des matières

Introduction générale	7
I Synthèse bibliographique	8
I.1 Présentation de l'entreprise ALTUMET	9
I.1.1 Objet de la société	9
I.1.2 Gamme de produits	9
I.1.3 Capacités de production	9
I.1.4 Le marché	9
I.1.5 Domaines d'application	9
I.2 Processus de fabrication	10
I.2.1 Le pliage	10
I.3 La déformation plastique	11
I.4 Mécanisme physique de la déformation plastique	11
I.4.1 Matériaux cristallins	11
I.5 Comportement mécanique macroscopique	13
I.5.1 Paramètres importants	13
I.5.2 Traction-Compression	15
I.5.3 Quelques Lois simples	15
I.6 Modélisation de l'anisotropie	18
I.6.1 Théorie de la plasticité	18
I.6.2 Critère de plasticité	18
I.6.3 Critère de plasticité isotrope	19
I.6.4 Théorie de la plasticité classique (Plasticité associée=Associated Flow Rule)	23
I.6.5 Théorie de la plasticité moderne (Plasticité non-associée=Non associated Flow Rule)	23
I.6.6 Écrouissage	24
I.6.7 Mécanismes d'écrouissage	26
I.6.8 Anisotropie	27
I.6.9 Critère de Hill quadratique (1948)	29
I.6.10 Détermination des grandeurs mécaniques	30
I.7 L'effet baushinger	31

I.7.1	Définition de l'effet bauschinger	31
I.7.2	Paramètres (ou « indicateurs ») relatifs aux contraintes	32
I.7.3	Paramètres de contrainte Bauschinger	32
I.7.4	Indicateurs relatifs à la déformation	35
I.7.5	Facteurs influençant l'effet Bauschinger	38
I.8	La nano-indentation	39
I.8.1	Introduction	39
I.8.2	Caractéristiques principales	39
I.8.3	Indents utilisés en nanoindentation	41
I.8.4	Effet de pile-up et sink-in	42
I.8.5	Méthodologies d'analyse des courbes	42
II	Partie expérimentale	47
II.1	Partie expérimentale	48
II.1.1	Motivation et contexte industriel du choix du matériau étudié	48
II.1.2	Composition chimique	48
II.1.3	Caractéristiques mécaniques	49
II.1.4	Caractérisation uniaxiale	49
II.1.5	Essais de traction	50
II.1.6	Essai de nano-indentation	50
II.1.7	Protocole expérimental	50
II.1.8	Préparation métallographique des échantillons	51
II.1.9	Conditions d'essais	51
II.1.10	Méthode de calcul	52
II.1.11	Considérations expérimentales	53
II.1.12	Étude expérimentale de la plasticité cristalline par nanoindentation : cas de notre matériau fortement anisotrope	53
III	Résultats et discussions	56
III.1	Résultats de caractérisation expérimentale des essais de traction	57
III.1.1	Contrainte d'écoulement uniaxiale $\sigma(\theta)$	57
III.1.2	Coefficient de Lankford $r(\theta)$	58
III.1.3	Présentation des résultats de prévision par le critère de Hill48	58
III.1.4	Modélisation et Optimisation des lois d'écrouissage isotrope	60
III.2	Résultats de caractérisation expérimentale d'essai de nano-indentation	61
III.2.1	Exploitation des résultats obtenues par l'essai de la nano-indentation	61
III.2.2	Effet Bauschinger	64
III.2.3	Elasticité anisotrope	65
III.2.4	Charge de « pop-in » : activation des systèmes de glissement	66
	Conclusion générale	69

Table des figures

I.1	Description de pliage	11
I.2	Principe de fabrication des tubes soudés	11
I.3	Schéma de la déformation d'un cristal	12
I.4	Glissements des plans atomiques denses dans un monocristal en traction[1]	13
I.5	Exemples de structures cristallines ordonnées de composés définis[1]	13
I.6	Mécanisme de glissement d'une dislocation coin dans un cristal cubique simple. Le plan de glissement contient la ligne de dislocation et son vecteur de Burgers.[1]	13
I.7	Courbes rationnelles typiques de différents matériaux	14
I.8	Schématisation de l'essai de traction-compression	15
I.9	courbe de traction	16
I.10	La loi de Hollomon[4]	16
I.11	La loi de Ludwick[5]	17
I.12	La loi de swift[6]	17
I.13	La loi de voce[7]	18
I.14	Différents modes de déformations[8]	19
I.15	Critère de Tresca[9]	20
I.16	Critère de Von Mises : domaine d'élasticité dans l'espace de contraintes principales	21
I.17	Surface d'écoulement de Tresca et Von Misses dans l'espace de 3D	21
I.18	Représentation la surface de plasticité correspondant aux critères de Von Mises de Tresca et de Drucker[11]	22
I.19	Evolution homothétique (symétrique) de la surface d'écoulement	25
I.20	Evolution dissymétrique de la surface d'écoulement	25
I.21	Illustration des principaux types d'écrouissage en espace tridimensionnel de contraintes.	26
I.22	Mécanisme d'Orowan	26
I.23	Le mécanisme de Frank et Read	27
I.24	: Modèle des « arbres de la forêt » pour expliquer l'écrouissage : la dislocation bleue est épinglée par les dislocations grises	27
I.25	Notations et grandeurs utilisées [16]	31

I.26	Evolution de B_{σ} en fonction d'une pré-déformation de traction . B_{σ} est évalué pour le cas des aciers à structure martensitique ($Re1 = 160$ k.s.i) : • + Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.	33
I.27	Evolution de B_{σ} et B_{σ} en fonction d'une prédéformation en compression (acier de structure martensitique) .+ Δ Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.[11]	33
I.28	Evolution de B_{σ} et B_{σ} en fonction d'une prédéformation en traction (acier de structure perlitique) . + Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.	34
I.29	Evolution de B_{σ} et B_{σ} en fonction d'une prédéformation en compression (acier de structure perlitique) . + Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.	34
I.30	Matériau subissant une prédéformation en traction puis en compression avec $Re_2 > 0$	35
I.31	Matériau subissant une pré-déformation en compression puis en traction, avec $Re_2 < 0$	35
I.32	Définition des paramètres β_n et P proposés par Wolley .[11]	36
I.33	boucles d'hystérésis stabilisés d'un acier doux présentant un comportement Masing	37
I.34	Définition du« paramètre de déformation Bauschinger » β proposé par Abel.	37
I.35	Courbe typique d'un cycle charge-décharge de nanoindentation.[13]	40
I.36	: Illustration schématique des définitions d'aire de contact développée et projetée lors d'un essai de nano-indentation	40
I.37	Géométrie d'une pointe d'indentation de type Berkovich et de l'empreinte résiduelle due à ce type d'indent.	41
I.38	Géométrie d'une pointe d'indentation sphérique et de l'empreinte résiduelle due à ce type	42
I.39	Géométrie d'une pointe d'indentation conique et de l'empreinte résiduelle due à ce type d'indent.	42
I.40	Représentation schématique des effets de « pile-up » et de « sink-in » pendant et après l'indentation.	43
I.41	Représentation schématique du processus d'indentation illustrant les différents déplacements considérés par la méthode de Oliver et Pharr.	43
I.42	Courbe de charge-décharge typique issue d'indentation, méthode de Oliver et Pharr.	44
I.43	: Représentation schématique d'une courbe typique de décharges partielles pour un matériau élasto-plastique	45
I.44	Représentation schématique d'une indentation réalisée à l'aide d'un indenteur sphérique et de l'empreinte résiduelle correspondante	45

II.1	La forme et les dimensions de nos éprouvettes plates normalisées	49
II.2	L'éprouvette avant et après l'essai de traction	49
II.3	Prélèvement des échantillons de caractérisation en Traction uniaxiale.	50
II.4	Montage de l'essai de nano-indentation	52
II.5	Graphique contrainte-déformation avec ajustement sur deux lignes et estimation de la limite d'élasticité à l'intersection.	54
II.6	Une prise d'une image présentant l'aspect granulaire sur lequel l'application de l'indentation	54
II.7	Microstructure d'échantillon $\theta=0^\circ$	55
II.8	Microstructure d'échantillon $\theta=90^\circ$	55
III.1	Courbes expérimentales d'écrouissage : a) Conventionnelles b) Rationnelles.	57
III.2	Contrainte d'écoulement normalisée de l'acier X60M	59
III.3	Coefficient de Lankford normalisé de l'acier X60M.	59
III.4	Courbes d'écrouissage expérimentale et celles obtenues par les 4 modèles d'écrouissage	61
III.5	Exemple de courbes effort/time obtenues par nano indentation à différents cycles (N=30 cycles).	62
III.6	Courbe Charge-Pénétration	62
III.7	Courbe Charge-Pénétration($0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 60^\circ$)	63
III.8	Graphique contrainte-déformation avec différentes angles d'orientations	63
III.9	Graphique contrainte-déformation avec ajustement sur deux lignes et estimation de la limite d'élasticité à l'intersection.a-échantillon orienté à 0° b -échantillon orienté à 60°	64
III.10	Evolution de paramètre Bauschinger selon les différentes orientations	65
III.11	Module réduit pour chaque orientation en fonction du nombre de cycle	66
III.12	Module réduit moyen E_r moyen en fonction des orientations	66
III.13	Pop-in à $0^\circ, n=3$	67
III.14	Pop-in à $30^\circ, n=3$	67
III.15	Pop-in à $60^\circ, n=3$	67
III.16	Evolution de facteur de Schmidt moyen selon les orientations	68

Liste des tableaux

II.1	Composition chimique de l'acier X60M.	48
II.2	Caractéristiques mécaniques	49
III.1	Contrainte d'écoulement uniaxiale	57
III.2	Coefficient de Lankford	58
III.3	Propriétés mécaniques de l'acier X60M dans trois directions.	58
III.4	Contrainte d'écoulement normalisée	58
III.5	Paramètres d'anisotropie calculés pour l'acier X60M dans les deux approches.	59
III.6	Résultats d'optimisation suivant la direction de laminage 0°.	60
III.7	Limites élastique des échantillons prélevés selon différentes directions et calculés par la méthode d'ajustement	64
III.8	Calcul de paramètre Bauschinger par la méthode d'Abel	65
III.9	Force d'activation du « pop-in » selon différente direction	68
III.10	Calcul du produit charge critique d'apparition de pop-in/facteur de Taylor d'indentation pour les 5 orientations	68

Introduction générale

Les aciers micro alliés (appelés haute limite élastique) sont destinés à la fabrication des tubes pour le transport des hydrocarbures. Ces matériaux présentant des comportements particuliers complexes lors de leurs procédés de mise en forme et transformations leur donnant des propriétés mécaniques fortement anisotropes. Cependant l'intégration industrielle de ces matériaux dans de telle application industrielle requiert de pouvoir prédire leur comportement sous différents types de chargements. D'autre part, les conséquences de l'effet Bauschinger sont rencontrées fréquemment dans le domaine des pièces mécaniques ayant été mises en forme par déformation plastique. En forgeage, en emboutissage, ou plus généralement dans tout autre procédé de formabilité. Plusieurs opérations sont souvent nécessaires pour obtenir la pièce souhaitée (ou le produit fini). A cause de l'effet Bauschinger, les propriétés du matériau sont modifiées au cours des différentes opérations. De même les caractéristiques mécaniques de la pièce formée sont différentes de celles du matériau vierge, de part l'anisotropie induite. Les objectifs de notre étude sont donc les suivants : - Identifier l'anisotropie plastique de la tôle d'acier par une étude expérimentale et modélisation, en utilisant le critère de Hill sous les deux approches de plasticité, associée et non-associée. - Caractériser le plus complètement possible l'effet Bauschinger dans un acier sous sollicitations uniaxiales (monotones et cycliques par essais de nano indentation). - Prévoir et analyser l'effet de l'anisotropie microscopique en présence (ou non) de l'effet Bauschinger dans la tôle qui se prête à la fabrication de ces tubes pour le transport des hydrocarbures. Ce mémoire d'ingénieur est structuré comme suit : - Une étude bibliographique assez large qui englobe toutes les notions de bases sur l'anisotropie mécanique ainsi que l'effet bauschinger à différentes échelles. - Une étude expérimentale suivi d'une modélisation de ces deux aspects fondamentaux de l'étude. - Une partie qui comporte un volet bien important des résultats obtenus sous forme de tableaux et courbes, suivi des interprétations relatives aux objectifs de l'étude.

- Une conclusion générale et des perspectives ont été proposé afin d'améliorer l'étude proposée.

Chapitre I

Synthèse bibliographique

I.1 Présentation de l'entreprise ALTUMET

L'entreprise Publique économique dénommée « ALTUMET » (Algérienne des Tube Métalliques) est une société par actions, issue de la restructuration de l'entreprise mère ANA-BIB en filiales.

Le siège social de la société est situé en Zone Industrielle de Réghaia, route nationale N°5, Réghaia - Alger.

I.1.1 Objet de la société

- Fabrication des tubes soudés en spirales à partir de feuillards en acier .
- Prestation de revêtement.
- Recherche de développement d'autres procédés de fabrication .
- Importation et exportation de tubes soudés spirales .
- Distribution des produits et dérivés tels que les tubes soudés destinés au transport des hydrocarbures, eau et autres divers usages (supports de construction, pieux battus pour forage...).

I.1.2 Gamme de produits

La fabrication porte sur une gamme de tubes en acier dont le diamètre est compris entre 8" et 36" (219 mm à 914 mm) livrés nus ou revêtus :

- Tubes pour transport hydrocarbures.
- Tubes hydrauliques.

I.1.3 Capacités de production

: L'usine dispose d'une capacité annuelle de production se décomposant comme suit : - Tuberie : 40 000 Tonnes - Revêtement : 40 000 Tonnes

I.1.4 Le marché

Les produits fabriqués par l'entreprise sont destinés à la satisfaction des besoins en canalisations pour le transport des hydrocarbures et de l'eau.

Les clients potentiels sont constitués de :

Secteur de l'énergie

Secteur de l'hydraulique

I.1.5 Domaines d'application

Les tubes ainsi obtenus sont destinés à :

- Canalisation pour transport de fluides : Eau, Pétrole, Gaz

-Construction métallique : Support de construction (poteaux), Pieux Battus pour fondations ou forage, Support d'éclairage (mâts d'éclairage)

I.2 Processus de fabrication

Il s'agit d'une opération de mise en forme. Partir d'un plan pour obtenir un angle choisi, ou une opération de formage à froid, qui consiste à déformer la plaque en changeant brusquement la direction de ses fibres selon un certain angle. Il existe plusieurs techniques de cintrage de pièces : cintrage à l'air dans une cintreuse, cintrage à l'emporte-pièce, cintrage sur sommier tapissier ou cintreuse universelle.

I.2.1 Le pliage

Pendant le processus de pliage, tant que la zone intérieure est comprimée et que la zone extérieure est étirée, la feuille sera contrainte, ce qui changera la direction des fibres. L'angle résultant est appelé "angle de flexion". Le tube soudé en spirale est fabriqué en continu sur la machine à souder. Après le déroulement de la bobine par le système de transmission, le matériau en feuille est poussé dans la table de formage et se plie et se déforme sous l'action du vérin. La formation en spirale est obtenue par l'angle d'inclinaison entre l'axe initial de la bande et l'axe de sortie du tube. L'enroulement en spirale du tube permet de calibrer le tube sans avoir besoin d'étapes de fabrication supplémentaires, telles que l'expansion ou le dimensionnement.

Mode de fabrication

Le tube soudé en spirale est obtenu suivant une hélice, dans une cage de formage à partir d'un feuillard enroulé à froid conformément aux spécifications de l'API . L'enroulement des feuillards est réglé de façon que les rives des feuillards soient jointives au moment du soudage, les tubes sont fabriqués par soudage automatique à l'arc immergé sous flux solide ; effectuer en deux endroits l'une à l'intérieur et l'autre à l'extérieur du tube. La qualité de l'acier et du cordon de soudure est inspectée en permanence par ultrasons au cours du formage du tube. En procède en suite au Chanfreinage des extrémités du tube avant de lui faire subir l'épreuve hydrostatique. Les extrémités des tubes, les réparations et tout les appelle ultrasoniques sont radiographiés par rayons X. Les tubes sont contrôlés en final avant d'être expédiés nu vers le parc de stockage ou vers l'atelier PE pour leur revêtement.

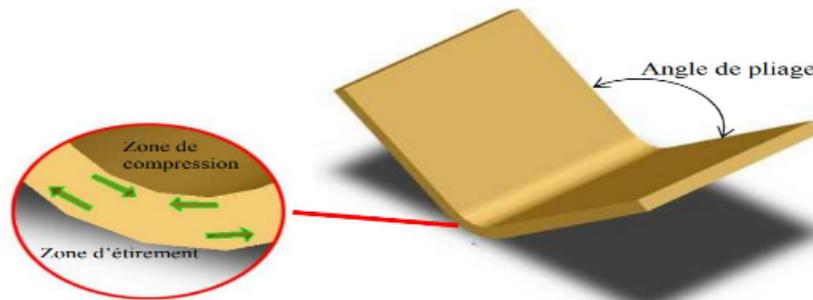


FIGURE I.1 – Description de pliage

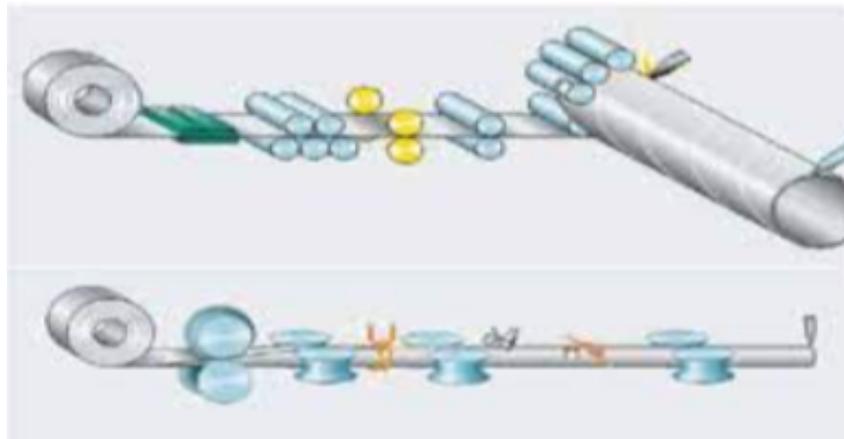


FIGURE I.2 – Principe de fabrication des tubes soudés

I.3 La déformation plastique

La déformation plastique est la déformation irréversible d'une pièce, elle se produit par le ré-arrangement des positions atomiques. Lorsqu'on sollicite une pièce, un objet (on le tire, on le comprime, on le tord...), il commence à se déformer de manière réversible (déformation élastique), ce qui signifie que sa taille change, mais il revient à sa forme d'origine lorsque le stress cesse. Si la contrainte est trop importante, certains matériaux dits "fragiles" vont se casser dans ce mode de déformation. Pour les matériaux dits « ductiles », lorsque la contrainte augmente, la pièce va définitivement se déformer ; lorsque la contrainte s'arrête, la pièce reste déformée. Ceci est réalisé en faisant glisser les plans atomiques les uns contre les autres, tout comme les cartes à jouer dans un pack. Ce mouvement du plan atomique s'accomplit grâce au déplacement de défauts linéaires appelés "dislocations".

I.4 Mécanisme physique de la déformation plastique

I.4.1 Matériaux cristallins

Seule la composante de contrainte tangentielle peut activer le mécanisme de déformation permanente.

Maclage mécanique

Le cristal accommode les efforts qu'il supporte par combinaison de maclages (*Cf* figure 2.1.a). Ce mécanisme n'est possible que dans les cristaux où existent des plans de macle et il est moins courant que les mécanismes liés aux déplacements des dislocations.

Glissement

Les feuillettes constitués par les plans denses du cristal glissent les uns par rapport aux autres dans les directions atomiques de forte densité contenues dans ces plans, par paquets qui se décalent d'un nombre entier de distances interatomiques (*Cf* figure I.3.b).

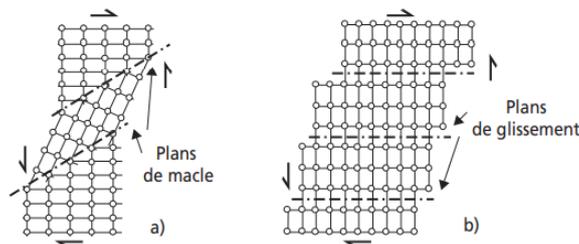


FIGURE I.3 – Schéma de la déformation d'un cristal

Ces glissements laissent des traces visibles (lignes de glissement) sur la surface polie d'un échantillon; s'il s'agit d'un mono-cristal sollicité en traction, la géométrie des traces montre que les glissements se produisent dans les plans denses qui subissent la plus forte contrainte de cisson et dans la direction de ces plans sur laquelle la cisson projetée est également la plus forte (*Cf* figure I.3)

Cette cisson τ dépend de l'angle ϕ entre la direction de traction et la normale p au plan de glissement, et de l'angle ψ entre la direction de traction et la direction de glissement g contenue dans le plan de glissement. Sa valeur, en fonction de la contrainte nominale de traction $\sigma = \frac{F}{S}$, est donnée par[1] :

$$\tau = \sigma \cos\phi \cos\psi \quad (I.1)$$

$f = \cos\phi \cdot \cos\psi$ est appelé facteur de Schmid. Comme les angles ϕ et ψ ne sont pas indépendants, f est nul pour $\phi = 0^\circ$ ($\psi = 90^\circ$) et $\phi = 90^\circ$, et prend sa valeur maximale $f = 0,5$ pour $\phi = \psi = 45^\circ$. Les premiers glissements, ou glissements primaires, se produisent donc dans les plans denses et selon les directions denses du cristal qui sont les plus proches de cette condition de facteur de Schmid maximum.[1]

A l'échelle atomique, ce déplacement est rompu et reconstruit en déplaçant les dislocations qui existent dans le cristal. Une seule rangée de liaisons atomiques le long de la ligne de dislocation, de part et d'autre du plan de glissement (plan dense), le long de la direction du vecteur Burgers (direction dense, correspondant au plus courtes distances entre les atomes). Par conséquent, en appliquant une contrainte plus faible, lorsque la dislocation passe complètement à travers le cristal, un décalage d'amplitude irréversible sera obtenu (*Cf* figure I.4). Des centaines de dislocations traversent le cristal dans le même plan ou dans des plans adjacents pour

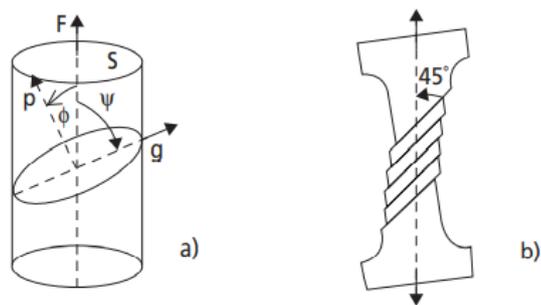


FIGURE I.4 – Glissements des plans atomiques denses dans un monocristal en traction[1]

créer des lignes de glissement visibles au microscope. Pour les dislocations vis, b et L sont parallèles (*Cf* figure I.5), et la dislocation peut glisser dans tout plan dense qui contient L ; une dislocation vis peut même changer de plan de glissement devant un obstacle (glissement dévié). Ceci leur confère une mobilité par glissement plus grande que celle des dislocations coins.[1]

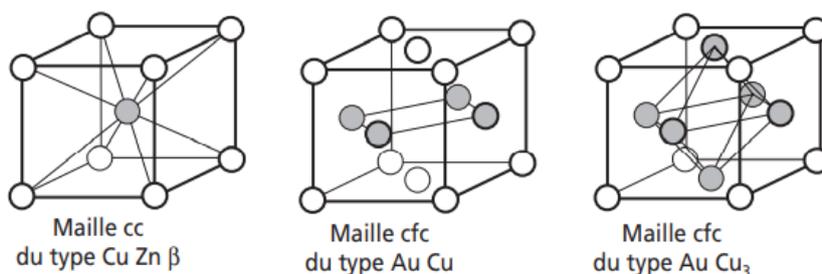


FIGURE I.5 – Exemples de structures cristallines ordonnées de composés définis[1]

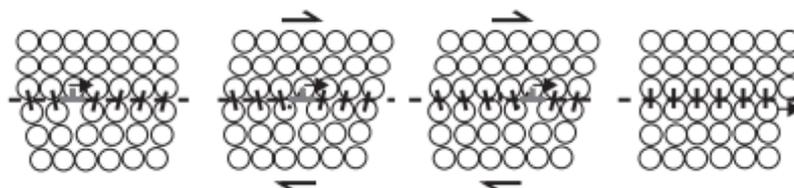


FIGURE I.6 – Mécanisme de glissement d’une dislocation coin dans un cristal cubique simple. Le plan de glissement contient la ligne de dislocation et son vecteur de Burgers.[1]

I.5 Comportement mécanique macroscopique

I.5.1 Paramètres importants

Élément de volume

Afin de réaliser des essais mécaniques, l’élément de volume « représentatif » du matériau doit être utilisé afin de satisfaire les hypothèses des milieux continus. Ensuite, l’inspection du test consiste généralement à convertir la courbe « force-déplacement » obtenue en

une courbe « contrainte-déformation » appelées "courbe rationnelle". La figure 3.1 montre des courbes rationnelles typiques obtenues pour différents types de matériaux. Il faut noter ici que la courbe rationnelle relie les deux scalaires entre eux (« contrainte » σ et « déformation »).

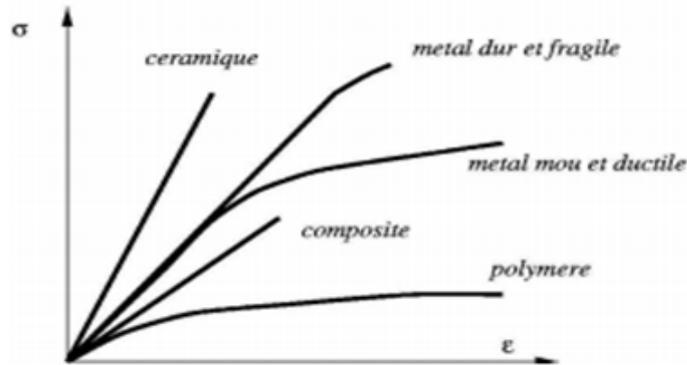


FIGURE I.7 – Courbes rationnelles typiques de différents matériaux

Vitesse de déformation et température

La vitesse de déformation peut avoir une influence décisive sur le comportement du matériau. Lors de la réalisation d'un essai, on doit donc utiliser une vitesse aussi proche que possible de celle qui sera utilisée par la suite (e.g. lorsque l'on utilisera la loi de comportement obtenue dans un calcul de dimensionnement). Par exemple, si l'objectif est de valider la tenue en fluage d'une structure, sous l'effet de son propre poids, la vitesse de déformation à considérer sera très faible. Par contre, si l'objectif est de valider la tenue aux séismes de cette structure, alors cette vitesse de déformation pourra prendre des valeurs beaucoup plus élevées, et la loi de comportement à utiliser ne sera sans doute pas la même. Ceci conduit à différents types d'essais, qui peuvent être classés en fonction de la vitesse de déformation mise en jeu.[3]

Direction de sollicitation

Lors de l'exécution des essais mécaniques, le choix de la direction de sollicitation pourrait être fondamental.

En fait, cela nécessite souvent la validité de la loi de comportement. Les directions de sollicitation peuvent être classées dans deux grandes catégories : Les sollicitations uniaxiales et les sollicitations multiaxiales. Nous parlons alors de test "uniaxial" ou "multilatérales principaux". Concernant les essais uniaxiaux utilisés, les principaux sont comme suit :

- Traction
- Compression
- torsion
- flexion

I.5.2 Traction-Compression

Traction-Compression est le test le plus couramment utilisé pour les métaux (Cf figure I.8). Cependant, la déformation obtenue par ce type d'essai est limitée par la fracture du matériau (en traction) et le flambage de l'échantillon (en compression). Par conséquent, ce type de test est principalement utilisé pour obtenir une loi de comportement de traction simple et rapide, ou appliquer périodiquement des contraintes (Sollicitation cyclique) lors de la traction et de la compression d'un matériau sous faible déformation, et obtenir la loi de comportement en fatigue.

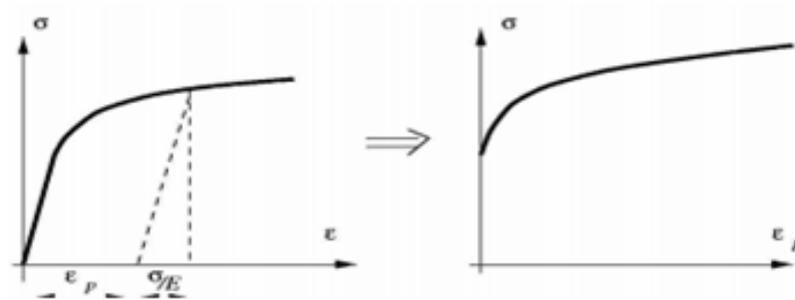


FIGURE I.8 – Schématisation de l'essai de traction-compression

I.5.3 Quelques Lois simples

Le principal objectif des essais mécaniques est d'établir des lois pour prédire les propriétés des matériaux. Par exemple, la loi de comportement peut être appliquée dans le processus de fabrication des pièces pour calculer la charge de travail nécessaire (sélection des outils et des poinçonneuses) et pour évaluer l'adéquation des matériaux à ce type de moulage (remplissage de forme). Pour ce type d'application, il n'est parfois pas nécessaire de recourir à des lois compliquées. De cette manière, les gens seront satisfaits à des relations simples qui ne sont utilisées que pour décrire le comportement du matériau dans une situation spécifique. Nous verrons ici quelques relations d'érouissage dues aux essais de traction.

La courbe contrainte-déformation ($\sigma - \varepsilon$) dans le test d'érouissage est caractérisée par une partie élastique et une partie plastique. Nous nous intéressons principalement aux pièces en plastique ici.

Par conséquent, la courbe est parfois transformée comme le montre la figure I.8.

La déformation plastique est notée " ε_p " et la contrainte est notée σ . En prenant le test de traction comme exemple, nous obtiendrons $\sigma = F / S$, où F est la force appliquée, S est la section courante de l'éprouvette, $\varepsilon_p = \varepsilon - \varepsilon_e = \ln(l/l_0) - \sigma / E$, où l est la longueur de la partie utile de l'éprouvette (l_0 est la longueur initiale) et E le Module de Young du matériau.

En effet, pour de nombreux matériaux (dont la plupart des métaux), la partie élastique de la déformation est très faible par rapport à la partie plastique lors du processus de mise en forme. Par conséquent, dans les méthodes phénoménologiques, ε_e est souvent ignoré et donc ε et ε_p sont confondus.

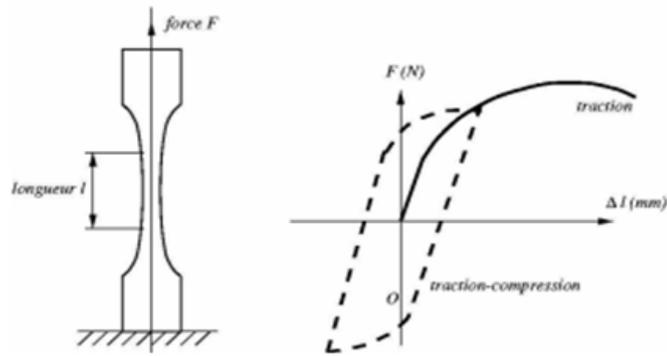


FIGURE I.9 – courbe de traction

Les principales lois de comportement phénoménologiques utilisées sont les suivantes :

Loi de Hollomon (loi puissance)



FIGURE I.10 – La loi de Hollomon[4]

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (I.2)$$

La loi de Hollomon ou loi puissance, d'écrite sur la (Cf figure I.10) ou la contrainte est donnée sous la forme (K et n sont deux paramètres).[4]

Pour identifier les paramètres K et n, on transforme la courbe $\ln(\sigma)$ - $\ln(\varepsilon)$ qui devient linéaire. La pente de cette courbe donne le coefficient $n = d\ln(\sigma)/d\ln(\varepsilon)$ appelé coefficient d'écrouissage.[4]

La loi de Ludwick

La loi de Ludwick, décrites sur la (Cf figure I.11) qui a la forme :

$$\sigma = \sigma_e + k \cdot \varepsilon^n \quad (I.3)$$

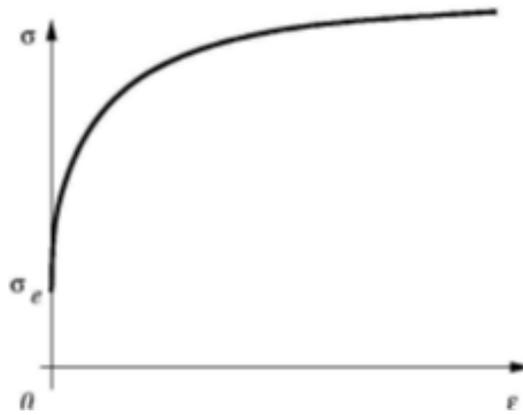


FIGURE I.11 – La loi de Ludwick[5]

Pour obtenir les paramètres σ_e , k et n , il faut dans ce cas tout d'abord Identifier σ_e , qui est en fait la limite d'élasticité du matériau, puis transformer La courbe en $\ln(\sigma - \sigma_e)$ pour obtenir les deux autres paramètres, où n est le coefficient d'écroutissage.[5]

La loi de Swift

La loi de Swift ou loi de Krupkowski, représentée sur la (Cf figure I.12), qui s'écrit (et n sont des paramètres constantes). [6]

$$\sigma = k(\varepsilon_0 + \varepsilon^n) \quad (\text{I.4})$$

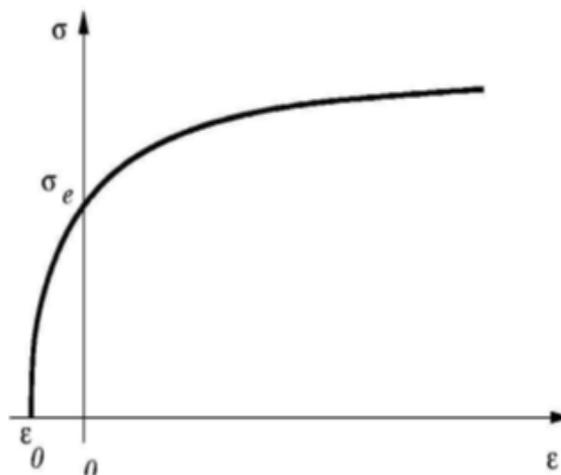


FIGURE I.12 – La loi de swift[6]

On remarque qu'avec cette loi, la limite d' 'élasticité du matériau vaut $\sigma_e = k \cdot \varepsilon_0^n$ et que le paramètre n est le coefficient d'écroutissage du matériau. [6]

Loi de voce

La loi de Voce [1948], qui tend vers une contrainte établie S avec la déformation, est donc choisie pour décrire l'érouissage du matériau. Un terme σ_e supplémentaire y est ajouté de manière à modéliser le maximum de contrainte.[7]

$$\sigma = \sigma_{sat} - (\sigma_{sat} - \sigma_e) \exp(-c \cdot \varepsilon_p) \quad (I.5)$$

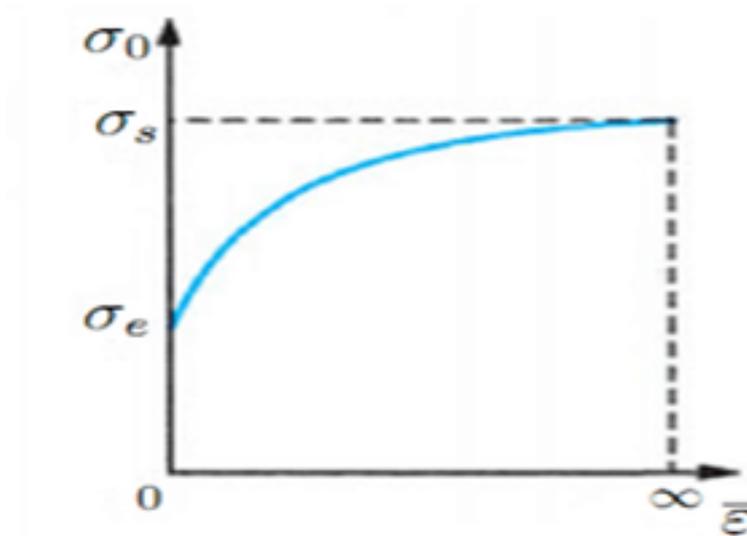


FIGURE I.13 – La loi de voce[7]

I.6 Modélisation de l'anisotropie

I.6.1 Théorie de la plasticité

La description phénoménologique de la plasticité implique trois éléments constitutifs :

Critère de plasticité, qui peut être déterminée par la surface de charge. Si l'état de contrainte dans le matériau provoque une déformation permanente.

La loi d'écoulement plastique, utilisée pour quantifier la déformation plastique.

Une loi d'érouissage qui décrit l'évolution du comportement du matériau dans le processus de la déformation plastique.

I.6.2 Critère de plasticité

Exprimer la relation entre les composants de contrainte dans la zone plastique. Pour un élément de volume dans un état donné, le critère limite élastique ou le critère de plasticité

définit l'acquisition du modèle plastique en fonction de la relation entre les composantes du tenseur de contraintes de la fonction :

$$f(\sigma_{ij}) = k \quad (I.6)$$

La fonction f est appelée fonction de charge, et la surface plastique définie comme étant inférieur :

Le matériau suit le comportement élastique (champ élastique). Si l'état de contrainte est vérifié par la relation écrite, le matériau est dans un état de charge plastique. Ensuite, il subira un durcissement sous contrainte. Le problème se complique lorsque l'on essaie d'obtenir la limite élastique de la charge combinée, et lorsque le comportement du matériau est anisotrope, c'est-à-dire lorsque le comportement du matériau change de la direction de la charge à l'autre direction. Les aspects anisotropes des matériaux à étudier et les normes de plasticité utilisées seront clarifiés ultérieurement.

Chemin de chargement

Pour la suite, il convient d'introduire la figure I.14 qui présente différents modes de déformations. Les points I1, I3 représentent des modes de déformation plane. En accord avec la loi de la normalité la déformation plane, correspondant à I1 représente une limite supérieure, car $\varepsilon_{yy}=0$ si la pente y est verticale. On peut appliquer le même raisonnement à I3. Le point I5 représente une expansion équi-biaxiale $\varepsilon_{yy}=\varepsilon_{xx}$. On reconnaît aussi les points I2 et I4 qui identifient les chemins de chargement uniaxial. Ces chemins de chargement sont très utiles pour identifier les critères, car ils peuvent, en théorie, se vérifier expérimentalement.[8]

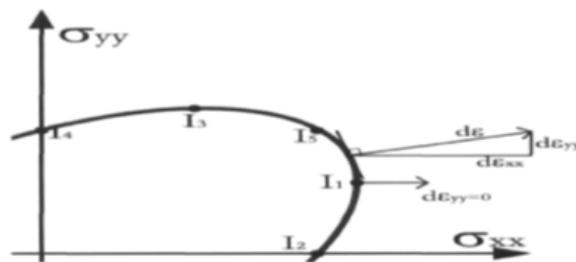


FIGURE I.14 – Différents modes de déformations[8]

I.6.3 Critère de plasticité isotrope

Lorsqu'un matériau a les mêmes propriétés physiques et mécaniques dans toutes les directions, on peut dire qu'il est isotrope. Par conséquent, il se comporte de la même manière dans toutes les directions. Cette condition permet d'imposer certaines hypothèses qui rendent le critère plus simple d'utilisation.

Critère de Tresca (1864)

Le critère de Tresca (1864) est le critère le plus anciennement formulé, qui est encore utilisé pour les métaux. Ce critère exprime que le matériau atteint la limite élastique lorsque la contrainte de cisaillement maximale atteint une valeur critique k . Le critère de Tresca s'exprime de la façon suivante[9] :

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \frac{\sigma_0}{2} = k \quad (I.7)$$

$$\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3 \quad (I.8)$$

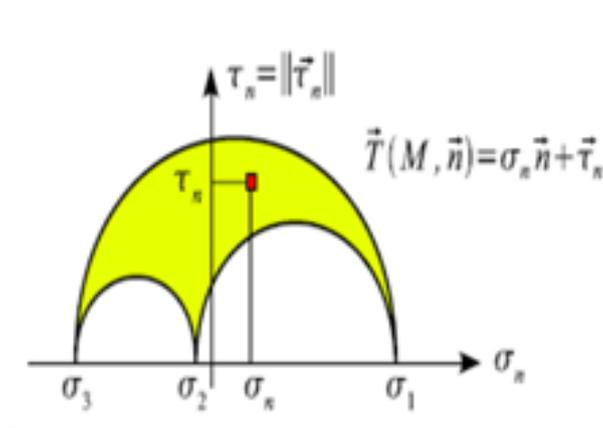


FIGURE I.15 – Critère de Tresca[9]

Du cercle de Mohr (Cf figure I.15), on peut utiliser les contraintes principales maximales et minimales pour calculer la force de cisaillement maximale.

Critère de plasticité de Von Mises (1913)

Le critère de plasticité isotrope de Von Mises est établi en considérant que l'écoulement plastique des matériaux insensibles à la pression hydrostatique se produit lorsqu'une valeur critique de l'énergie élastique de distorsion ou de la contrainte de cisaillement agissant sur les plans octaédriques est atteinte. Cette interprétation physique conduit à la définition d'un seuil de limite élastique lié à la limite élastique en cisaillement. Le critère de Von Mises (1913) s'exprime dans le repère des contraintes principales $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ Par[10] :

$$f(\sigma_i) = [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] = 2\sigma_0^2 \quad (I.9)$$

Ou encore dans un repère quelconque :

$$f(\sigma_{ij}) = [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2)] = 2\sigma_0^2 \quad (I.10)$$

Dans l'espace des contraintes principales, le critère de Von Mises (1913) est repré-

senté par un cylindre infini à base circulaire de rayon $\sqrt{\frac{2}{3}}\sigma_0$ dont l'axe correspond à la trisectrice du repère (Cf figure I.16).

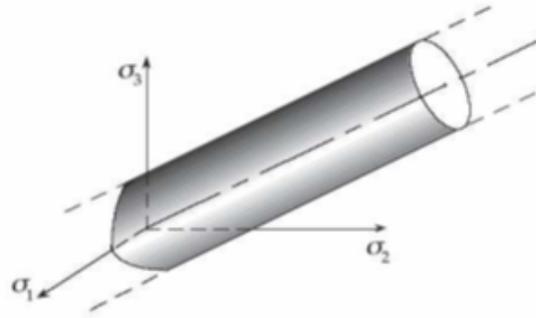


FIGURE I.16 – Critère de Von Mises : domaine d'élasticité dans l'espace de contraintes principales

La contrainte équivalente (σ_0) de Von Mises, donnée par :

$$\sigma_0 = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2)]^{\frac{1}{2}} \quad (\text{I.11})$$

La déformation équivalente est une variable scalaire, représentant la quantité de déformation plastique contenue dans le tenseur de déformation.

La déformation équivalente selon Von Mises s'écrit ainsi :

$$\varepsilon_0 = \frac{\sqrt{2}}{3} [(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22})^2 + (\varepsilon_{22} - \varepsilon_{33})^2 + (\varepsilon_{33} - \varepsilon_{11})^2 + 6(\varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2 + \varepsilon_{13}^2)]^{\frac{1}{2}} \quad (\text{I.12})$$

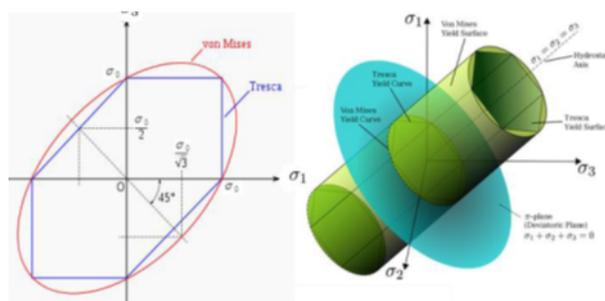


FIGURE I.17 – Surface d'écoulement de Tresca et Von Mises dans l'espace de 3D

Avec un écart :

$$E = \frac{K_v - K_T}{K_T}$$

(I.13)

Critère de Hosford (1972)

Même si le critère suivant n'est pas très utilisé, il est très important, car il constitue la base de plusieurs critères modernes. En fait, il s'agit d'une généralisation du critère quadratique de Von Mises.[11]

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^a + (\sigma_2 - \sigma_3)^a + (\sigma_1 - \sigma_3)^a = 2\sigma_0^a \quad (I.14)$$

Hosford propose en 1972 de remplacer l'exposant 2 de l'équation de Von Mises par une variable $1 \leq a \leq \infty$.

Le critère d'Hosford permet de représenter d'une manière assez simple les courbes intermédiaires à Tresca et Von Mises. Pour la valeur $a = 1$ on retrouve le critère de Tresca alors que pour $a = 2$, on retrouve Von Mises.

Il existe d'autres critères de plasticité isotrope, par exemple, proposés par Drucker.

La (Cf figure I.18) représente la surface d'écoulement dans le plan déviatoriques correspondant au critère précédent.

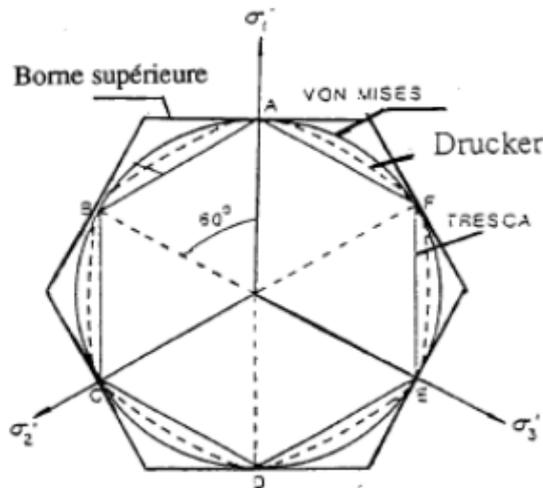


FIGURE I.18 – Représentation la surface de plasticité correspondant aux critères de Von Mises de Tresca et de Drucker[11]

Théoriquement, les limites d'écoulement des matériaux isotropes indépendants de la pression hydrostatique devraient se situer entre une limite inférieure, représentée par Tresca et une limite supérieure basée sur la sommation des deux plus grands cercles de Mohr, mais expérimentalement, les limites d'écoulement de ce type de matériaux se situent entre le cercle de Von Mises et l'hexagone de Tresca, les matériaux très ductiles étant plus près de l'hexagone de Tresca.

Critère de Karafillis et Boyce (1993)

Karafillis propose un critère isotrope, basé sur des transformations mathématiques à partir d'autres critères isotropes. L'expression du critère est donc la suivante :

$$\phi_1 = |S_1 - S_2|^a + |S_2 - S_3|^a + |S_3 - S_1|^a = 2\sigma_0^a \quad (I.15)$$

$$\phi_2 = |S_1|^a + |S_2|^a + |S_3|^a = \frac{2^a + 2}{3^a} \sigma_0^a \quad (\text{I.16})$$

Le paramètre "a" joue le même rôle que dans le critère de Hosford décrit les courbes entre Tresca [9] et Von Mises [10].

I.6.4 Théorie de la plasticité classique (Plasticité associée=Associated Flow Rule)

La théorie de la plasticité étudie les mécanismes impliqués durant la déformation permanente ou irréversible (déformation plastique) des matériaux subissant l'exercice des forces extérieures. Elle traite des contraintes et des déformations dans les matériaux et décrit mathématiquement les relations biunivoques entre les deux grandeurs avec leurs voies de chargement respectives. A l'inverse à ce qui se passe dans le régime élastique d'un matériau, dans lequel l'état de déformation dépend uniquement de l'état final de contrainte, dans le régime plastique les contraintes dépendent de l'historique de chargement. Cela se traduit par des formulations beaucoup plus complexes pour décrire le comportement des matériaux ductiles. Parmi les hypothèses constitutives de cette théorie est l'insensibilité à l'influence de la contrainte hydrostatique moyenne au cours du procédé de formage, ce qui impose la négligence du changement de volume. Nous présentons dans cette section, les lois d'évolution plastiques pour le modèle orthotrope quadratique de Hill [48]. Ce sont ces lois d'évolution associées et non associées qui seront adoptées pour identifier les modèles de comportement.

Convexité et Règle d'écoulement plastique (Potentiel des contraintes)

Dans le cas d'un chargement plus complexe, il faudra que la Vitesse de déformation du matériau satisfasse la condition d'incompressibilité. En plus de l'incompressibilité du matériau, il faut assurer que la puissance dissipée pour déformer le matériau soit positive (postulat de Drucker). Ce postulat s'énonce comme suit : "Le travail effectué pendant un cycle de charge quelconque formé dans l'espace des contraintes est non négatif ».

$$\dot{W}^p = \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} \geq 0 \quad (\text{I.17})$$

I.6.5 Théorie de la plasticité moderne (Plasticité non-associée=Non associated Flow Rule)

Dans les travaux publiés par Spitzig et al. [12] et Richmond-Spitzig [13] dans lesquels ont rapporté des données expérimentales incompatibles avec l'exigence de la plasticité associée (AFR) vis-à-vis la dépendance à la pression hydrostatique (contrainte moyenne dans le tenseur sphérique) de la contrainte d'écoulement au cours la plasticité classique (plastique associé). Les auteurs ont effectué plusieurs tests de tractions uniaxiaux- compression sur les aciers trempés et sur les alliages d'aluminium afin de caractériser la dépendance de la voie de charge-

ment à la contrainte d'écoulement et à l'influence de la contrainte hydrostatique (changement de volume).

Effectivement, les résultats ont montré, qu'il y'avais une relation linéaire peut être établie entre la pression moyenne et la fonction de seuil d'écoulement (critère de plasticité), mais que le volume plastique. Le volume final calculé par les composantes du tenseur de déformation dans le cadre de la plasticité associée (AFR) sur la base de la règle de normalité est loin de celle mesuré.

Sur la base de ces observations, Stoughton [14] a proposé un nouveau modèle de calcul et de modélisation constitutive pour mettre en forme les matériaux métalliques. Ce modèle est basé la dissociation de la loi de normalité (loi d'évolution) du potentiel plastique qui initialement s'identifie à la fonction seuil (c à d au lieu de calculer la vitesse de déformation à partir de la loi de normalité associée à la fonction seuil (f), on calcule la même vitesse de déformation mais à partir du potentiel plastique (g) d'une manière séparée). Ce qui donne une nouvelle application de la plasticité en découplant l'identification.

I.6.6 Écrouissage

Dans certains cas, il est pratiqué comme but pour améliorer les caractéristiques structurales et physiques, et dans d'autres cas c'est une conséquence de la mise en forme. L'écrouissage introduit dans le métal de nombreux défauts et en particulier de forte densités de dislocations, l'énergie interne du métal écroui est alors supérieur à l'énergie du cristal parfait donc l'écrouissage entraîne une nouvelle orientation préférentielle de cristallites.

L'effet de l'écrouissage

GRAF et OSFORD (1989) ont constaté qu'une augmentation du coefficient d'écrouissage augmentera le niveau de déformation et limitera en conséquence le coefficient de sensibilité à la vitesse déformation.

Paramètres influençant l'écrouissage

L'écrouissage dépend de plusieurs paramètres tels que :

- 1- La température de déformation.
- 2- La vitesse de déformation.
- 3- La loi de l'évolution de la déformation en fonction de la contrainte et le temps.
- 4- Le taux de déformation.
- 5- Les propriétés physico-chimiques du matériau.

Ecrouissage isotrope

L'écrouissage obtenu en traction est toujours valable en compression (le calcul du chargement monotone est satisfaisant). L'écrouissage isotrope décrit l'expansion de la surface

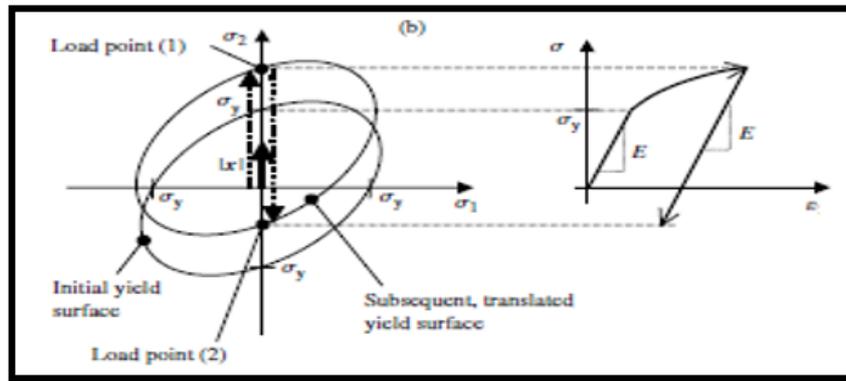


FIGURE I.19 – Evolution homothétique (symétrique) de la surface d'écoulement

de chargement sans changer sa forme et sans déplacer son centre.

Écrouissage cinématique

L'Écrouissage cinématique linéaire est une bonne représentation de l'effet Baushinger. L'écrouissage cinématique décrit la translation de la surface de chargement sans changer la taille ou la forme.

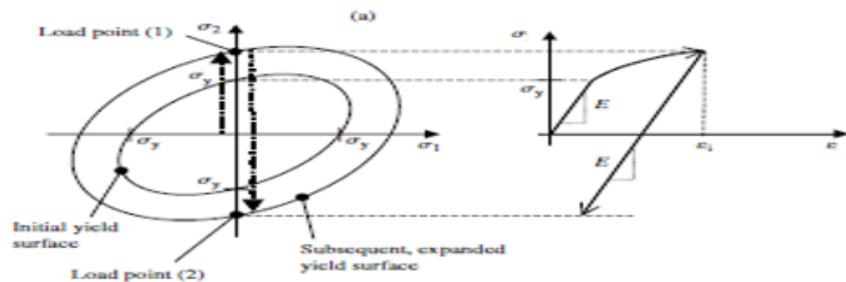


FIGURE I.20 – Evolution dissymétrique de la surface d'écoulement

Evolution des critères de plasticité.Écrouissage(isotrope–cinématique- mixte)

L'évolution des critères d'écoulement (ou de plasticité) isotrope (critère de Von Mises) et anisotrope liée à l'écrouissage, qui implique l'idée de transformation de la surface de charge. Les classes principales d'écrouissage sont l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique et l'écrouissage mixte. On parle d'écrouissage isotrope lorsque la transformation se fait par dilatation du critère, d'écrouissage cinématique pour une translation, d'écrouissage isotrope-cinématique combinée, lorsque la transformation est quelconque. Le modèle d'écrouissage mixte permet en effet à la surface de s'étendre uniformément. Les principaux types d'écrouissage sont illustrés schématiquement sur (Cf figure I.21).

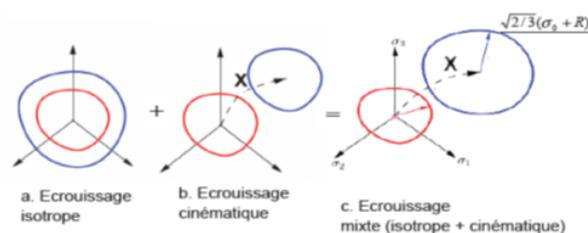


FIGURE I.21 – Illustration des principaux types d'écroutissage en espace tridimensionnel de contraintes.

I.6.7 Mécanismes d'écroutissage

Mécanisme d'Orowan

Le mécanisme d'Orowan décrit le phénomène de durcissement par précipitation (telle que la précipitation) dispersée dans un matériau cristallin. L'influence des particules en tant que trouble du mouvement de dislocation est la cause du durcissement par diffusion. Les dislocations bloquées par les particules se regroupent alors autour d'elles de l'autre côté et continuent d'avancer, laissant une boucle de dislocation autour de la particule. Si une nouvelle dislocation apparaît devant la particule, il « verra » que la boucle particule + dislocation elle-même est un obstacle. Le rayon des obstacles est plus grand que celui des particules individuelles. C'est ce qui fait que ce dernier se divise (ou contourne) lorsque suffisamment de luxations se sont accumulées.

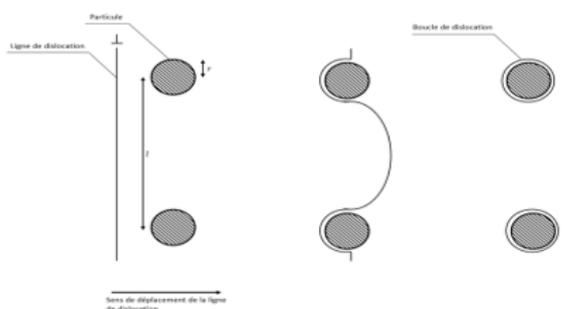


FIGURE I.22 – Mécanisme d'Orowan

Le mécanisme de Frank et Read

Il s'agit d'un mécanisme de multiplication de dislocations qui explique comment la déformation plastique est possible lorsque le cristal est à peine exempt de dislocations après solidification et durcissement. Le mécanisme commence par l'épinglage des défauts ponctuels, précipités ou autres dislocations perpendiculaires au plan de mouvement ; la partie épinglée reste fixe, et la partie mobile s'étend autour de l'épingle ; lorsque la partie mobile est connectée, la partie fixe recommence à circuler, l'anneau de dislocation peut bouger et s'étirer librement.

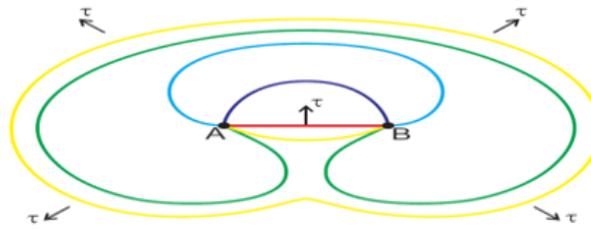


FIGURE I.23 – Le mécanisme de Frank et Read

Multiplication des dislocations

La déformation plastique des pièces métalliques est complétée par le mouvement des dislocations. Au cours du processus de déformation, ces dislocations se multiplient selon la source réalisée par Frank et Read. Cependant, les dislocations peuvent interférer entre elles : si elles sont dans un même plan de glissement, elles vont s’attirer ou se repousser, limitant leur propagation, et si elles sont dans un plan orthogonal, elles vont se fixer les unes aux autres. Donc plus il y a des dislocations, plus la possibilité de déformation est grande, mais moins les dislocations sont mobiles car elles interfèrent les unes avec les autres. La perte de mobilité des dislocations (autrement dit blocage) entraîne une augmentation de la limite élastique et donc une augmentation de la dureté, ce qui constitue l’écrouissage. Si le sens de la déformation plastique changera, l’écrouissage peut à son tour réduire la limite élastique : c’est l’effet Bauschinger.

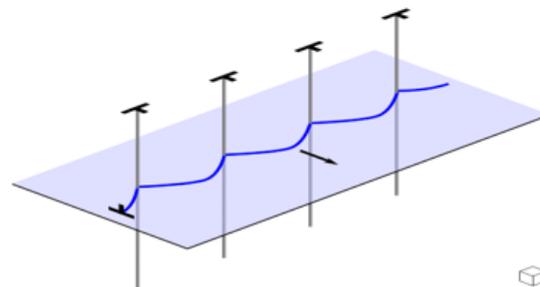


FIGURE I.24 – : Modèle des « arbres de la forêt » pour expliquer l’écrouissage : la dislocation bleue est épinglée par les dislocations grises

I.6.8 Anisotropie

L’anisotropie se manifeste par des modifications des propriétés mécaniques et physiques avec la direction de la contrainte.

Origine et causes de l’anisotropie

Certaines causes d’anisotropie comprennent :

- 1- La principale cause de l’anisotropie est l’hétérogénéité chimique, qui est très forte lorsque la pièce est grande (isolement plus petit).
- 2- Le sens de distribution conduit à des inclusions et des fissures, conduisant à une anisotropie.

3- La contrainte interne restant dans la tôle après déformation ou déformation trempé ou développé volontairement (précontrainte) peut également être modifier les propriétés et créer une anisotropie structurelle.

4- La forme des grains n'est pas équiaxe, donc le nombre de joints par unité de longueur variera selon la direction, ce qui conduit à une anisotropie avec toutes les propriétés de joints de grains.

Coefficient d'anisotropie

Lors d'un essai de traction uni axiale, l'anisotropie plastique d'une tôle entraîne une modification importante de la déformation de l'éprouvette. Pour une déformation ε_1 , dans la direction de traction, les déformations en largeur ε_2 et en épaisseur ε_3 , seraient identiques si la tôle était isotrope. Compte tenu de la relation d'invariance de volume ($\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$), un seul critère suffit pour décrire cette conséquence de l'anisotropie plastique. Afin de définir l'anisotropie, LANKFORD a introduit un deuxième critère, r est égal au rapport de la déformation rationnelle en largeur et en épaisseur dans l'essai de traction simple. Soit :

$$r = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3} \quad (\text{I.18})$$

Afin de mesurer l'anisotropie, un coefficient est utilisé pour exprimer le rapport entre la déformation de largeur et la déformation d'épaisseur de l'éprouvette en feuille dans une direction par rapport à la direction de laminage :

$$\varepsilon_1 = \frac{l_f - l_0}{l_0} \quad (\text{I.19})$$

$$\varepsilon_2 = \frac{b_f - b_0}{b_0} \quad (\text{I.20})$$

$$\varepsilon_3 = \frac{e_f - e_0}{e_0} \quad (\text{I.21})$$

$$r(\theta) = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3} = -\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1 + \varepsilon_2} \quad (\text{I.22})$$

Relations texture coefficient d'anisotropie

[15]

D'une façon globale, le coefficient d'anisotropie traduit la différence de comportement lors d'une déformation en traction entre un échantillon isotrope et un échantillon anisotrope. Contrairement à la limite élastique et au coefficient d'écrouissage, le coefficient d'anisotropie d'une tôle dépend essentiellement de sa texture. La théorie de Taylor suppose que chaque grain du polycristal subit la même déformation que le polycristal dans son ensemble. La carac-

téristique de cette déformation est le coefficient de contraction q :

$$q = -\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \quad (\text{I.23})$$

I.6.9 Critère de Hill quadratique (1948)

Le critère de Hill48 s'exprime dans le repère orthotrope sous la forme suivante :

$$f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = \sigma_0^2 \quad (\text{I.24})$$

Si : σ_0^1 , σ_0^2 et σ_0^3 sont des contraintes d'écoulement en traction uniaxiale suivant les directions principales d'anisotropie, on voit que :

$$G + H = \frac{\sigma_0^2}{(\sigma_0^1)^2}, F + H = \frac{\sigma_0^2}{(\sigma_0^2)^2}, F + G = \frac{\sigma_0^2}{(\sigma_0^3)^2} \quad (\text{I.25})$$

Si : σ_0^{23} , σ_0^{13} et σ_0^{12} sont des contraintes en cisaillement simples par rapport aux axes principaux plans d'anisotropie, on obtient :

$$2L = \frac{\sigma_0^2}{(\sigma_0^{23})^2}, 2M = \frac{\sigma_0^2}{(\sigma_0^{13})^2}, 2N = \frac{\sigma_0^2}{(\sigma_0^{12})^2} \quad (\text{I.26})$$

Selon l'hypothèse de contraintes planes, consistant à négliger toutes les composantes du tenseur des contraintes hors plan de la tôle ($\sigma_{33} = \sigma_{13} = \sigma_{23} = 0$), ce critère peut se réduire à l'expression suivante :

$$f(\sigma_{ij}) = (G + H)\sigma_{11} - 2H\sigma_{11}\sigma_{22} + (F + H)\sigma_{22}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = \sigma_0^2 \quad (\text{I.27})$$

Si l'on pose $F = G = H = 1/2$, $L = M = N = 3/2$, le critère de Hill se réduit au critère de Von Mises correspondant à un matériau incompressible isotrope. Rappelons tout d'abord les relations classiques relatives à l'essai de traction uniaxiale sur une tôle orthotrope dont le comportement plastique est décrit par le critère de Hill quadratique et la loi d'écoulement associée par le principe de normalité :

$$\sigma(\theta) = \frac{\sigma_0}{(F \sin^4\theta + G \cos^4\theta + H \cos^2 2\theta + 2N \sin^2\theta \cos^2\theta)^{1/2}} \quad (\text{I.28})$$

$$r(\theta) = \frac{H \cos^2 2\theta - (F + G - 2N) \cos^2\theta \sin^2\theta}{F \sin^2\theta + G \cos^2\theta} \quad (\text{I.29})$$

Où $\sigma(\theta)$ et $r(\theta)$ désignent respectivement la contrainte de traction et le coefficient de Lankford et F, G, H, N les paramètres du critère de Hill.

I.6.10 Détermination des grandeurs mécaniques

Nous choisissons une plage de déformation plastique homogène afin d'éviter la zone de striction. Les deux hypothèses de plasticité qui consistent au découplage total de tenseur de contrainte de celui de déformation.

Plasticité Associée AFR (Associated Flow Rule)

La détermination des paramètres de l'anisotropie s'effectue à partir du mélange entre les contraintes d'écoulement et les coefficients de Lankford issus de l'expérimental.

Les 04 paramètres de Hill48 s'obtiennent par le biais de l'équation suivante :

$$F = \frac{1}{2} \left(\frac{2\sigma_0^2}{\sigma_{90}^2(1+r_{90})} \right), G = 1 - \frac{1}{2} \left(\frac{2\sigma_0 r_{90}}{\sigma_{90}^2(1+r_{90})} \right), H = \frac{1}{2} \left(\frac{2\sigma_0 r_{90}}{\sigma_{90}^2(1+r_{90})} \right), N = \frac{1}{2} \left(\frac{4\sigma_0}{\sigma_{45}^2} - 1 + \frac{\sigma_0^2(r_{90}-1)}{\sigma_{90}^2(1+r_{90})} \right) \quad (\text{I.30})$$

Plasticité Non Associée non-AFR (Non Associated Flow Rule)

La détermination des paramètres de l'anisotropie s'effectue à partir du découplage du tenseur des contraintes d'écoulement par rapport à celui des déformations (les coefficients de Lankford) issus de l'expérimental.

Les 04 paramètres de Hill48 s'obtiennent par le modèle d'identification suivant :

1- Soit à partir du tenseur de contraintes uniquement (non-AFR-s).

$$2F = \frac{\sigma_0^2}{\sigma_{90}^2} - 1 + \frac{\sigma_0^2}{\sigma_b^2}, 2G = 1 - \frac{\sigma_0^2}{\sigma_{90}^2} + \frac{\sigma_0^2}{\sigma_b^2}, 2H = 1 + \frac{\sigma_0^2}{\sigma_{90}^2} - \frac{\sigma_0^2}{\sigma_b^2}, 2N = \frac{4\sigma_0^2}{\sigma_{45}^2} - \frac{\sigma_0^2}{\sigma_b^2} \quad (\text{I.31})$$

2- Soit à partir des coefficients de Lankford r_0, r_{45}, r_{90} uniquement (non-AFR-r)

$$F = \frac{r_0}{r_{90}(1+r_0)}, G = \frac{1}{1+r_0}, H = \frac{r_0}{1+r_0}, N = \frac{(1+2r_{45})(r_0+r_{90})}{2r_{90}(1+r_0)} \quad (\text{I.32})$$

Où $\sigma_0, \sigma_{45}, \sigma_{90}, r_0, r_{45}$ et r_{90} sont respectivement les contraintes d'écoulements et coefficients d'anisotropie de Lankford expérimentaux et unidirectionnels suivant les directions 0, 45 et 90° par rapport au sens de laminage (RD) (avec : $G + H = 1$). La contrainte équibiaxiale b est déterminée par une expérience d'essai de traction biaxiale σ_b . Notant que, dans toutes ces variantes de plasticité la contrainte de référence est celle de la direction du laminage (DL), $\sigma_{ref} = \sigma_0$.

I.7 L'effet bauschinger

I.7.1 Définition de l'effet bauschinger

Au 19^{ème} siècle, diverses études ont établi le test de chargement inversé; dans les années 1880, J. Bauschinger a montré que la pré-déformation plastique augmente la limite d'élasticité dans le même sens que la pré-déformation; la pré-déformation plastique diminue la limite d'élasticité dans le sens précontrainte. Par conséquent, l'effet Bauschinger peut être défini comme la différence entre la limite élastique obtenue à partir de la première charge dans une direction et la limite élastique obtenue à partir de la direction opposée (ci-après dénommée « deuxième charge ») sur le métal pré-déformé. Il y a une différence) après une pré-déformation donnée. Il existe de nombreux paramètres caractéristiques de l'effet Bauschinger,

Notation

Nous définissons ici les symboles utilisés ci-après. Certains seront définis Immédiatement, d'autres seront ajoutés plus tard. Les principales grandeurs impliquées sont définies dans la figure A. Elles sont :

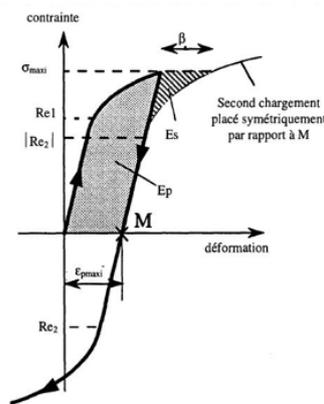


FIGURE I.25 – Notations et grandeurs utilisées [16]

σ_{maxi} : contrainte maximale atteinte lors du premier chargement (qui est aussi la limite d'élasticité du second chargement s'il est effectué dans le même sens que le premier).

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

Re_2 : limite d'élasticité du second chargement (en valeur algébrique).

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

ε_{pmaxi} : : déformation plastique maximale atteinte lors du premier chargement.

β : Déformation de Bauschinger définie à $\sigma = \sigma_{maxi}$.

β_n : Déformation de Bauschinger définie à $\sigma = n\sigma_{maxi}$.

E_s : différence d'énergie de déformation plastique, pour atteindre σ_{maxi} lors du second-chargement, entre un matériau ne présentant pas d'effet Bauschinger et le matériau testé.

E_p : énergie de déformation plastique emmagasinée durant la pré-déformation.

I.7.2 Paramètres (ou « indicateurs ») relatifs aux contraintes

L'effet Bauschinger a de nombreux paramètres caractéristiques, suivant la définition de l'effet Bauschinger (ci-après souvent appelé E_B) proposée par Bauschinger lui-même, le premier paramètre proposé est le paramètre de contrainte. Plus précisément, c'est le rapport de limite d'élasticité, ou la différence de limite d'élasticité est ramenée à la contrainte de référence (pour obtenir une grandeur sans dimension). Mais ces paramètres ne révèlent qu'une partie assez limitée de la modification de la courbe d'écrouissage de la deuxième charge après la pré-déformation plastique. De plus, le décalage des contraintes entre les courbes de débit est utilisé pour mieux quantifier les différentes modifications après précontrainte plastique.

Contraintes de rappel

Lorsque nous observons la courbe de chargement (première ou deuxième), nous pouvons voir trois parties : une partie élastique presque linéaire, puis une partie "coude" fortement courbée, et enfin une partie plastique faiblement courbée. Orowan a proposé que le "coude" de la deuxième courbe de charge soit en raison de la dislocation des obstacles plus faciles à franchir pendant cette période de chargement inverse lors du chargement initial, par conséquent, la réduction de la pièce en plastique après flexion est due à la contrainte de retour élastique, ou à la contrainte à longue distance due au durcissement du premier chargement. La diminution de la deuxième courbe de charge est le résultat de l'effet Bauschinger, on comprend pourquoi la contrainte de retour (appelée aussi contrainte élastique, contrainte interne ou contrainte thermique), fonction de la déformation plastique.

I.7.3 Paramètres de contrainte Bauschinger

Dans la littérature, il existe plusieurs paramètres appelés " paramètres de contrainte Bauschinger ". Ils sont définis en fonction de la limite élastique de la deuxième charge et de la contrainte maximale atteinte lors de la première charge ; mais ils peuvent aussi dépendre de la limite élastique de la première charge.

Milligan

En 1949, Welter proposait le paramètre de contrainte :

$$B_\sigma = \frac{Re_2}{Re_1} \quad (\text{I.33})$$

Mais Malheureusement, ce paramètre présente l'inconvénient de ne pas prendre en compte le niveau de pré-déformation plastique

C'est pourquoi en 1966, Milligan proposait plutôt le paramètre :

$$B_\sigma = \frac{Re_2}{\sigma_{maxi}} \quad (\text{I.34})$$

qui ne présente pas cet inconvénient. Lorsque la limite d'élasticité du second chargement est fortement affectée par la pré-déformation, B_σ peut même approcher la valeur + 1 (pas de zone élastique en déchargement). En revanche, en l'absence d'effet Bauschinger, B_σ vaut -1. Milligan a montré dans les aciers martensitiques (figure A- 11-2) que le paramètre de contrainte ainsi défini diminue avec la pré-déformation, jusqu'à 2% de pré-déformation. Au delà, il reste constant, avec une valeur de l'ordre de 0,35. Il n'existe par ailleurs pas de différence entre des essais à pré-chargement en traction et des essais à pré-chargement en compression (*Cf* figure I.26 et *Cf* figure I.27)

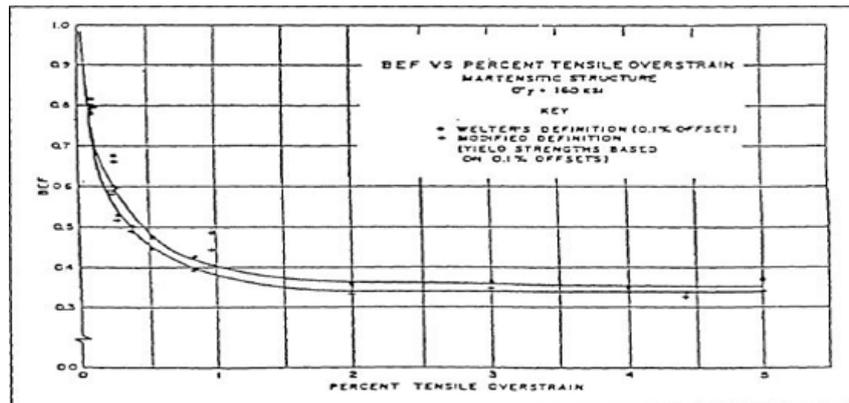


FIGURE I.26 – Evolution de B_σ en fonction d'une pré-déformation de traction. B_σ est évalué pour le cas des aciers à structure martensitique ($\sigma_y = 160$ k.s.i) : + Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.

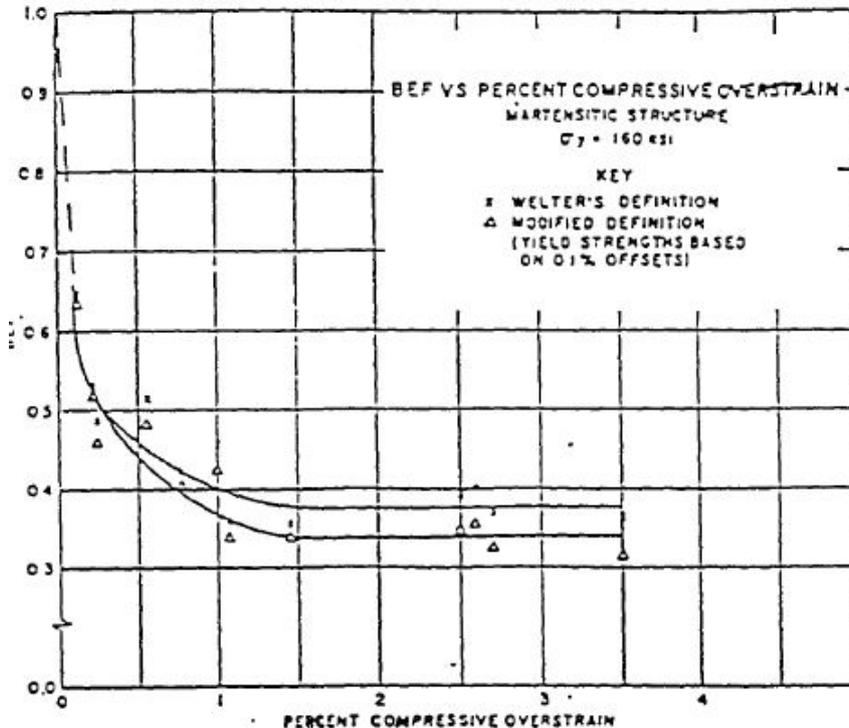


FIGURE I.27 – Evolution de B_σ et B_σ en fonction d'une pré-déformation en compression (acier de structure martensitique) : + Δ Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.[11]

Enfin, la même étude menée sur des aciers de structure perlitique ou bainitique (*Cf* figure I.28 et *Cf* figure I.29), conduit à des conclusions similaires, et à des valeurs de pa-

ramètres B_σ peu influencées par la structure. En revanche, les résultats en terme de paramètre de Welter B_σ diffèrent des précédents, au-delà de 1,5% de prédéformation pour les aciers perlitiques, et dès les faibles prédéformations pour les aciers bainitiques.

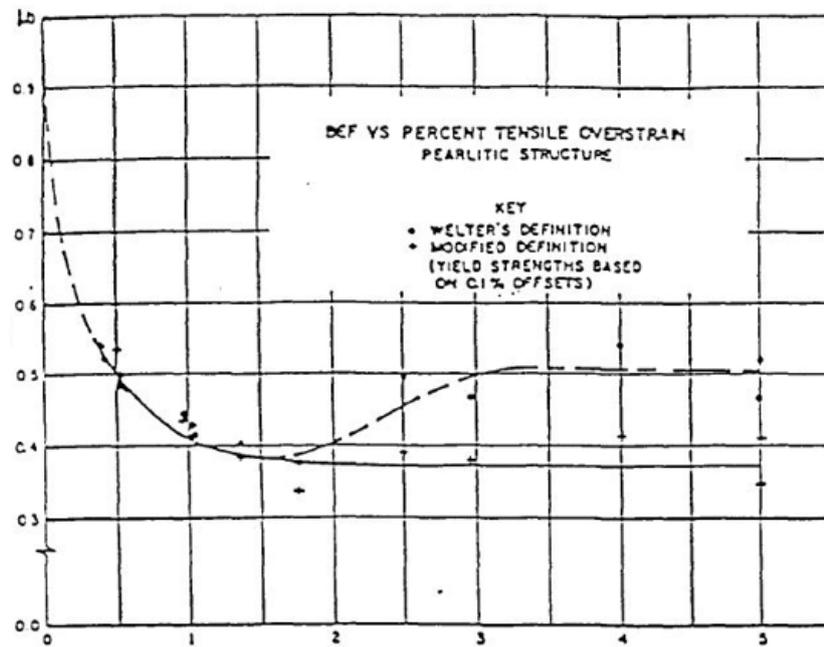


FIGURE I.28 – Evolution de B_σ et B_σ en fonction d'une prédéformation en traction (acier de structure perlitique). + Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.

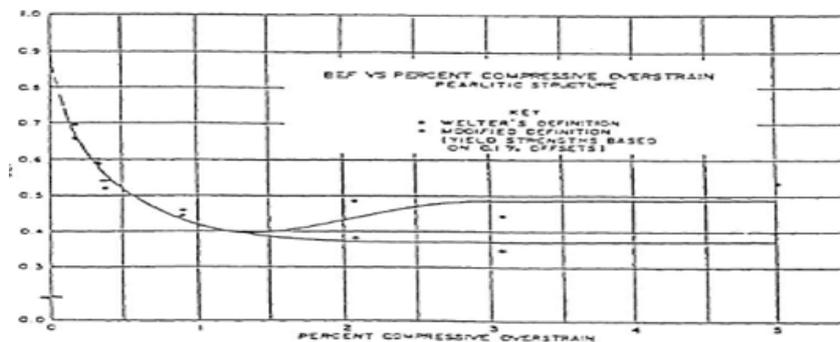
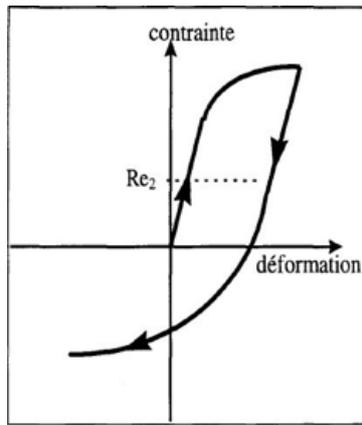
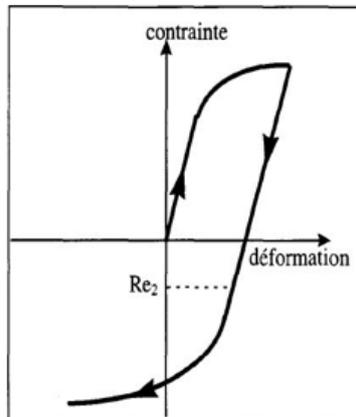


FIGURE I.29 – Evolution de B_σ et B_σ en fonction d'une prédéformation en compression (acier de structure perlitique). + Les limites d'élasticité utilisées ont été évaluées à 0,1% de déformation rémanente.

Abel

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

$$B_\sigma = \frac{Re_2}{\sigma_{maxi}} + 1 \quad (I.35)$$


 FIGURE I.30 – Matériau subissant une pré-déformation en traction puis en compression avec $Re_2 > 0$

 FIGURE I.31 – Matériau subissant une pré-déformation en compression puis en traction, avec $Re_2 < 0$

Quand l'écoulement plastique en sens inverse a lieu durant le déchargement ($\sigma > 0$) (Cf figure I.30 et Cf figure I.31), $Re_2 > 0$, et $B_\sigma > 1$, avec une valeur théorique maximum de 2.

I.7.4 Indicateurs relatifs à la déformation

Le fait que la courbe σ - ε montre un cheminement progressif entre la partie élastique et la partie plastique conduit à certaines difficultés pour définir avec précision la limite élastique. Il semble que la difficulté soit de trouver l'origine des paramètres de l'effet Bauschinger en termes de déformation plutôt que de contrainte. Plusieurs auteurs ont proposé des définitions de déformation et de paramètres. Le paramètre suggéré est l'écart de déformation ou le taux de déformation caractéristique de l'effet Bauschinger. La première idée est de caractériser l'effet Bauschinger par la déformation plastique réalisée à $-\sigma_{maxi}$; ou, si l'effet Bauschinger est très important, par la déformation plastique réalisée à $-n_{maxi}$ ($n_{\sigma_{maxi}} < 1$). Ce type de déformation appelé "déformation de Bauschinger" est noté β ou β_n .

Wooley

Wooley a étudié l'effet Bauschinger, en utilisant un test de torsion

Sur différents matériaux (acier, aluminium pur (99,9%), aluminium pur (99,98%), cuivre, Nickel et plomb) utilisent la « déformation Bauschinger », β_n [woo53] (Cf figure I.32). Le plus courant est $n = 3/4$ ou $n = 1$. L'auteur propose également un indice pour inverser l'effet Bauschinger en utilisant un autre paramètre de déformation :

$$P[\text{woo53}] = \frac{\gamma_{0.75}}{\gamma_0} \quad (\text{I.36})$$

$\gamma_{0.75}$: la distorsion opposée totale (somme des distorsions élastique et plastique) à 0.75 fois maxi.

γ_0 : la distorsion totale à la contrainte nulle.

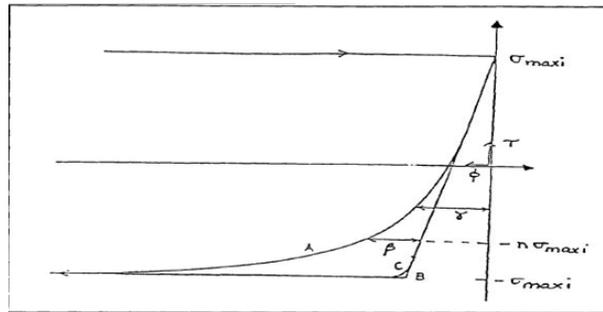


FIGURE I.32 – Définition des paramètres β_n et P proposés par Woolley .[11]

Courbe expérimentale obtenue par Woolley :

- Courbe A (essai de torsion);
- Courbe B : matériau idéal, ne présentant pas d'effet Bauschinger ;
- Courbe C : courbe obtenue en considérant que la contrainte s'exprime à l'aide d'une série de Taylor;

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

γ : différence en déformation entre la courbe de second chargement et l'axe 0, permet de définir le paramètre p.

D'après les travaux de Woolley , sur différents matériaux tels que l'acier, le cuivre, l'aluminium pur (99,9), le nickel (99%) et le plomb (99,98%), testés en torsion la« déformation Bauschinger », β pour chacun des matériaux étudiés :

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

Plumtree et al

Pour les essais cycliques, Plumtree et al. ont défini "déformation de Bauschinger", , comme la déformation plastique sur l'alternance considérée, obtenue à 75% de l'amplitude

de contrainte maximale de l'alternance précédente. Ils utilisent également ce paramètre pour indiquer si le métal a un comportement. Par exemple, le comportement de masse est observé dans les situations suivantes : Toutes les boucles d'hystérésis contrainte-déformation sous différents niveaux de changement de déformation sont contenues les unes dans les autres. La charge de traction se chevauche alternativement ou la charge de compression se chevauche alternativement, si elles proviennent de la même origine (*Cf* figure I.33). La courbe d'érouissage cyclique est définie comme une courbe similaire avec une boucle d'hystérésis stable avec un rapport d'alternance de charge de $\frac{1}{2}$.

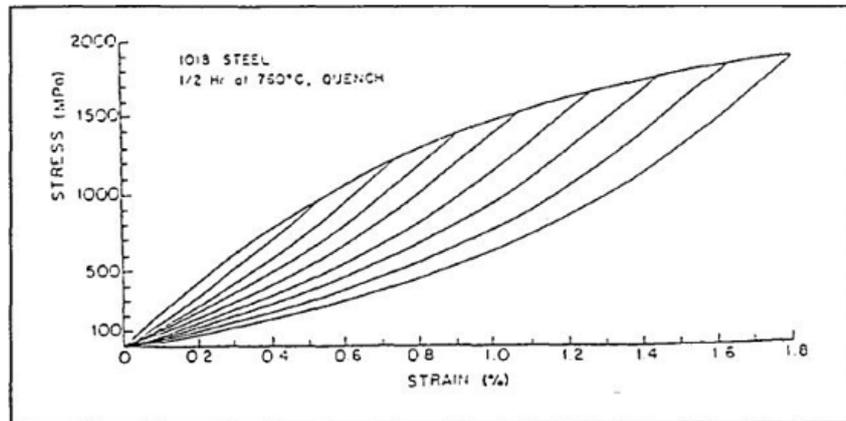


FIGURE I.33 – boucles d'hystérésis stabilisés d'un acier doux présentant un comportement Masing

Abel

Le "paramètre de déformation de Bauschinger" proposé par Abel β est défini comme le rapport de "déformation de Bauschinger", défini par Woolley, $n = 1$. Sur la pré-déformation plastique, ε_{pmax} :

$$\beta_{[ABE72a]} = \frac{\beta_{[W0053]}}{\varepsilon_{pmax}} \quad (I.37)$$

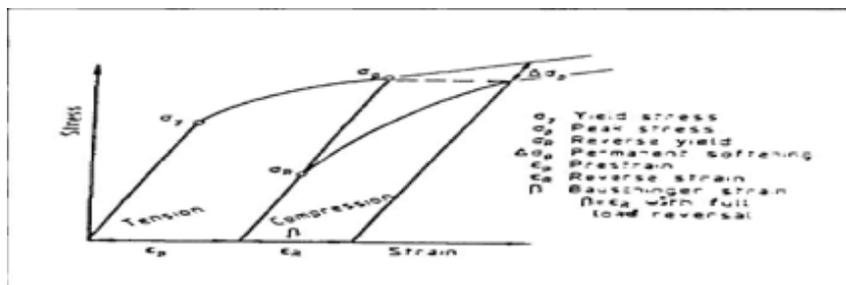


FIGURE I.34 – Définition du « paramètre de déformation Bauschinger » β proposé par Abel.

Le raisonnement suivant proposé par Abel [ABE72a] permet de définir la limite supérieure de ce paramètre. Si nous supposons que N dislocations sont impliquées dans la pré-déformation ε_{pmax} et si le matériau est déformé dans le sens opposé, on peut supposer que le même nombre de dislocations N sont impliquées dans la déformation inverse, et le changement

de contrainte est égal à 2 fois la précontrainte ; si la déformation plastique est aussi facile dans un sens que dans l'autre, et on peut admettre que la déformation plastique maximale atteinte dans le second sens sera de $2\varepsilon_{pmaxi}$. On en déduit que la valeur maximale théorique de $\beta_{[ABE72a]}$ est 2. En l'absence d'effet Bauschinger, $\beta_{[ABE72a]}$ est nul. Par conséquent, le "Paramètre de déformation de Bauschinger" $\beta_{[ABE72a]}$ est entre 0 et 2.[16]

I.7.5 Facteurs influençant l'effet Bauschinger

Comme les nombreux exemples cités précédemment le montrent, l'effet Bauschinger dépend de la nature du matériau (composition chimique, structure), et d'un certain nombre de caractéristiques micro-structurales (taille de grain, état de précipitation ...etc).

Taille de grain

La plupart des résultats de la littérature tendent à indiquer que l'influence de la taille des grains sur l'effet Bauschinger est négligeable. Woolley à l'aide des tests de torsion utilisant de l'acier, de l'aluminium pur (99,98 %), du cuivre, du nickel et du plomb l'ont prouvé. Il utilise la "Déformation de Bauschinger".[16] $\beta_{[W0053]}$ comme indicateur.

Composition du matériau

Nous limiterons cela aux résultats de l'acier. Les résultats impactés le carbone est contradictoire. Li et al [LI78] ont étudié concernant la matière sur l'effet Bauschinger, en observent l'évolution, en fonction de la composition de matériau, des paramètres $\beta_{[ABE72a]}$, et $\beta_{\sigma[MIL66]}$. Ils montrent qu'en acier au carbone, l'augmentation de la teneur en carbone de 0,21% à 0,34% (en poids), fait augmenter $\beta_{[ABE72a]}$ pendant que $\beta_{\sigma[MIL66]}$ diminue.

Température

La température d'essai influe sur la cinétique des dislocations, elle est a priori peut jouer l'effet Bauschinger. Cependant, Woolley, utilisant "Déformation de Bauschinger", Dans les essais à -182 °C et 15 °C, dans différents matériaux comme le cuivre ou l'aluminium (matériaux à structure cubique Centré), ne montre aucun effet de température.

Vieillessement sous déformation (ou « strain aging »)

L'influence du vieillissement par déformation sur l'effet Bauschinger est étudiée par Tan et al sur l'aluminium, l'acier austénitique et la tôle d'acier duplex (Austénite-ferrite), ils ont observé que le vieillissement sous déformation augmentait la limite d'élasticité et réduire le rayon de courbure de la courbe de chargement secondaire.

Forme des précipités

Selon Wilson pour différents matériaux (cuivre, acier et acier à faible teneur en carbone, teneur en carbone différente, alliage de cuivre et d'aluminium et Al-Mn) et Atkinson ceux sur alliage cuivre-silicium, l'influence de la composition et de la structure du matériau sur l'effet Bauschinger est essentiellement une fonction de la fraction volumique, de la taille et de la forme des précipités. En particulier, la fraction volumique du précipité a une influence importante sur l'effet Bauschinger. En effet, les dislocations bloquées par les boucles d'Orowan génèrent des contraintes résiduelles internes, qui favorisent la déformation en sens inverse, réduisant ainsi l'effet Bauschinger.

I.8 La nano-indentation

I.8.1 Introduction

La nanoindentation est une technique d'indentation instrumentale qui permet la recherche des propriétés du matériau à petite échelle. Cette technologie a été développée à l'origine pour l'étude des couches minces et a connu de nombreux développements au cours des deux dernières décennies. Il est désormais possible de déterminer les propriétés mécaniques des matériaux à l'échelle locale, telles que la dureté, le module d'Young ou encore l'érouissage.

I.8.2 Caractéristiques principales

Principe de l'indentation instrumentée

Le principe de la nanoindentation est basé sur le principe des tests de dureté standard, c'est-à-dire que l'indentation est enfoncée dans la surface de l'échantillon avant que l'échantillon ne soit retiré. La principale différence entre les tests de dureté et de nanoindentation réside dans le fait que la plage de force et la profondeur de pénétration de la nanoindentation sont bien inférieures à celles des tests de dureté ou de microdureté, qui peuvent atteindre une dizaine. Le micro-Newton est la force et le niveau nanométrique est la profondeur de pénétration. De plus, dans le test de nanoindentation, la profondeur de pénétration h et la force F sont mesurés dynamiquement pendant le cycle de charge-décharge, ce qui permet de tracer la courbe force-déplacement générée, communément appelée courbe d'indentation.[13]

F_m : l'effort maximal.

H_m : la profondeur d'indentation maximale .

h_r : la profondeur résiduelle définie comme la profondeur de l'empreinte résiduelle subsistant une fois la décharge achevée.

De cette courbe d'indentation, il est éventuel de trouver le module d'élasticité local aussi que la nano-dureté. Il faut exprimer que les concepts de dureté et de module d'Young

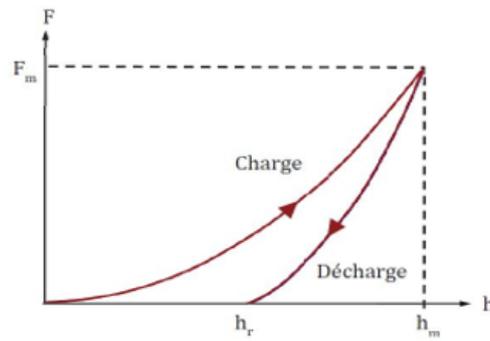


FIGURE I.35 – Courbe typique d'un cycle charge-décharge de nanoindentation.[13]

régional sont des paramètres manufacturés obstinément dépendants de la géométrie de la pointe, du comportement élastique et/ou inductile du matériau et des données aux limites de l'étude.[13]

La caractérisation des propriétés mécaniques nécessite la prévision de l'aire de contact entre toute grandeur h . pour ceci, la géométrie de la pointe d'indent doit être éminemment définie comme une fonction de h . L'aire de contact peut être définie de deux façons, soit comme la surface de l'indent en contact avec l'échantillon (aire de contact développée A_d), soit comme la surface correspondant à la projection de l'aire de contact développée sur la surface de l'échantillon (aire de contact projetée A_p) (Cf figure I.36).[13]



FIGURE I.36 – : Illustration schématique des définitions d'aire de contact développée et projetée lors d'un essai de nano-indentation

L'aire de contact réelle est déterminée avec précision dans l'essai de nanoindentation, car elle a une grande influence sur le calcul du module d'indentation. Cela nécessite une compréhension complète de la géométrie d'indentation donnée par la méthode d'étalonnage spécifique, tout en tenant compte de la déviation de la géométrie d'indentation réelle. La force requise pour effectuer le test de nanoindentation étant très faible, le déplacement total mesuré est la somme du déplacement de l'échantillon et du déplacement d'indentation. Cela signifie que la raideur calculée lors de l'essai prend en compte la raideur de l'échantillon et de la machine.[13] C'est pourquoi la raideur de la machine doit être un paramètre bien connu. De même, le module E_r ainsi calculé est le module total incluant l'élasticité à l'enfoncement et l'élasticité du matériau à tester. Par conséquent, nous définissons le module réduit E_r en nanoindentation comme suit :

E_i : modules d'élasticité de l'indent.

E_s : modules d'élasticité de l'échantillon.

ν_i : le coefficient de Poisson de l'indent.

ν_s : le coefficient de Poisson de l'échantillon.

En supposant le coefficient de Poisson ν_s de l'échantillon connu, il est donc possible de remonter au module d'indentation E_s du matériau.

I.8.3 Indents utilisés en nanoindentation

En raison de la dureté élevée et du module d'élasticité élevé de ce matériau, l'indentation est généralement en diamant, ce qui peut éviter que la pointe ne soit endommagée en raison de phénomènes irréversibles tels que la plasticité lors du test.

Indent de type Berkovich

L'empreinte de type Berkovich est une pyramide à fond triangulaire, qui a la particularité d'avoir la même fonction d'aire, c'est-à-dire que le rapport entre l'aire de contact projetée A_p et la profondeur de contact h_c est le même, comme Vickers (Cf figure I.37).

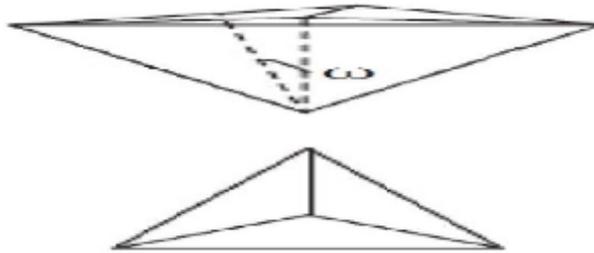


FIGURE I.37 – Géométrie d'une pointe d'indentation de type Berkovich et de l'empreinte résiduelle due à ce type d'indent.

Larsson et ses collaborateurs ont comparé l'utilisation des pointes Berkovich et Vickers pour les calculs de dureté dans la nanoindentation instrumentale par le biais d'études par éléments finis. Par conséquent, ils ont prouvé que les deux types d'indentation donnaient des résultats similaires, ce qui a vérifié l'utilisation des pointes de Berkovich en nanoindentation. L'indentation de Berkovich est meilleure que la pointe Vickers dans l'indentation de l'instrument, car il est plus facile de faire une pyramide triangulaire qu'une pyramide carrée dans une petite zone. L'angle ponctuel total de l'indentation de Berkovich ω_T est de $142,3^\circ$, et ω l'angle entre l'axe de pyramide et les 3 faces sont égales à $65,3^\circ$. La zone de contact projetée s'écrit sous la forme Suivant :

$$A_p = 3\sqrt{3}h_c^2\omega^2 \quad (\text{I.38})$$

Ce qui donne, dans l'hypothèse d'un indent Berkovich parfait : $A_p = 24,5h_c^2$.

Indent sphérique

Dans le cas de matériaux mous, les alvéoles sphériques sont généralement préférées. Sous des charges d'indentation plus élevées, la déformation générée est plutôt de type élastoplastique, permettant l'étude de la plasticité ou de l'écrouissage en transformation élastoplastique.



FIGURE I.38 – Géométrie d'une pointe d'indentation sphérique et de l'empreinte résiduelle due à ce type

Leur fonction d'aire est simple, elle dépend de R , le rayon de pointe de l'indent :

$$A_p = 2\pi R.h_c^2 \quad (\text{I.39})$$

Il est cependant difficile de manufacturer des indents sphériques de faible diamètre ($<1\mu\text{m}$), c'est pourquoi il est fréquent d'utiliser des indents Berkovich émoussés.

Indent conique

Ce sont aussi des empreintes très difficiles à fabriquer à petite échelle. elles sont principalement utilisé pour la modélisation de nanoindentation, car ils sont axysymétriques, et contrairement à Berkovich, ces empreintes n'entraînent pas de complications en raison de la concentration de contraintes autour de l'indentation.

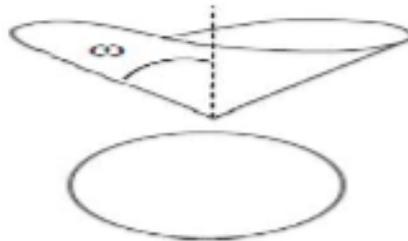


FIGURE I.39 – Géométrie d'une pointe d'indentation conique et de l'empreinte résiduelle due à ce type d'indent.

I.8.4 Effet de pile-up et sink-in

On observe la flèche de la surface sous la charge d'indentation sur la figure ci-dessous, qui correspond au phénomène d'enfoncement (ou « enfoncement ») et son contraire, avec des bourrelets (ou « empilement ») au fond. L'indentation peut être prise en charge, selon le rapport E_s/H (module d'indentation de dureté) du matériau à tester.[13]

I.8.5 Méthodologies d'analyse des courbes

Méthode d'Oliver et Pharr

La méthode d'Oliver et Pharr est sans doute la méthode analytique la plus largement utilisée. L'auteur souligne que dans le test de nanoindentation, la courbe de décharge est

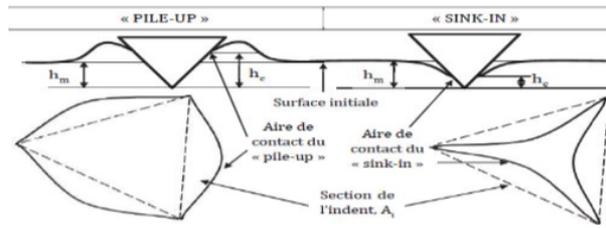


FIGURE I.40 – Représentation schématique des effets de « pile-up » et de « sink-in » pendant et après l'indentation.

rarement linéaire, mais le comportement de décharge est préférable d'utiliser la loi des types de puissance pour décrire ce comportement [13]:

$$F = B_{op}p \quad (I.40)$$

F : la charge instantanée

B_{op} : constante ajustable en fonction des données expérimentales.

Il est nécessaire, préalablement à l'étude, de définir les déplacements particuliers considérés (Cf figure I.41).

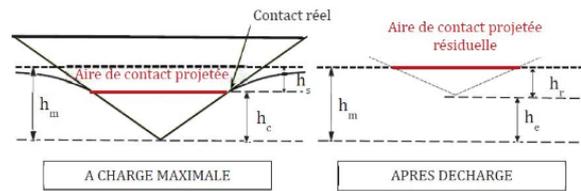


FIGURE I.41 – Représentation schématique du processus d'indentation illustrant les différents déplacements considérés par la méthode de Oliver et Pharr.

Nous pensons que la profondeur de pénétration totale h_m est la somme de h_c , de la profondeur de contact et de h_s , c'est-à-dire le déplacement de la surface autour de la dent (Déviation élastique) :

$$h_m = h_c + h_s \quad (I.41)$$

Après décharge, on représente la profondeur finale de l'indentation résiduelle h_r et le déplacement provoqué par la réponse élastique du matériau. La somme de ces deux déplacements est égale à la profondeur maximale atteinte lors de l'indentation :

$$h_m = h_r + h_e \quad (I.42)$$

Le principe de cette méthode est que la raideur calculée S n'est plus dans le premier tiers de la décharge, mais à un certain point de la charge maximale (Cf figure I-9). Par conséquent, la rigidité C_d peut être obtenue en dérivant la formule (5.6) et en l'évaluant à la profondeur d'indentation maximale h_m :

$$\left(\frac{dF}{dh}\right)_{h=h_m} = m_{op}B_{op}(h_m - h_r)^{m_{op}-1} \quad (I.43)$$

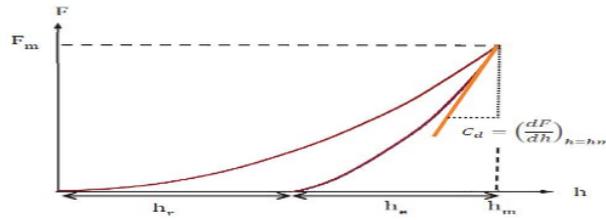


FIGURE I.42 – Courbe de charge-décharge typique issue d'indentation, méthode de Oliver et Pharr.

L'auteur suppose que la déformation qui se produit pendant le processus de chargement est élastique et plastique, mais seul le déplacement élastique est restauré pendant le processus de déchargement, donc la profondeur résiduelle correspond au déplacement plastique généré par l'indentation ; on peut voir que le déplacement causée par la plasticité inverse est généralement négligeable. L'expression de la fonction surface change en fonction de la profondeur de contact h_c , qui ne peut pas être mesurée directement, elle doit donc être exprimée en fonction de la profondeur de contact. A partir des équations (I.44) et (I.45), la profondeur de contact requise pour calculer la zone de contact peut être réexprimée[17] :

$$h_c = h_m - h_s \quad (\text{I.44})$$

Seule la profondeur maximale étant mesurable expérimentalement, il faut donc déterminer h_s . Pour cela Oliver et Pharr considèrent que la déflexion h_s de la surface à l'extérieur de la zone de contact est purement élastique. Les auteurs établissent la formule suivante :

$$h_c = h_m - \varepsilon \quad (\text{I.45})$$

où ε est un terme lié à la géométrie de la pointe : ε ; pour un indent de pointes Berkovich $\varepsilon=0.75$ (valeur devenue standard). L'auteur montre que dans le cas du contact élastique et élastoplastique, l'équation (5.8) est valable pour toute géométrie d'indentation, et le phénomène d'"empilement" ou d'"enfouissement" n'a aucun effet sur cette expression.[17]

Méthode de Field et Swain

Field et Swain ont soumis une autre méthode d'analyse de courbe d'indentation développée pour l'indentation sphérique . Dans cette méthode, l'auteur propose une méthode qui comprend une série de décharges partielles séparées par des étapes discrètes tout au long de l'indentation. Field et Swain ont montré leur modèle, applicable à tout type de matériau à comportement élastique, plastique ou élastoplastique. Le principe de la technologie des décharges partielles est de distinguer le comportement élastique et plastique des matériaux afin de les placer dans des conditions approchées par l'élasticité.

Les auteurs pensent qu'il n'y a pas de relaxation plastique pendant le processus de décharge par indentation, ce qui entraîne une déformation plastique. Une fois la décharge

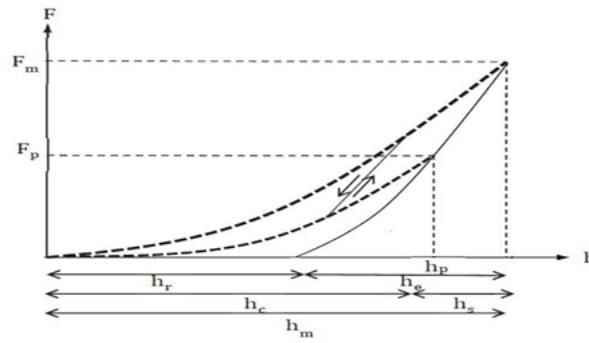


FIGURE I.43 – Représentation schématique d'une courbe typique de décharges partielles pour un matériau élasto-plastique

terminée, une profondeur d'indentation de h_r restera à la surface du matériau. Si la force F_m est à nouveau appliquée, la charge est purement élastique, et la profondeur élastique est h_e :

$$h_e = h_m - h_r \quad (\text{I.46})$$

L'empreinte résiduelle due à un indent sphérique est elle aussi sphérique avec un rayon R_r légèrement supérieur au rayon R de l'indent .

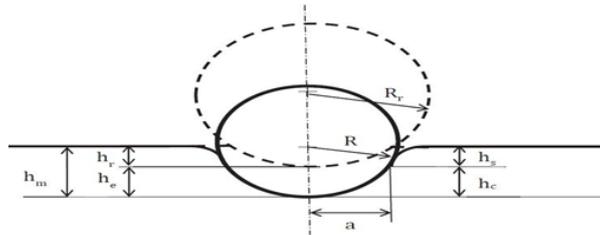


FIGURE I.44 – Représentation schématique d'une indentation réalisée à l'aide d'un indent sphérique et de l'empreinte résiduelle correspondante

Field et Swain pensent que cette marque résiduelle existe déjà à la fin de la décharge partielle, et la prochaine charge locale se produira sur cette marque préformée. La charge partielle se produit de la fin de la décharge jusqu'à la charge F_m , avec la charge partielle la plus importante. Sous cette force F_m , l'auteur décompose la profondeur de pénétration maximale h_m en déformation élastique h_s et profondeur de contact h_c (Cf figure I.44) :

$$h_m = h_c + h_s \quad (\text{I.47})$$

L'auteur suppose que la distance entre la surface de l'échantillon et le cercle de contact (profondeur h_s) est égale à la moitié de la profondeur élastique h_e :

$$h_m = \frac{h_e}{2} \quad (\text{I.48})$$

Les expressions du module d'indentation et de la dureté dépendent du rayon de contact a avec :

$$a = \sqrt{2Rh_c - h_c^2} \quad (\text{I.49})$$

avec :

$$h_c = \frac{h_m + h_r}{2} \quad (\text{I.50})$$

La dureté, calculée comme la pression moyenne sur l'aire de contact projetée :

$$HM = \frac{F_m}{\pi a^2} \quad (\text{I.51})$$

Le module réduit :

$$E_r = \frac{3}{4} \frac{F_m}{a(h_m - h_r)} \quad (\text{I.52})$$

Par conséquent, la méthode Field et Swain permet de calculer la dureté et le module d'indentation des points sphériques. Il a été montré que les modèles d'Oliver et Pharr et Field et Swain sont équivalents dans le cas du contact élastique et des bosses sphériques. Mais Oliver et Pharr ajustent la série de données de débit initial de pente. Ainsi, la dernière méthode prend plus de temps mais est plus stable que les méthodes Field et Swain.

Chapitre II

Partie expérimentale

II.1 Partie expérimentale

II.1.1 Motivation et contexte industriel du choix du matériau étudié

Pour des diverses raisons d'applications, les aciers sont destinés à la mise en forme par pliage, emboutissage ou Tubulaire à partir de feuillards en acier, notamment la fabrication des tubes soudés en spirales. Ce type de mise en forme est utilisé pour toutes les applications qui nécessitent des qualités de résistance, de rigidité et de ductilité. Les domaines d'application sont principalement, le transport des hydrocarbures et de l'eau. Les principaux facteurs de sélection des aciers sont : Haute résistance mécanique, thermique et/ou chimique, la durabilité, la facilité d'assemblage ... etc.

Les aciers à bas carbone donnent un meilleur compromis entre formabilité et caractéristiques mécaniques. Dans ce contexte, L'entreprise Publique économique dénommée « ALTUMET » (Algérienne des Tube Métalliques) a opté pour la nuance X60M de la norme américaine API 5L (PSL2) et aussi sous la spécification internationale ISO 3183. Les tôles sont d'épaisseur fortes de 6 mm à 30 mm obtenue par un procédé de laminage à chaud. La spécification API 5L de l'American Petroleum Institute couvre les tubes de canalisation en acier sans soudure et soudés. Il s'agit de tuyaux en acier pour les systèmes de transport par pipeline dans les industries du pétrole et du gaz naturel.

II.1.2 Composition chimique

L'acier X60M contient une faible teneur en carbone (0.12%) il est micro-allié au niobium et vanadium. Il est propre et ne présente qu'une faible teneur en soufre et phosphore. La présence du manganèse en quantité importante compense la faible teneur en carbone. Les indications sur la composition chimique du matériau affichée sur le (Tableau II.1) sont données par le fournisseur.

TABLE II.1 – Composition chimique de l'acier X60M.

Éléments	%C	%Mn	%P	%Si	%S
Maxi	0.12	1.6	0.025	0.45	0.015

Ces aciers ont une quantité de carbone aussi basse que 0.06%, ou même plus basse encore. Cependant, ils sont encore capables de développer une haute limite d'élasticité. Cette dernière est obtenue par les effets combinés de la taille du grain développée pendant le laminage contrôlé et le durcissement par précipitation dû à la présence de vanadium, de niobium et de titane. Ils sont présents dans notre matériau pour une teneur $V+Ti+Nb \leq 0.150\%$.

Somme des teneurs en impureté(S+P) : $S+P=0.04\%$.

II.1.3 Caractéristiques mécaniques

Les propriétés mécaniques à la traction de l'acier X60M ont été mesurées à l'ambiante et sont présentés dans le (Tableau II.2) suivant :

TABLE II.2 – Caractéristiques mécaniques

Nuance	$\sigma_{\epsilon 0.2\%} (N/mm^2) Min - Max$	$\sigma_m (N/mm^2) Min - Max$	A(%)	E/R
X60M	415 -565	520-760	22%	88

II.1.4 Caractérisation uniaxiale

Les éprouvettes ont été soigneusement préparées et découpée suivant 7 angles d'orientation dans le plan de la tôle avec un écart de 15° par rapport à une direction de référence (Direction de laminage= 0°), par la suite un usinage mécanique est nécessaire comme une étape de finition. La forme et les dimensions de nos éprouvettes plates normalisées sont mentionnées dans la (Figure II.1) ci-dessous.

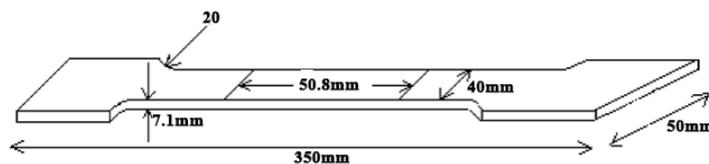


FIGURE II.1 – La forme et les dimensions de nos éprouvettes plates normalisées

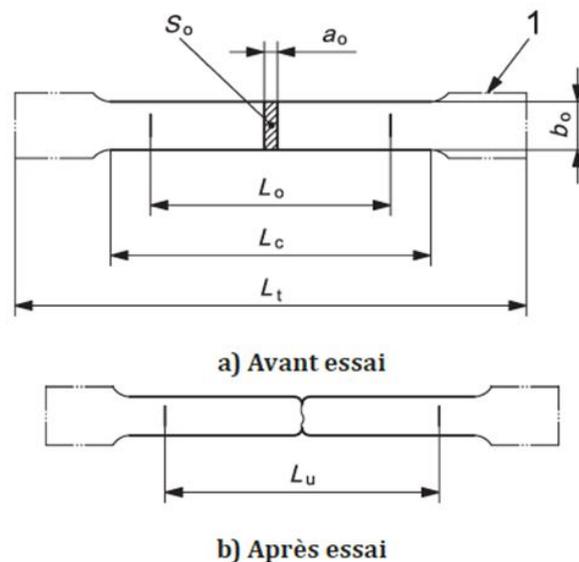


FIGURE II.2 – L'éprouvette avant et après l'essai de traction

Legend :

a_0 : épaisseur initiale d'une éprouvette plate ou épaisseur de paroi d'un tube 7.1 mm.

b_0 : largeur initiale de la longueur calibrée d'une éprouvette plate 40 mm.

L_c : longueur calibrée 99.6 mm.

L_o : longueur initiale entre repères 50.8 mm.

L_t : longueur totale de l'éprouvette 350 mm.

L_u : longueur ultime entre repères après rupture.

S_o : aire initiale de la section transversale de la longueur calibrée 284 mm².

II.1.5 Essais de traction

Pour quantifier les paramètres mécaniques réparties dans le plan de notre tôle, nous avons effectués des prélèvements à partir d'une tôle brute suivant 03 directions principales 0° (Direction de laminage), 45° (Direction diagonale) et 90° (Direction transverse) par rapport à la direction de référence (DL) comme illustré dans (la Figure II.3).

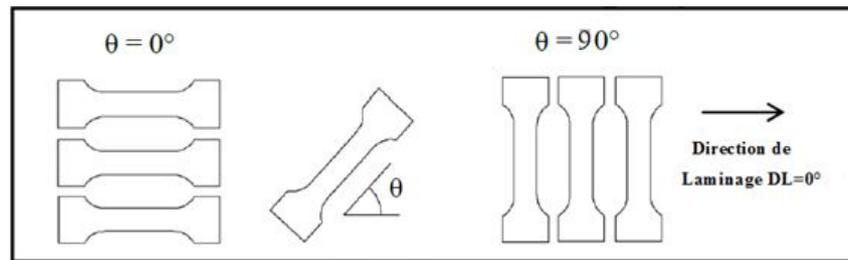


FIGURE II.3 – Prélèvement des échantillons de caractérisation en Traction uniaxiale.

Le dépouillement des mesures s'est fait par le tracé des courbes contraintes en fonction de la déformation vraie $\varepsilon_r = \ln(\varepsilon_c + 1) = \ln\left(\frac{l_f}{l_0}\right)$, Le coefficient de l'anisotropie $r(\theta)$ est alors déterminé comme étant le rapport entre les vitesses de déformation suivant la largeur et l'épaisseur de l'échantillon selon l'expression :

$$r(\theta) = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3} = \frac{(b_f - b_0)/b_f}{(e_f - e_0)/e_f} \quad (\text{II.1})$$

Où les $\varepsilon_2, \varepsilon_3$ désignent les composantes du tenseur des vitesses de déformation telle que :

$$\varepsilon_2 = (b_f - b_0)/b_f, \varepsilon_3 = (e_f - e_0)/e_f \quad (\text{II.2})$$

Où (b_0, e_0) et (b_f, e_f) représentant respectivement les largeurs et les épaisseurs initiales et finales de la zone utile de l'éprouvette de traction ; il en est de même pour les largeurs.

II.1.6 Essai de nano-indentation

Cette partie présente dans un premier temps le protocole expérimental, la préparation de surface et les conditions des essais de nano-indentation. Une seconde partie est consacrée à la présentation des courbes résultant de ces essais.

II.1.7 Protocole expérimental

La détection par nanoindentation de mécanismes discrets tels que celui de l'activation de dislocations dans un cristal nécessite un protocole expérimental rigoureux ainsi que des conditions d'essais bien établies et répétables. Nous détaillerons les différentes étapes de la préparation de surface avant de présenter les conditions des essais de nanoindentation.

II.1.8 Préparation métallographique des échantillons

Enrobage

Enrobage L'enrobage est un procédé industriel qui consiste à enrober les échantillons dans une résine thermo-durcissante afin de mieux les manipuler durant les opérations de préparation métallographique. Dans notre cas, l'enrobage est réalisé à froid.

Polissage

Le polissage est l'étape principale pour préparer l'observation métallographique de la structure du métal. Le polissage est réalisé sur une machine de type METASERV2200 GRINDER/POLISHER à l'aide d'un disque abrasif tournant à une vitesse de quelques centaines de tours par minute sous jet d'eau : pour éviter l'échauffement de l'échantillon, il comprend deux étapes :

a- Polissage mécanique :

L'échantillon a tout d'abord été soigneusement poli mécaniquement au papier abrasif de grains de différentes tailles 80 120 320... jusqu'à 4000. En passant d'un papier à un autre en pivotant l'échantillon de 90° afin de pouvoir observer la disparition totale des traces du polissage sur le papier précédent.

b- le polissage de finition :

Pour le finissage de l'échantillon micrographique, L'échantillon a été poli sur des disques de feutre grâce à des solutions diamantées de diamètres 5 et 1 m de façon à obtenir un poli-miroir. Entre chaque étape l'échantillon a été rincé à l'eau déminéralisée puis séché par air pulsé.

Attaque chimique

Après polissage sur papier abrasif et finition sur le feutre, la microstructure est révélée par une attaque chimique. Le réactif d'attaque utilisé comporte : L'attaque chimique a été faite par l'immersion des échantillons dans une solution chimique de Nital (4%) révèlent, sous forme d'un réseau, la structure granulaire. La durée de l'attaque est 7 secondes à la température ambiante (23°C).

Après l'attaque chimique, nous avons procédé à la révélation structurale à l'aide d'un microscope optique avec un grossissement(x 100).

II.1.9 Conditions d'essais

Les essais de nanoindentation ont tous été réalisés avec un nanoindenteur NHT de CSM Instruments. La plateforme est équipée d'un module de nanoindentation, d'un microscope optique . Le module de nanoindentation présente une résolution théorique en effort de 0,04 N et une résolution en déplacement de 0,04 nm. La gamme d'efforts applicables s'étend de 10 N à 450 mN. La profondeur maximale atteignable par le module est de 150 m. Le module de nanoindentation est équipé d'un anneau de référence autour de l'indent permettant de prendre la référence en déplacement directement sur la surface de l'échantillon.

Afin de s'assurer d'un bon maintien de l'échantillon. L'échantillon enrobé a été scotchée à un support en acier placé dans les mors du système de fixation de la plateforme. Les essais de nanoinden-

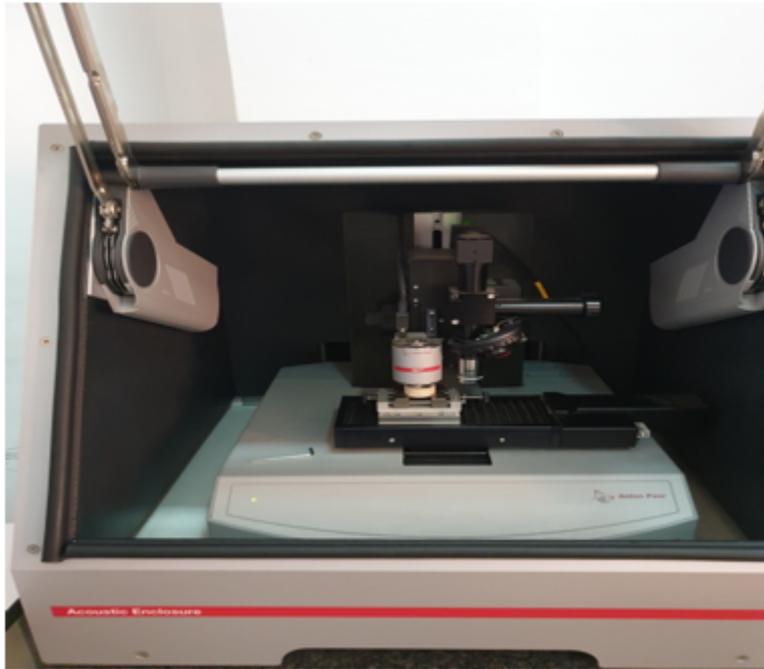


FIGURE II.4 – Montage de l'essai de nano-indentation

tation ont été réalisés directement après l'attaque chimique afin de limiter la formation d'une nouvelle couche d'oxyde. Les indentations ont été réalisées sous contrôle en effort, avec une charge appliquée F et un taux de charge et de décharge constant. la force maximale des essais a été fixée, dans cette étude, à 10,00 mN. La vitesse d'approche de l'indent et la fréquence d'acquisition ont été respectivement fixées à 4000 nm/min et à 10 Hz. L'indent utilisé dans cette étude est un indent sphérique dont le rayon de pointe est de ce rayon de pointe a été mesuré par AFM et en suivant le protocole de calibration fourni par CSM Instruments. Afin de s'assurer de la répétabilité des résultats, on a réalisé l'essai de nanoindentation cyclique sur 5 échantillons qui ont été prélevés selon différentes directions ($0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 60^\circ, 75^\circ$) par rapport à la direction de laminage tel que chaque échantillon a été indenté 30 fois. les essais de nanoindentation ont été réalisés dans la partie centrale des grains afin d'éviter toute interaction entre le champ de contrainte généré par l'indentation et le champ de contraintes d'incompatibilité élastique associées à la présence du joint de grain.

II.1.10 Méthode de calcul

En 1951 il y a eu intérêt croissant pour la détermination des courbes de la contrainte-déformation par des méthodes d'indentation C'était principalement en raison du fait que l'indentation a permis de tester de matériaux en petits volumes – contrairement à essais de traction conventionnels qui nécessitent relativement grands échantillons.

Cet intérêt pour la contrainte-déformation locale les propriétés ont augmenté encore plus avec le développement et l'utilisation de l'indentation instrumentée (IIT). La technique IIT permet un contrôle total des paramètres d'indentation tout en enregistrant la force et le déplacement et grâce à ses résolutions de force et de déplacement il est adapté pour tester des films très minces ou de petits volumes.

La IIT utilise principalement des pénétrateurs à pointe tranchante comme Berkovich, les pénétrateurs sphériques ont l'avantage d'augmenter la contrainte avec l'augmentation décharge. Ce fait

est utilisé dans les méthodes d'indentation contrainte-déformation de caractérisation locale des propriétés élasto-plastiques. Les pénétrateurs diamant ou rubis de rayon de $10 \mu\text{m}$ jusqu'à $200 \mu\text{m}$ sont généralement utilisés dans ces expériences. Le choix du rayon dépend de la rigidité du matériau testé, épaisseur du film ou taille des unités structurales qui devraient être caractérisées. Pour la détermination du comportement élasto-plastique des métaux (mais aussi d'autres matériaux) les définitions de contrainte d'indentation et déformation représentative proposées par Tabor sont souvent utilisées. Bien que ces définitions ne sont qu'approximatives, elles sont largement acceptées et ont depuis été vérifiées par d'autres investigateurs.

Dans ces équations, l'indentation (ou représentant) la contrainte est donnée par :

$$\varepsilon = C \frac{a}{R} \quad (\text{II.3})$$

avec :

$$A_p = \pi * a^2 \quad (\text{II.4})$$

Et :

$$a = \sqrt{\frac{A_p}{\pi}} \quad (\text{II.5})$$

Qui est généralement considéré comme égal à 0,2. La contrainte d'indentation représentative est défini comme :

$$\sigma = \frac{P}{KA} = \frac{P}{K\pi a^2} = \frac{p_m}{K} = \frac{Hit}{K} \quad (\text{II.6})$$

Où P est la charge, a est le rayon de contact, p_m est la moyenne pression (=dureté) et K est le facteur de contrainte (3 pour la plupart des matériaux d'ingénierie parfaitement plastiques).

II.1.11 Considérations expérimentales

La caractérisation des propriétés de contrainte-déformation par nano-indentation est assez simple, surtout lors de l'utilisation des méthodes d'indentation cyclique ou d'oscillation. En effet, l'indentation cyclique applique une charge progressivement croissante à chaque cycle. Les caractéristiques de contact sont calculées pour chaque phase de déchargement et une parcelle de la contrainte par rapport à la déformation représentative peut être obtenue. Une alternative à l'indentation cyclique est un oscillateur indentation (mode sinusal), où les oscillations harmoniques superposent à un profil de chargement progressif. Si l'indentation est faite par un essai cyclique ou méthode en mode sinus, le logiciel calcule automatiquement le représentant contrainte et déformation à l'aide des équations (1) et (2). Deux ajustements linéaires sont utilisés pour déterminer la région élastique et plastique. La limite d'élasticité calculée est définie comme l'intersection de ces deux ajustements linéaires comme le montre la figure 4.

II.1.12 Étude expérimentale de la plasticité cristalline par nanoindentation : cas de notre matériau fortement anisotrope

Dans cette partie bien intéressante, les mécanismes discrets de l'activation de la plasticité cristalline sous un chargement de nanoindentation sont étudiés expérimentalement sur la base d'un matériau prélevé sous différents angles d'orientations. Le facteur de Schmid d'indentation est exploité afin de déterminer l'influence de l'anisotropie sur la charge d'activation et de retrouver les valeurs indiquées

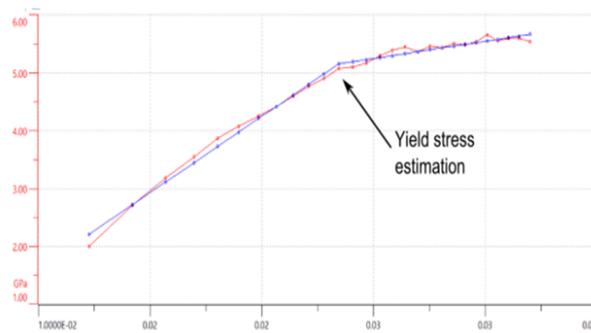


FIGURE II.5 – Graphique contrainte-déformation avec ajustement sur deux lignes et estimation de la limite d'élasticité à l'intersection.

dans la littérature pour la cission critique (CRSS : Critical Resolved Shear Stress) de déplacement des dislocations dans un cristal parfait. Ce critère permet aussi la prédiction du premier système de glissement activé ainsi que sa position sous l'indent. L'observation de phénomènes discrets de type « pop-in » (excursions en déplacement) sur les courbes de nanoindentation est caractéristique des prémices de l'activation de la plasticité. Une relation entre les caractéristiques des sauts de déplacement et du facteur de Schmid d'indentation correspondant est reportée en fonction de l'orientation cristallographique. Cette partie se concentre sur les essais de nanoindentation, procédure expérimentale et courbes charge-déplacement résultant de la caractérisation. La troisième partie d'analyse et de discussion des résultats expérimentaux se décline en quatre sections. En premier lieu est analysée l'élasticité initiale, avant la première excursion en déplacement. Puis les longueurs de « pop-in » sont analysées et discutées en termes de travail plastique. Enfin, dans une dernière partie, une relation entre longueur des excursions et de charge de « pop-in » est établie.

Choix des grains indentés sur des subsets microscopique

La figure ci-dessous présente une capture d'image sur un grain choisi aléatoirement sur différents échantillons présentant un angle d'orientation différent par rapport à la direction du laminage. Le choix des grains indentés s'est fait de façon à couvrir le plus largement possible des régions homogènes, généralement loin des joints de grains ou précipités.

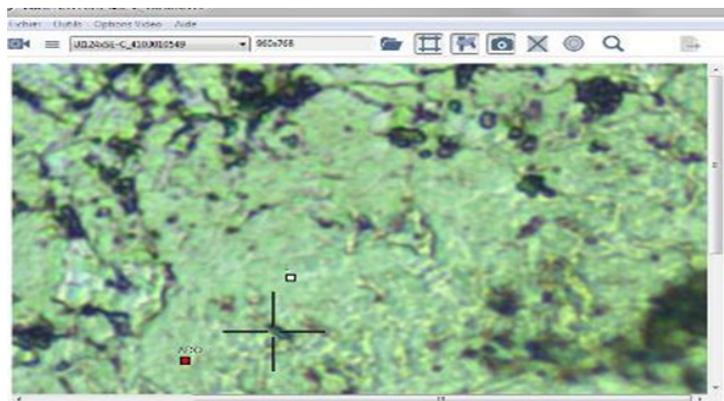


FIGURE II.6 – Une prise d'une image présentant l'aspect granulaire sur lequel l'application de l'indentation

Microstructures initiales de l'acier micro allié à

Les microstructures des aciers micro alliés prélevés selon différents angles /Direction de laminage sont présentées ci-dessous :

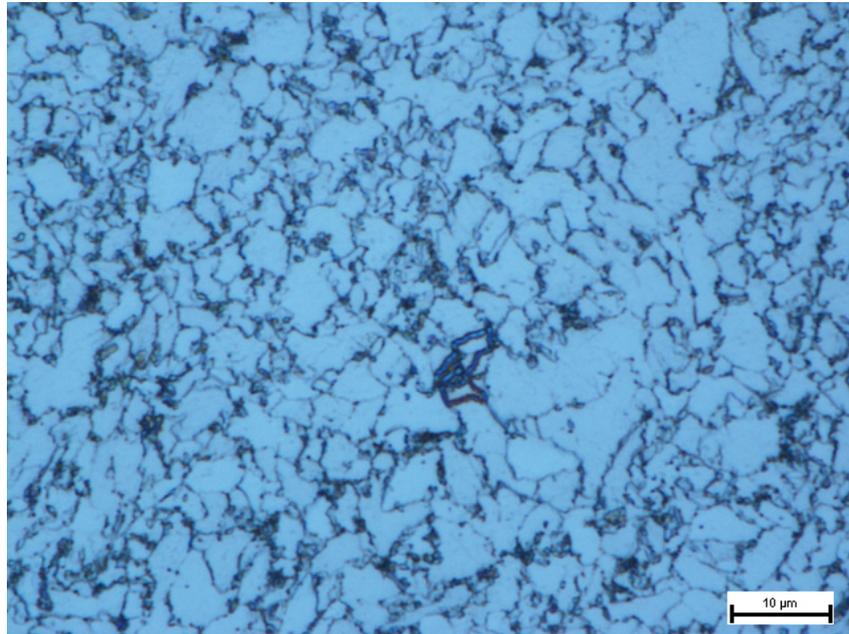


FIGURE II.7 – Microstructure d'échantillon $\theta=0^\circ$

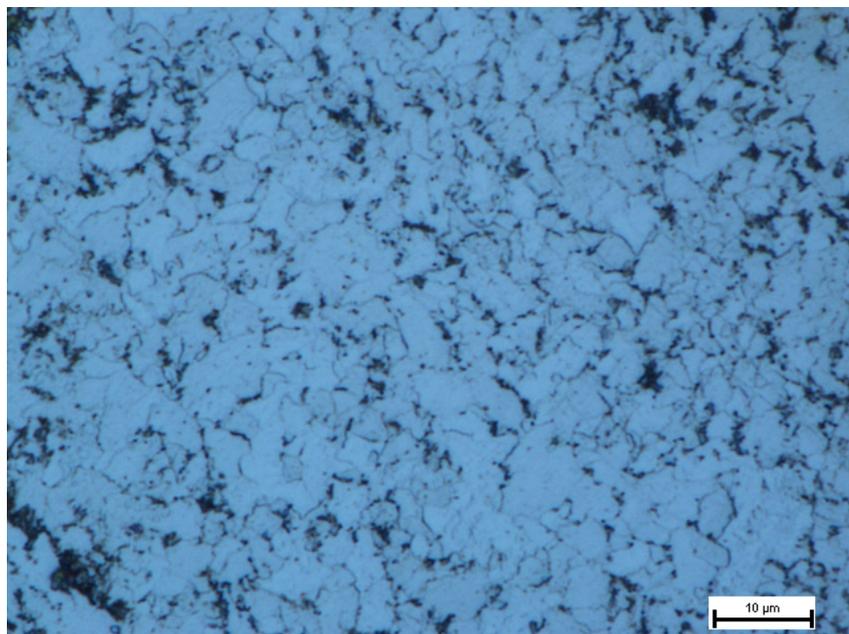


FIGURE II.8 – Microstructure d'échantillon $\theta=90^\circ$

Les examens de microstructure observés au microscope optique ont montré que l'acier présente une microstructure de type ferrito-perlitique à prédominance ferritique avec des amas de perlite riche probablement en précipités (carbures, nitrures ou carbonitrures).

Chapitre III

Résultats et discussions

III.1 Résultats de caractérisation expérimentale des essais de traction

Les courbes d'érouissage expérimentales dans les différentes directions et dans les deux configurations (conventionnelle et rationnelle) sont présentés dans (la Figure III.1) ci-dessous. Le passage entre les 2 présentations est assuré par les formules suivantes :

$$\varepsilon_r = \ln(\varepsilon_c + 1) \quad (\text{III.1})$$

$$\sigma_r = \sigma_c \ln(\varepsilon_c + 1) \quad (\text{III.2})$$

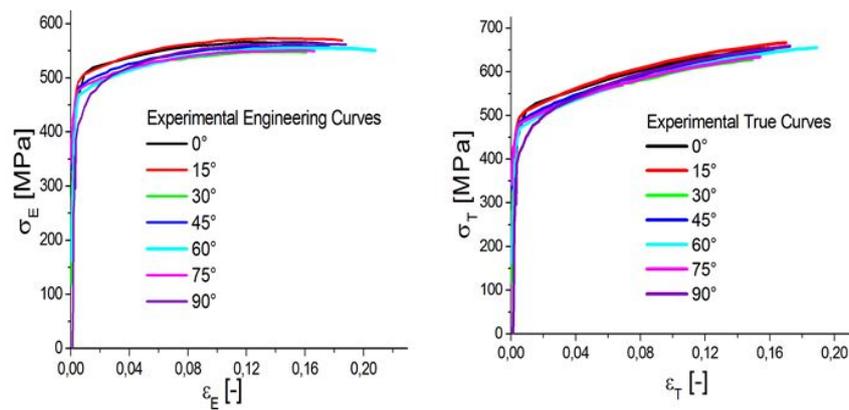


FIGURE III.1 – Courbes expérimentales d'érouissage : a) Conventionnelles b) Rationnelles.

Les indices c et r désignent les notations 'Conventionnelle' et 'Rationnelle' respectivement.

III.1.1 Contrainte d'écoulement uniaxiale $\sigma(\theta)$

Pour assurer la reproductibilité des résultats de caractérisation mécanique, les essais ont été répétés 03 fois pour une même direction de sollicitation. On ne considère que, la valeur moyenne de contrainte dans notre modèle de calcul (Tableau III.1) :

TABLE III.1 – Contrainte d'écoulement uniaxiale

θ	Contrainte d'écoulement $\sigma_{e0.2}(MPa)$	Contrainte maximale $\sigma_U(MPa)$
0°	502	653
15°	500	666
30°	485	628
45°	491	648
60°	477	654
75°	482	633
90°	428	658

III.1.2 Coefficient de Lankford $r(\theta)$

A partir des taux des déformations cités dans les formules ci-dessous en utilisant les rapports relatifs classiques des longueurs (l), les largeurs (b) et les épaisseurs (e) de l'éprouvette, le coefficient d'anisotropie ou de Lankford $r(\theta)$:

TABLE III.2 – Coefficient de Lankford

$r(0^\circ)$	$r(15^\circ)$	$r(30^\circ)$	$r(45^\circ)$	$r(60^\circ)$	$r(75^\circ)$	$r(90^\circ)$
0.49	0.526	0.84	1.068	1.299	1.115	0.637

III.1.3 Présentation des résultats de prévision par le critère de Hill48

Rappelons ici les grandeurs mécaniques expérimentales de contraintes d'écoulements et du coefficient d'anisotropie $\sigma(\theta)$ et $r(\theta)$.

TABLE III.3 – Propriétés mécaniques de l'acier X60M dans trois directions.

θ	$\sigma_{e0.2}(MPa)$	$\sigma_U(MPa)$	$r(\theta)$	$\sigma_b(MPa)$
0°	502	653	0.49	465
45°	491	648	1.068	465
90°	428	658	0.637	465

Notez que la limite d'écoulement équibiaxiale b calculer comme suit :

$$\sigma_b = (\sigma_0 + \sigma_{90})/2 \quad (III.3)$$

Les contraintes d'écoulement normalisées par rapport à celle de la direction de laminage, pour les trois orientations sont adressées dans le (Tableau II.6).

TABLE III.4 – Contrainte d'écoulement normalisée

σ_0/σ_0	σ_{45}/σ_0	σ_{90}/σ_0	σ_b/σ_0
1	0.978	0.852	0.926
r_0/r_0	r_{45}/r_0	r_{90}/r_0	r_b
1	2.18	1.3	1

Notez que le coefficient de Lankford équibiaxial r_b est supposé égale à 1.

Les paramètres anisotropes de Hill 1948 (F, G, H et N) distribués dans le plan de la tôle ont été identifiés et présentés dans le (Tableau III.5).

Les résultats graphiques montrant la répartition de l'anisotropie de contraintes et de déformation dans le plan de la tôle sont présentés dans les figures III.2 et III.3 respectivement. Le critère de plasticité de Hill48 est testé dans le cadre des trois approches de plasticités (Associée et non associée).

Discussion

Dans le plan de la tôle la contrainte d'écoulement dans la plasticité non associée NAFR-s (en rouge) correspond parfaitement à la variation de la contrainte d'écoulement expérimentale (Figure III.2),

TABLE III.5 – Paramètres d’anisotropie calculés pour l’acier X60M dans les deux approches.

AFR	F 0.841	G 0.464	H 0.536	N 1.438
NAFR-s	F 0.772	G 0.394	H 0.605	N 1.507
NAFR-r	F 0.516	G 0.671	H 0.328	N 1.861

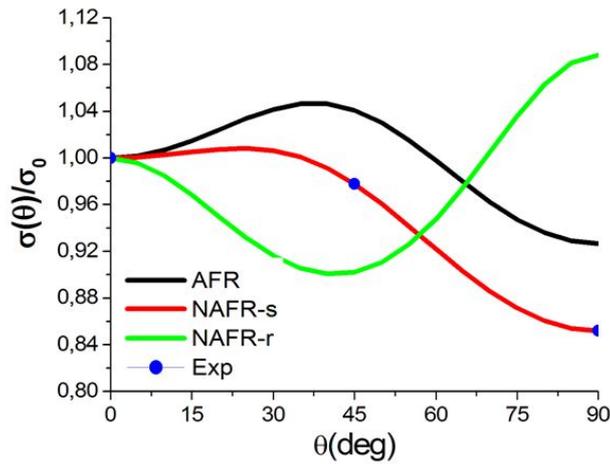


FIGURE III.2 – Contrainte d’écoulement normalisée de l’acier X60M

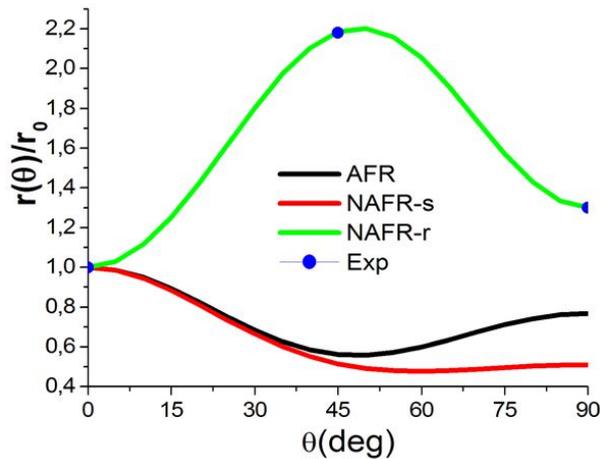


FIGURE III.3 – Coefficient de Lankford normalisé de l’acier X60M.

donc, le critère à bien prévoit l’anisotropie de contraintes dans cette approche non associée, contrairement aux deux autres hypothèses qui prévoient mal le comportement correspondant. Pareillement, dans un autre côté, la prévision de l’anisotropie de déformation pour la variation du coefficient de Lankford dans la plasticité non associée NAFR-r est parfaitement identique avec le coefficient de Lankford expérimentale (Figure III.3).

Donc, on peut conclure que le critère de Hill48 donne une meilleure prévision du comportement mécanique d’anisotrope plastique sous le cadre de l’approche de plasticité non associée (c-à-d, le découplage de tenseur (NAFR-s) de contrainte au tenseur de déformation (NAFR-r)).

III.1.4 Modélisation et Optimisation des lois d'érouissage isotrope

Les essais de traction sont des tests très importants pour déterminer la loi de comportement d'un matériau du fait de l'état de contrainte uniaxiale dans la partie utile de l'éprouvette. La courbe de traction est limitée en déformation par l'effet de striction se caractérisant avant tout par une concentration de la déformation (directement visible). Il est donc difficile d'obtenir une loi de comportement où la déformation dépasse 20% (pour les aciers).

L'objectif de cette partie est de prévoir le comportement pour une déformation dépassant un taux de 20% afin de compléter la modélisation de la plasticité anisotrope. Dans ce cadre, des modèles d'érouissage $\sigma = f(\varepsilon)$ isotrope simples reliant la contrainte équivalente et la déformation plastique équivalente ont été proposés ci-dessous :

- a- Loi d'Hollomon
- b- Loi de Ludwick
- c- Loi de Swift (ou de Krupkowsky)
- d- Loi de Voce

TABLE III.6 – Résultats d'optimisation suivant la direction de laminage 0°.

Loi	Loi de Hollomon	Loi de Ludwick	Loi de Swift	Loi de Voce
K (MPa)	667.7	584.7	772	/
n	0.0927	0.143	0.0955	/
σ_m (MPa)	/	/	/	10.85
η	/	/	/	688

L'approche consiste à minimiser l'erreur quadratique moyenne entre la courbe expérimentale de traction et une fonction d'érouissage (Hollomon, Ludwick...) à l'aide d'une méthode d'optimisation. Dans cette étude, on a utilisé l'ajustement par minimisation des paramètres d'érouissage moyennant la Méthode de Levenberg-Marquardt développé sous Matlab software afin de réduire l'écart entre l'expérimental et le modèle de prévision.

L'analyse d'optimisation de différents paramètres d'érouissage isotrope entre les quatre modèles d'érouissage utilisés, donne un meilleur ajustement initialement sur les trois modèles tel que : Ludwick, Swift et Voce. En revanche, on peut constater que la loi de Voce (équation I.5) étant la plus adaptée et la plus collée à l'expérience donc, c'est notre modèle d'optimisation qui va être proposé à la modélisation du comportement plastique de cet acier.

$$\sigma_t = \sigma_{sat} - (\sigma_{sat} - \sigma_0) \exp(-\eta \varepsilon_t) \tag{III.4}$$

Où, σ_0 est la contrainte de référence suivant la direction de laminage et σ_{sat} , η sont des paramètres du matériau nécessaire à être calibré utilisant la méthode de moindre carré par estimation de l'erreur calculée par l'équation :

$$\min = \sum_i [(F(x, xdata_i) - ydata_i)]^2 \tag{III.5}$$

Les résultats graphiques de cette optimisation sont présentés sur la (Figure III.4).

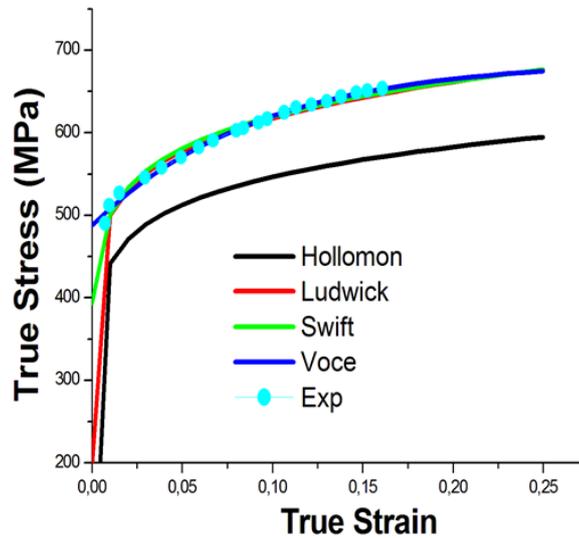


FIGURE III.4 – Courbes d'érouissage expérimentale et celles obtenues par les 4 modèles d'érouissage

III.2 Résultats de caractérisation expérimentale d'essai de nano-indentation

Cette partie présente les résultats des essais de nanoindentation réalisés sur les micrographies de différents états présentant une anisotropie de l'échantillon polycristallin. Malgré le soin apporté aux tests de nanoindentation l'ensemble des essais réalisés n'a pas pu être exploité.

III.2.1 Exploitation des résultats obtenues par l'essai de la nano-indentation

L'application des formules ci-dessus (Chapitre 2) pour la caractérisation des propriétés de contrainte-déformation par la technique de nanoindentation est assez simple, surtout lors de l'utilisation de cyclique ou d'oscillation. En effet, l'indentation cyclique applique une charge progressivement croissante à chaque cycle. Dans le cadre de notre étude, Une alternative à l'indentation cyclique est un oscillateur indentation (mode sinusal), où les oscillations harmoniques se superposent à un profil de chargement progressif.

Les courbes "Effort-Temps"

L'application des formules ci-dessus pour la caractérisation des propriétés de contrainte-déformation par la technique de nanoindentation est assez simple, surtout lors de l'utilisation de cyclique ou d'oscillation. En effet, l'indentation cyclique applique une charge progressivement croissante à chaque cycle. Dans le cadre de notre étude, Une alternative à l'indentation cyclique est un oscillateur indentation (mode sinusal), où les oscillations harmoniques se superposent à un profil de chargement progressif. La Figure III.5 présente un ensemble des courbes effort – temps obtenues par nano indentation à 30 cycles. Ces courbes sont identiques à chaque orientation du fait que notre acier n'est pas sensible à la vitesse de déformation à froid, et qu'il a pas par conséquent l'aptitude au fluage ou relaxation. Les caractéristiques de contact sont calculées pour chaque phase de déchargement et une boucle (parcelle) de la contrainte par rapport à la déformation représentative peut être obtenue.

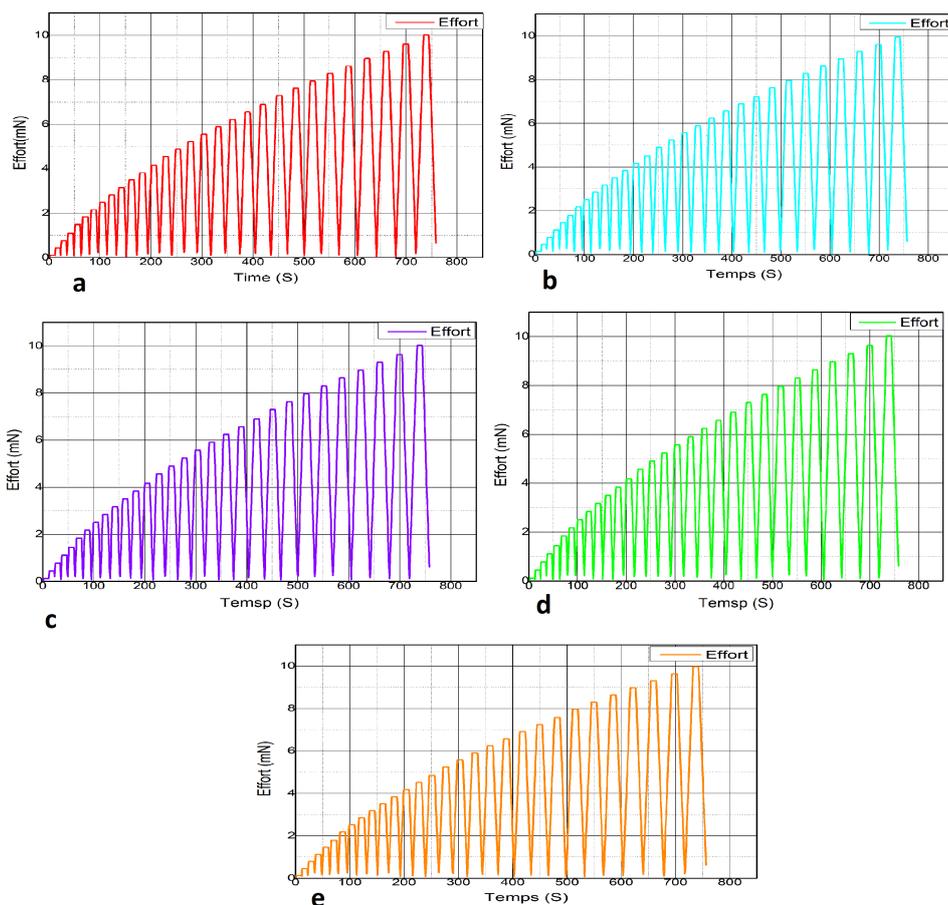


FIGURE III.5 – Exemple de courbes effort/time obtenues par nano indentation à différents cycles (N=30 cycles).

Les Courbes Charge-Pénétration

La Figure III.5 présente un ensemble des courbes de résultats brutes Charge cyclique profondeur issues des essais de nanoindentation appliqués sur différents grains indentés à 30 cycles en fonction de la profondeur de pénétration, sur différents échantillons prélevés selon différentes sollicitations. On remarque comparativement aux courbes précédentes, l'évolution des forces cycliques charge décharge est bien influencée par l'orientation, dont le gradient augmente au fur et mesure avec l'augmentation de l'angle de direction jusqu'à 60° puis il diminue progressivement. :

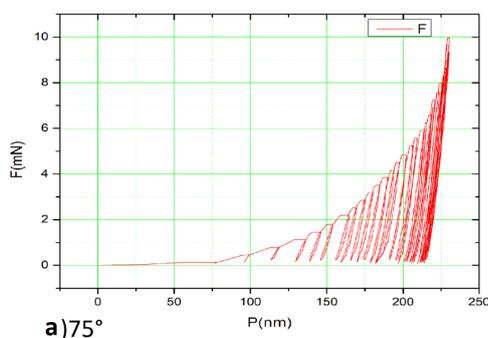


FIGURE III.6 – Courbe Charge-Pénétration

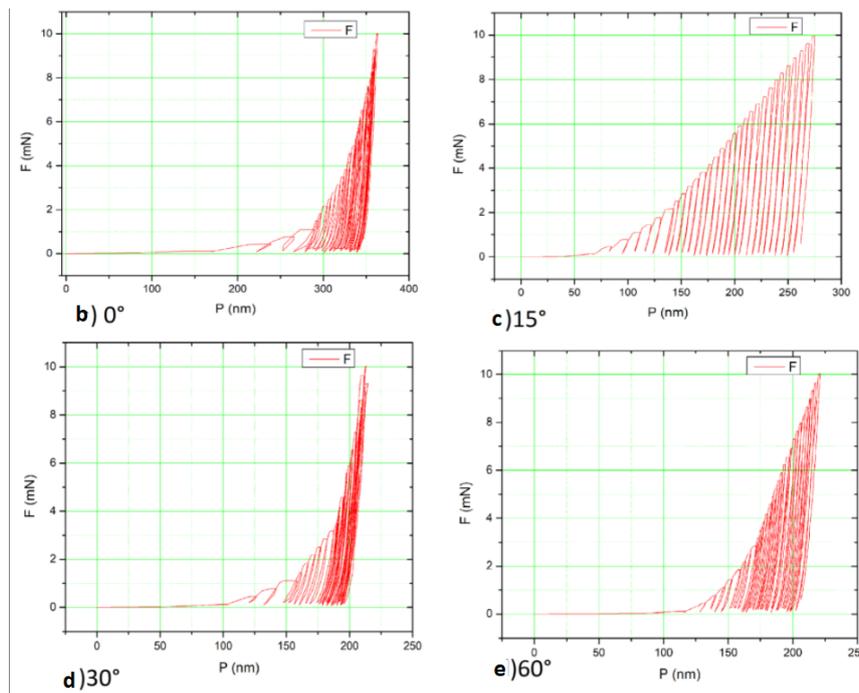


FIGURE III.7 – Courbe Charge-Pénétration(0°,15°,30°,60°)

Limite élastique

La parcelle de la contrainte par rapport à la déformation représentative peut être obtenue. Comme l'indentation est faite par un essai cyclique, le logiciel calcule automatiquement le représentant contrainte et déformation à l'aide des équations (II.5) et (II.8).

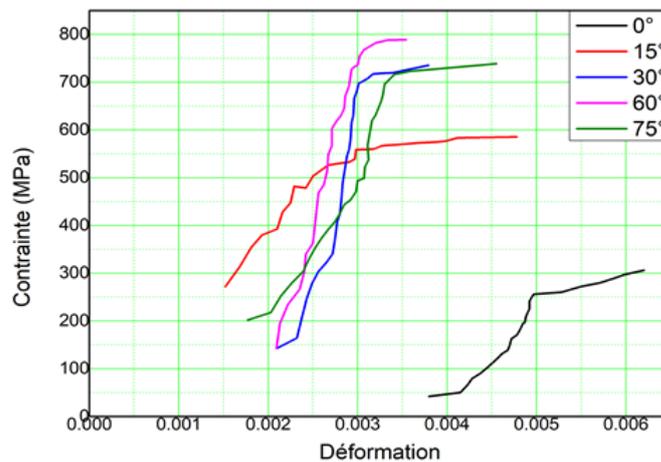


FIGURE III.8 – Graphique contrainte-déformation avec différents angles d'orientations

Les courbes contrainte déformation obtenues à l'échelle locale (submicroscopique) présentent clairement une différence de comportement micromécanique, tout d'abord par la gamme des contrainte d'écoulement qui varie de 100 à 800 MPa à l'échelle des grains, comme une vue globale. Ensuite, par la forte anisotropie enregistrée pour tout les angles excepte 0° (direction de laminage), ceci est dû principalement à l'hétérogénéité des propriétés mécaniques locales à cause de l'apparition ou le

déclenchement des défauts ou présence des précipités (carbures ou nitrures) piégés probablement par une forte densité des dislocations immobiles au cours de l'érouissage cyclique (n=30). Les écarts relatifs à 30° et 60°/DL enregistrent le plus fort gradient d'anisotropie en termes de contrainte. Un cas particulier, considéré comme étant une référence se présente à 0°, l'allure de la courbe répond parfaitement à un état presque d'équilibre. Enfin, on remarque un palier apparaît en dernier stade de la déformation des grains qui marque l'instabilité (ou non) de la contrainte d'écoulement qui est fortement présente avec l'augmentation de l'angle de l'orientation, en particulier à 60°, ceci est dû à une forte anisotropie de ce matériau à l'échelle submicroscopique.

Selon la référence [18], deux ajustements linéaires sont utilisés pour déterminer la région élastique et plastique. La limite d'élasticité calculée est définie comme l'intersection de ces deux ajustements linéaires comme le montre les figures :

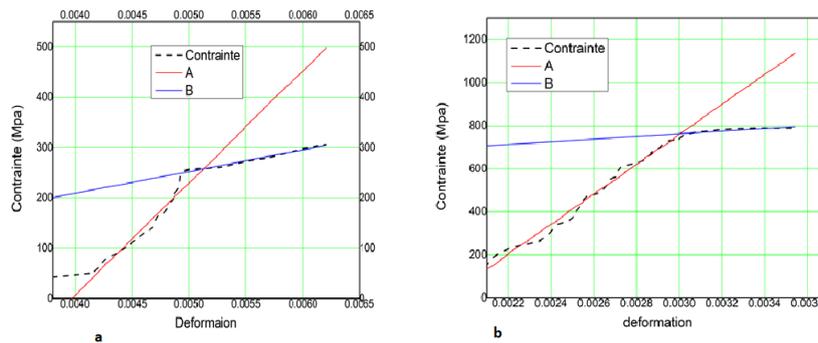


FIGURE III.9 – Graphique contrainte-déformation avec ajustement sur deux lignes et estimation de la limite d'élasticité à l'intersection. a-échantillon orienté à 0° b -échantillon orienté à 60°

TABLE III.7 – Limites élastique des échantillons prélevés selon différentes directions et calculés par la méthode d'ajustement

Angle(°)	$\sigma_e(MPa)$	Déformation
0°	257.620	0.0051
15°	558.361	0.0029
30°	689.747	0.0031
60°	762.197	0.0030
75°	702.240	0.0035

De même, la limite élastique ajustée dans les deux stades des courbes contraintes déformation évolue de la même manière que les caractéristiques précédentes, de sorte, qu'au fur et à mesure que l'angle de l'orientation augmente, cette dernière augmente proportionnellement enregistrant à 60° la valeur la plus importante.

III.2.2 Effet Bauschinger

En s'appuyant sur le modèle d'Abel et al [16], l'effet bauschinger a été caractérisé et quantifié comme suit :

Suite à la définition de l'effet Bauschinger (dans la partie bibliographique) proposée par Bauschinger lui-même, les premiers paramètres proposés étaient des paramètres en contrainte. Il s'agissait plus précisément d'un rapport de limites d'élasticité, ou d'une différence de limites d'élasticité ramenée à une contrainte de référence. Mais ces paramètres ne sont indicateurs que d'une partie assez

TABLE III.8 – Calcul de paramètre Bauschinger par la méthode d'Abel

Angle (°)	Limite élastique(MPa)	Contrainte max(MPa)	Déformation	Paramètre Bauschinger
0°	257.6199	306.01	0.005128	1.84186
15°	558.3609	585.64	0.002866	1.95032
30°	689.7471	735.533	0.003105	1.9437
60°	762.1967	788.83	0.003002	1.9752
75°	702.2397	738.434	0.003549	1.9405

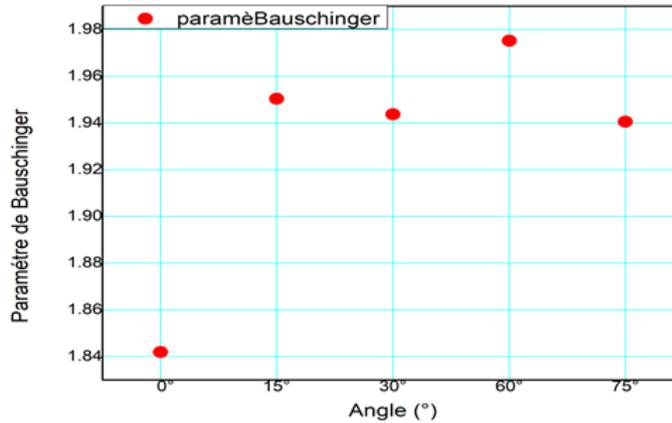


FIGURE III.10 – Evolution de paramètre Bauschinger selon les différentes orientations

restreinte des modifications de la courbe d'écrouissage des chargements cycliques moyennant $N=30$ et succédant à une prédéformation plastique. Abel et Muir [ABE73c] considèrent ce paramètre de contrainte comme un indice de stabilité de l'état déformé ; plus est important, moins l'état déformé est stable. Sur un autre acier micro allié déformé à différents angles ; et par une parfaite coïncidence, l'angle 60° présente le paramètre de Bauschinger le plus important marquant la forte anisotropie aux alentours de la limite d'élasticité. On remarque que tous les angles ont présenté la présence significative de l'effet Bauschinger (dans la littérature son maximum atteint la valeur de l'ordre de 2).

Commentaire

On remarque que presque toutes les paramètres de déformations Bauschinger présente une valeur très élevée (proche de 2) ; ce qui confirme la forte anisotropie, tel que l'orientation selon l'angle 60° présente la plus forte anisotropie (la plus grande valeur).

III.2.3 Elasticité anisotrope

Les valeurs du module réduit E_r ont été calculées pour chaque orientation pour une série d'échantillons, ciblant des grains répartis aléatoirement en prenant pour constantes élastiques comme la figure III.11 montre. Tout d'abord on enregistre une variation extrêmement importante des propriétés intrinsèque, en l'occurrence le module d'young réduit, ceci a été bien observé à l'échelle submicroscopique pour tous les cas traités dans l'étude. Ceci est due principalement à l'hétérogénéité du matériau, ce qui induit une forte anisotropie à l'échelle locale, signalant aussi l'effet bauschinger à travers le cyclage

imposée, qui a endommagée localement le matériau.

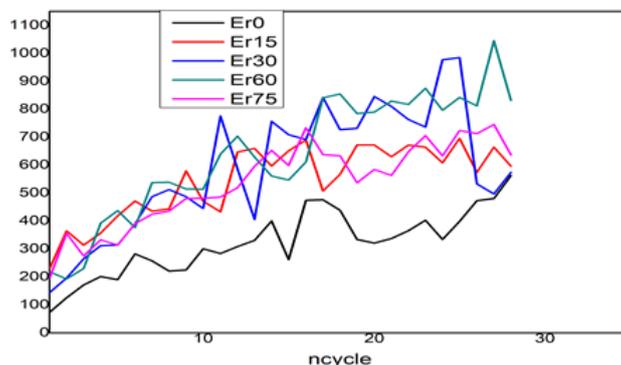


FIGURE III.11 – Module réduit pour chaque orientation en fonction du nombre de cycle

Une augmentation continue de E_r réduit est due principalement à la croissance de la charge dans chaque cycle ; aussi la présence des pics dans ($60^\circ, 30^\circ$) a cause de la présence d'hétérogénéité et donc la forte anisotropie par rapport à l'angle 0° qui présente généralement un état stable

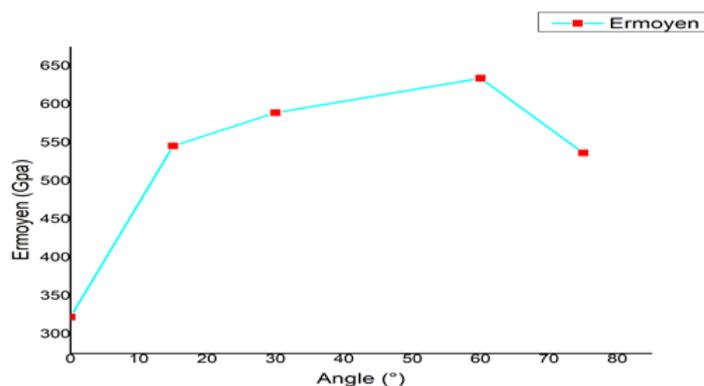


FIGURE III.12 – Module réduit moyen E_r moyen en fonction des orientations

Les courbes de module de Young réduit-Pénétration obtenues à partir des essais de nanoindentation montrent une variation des valeurs des coefficients élastiques, on enregistre les mêmes phénomènes mentionnée précédemment sur les courbe de module d'young réduit obtenue au moyen/Ncycle en fonction de l'angle.

le module réduit moyen change selon les différentes orientations (l'anisotropie élastique) et il est plus élevée dans un échantillon présentant une Orientation 60° (forte anisotropie).

III.2.4 Charge de « pop-in » : activation des systèmes de glissement

Les courbes de nanoindentation de notre acier présentent toutes un premier régime élastique avant une excursion en déplacement (« pop-in »), ainsi qu'un important déplacement résiduel à la fin de la décharge. Ce comportement indique clairement l'activation irréversible de plasticité, le « pop-in » correspondant à la L'activation de dislocations.

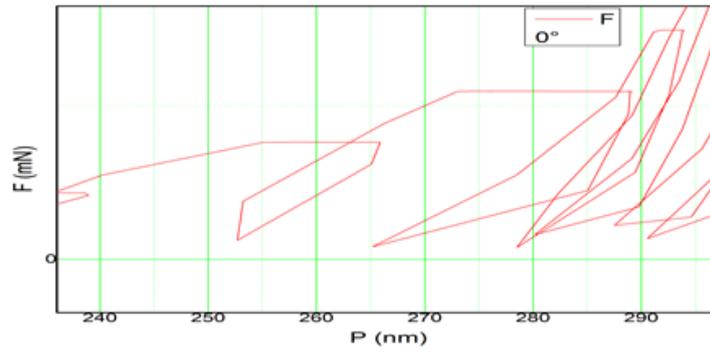


FIGURE III.13 – Pop-in à 0°,n=3

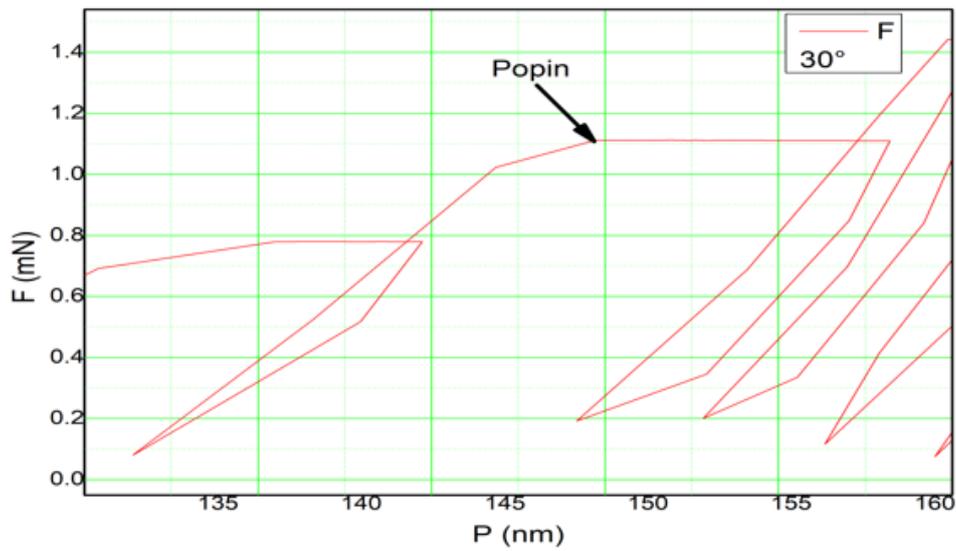


FIGURE III.14 – Pop-in à 30°,n=3

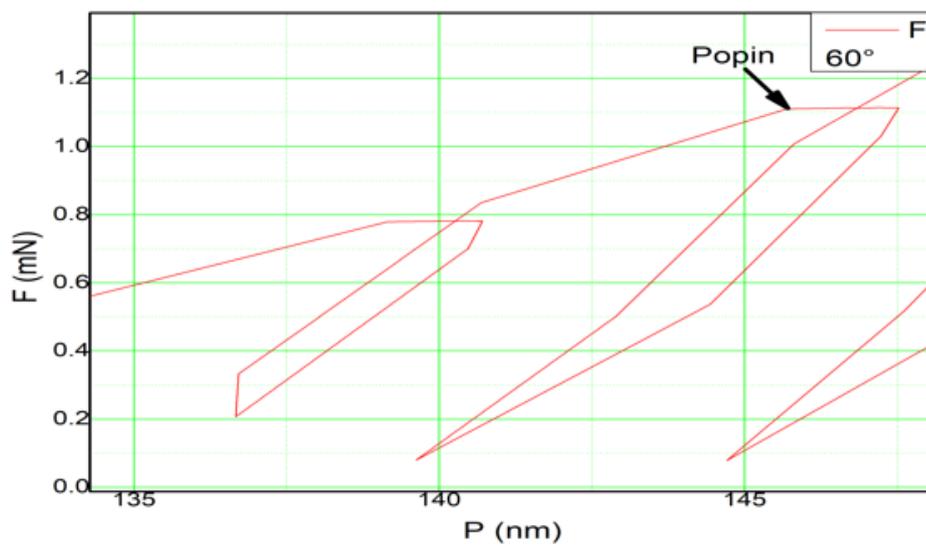


FIGURE III.15 – Pop-in à 60°,n=3

Les courbes de nanoindentation de notre acier présentent toutes un premier régime élastique

avant une excursion en déplacement (« pop-in »), ainsi qu'un important déplacement résiduel à la fin de la décharge. Ce comportement indique-clairement l'activation irréversible de plasticité, le « pop-in » correspondant à l'activation de dislocations.

TABLE III.9 – Force d'activation du « pop-in » selon différente direction

Angle(°)	0°	15°	30°	60°	75°
F_c (moyenne) (mN)	0.9342	1.1094	1.068	0.9531	0.9736

La force critique d'activation de plasticité est plus élevée dans un échantillon présentant une orientation de (30°) et un facteur de Schmid d'indentation faible (0,31) que dans un échantillon avec une orientation de (75°) montrant un facteur de Schmid d'indentation plus élevé (0,48). Cette relation entre théorie et expérience confirme la légitimité du concept de Sind : un grain ayant une orientation favorable à l'activation de plasticité possède un S_{ind} élevé alors qu'un grain présentant une orientation moins favorable montre un S_{ind} plus faible.

La charge critique d'activation est donc liée au facteur de Schmid d'indentation par l'équation :

$$F_c = \frac{\pi^3 R^2}{6Er^2} \left(\frac{\tau}{S_{ind}} \right)^2 \quad (III.6)$$

TABLE III.10 – Calcul du produit charge critique d'apparition de pop-in/facteur de Taylor d'indentation pour les 5 orientations

Angle	F_c (moyenne) (mN)	m(Taylor)	Er(GPa)	S=1/m (Schmidt)	τ (MPa)
0°	0.9342	2.8089	322.539	0.356	316.669
15°	1.0094	2.1049	545.829	0.475	631.802
30°	1.098	3.1806	589.235	0.3144	465.462
60°	0.9531	2.8297	634.286	0.3533	499.920
75°	0.9736	2.0983	536.758	0.4812	617.882

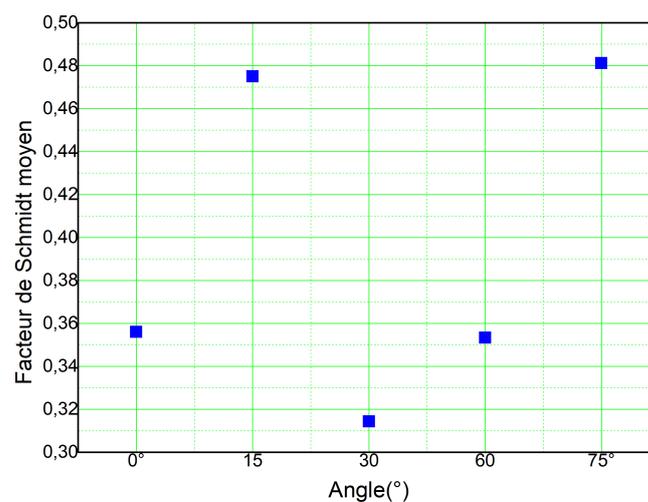


FIGURE III.16 – Evolution de facteur de Schmid moyen selon les orientations

Conclusion générale

En premier temps et pour une modélisation bien maîtrisée, on a proposé de prévoir le comportement mécanique par une étude basée sur l'utilisation du critère quadratique Hill 1948 et comparer par la suite, les résultats trouvés avec les résultats expérimentaux.

La prévision de ces caractéristiques d'érouissage est effectuée uniquement dans le cadre des propriétés d'anisotropie initiales et non évolutives en se basant sur l'utilisation de deux logiques d'approches distinctes de plasticités :

- Plasticité Associée AFR (Associated Flow Rule).
- Plasticité Non Associée NAFR (non Associated Flow Rule).

Les grandeurs mécaniques qui influent la qualité de mettre en forme de la tôle métallique étudiées sont :

- i) La contrainte d'écoulement plastique.
- ii) Le coefficient d'anisotropie de Lankford.

Comportement mécanique obtenu sous le cadre de trois approches de plasticité comparée avec les résultats expérimentaux donnent une meilleure prévision des grandeurs mécaniques recherchées sous l'hypothèse de la plasticité non associée, pour les contraintes c'est NAFR-s et pour le coefficient de Lankford c'est NAFR-r.

Le modèle de Voce, présente un support plus fiable pour l'optimisation des propriétés mécaniques désirées au-delà de la limite élastique pendant l'évolution de l'érouissage ou même au-delà de la de l'instabilité é plastique (striction) au niveau de de la déformation maximale.

Pour valider les résultats obtenus à l'échelle macroscopique et pour les corrélés au ceux à l'échelle submicroscopique, Des essais de nanoindentation ont été réalisés sur une série des échantillons prélevés sur différents angles de découpage. Les résultats obtenus ont montré que :

- L'évolution des forces cycliques charge décharge est influencée progressivement par l'orientation jusqu'à un angle de 60° , présentant ainsi un fort gradient d'anisotropie, induisant localement l'endommagement.
- L'anisotropie a été bien enregistrée concernant l'évolution de la contrainte d'écoulement sur les courbes contraintes-déformation à différents angles de prélèvement (sauf à 0°). Ceci est due à la présence des défauts et notamment des précipités induisant une forte hétérogénéité des propriétés mécaniques.
- L'instabilité de la contrainte d'écoulement marquée à l'échelle submicroscopique de l'angle 60° valide la forte anisotropie de cette direction caractérisée à l'échelle macroscopique.
- Le comportement fortement anisotrope à l'échelle submicroscopique a été bien vérifié pour un angle de 60° , sa limite élastique ajustée est plus importante par rapport aux autres orientations.
- Ce qui est en accord avec la littérature, plus le paramètre Bauschinger est important, plus l'état déformé est instable, ce qui en accord avec l'angle 60° de découpage
 - les pentes paraboliques initiales observées sur les différents cycles des courbes d'indentation peut être modélisée sous l'hypothèse d'anisotropie élastique
 - L'apparition des « pop-ins » a été considérée comme témoignant de l'activation de la plasticité dans le matériau indenté. observés par nanoindentation.

- L'activation de la plasticité cristalline a été modélisée par une adaptation du facteur de Schmid.

- Le facteur de Schmid d'indentation varie en fonction de l'orientation, de façon inversement proportionnelle aux charges critiques d'activation observées expérimentalement au niveau des charges de « pop in ».

En perspectives de cette étude, nous pouvons prévoir prochainement la continuité de cette étude en faisant appel à l'AFM, la technique EBSD -TKD afin d'identifier les systèmes de glissement en présence des précipités ainsi que les sous structures des traces de dislocations qui activent l'effet Bauschinger, et quantifier l'endommagement locale.