

Université Mohamed Khider – Biskra
Faculté des Sciences et de la technologie
Département : Génie Mécanique
Ref :



جامعة محمد خيضر بسكرة
كلية العلوم و التكنولوجيا
قسم: الهندسة الميكانيكية
المرجع:

Thèse présentée en vue de l'obtention
Du diplôme de

Doctorat

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Métallurgie

Intitulée de la formation : Métaux industriels

Etude du comportement structural et mécanique des fils tréfilés en acier doux destinés à la fabrication des électrodes de soudure à TREFISOUD

Présentée par :

Toufik DJIMAOUI

Soutenue publiquement le **17 / 01 / 2019** devant le jury composé de :

Mr. Zakaria BOUMEROUG	Professeur	Président	Université de BISKRA
Mr. Mosbah ZIDANI	Professeur	Rapporteur	Université de BISKRA
Mr. Abdelouahed CHALA	Professeur	Examineur	Université de BISKRA
Mr. Djamel MIROUD	Professeur	Examineur	USTHB- ALGER

REMERCIEMENTS

Tout d'abord remercions **Allah** qui nous a guidés vers le bon chemin

Ce travail a été réalisé au sein du laboratoire de recherche en génie énergétique et matériaux (LGEM) de l'Université de Biskra.

Mes remerciements vont avant tout à mon directeur de thèse, Monsieur Mosbah ZIDANI, Professeur à l'Université de Biskra et Chef de l'équipe de recherche ; Etude et Elaboration des Matériaux Métalliques (EEMM) au sein de laboratoire de recherche LGEM ; pour la confiance qu'il m'a témoignée et la liberté dont j'ai pu profiter pour mener ces travaux à terme et notamment de m'avoir alloué sa compétence avec une grande générosité tout au long de ces trois années passées.

Je tiens à remercier vivement Monsieur Zakaria BOUMEROUG, Professeur à l'Université de Biskra d'avoir accepté d'être président du jury. Je remercie chaleureusement Monsieur Abdelouahed CHALA, Professeur à l'Université de Biskra et Monsieur Djamel MIROUD Professeur à USTHB (Alger) d'avoir accepté de participer à la commission d'examen de cette thèse.

Mes sincères remerciements à Monsieur Salim MESSAOUDI, Maître de conférences à l'Université de Biskra, pour sa scientifique contribution dans la réalisation de ce manuscrit.

Je remercie tout particulièrement Monsieur le docteur Tahar ABID directeur d'exploitation à l'entreprise de TREFISOUD-El Eulma –Sétif pour ses multiples aides et pour l'excellent et chaleureux accueil qu'il m'a toujours réservé au cours de mes visites à L'entreprise TREFISOUD.

J'exprime ma gratitude à Monsieur Djamel MIROUD, Professeur à USTHB et Directeur de laboratoire des Sciences et Génie des Matériaux (LSGM), USTHB, Alger, pour sa contribution à la réalisation de ce travail.

Mes sincères et vifs remerciements à Monsieur Thierry BAUDIN, Directeur de recherche CNRS au Laboratoire SP2M, ICMMO à l'université Paris-Sud, pour son apport considérable lors des caractérisations et analyses expérimentales des échantillons par la technique de l'EBSA.

Un grand merci à toute l'équipe de caractérisation structurale au niveau du centre de recherche CRTI Cheraga-ALGER , et plus particulièrement Mr. Maamer HAKEM (Responsable des équipements) et Mr. Bilal CHENITI (chargé de recherche).

Je remercie chaleureusement tous ceux et celles qui m'ont aidé de près ou de loin dans la réalisation de cette thèse, plus particulièrement Monsieur Mohamed Chouaki NEBBAR, Responsable de plateau technique du centre de Recherche CRAPC à l'université de Biskra.

Un remerciement particulier à ma famille, qui m'ont poussé à continuer mes études alors que je m'orientais vers une filière plus professionnelle .

Enfin un chaleureux et grand merci à mes amis Fouzi DJIMAOUI, Borhane FARHI , Oussama BENNACER , Okba OUAMANE, Youcef ASSASSI et Abdeldjalil BOUZIDI .

Liste des Figures

Chapitre I

Figure I.1 : Electrode enrobée de soudure.	5
Figure I.2 : Domaine acier hypoeutectoïde en diagramme d'équilibre fer-carbone.	6
Figure I.3 : Représentation schématique de structure ferrito-perlitique et la colonie perlitique.	7
Figure I.4 : Principe du tréfilage.	8
Figure I.5 : Composition chimique de la calamine de l'acier.	9
Figure I.6 : Schéma et machine multipasses.	11
Figure I.7 : Outils de tréfileuse.	11
Figure I.8 : La configuration de tréfilage mono passe.	12
Figure I.9 : Schéma d'une filière de tréfilage .	13
Figure I.10 : Schématisation des zones de tréfilage de les éléments géométriques.	14
Figure I.11 : Schéma d'une courbe de traction	15
Figure II.12 : Réseau cristallin .	16
Figure I.13 : Illustration du maclage .	17
Figure I.14 : Cartographie de joints et d'orientation associée obtenue par EBSD en surface d'un échantillon d'acier 316L. Codage couleur suivant la direction normale à la surface (ND)	18
Figure I.15 : Apparition de macles lors de la déformation par compression du zirconium	19
Figure I.16 : Représentation deux types de dislocations .	20
Figure I.17 : Déplacement des dislocations dans leur plan de glissement .	20
Figure I.18 : Systèmes de glissement des matériaux de structure cubique centrée (CC) .	21
Figure I.19 : Schéma illustrant la loi de Schmid .	22
Figure I.20 : Modification de la forme d'un grain sous l'effet du glissement .	22
Figure I.21 : Représentation schématique de la microstructure de déformation .	23
Figure I.22 : Représentation schématique de la déformation plastique .	24
Figure I.23 : Exemple d'un réseau cristallin et schéma correspondant .	26
Figure I.24 : Maille élémentaire cubique dans le repère	27
Figure I.25 : Répartition des cristallites d'un échantillon .	27

Figure I.26 : Repère macroscopique R_e et repère microscopique R_c d'un fil tréfilé .	28
Figure I.27 : L'orientation cristallographique par les angles d'Euler.	28
Figure I.28 : Description d'un pôle sur la $FPs\{001\}$ pour deux cristaux orientés différemment	29
Figure I.29 : Exemple d'une Figure de pôles inverses.	30
Figure I.30 : Fonction des distributions des orientations cristallines en représentation 3D et en coupes à constant	31
Figure I.31 : Principe de la mesure d'une figure de pôles $\{hkl\}$ d'un polycristal par diffraction des rayons X. À gauche : dispositif expérimental. À droite : projection stéréographique	32
Figure I.32 : Schéma du berceau d'Euler, des rotations (χ , φ) ainsi que du positionnement de l'échantillon pour des mesures en transmission par diffraction des neutrons.	33
Figure I.33 : Formation d'un diagramme de Kikuchi .	34
Figure I.34 : a) Représentation dans l'espace d'Euler (ϕ_1 , φ , ϕ_2) des principales composantes de la texture des matériaux CC .	36
Figure I.35 : Coupe de la FDOC à $\phi_2 = 45^\circ$, montre l'évolution de la texture de déformation par traction ($\varepsilon = 0,1$), cas d'un fer bas carbone .	37

Chapitre II

Figure II.1 : Fil machine d'acier doux sous forme des bobines.	40
Figure II.2 : La coulée continue (le cas d'une machine courbe).	41
Figure II.3 :. Décalaminage de fil machine.	42
Figure II.4 :. Décapage de fil machine.	43
Figure II.5 :. Schéma explicatif de Tréfileuse trois passes de TREFISOUD.	43
Figure II.6 :. Schéma explicatif de Tréfileuse quatre passes de TREFISOUD .	44
Figure II.7 : Dimensions de moule et indication relatives à l'exécution des passes.	45
Figure II.8 : Dimensions d'éprouvette de traction.	45
Figure II.9 : Les dimensions du dépôt.	46
Figure II.10 : Les étapes d'enrobage à froid des échantillons.	47
Figure II.11 : Echantillons coupés et enrobés à froid.	47
Figure II.12 : Polissage mécanique.	48
Figure II.13 : L'attaque chimique des échantillons.	48
Figure II.14 : Microscope optique (MO).	49

Figure II.15: Microscope électronique à balayage (MEB).	50
Figure II.16 : La diffraction des rayons X (DRX).	52
Figure II.17 : Influence des contraintes du I ^{er} ordre sur le pic de diffraction .	53
Figure II.18 : Influence des contraintes du II ^{er} ordre sur la forme de pic de diffraction.	54
Figure II.19 : Schéma explicatif de mesure la microdureté Vickers.	55
Figure II.20: Dispositif d'essai en traction.	56
Figure II.21 : EBSD.	57
Figure II.22: Schéma du dispositif de Polissage électrolytique .	58
Figure II.23 : Principe de l'EBS.	59
Figure II.24 : Procédures de calcul du paramètre KAM .	60

Chapitre III

Figure III.1: Microstructures par microscope optique de fil machine : a) Coupe longitudinale, b) Coupe transversale	63
Figure III.2 : Micrographie au Microscope électronique à balayage (M.E.B) du fil machine	64
Figure III.3 : Résultats de l'analyse chimique du fil machine	64
Figure III.4 : Diagramme de diffraction des rayons x du fil machine.	65
Figure III.5 : Les cartographies EBSD du fil machine : a) Cœur, b) Périphérie	66
Figure III.6 : Figures de pôles du fil machine a) Cœur, b) Périphérie	67
Figure III.7 : Fonction de distribution des orientations cristallines du fil machine : a) Cœur, b) Périphérie	68
Figure III.8: Représentation de la fraction surfacique en fonction de la taille de grains du fil machine	68
Figure III.9 : Évolution du KAM du cœur et de la périphérie du fil machine	69
Figure III.10 : Microstructures par microscope optique de fil machine et des fils tréfilés, vues : a) Longitudinales, b) Transversales	71
Figure III.11 : Micrographies MEB vues longitudinales: a) FM , b) $\epsilon = 27\%$, c) $\epsilon = 45\%$	72
Figure III.12 : DRX du fil machine et les fils tréfilés respectivement	73
Figures III.13 : Superposition des pics diffractés des fils étudiés	74
Figure III.14 : Evolution de la microdureté des fils tréfilés en fonction du tau de déformation	75

Figure III.15: Evolution La résistance à la rupture en fonction du taux de déformation.	75
Figure III.16 : Evolution l'allongement en fonction du taux de déformation	76
Figure III.17 : Les cartographies EBSD du fil machine et des fils tréfilés	77
Figure III.18 : figures de pôles de la famille {110} : a) Cœur , b) Périphérie	78
Figure III.19 : Cartographie FDOC de la fibre <110> : a) Cœur, b) Périphérie	79
Figure III.20 : Redistribution de la taille des grains : a) Cœur, b) Périphérie	80
Figure III.21 : Evolution du KAM du cœur des fils tréfilés.	81
Figure III.22 : Evolution du KAM de la périphérie des fils tréfilés.	81
Figure III.23: Microstructures optiques: a) métal déposé , b) fil machine	82
Figure III.24 : Microstructure au MEB: a) métal déposée, b) fil machine	82
Figure III.25 : diagramme de diffraction des rayons X du métal déposé	83
Figure III.26 : superposition des pics du fil machine et du métal déposé	83
Figure III.27 : Les cartographies par EBSD : a) Métal déposé b) Fil machine	84
Figure III.28 : Les figures de pôles : {110}, {001} et {111} du métal déposé et du fil machine	85
Figure III.29 : Evolution de la taille des grains du métal déposé.	85

Liste des Tableaux

Tableau I.1 : Les systèmes de maillage pour différentes structures .	17
Tableau II.1 : La composition chimique de fil machine	40
Tableau II.2 : Les taux de déformation des fils.	41
Tableau II.3 : Dimensions du dépôt en fonction du diamètre de l'âme	46
Tableau II.4 : La composition chimique de métal déposé	46
Tableau III.1 : Valeurs des propriétés mécaniques mesurées.	65
Tableau III.2 : Propriétés mécaniques du métal déposé	84

SOMMAIRE GENERAL

Introduction générale	1
------------------------------------	----------

CHAPITRE I : REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

1 Electrodes de soudure	5
2 Acier doux destiné pour fabrication des électrodes de soudure.....	6
3 Le Tréfilage.....	8
3.1 Le procédé de tréfilage de l'acier au carbone.....	9
3.1.1 La préparation de surface	9
3.1.2 Outils et équipements industriels du tréfilage	10
3.1.3 La finition : nettoyage et traitements thermiques.....	14
3.2 Variation des caractéristique mécanique en tréfilage	14
4 Déformation plastique des métaux.....	15
4.1 Mécanismes de la déformation plastique.....	16
4.1.1 Déformation plastique par maillage.....	16
4.1.2 Déformation plastique par glissement.....	19
4.2 Evolution de la microstructure de déformation	23
5 Energie stockée	24
5.1 Sources de l'énergie stockée.....	24
5.2 Energie stockée de la déformation plastique	24
6 Contraintes résiduelles après la déformation	25
7 Texture Cristallographique	26
7.1 Représentation de la texture cristallographique.....	26
7.1.1 Figures de pôles.....	29
7.1.2 Figure de pôles inverses	30
7.1.3 Fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC).....	30
7.2 Détermination de la texture cristallographique globale et Locale.....	32
7.2.1 Textures globales par diffraction des rayons x.....	32
7.2.2 Textures globales par neutrons.....	33
7.2.3 Textures locales par EBSD (Electron Back Scattered Diffraction)	34
7.3 Texture de déformation	35
7.3.1 Textures de laminage	35
7.3.2 Textures de fibres	36

CHAPITRE II : MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

PREMIERE SECTION : PROTOCOLE DE PREPARATION DE MATERIAU D'ETUDE AU NIVEAU DE TREFISOUD

1	L'acier doux étudié	40
1.1	Fil machine	40
1.1.1	La coulée continue de fil machine.....	40
1.1.2	La composition chimique du fil machine.....	41
1.2	Les fils tréfilés	42
1.2.1	Préparation du fil machine à TREFISOUD.....	42
1.2.2	Le tréfilage multi-passe.....	43
1.3	Métal déposé.....	45
1.3.1	Elaboration De Métal Déposé	45
1.3.2	La Composition Chimique De Métal Déposé	46

DEUXIEME SECTION : TECHNIQUES EXPERIMENTALES

1	Caractérisation de la microstructure	47
1.1	Préparation métallographique des échantillons	47
1.1.1	Découpage et enrobés.....	47
1.1.2	Polissage.....	48
1.2	Microscope Optique	49
1.3	Microscope électronique à balayage (MEB) :	49
1.3.1	Analyse EDAX de la composition chimique	51
1.4	Diffraction des rayons X.....	51
1.4.1	L'évaluation des contraintes résiduelles de la déformation par DRX.....	52
2	Caractérisation des propriétés mécaniques	55
2.1	La microdureté Vickers	55
2.2	Essai De Traction.....	56
3	Caractérisation de la texture.....	57
3.1	EBS (Electron Back-Scattered Diffraction).....	57
3.1.1	Préparation les échantillons de EBS.....	58
3.1.2	Principe de mesure par EBS	58
3.2	Logiciel OIM	60

3.2.1	GOS (Grain Orientation Spread).....	60
3.2.2	KAM (Kernel Average Misorientation).....	60

CHAPITRE III : RESULTATS OBTENUS ET DISCUSSION

1	Etat initial (fil machine)	63
1.1	Analyses métallographiques	63
1.1.1	Observation au microscope optique	63
1.1.2	Observation au microscope électronique à balayage	63
1.2	Analyse de la composition chimique par MEB-EDAX.....	64
1.3	Diffraction des rayons x	65
1.4	Propriétés mécaniques	66
1.5	Analyses EBSD	66
1.5.1	Cartographies EBSD et analyse de la texture.....	66
1.5.2	Figures de pôles.....	67
1.5.3	Fonctions de distribution des orientations cristallines (FDOC).....	68
1.5.4	Mesure de la taille des grains	68
1.5.5	KAM (Kernel Average Misorientation).....	69
2	Etat tréfilé.....	70
2.1	Analyses métallographiques	70
2.1.1	Observation au microscope optique	70
2.1.2	Observation au microscope électronique à balayage	71
2.2	Diffraction des rayons x	72
2.3	Evolution des propriétés mécaniques	74
2.4	Analyses EBSD	76
2.4.1	Cartographies EBSD et analyse de la texture.....	76
2.4.2	Figures de pôles	77
2.4.3	Fonctions de distribution des orientations cristallines (FDOC).....	78

2.4.4	Mesure la taille de grains	79
2.4.5	KAM (Kernel Average Misorientation)	80
3	Etat déposé	82
3.1	Analyses métallographiques	82
3.2	Diffraction des rayons X.....	83
3.3	Propriétés mécaniques	83
3.4	Analyses EBSD	84
3.4.1	Cartographies EBSD et analyse de la texture.....	84
3.4.2	Figures de pôles.....	85
3.4.3	Mesure de la taille des grains	85
	Conclusion générale.....	87
	Références bibliographiques.....	90

INTRODUCTION

GÉNÉRALE

Introduction générale

Le soudage des métaux par fusion, d'un point de vue métallurgique est un processus très compliqué. La qualité intrinsèque du métal de la soudure dépend intimement de la composition chimique, de la structure et des propriétés mécaniques du métal d'apport et du métal à souder, et dans une large mesure de la nature et de l'intensité des réactions chimiques qui ont lieu au cours de ce processus.

L'électrode enrobée utilisée pour le soudage à l'arc électrique est constituée par une baguette métallique appelée âme, entourée d'un revêtement plus ou moins épais, d'une composition plus complexe appelé enrobage. Bien que le choix du fil d'âme soit très important, les fabricants d'électrodes doivent garantir pour le métal déposé des caractéristiques mécaniques requises. Dans ce contexte, les fils utilisés pour les électrodes rutilés et basiques fabriquées et commercialisées par l'entreprise TREFISOUD sont des fils en acier à bas carbone, élaborés conformément aux normes en vigueur et respectivement désignés par F8Z et F8B. La teneur en carbone des deux nuances ne doit pas dépasser 0.12 %. La nuance F8Z est fabriquée à partir d'un acier semi calmé avec une teneur en silicium allant jusqu'à 0.010 % contrairement à la nuance F8B ayant une teneur en silicium inférieure à 0.06%. Une haute teneur en carbone diminue la plasticité du métal déposé, tandis que l'excès de silicium provenant du fil cause une porosité inadmissible en soudage manuel.

Ce travail proposé dans le cadre d'une coopération scientifique instaurée entre l'entreprise nationale TREFISOUD et le laboratoire LEGM de l'université de Biskra. L'objectif de ce travail est de réaliser une étude d'analyse et de caractérisation sur les électrodes fabriquées à partir de l'acier doux de type F8Z du fil machine jusqu'au métal déposé. Cette étude va apporter des éclaircissements sur la qualité des électrodes ainsi fabriquées, sur leur comportement lors de soudage et les caractéristiques mécaniques du métal déposé. Ce travail permettra entre autre d'examiner l'effet de la déformation plastique sur les propriétés finales du fil F8Z. Et finalement, permettre au fabricant d'améliorer la qualité et la compétitivité de ses produits.

Le tréfilage de l'acier est un procédé de mise en forme à l'état solide permettant d'obtenir un produit répondant à des caractéristiques mécaniques sans cesse améliorées ; les tréfileurs s'efforcent de déterminer l'influence de tous les paramètres intervenant lors de la mise en forme du fil. Les industriels se sont alors orientés vers l'amélioration des lubrifiants bruts, la

diminution des inclusions, l'homogénéisation de la matière, la réduction de la ségrégation et des impuretés parasites. De gros progrès ont été réalisés dans ces domaines, de sorte que les seuils théoriques de déformabilité ont rapidement été atteints, voire dépassés sans modifier le procédé d'élaboration. Toutefois, certains points demeurent inaccessibles aux industriels et demandent une recherche minutieuse de laboratoire.

Cette thèse de doctorat est réalisée en collaboration avec le Laboratoire SP2M, ICMMO à l'université de Paris-Sud. L'enjeu scientifique de ce travail est de suivre les évolutions : microstructurales, texturales et des propriétés mécaniques des fils d'acier de nuance (FZ8) avant tréfilage, pendant l'étape du tréfilage et après soudage. Pour ce travail l'analyse texturale s'avère importante; en effet, la sélection des fils mis au point par les industriels repose en partie sur la composition texturale du fil. Ceci permettra de choisir les paramètres qui favorisent la formation de la texture recherchée au niveau industriel. Afin d'atteindre cet enjeu scientifique, une variété des techniques expérimentales de mesure, d'analyse et de caractérisation ont été utilisées; il s'agit de la microscopie optique (MO), la microscopie électronique à balayage (MEB), l'analyse par EBSD, la diffraction des rayons X, les mesures de la microdureté et les essais de traction.

Le présent travail s'articule autour de trois chapitres :

Le premier chapitre est scindé en deux parties. La première présente l'électrode de soudure et quelques généralités sur les aciers. La seconde partie traite le tréfilage des aciers et la texture produite.

Le deuxième chapitre présente le protocole expérimental de préparation du fil machine et de la fabrication des fils tréfilés et l'obtention du métal déposé au niveau de TREFISOUD, ainsi qu'une brève description des techniques expérimentales de mesure et de caractérisations utilisées.

Le troisième chapitre est consacré aux principaux résultats expérimentaux obtenus par les différentes techniques de caractérisation sur les trois états : état initial (fil machine), état tréfilé, état déposé (métal déposé par soudage).

À la fin du manuscrit, on résume les résultats importants de cette études dans une conclusion générale.

CHAPITRE I

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

Dans ce chapitre nous avons présenté une étude bibliographique concernant les fils tréfilés en acier doux destinés pour la fabrication des électrodes de soudure. Ce chapitre est divisé en trois parties, la première partie donne une présentation générale du matériau d'étude tel que; les électrodes de soudure et un état de l'art sur les aciers doux en particulier, la deuxième partie donne une présentation successive de procédé de mise en forme par déformation plastique à froid particulièrement le principe de tréfilage de fil en acier doux, Enfin, la dernière partie abordera la texture cristallographique et l'évolution de la texture de déformation sur les aciers.

SOMMAIRE CHAPITRE I

1	Electrodes de soudure.....	5
2	Acier doux destiné pour fabrication les électrodes de soudure	6
3	Le Tréfilage	8
3.1	Le procédé de tréfilage de l'acier au carbone.....	9
3.1.1	La préparation de surface	9
3.1.1.1	Méthode chimique (décapage)	10
3.1.1.2	Méthode mécanique (décalaminage).....	10
3.1.2	Outils et équipements industriels du tréfilage	10
3.1.2.1	La lubrification en tréfilage	12
3.1.2.2	La filière	13
3.1.3	La finition : nettoyage et traitements thermiques	14
3.2	Variation des caractéristique mécanique en tréfilage	14
4	Déformation plastique des métaux	15
4.1	Mécanismes de la déformation plastique	16
4.1.1	Déformation plastique par maclage.....	16
4.1.2	Déformation plastique par glissement	19
4.2	Evolution de la microstructure de déformation	23
5	Energie stockée.....	24
5.1	Sources de l'énergie stockée	24
5.2	Energie stockée de la déformation plastique	24
6	Contraintes résiduelles après la déformation.....	25
7	Texture Cristallographique.....	26
7.1	Représentation de la texture cristallographique.....	26
7.1.1	Figures de pôles.....	29
7.1.2	Figure de pôles inverses	30
7.1.3	Fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC).....	30
7.2	Détermination de la texture cristallographique globale et Locale	32
7.2.1	Textures globales par diffraction des rayons x.....	32
7.2.2	Textures globales par neutrons	33
7.2.3	Textures locales par EBSD (Electron Back Scattered Diffraction).....	34
7.3	Texture de déformation	35
7.3.1	Textures de laminage.....	35
7.3.2	Textures de fibres	36

1 Electrodes de soudure

Le soudage à l'électrode enrobée est l'un des modes opératoires de soudage à l'arc le plus répandu. Il s'agit d'une méthode de soudage manuelle [Stadler, 2016]. Le soudage à l'électrode enrobée utilise une source d'énergie extérieure, à savoir l'arc électrique. Il est fourni par un générateur appelé poste à souder. Cet arc apporte l'énergie nécessaire pour fondre le métal de base et le métal d'apport que constitue l'électrode [Kechaou, 2013].

Les électrodes enrobées (figure I.1) sont constituées par une baguette métallique appelée âme, entourée d'un revêtement adhérent appelé enrobage,. Cet enrobage est constitué par des poudres de composition complexe, parfaitement homogénéisées et assemblées par un liant généralement du silicate de soude ou de potasse. Une extrémité de l'électrode est dénudée pour assurer un bon contact électrique avec le porte-électrode et l'autre extrémité est conditionnée pour faciliter le premier amorçage, comme le montre la figure I.1 [Clergé, 2000],

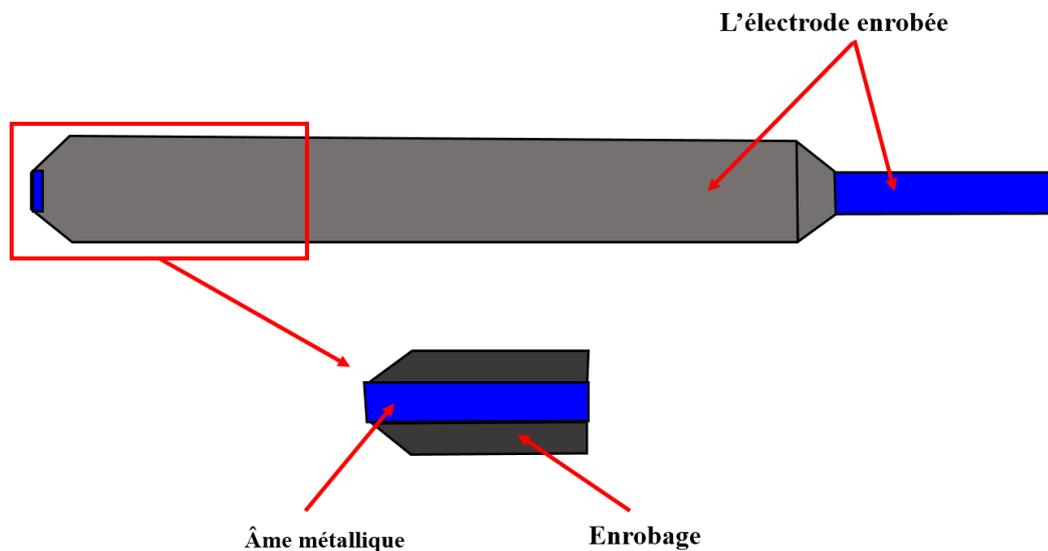


Figure I.1 : Electrode de soudure enrobée

L'âme centrale est en métal ou alliage métallique choisi parmi les acier doux , aciers fortement alliés, les alliages de Nickel , les alliages de cobalt , les alliages d'aluminium, ou est de type le fil fourré [Christian et al, 2002].

2 Acier doux destiné pour fabrication des électrodes de soudure

De tous les alliages métalliques, les aciers sont parmi ceux les plus couramment employés dans les applications industrielles. La grande diversité de leurs nuances et la possibilité de réaliser les traitements thermomécaniques conditionnant les propriétés mécaniques de ces aciers permettent de couvrir une gamme d'applications extrêmement large [Hantcherli, 2010]

L'Acier est un alliage de fer et de carbone dont la teneur en carbone est inférieure à 2% massique, une acier de teneur inférieure à 0,77 % figure I.2, est appelé acier hypoeutectoïde présente un structure ferrito-perlitique

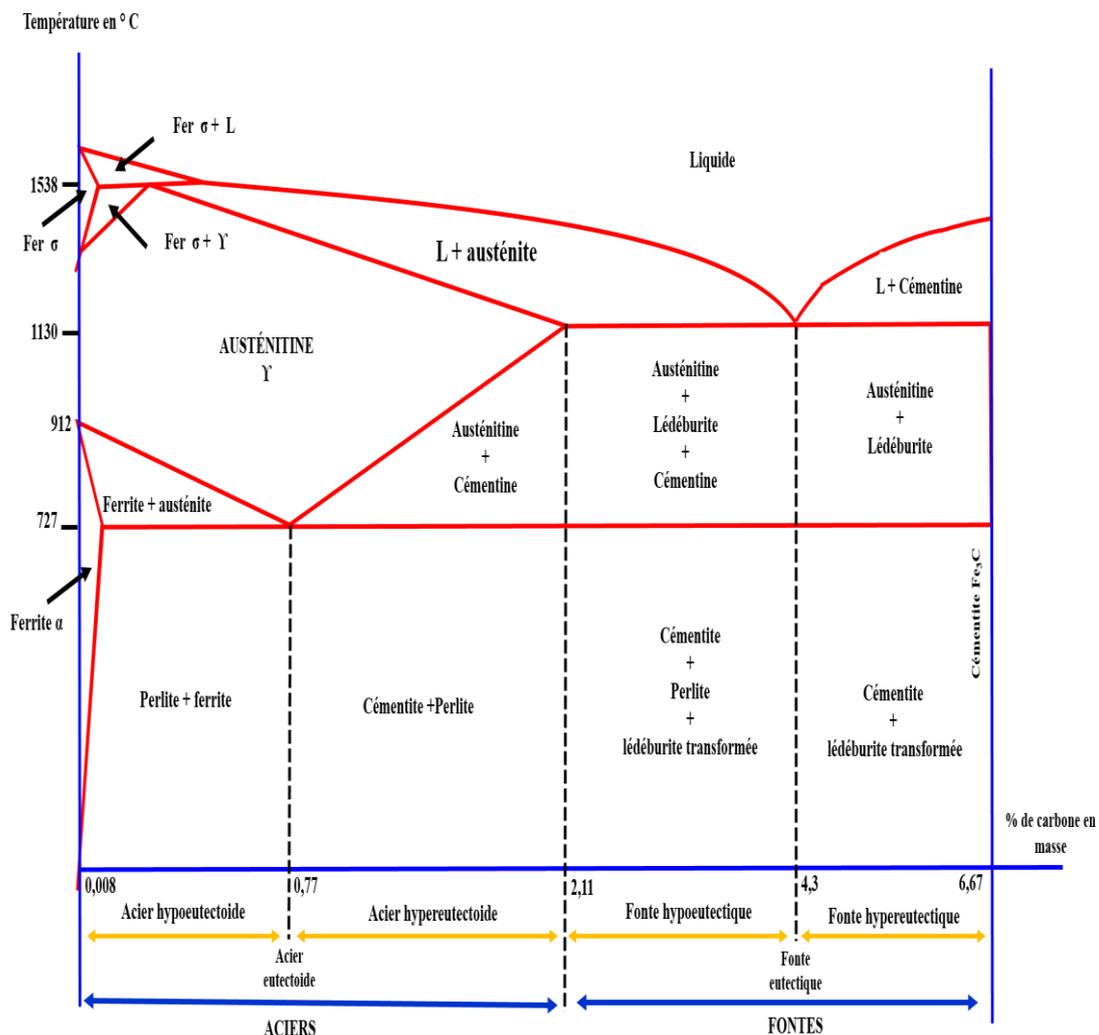


Figure I.2 : Domaine acier hypoeutectoïde en diagramme d'équilibre fer-carbone

Les aciers ferrito-perlitiques peuvent être vus comme des matériaux multi phases, constitués d'îlots d'une phase dure (perlite) et phase ferritique. D'une manière générale, augmenter la fraction volumique de perlite tend à augmenter la résistance du matériau tandis que celle ferritique tend à améliorer la ductilité [Arrieta et al, 2016].

La ferrite $Fe\alpha$ est une solution solide d'atomes de carbone situés dans les sites interstitiels d'un réseau cubique centré d'atomes de fer. A l'équilibre, la solubilité du carbone dans la ferrite est très faible [Lamontagne, 2014] .

L'acier que contient 0,77% en masse de carbone et la microstructure est composée uniquement de perlite. Une colonie perlitique, ou grain de perlite, est composée d'une alternance de lamelles de ferrite et cémentite (figure I.3). la perlite contient 88% en masse de ferrite et 12% en masse de cémentite [Forfert, 2007] .

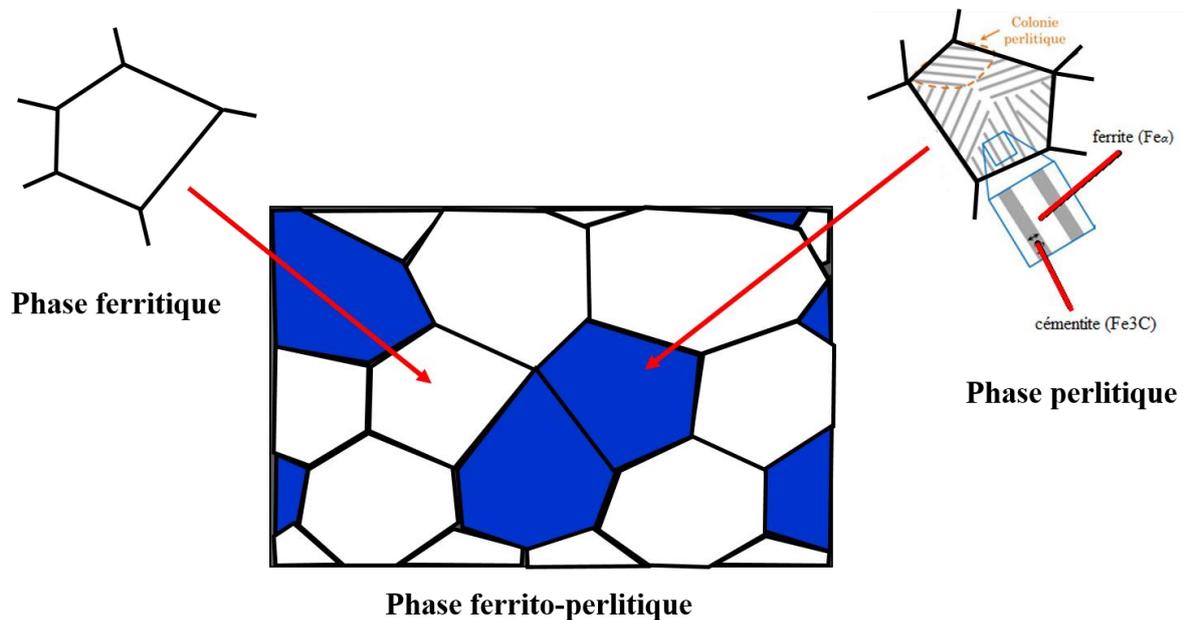


Figure I.3 : Représentation schématique de structure ferrito-perlitique et la colonie perlitique.

3 Le Tréfilage

Le tréfilage est une technique de mise en forme à froid des métaux qui permet de réduire la section d'un fil, par déformation plastique, en le tirant à travers l'orifice calibré d'une filière sous l'action d'une force de traction et en présence d'un lubrifiant (figure I.4). Cette technique permet d'obtenir des fils de diamètres inférieurs à 5 mm et de s'affranchir ainsi des limites technologique et économique d'un procédé de déformation à chaud, à savoir de respecter des tolérances serrées sur les diamètres et de conférer, éventuellement, des caractéristiques mécaniques adaptées par écrouissage. Les matériaux les plus utilisés dans le cadre d'applications industrielles sont l'acier, le cuivre, l'aluminium et le tungstène. Les applications des produits mis en œuvre par cette technique (qui peuvent être utilisés en l'état, assemblés ou transformés) sont nombreuses : clôtures, armatures pour béton, électrode de soudage, câbles, agrafes, vis et boulons, ressorts, aiguilles, anneaux, boucles et crochets, armatures de pneumatiques [Levrau, 2006].

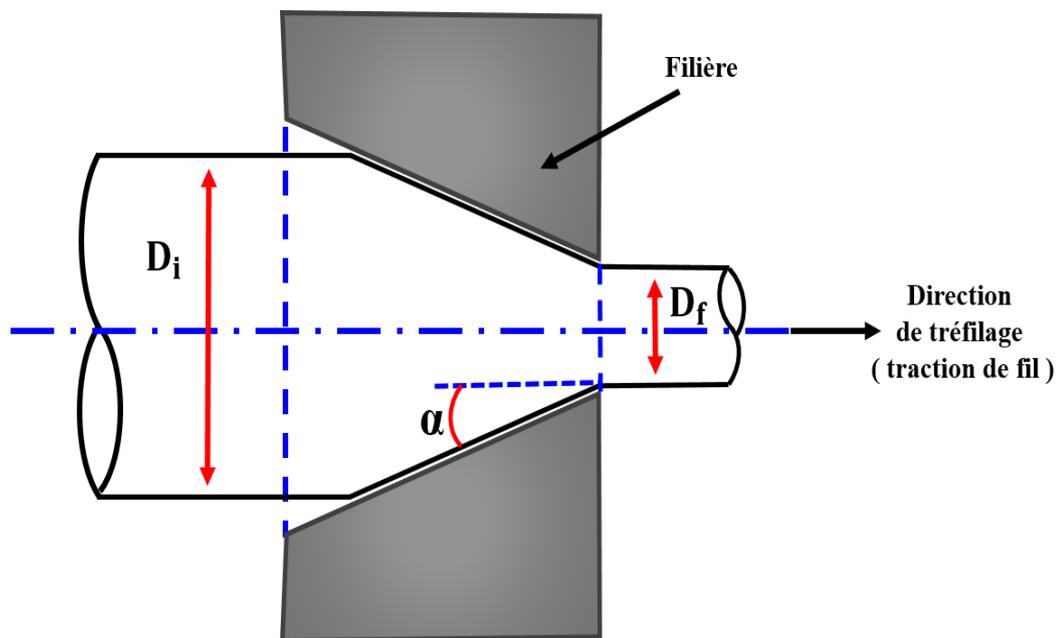
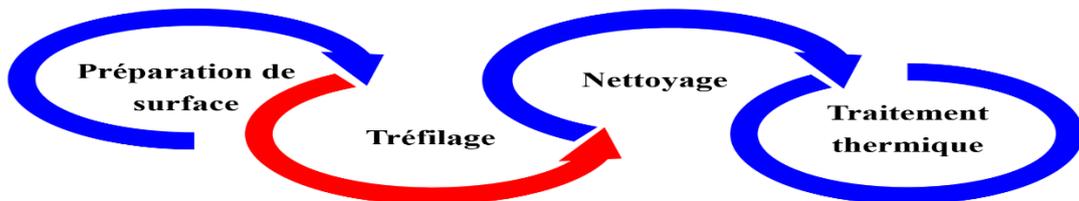


Figure I.4 : Principe du tréfilage.

3.1 Le procédé de tréfilage de l'acier au carbone

L'opération de tréfilage est faite en plusieurs passes, avec en général un taux d'écroutissage de 20 % à chaque passe. La force de traction est créée par enroulement du fil sur un tambour [Bubliitz et al, 1988]. L'opération industrielle de tréfilage se compose de quatre étapes élémentaires :



3.1.1 La préparation de surface

Le matériau de départ utilisé pour le tréfilage est appelé fil machine, de diamètre de l'ordre de 5 mm à 6 mm pour les aciers, il provient du laminage à chaud de billettes produites par coulée continue et se présente sous forme de couronnes, refroidies à l'air. La surface du fil est recouverte d'une couche d'oxydes métalliques, appelée aussi calamine, dont l'épaisseur est en fonction de la température de sortie du fil. A cause de son caractère abrasif, de sa dureté et de son absence de ductilité [Levrau, 2006], La calamine se forme à partir de la superposition de trois couches d'oxydes (figure I.5) [Zidani, 2006]:

- FeO : Oxyde ferreux en contact avec le métal (environ 90%).
- Fe₃O₄ : Oxyde magnétique (environ 5%).
- Fe₂O₃ : Oxyde ferrique (environ 5%).

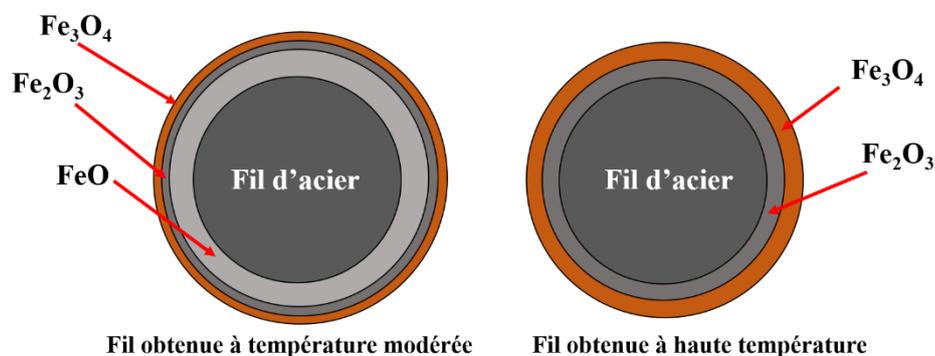


Figure I.5 : Composition chimique de la calamine de l'acier

Cette couche doit être éliminée avant le tréfilage, différents procédés de nettoyage de surface peuvent être employés: par action chimique (décapage), mécanique (décalaminage) ou action combinée des deux [Levrau, 2006].

3.1.1.1 Méthode chimique (décapage)

Décapage chimique, généralement réalisé en solution d'acide chlorhydrique, parfois d'acide sulfurique, qui élimine la calamine et autres oxydes présents à la surface de l'acier [Colombie].

3.1.1.2 Méthode mécanique (décalaminage)

Décalaminage mécanique en sollicitant le fil par cambrage en faisant appel à la fragilité de cet oxyde. Souvent, cette technique n'est pas suffisante pour éliminer les résidus de calamine ou la calamine secondaire, et elle est généralement suivie par un brossage, un grenailage ou un polissage avec des bandes abrasives [Lefort, 2010].

3.1.2 Outils et équipements industriels du tréfilage

L'ensemble du matériel de tréfilage comporte trois éléments, schématisés figure I.6 [Vega, 2009] :

- Un dispositif de dévidage du fil,
- Une tréfileuse mono ou multi passes, mono ou multi fils,
- Un dispositif de récupération du fil écroui.

Dans une machine de tréfilage multi passes : le fil est tracté, entre chaque filière, par des cônes (cabestans) qui transmettent la force nécessaire au tréfilage par frottement. Le fil, les filières, et les cabestans sont complètement immergés (ou arrosés) dans un bain d'huile ou d'émulsion d'huile qui joue le rôle de lubrifiant et d'échangeur thermique.

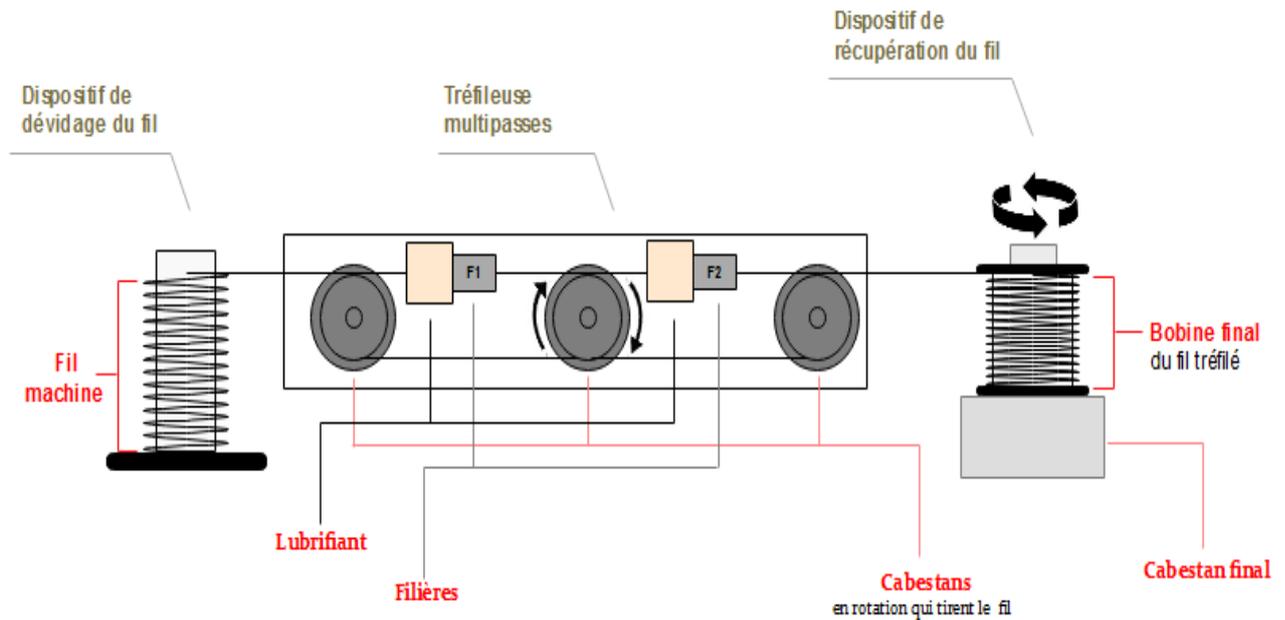


Figure I.6 : Schéma et machine multipasses

Le fil provision, à l'entrée de la tréfileuse, passe par un outil (filière). A la sortie d'une filière le fil est enroulé autour du cabestan afin de le tracter (figure I.7), quand l'effort de traction nécessaire au passage dans l'outil est atteint, le fil se tend et se déplace à la même vitesse que celle du cabestan, en absence de glissement .

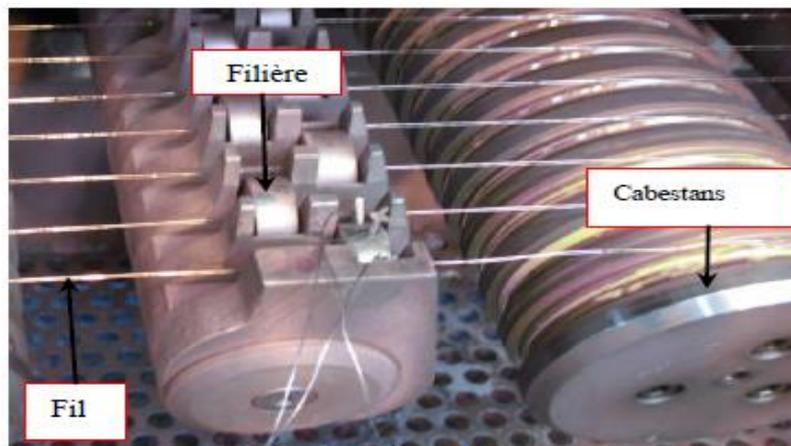


Figure I.7 : Outils de tréfileuse [Vega et al, 2009] .

Il existe différents types de machines selon les sections de fils par exemple :

- Les tréfileuses de tête qui permettent une réduction du diamètre du fil machine jusqu'à un diamètre compris entre 1 et 5 mm. Généralement ces tréfileuses sont monofilaires ou bifilaires, pouvant réaliser jusqu'à 13 passes de tréfilage

- Les tréfileuses des fils moyens et fins, généralement multi fils à 21 passes, (de 8 à 48 fils tréfilés simultanément), permettent de réduire le fil provision jusqu'à un diamètre minimum de 0,15 mm,
- Les tréfileuses pour fils extrafins sont généralement des mono fil et permettent d'atteindre des diamètres inférieurs à 40 μ m.

La vitesse du fil après la dernière réduction peut varier de 20 à 40 m/s suivant le diamètre du fil obtenu.

Dans une machine de tréfilage mono passe : C'est la configuration de base qui ne peut effectuer qu'une seule réduction. Elle se compose d'un système de dévidage du fil, d'un bloc à tréfiler et d'un dispositif de traction/réception (figure I.8) [Levrau , 2006].

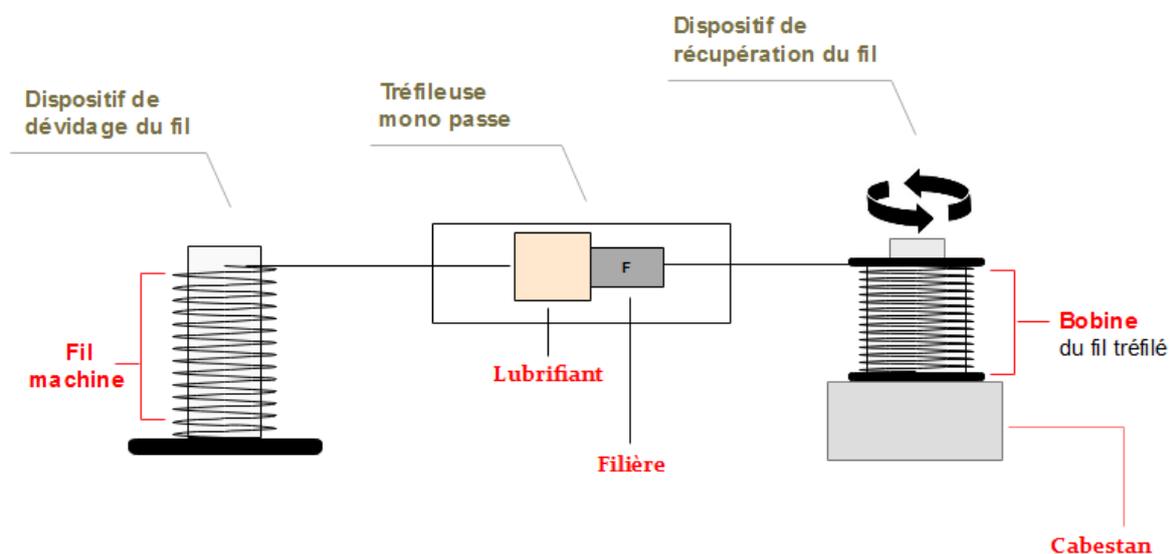


Figure I.8 : La configuration de tréfilage mono passe

Le boîtier de tréfilage comprend le réservoir de lubrifiant (appelé également savonnier) et le support de filière dans lequel est logé l'outil calibrant .

3.1.2.1 La lubrification en tréfilage

La déformation en continu du fil dans une filière de tréfilage nécessite l'emploi d'un lubrifiant qui limite des frottements fil/filière. Le lubrifiant a donc pour rôle de :

- Limiter l'effort à exercer pour obtenir la déformation du métal .
- Assurer un régime de lubrification stable .
- Eviter l'apparition de défauts en surface du fil.

Un bon lubrifiant de tréfilage doit donc posséder comme propriétés :

- Une viscosité suffisante .

- Une bonne résistance à la mise en pression .
- Une bonne résistance à la température .
- Une bonne résistance au cisaillement .
- Une bonne stabilité chimique dans le temps.

En pratique, selon les tréfileuses, le lubrifiant est soit une huile minérale pure, soit une graisse soluble

3.1.2.2 La filière

Une filière de tréfilage est constituée d'un noyau dur en carbure de tungstène lié au cobalt assurant la réduction de section (figure I.9) . Dans certains cas, pour limiter l'usure des filières et leur échauffement au passage du fil, des noyaux en diamant peuvent être utilisés. Une monture en acier ou en aluminium vient enserrer le noyau pour lui permettre de résister aux fortes pressions appliquées au cours du tréfilage [Lamontagne, 2014].

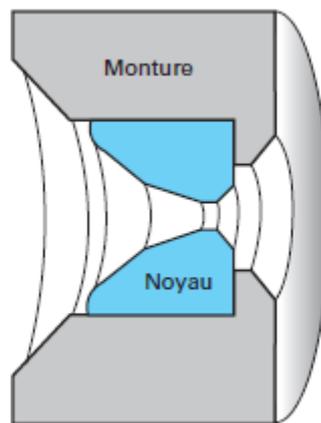


Figure I.9 : Schéma d'une filière de tréfilage [Lefort, 2010].

Les paramètres géométriques de filière jouent un rôle primordial dans l'opération de tréfilage. La figure I.10 donne les éléments géométriques couramment utilisés dans le procédé de tréfilage et met en évidence trois zones principales : Zone I admission du lubrifiant ; Zone II cône de travail et Zone III portée calibrante. Globalement, la qualité du tréfilage dépend de plusieurs paramètres extrinsèques au matériau à tréfiler, nous citons entre autres : le demi angle

du cône de travail (α), le taux de réduction ($r = 1 - \frac{R_f^2}{R_i^2}$) la portée calibrante (P), le coefficient de frottement à l'interface fil – filière (μ) la contre traction (σ_b) due au cabestan de tirage précédent et la contrainte de tréfilage (σ_f) [Vega et al, 2007].

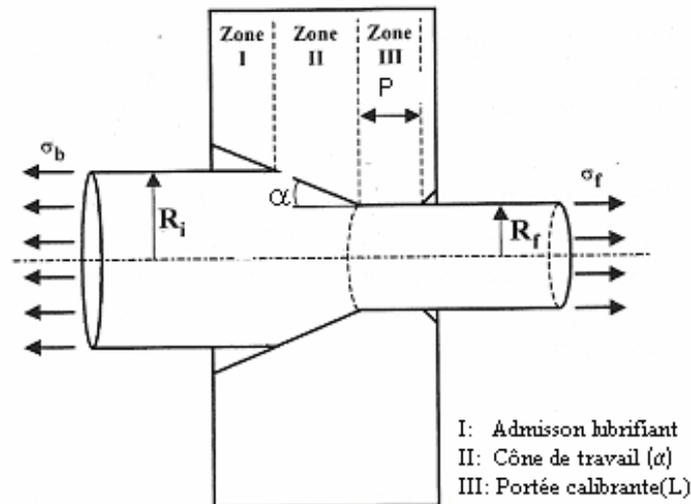


Figure I.10 : Schématisation des zones de tréfilage de les éléments géométriques.

3.1.3 La finition : nettoyage et traitements thermiques

Après le tréfilage, le fil comporte un film superficiel de lubrifiant et de revêtement dont il faut se débarrasser avant de procéder à un traitement thermique (pour éviter la diffusion d'éléments polluants). Deux sortes de nettoyage peuvent être envisagés, par action mécanique ou chimique (lessives alcalines, solutions acides), au trempé ou au défilé (suivant les sections des fils tréfilés) [Djimaoui, 2015]. Après le nettoyage de fil on passe à un traitement thermique dans le but d'atténuer ou de supprimer les contraintes résiduelles créées et emmagasinées au sein des tréfilés par la déformation plastique. Ce traitement permet d'adoucir les matériaux en rendant les tréfilés mécaniquement plus souples d'une part, et d'autre part de procurer une meilleure conductivité si les fils sont à usage électrique [Ning yu et al, 2014].

3.2 Variation des caractéristiques mécaniques en tréfilage

La déformation par tréfilage du fil provoque une modification de la plupart de ses propriétés. La direction et la valeur des effets de l'écroutissage sont liées aux déformations qui les ont provoquées .

L'écoulement plastique des fils d'acier à travers les filières est dû à la formation et au mouvement de dislocations dans le réseau cristallin provoquant des glissements dans les plans. La consolidation au cours de la déformation plastique est un phénomène essentiellement introcristallin lié à des dislocations . Le seuil de plasticité est fortement affecté par la grosseur des grains et par la configuration initiale des dislocations [Bubliitz et al, 1988] .

4 Déformation plastique des métaux

Tout solide auquel est appliqué un effort mécanique se déforme. Différents essais de laboratoire (traction, compression, torsion...) permettent d'étudier les modes de déformation des matériaux d'un point de vue macroscopique et phénoménologique, et de déterminer leurs lois de comportement. Lors de tels essais, tant que le matériau est soumis à une contrainte inférieure à une valeur spécifique (appelée limite d'élasticité), il va se comporter de manière réversible : si l'on effectue une décharge (annulation de la contrainte appliquée), le matériau recouvre sa forme initiale. A l'inverse, si l'on contraint le matériau au-delà de sa limite d'élasticité, une déformation persiste après la décharge : c'est la déformation plastique (figure I.11). La déformation plastique est donc (essentiellement) irréversible. En général, elle est isochore : le volume de l'objet qui se déforme reste inchangé tout au long du processus de déformation plastique [Richeton, 2006].

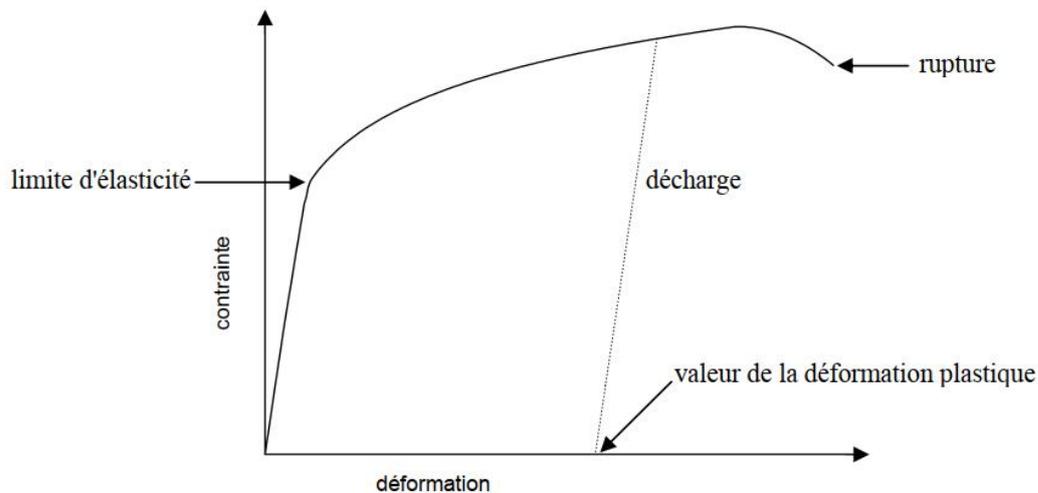


Figure I.11 : Schéma d'une courbe de traction

La déformation plastique à froid conduit à l'écroutissage du matériau, donc à son durcissement. Cet écroutissage dépend de la composition chimique du matériau, du taux de déformation appliqué et des conditions de déformation (température, vitesse et mode de déformation). En effet, la déformation à froid entraîne une importante augmentation de la densité de dislocations (i.e. énergie élastique stockée) dans le matériau. Il s'ensuit une hétérogénéité de la microstructure, et de la texture cristallographique à l'intérieur des grains [Zidani, 2006].

4.1 Mécanismes de la déformation plastique

Les métaux, en général, peuvent être décrits comme étant des cristaux composés d'une infinité d'atomes (ou molécules) rangés en motifs périodiques tridimensionnel. Cet arrangement périodique se présente alors comme un réseau tridimensionnel composé de mailles élémentaires caractérisées par les dimensions a , b , c du parallélépipède de forme entièrement défini par les trois angles α , β , γ . (figure I.12)

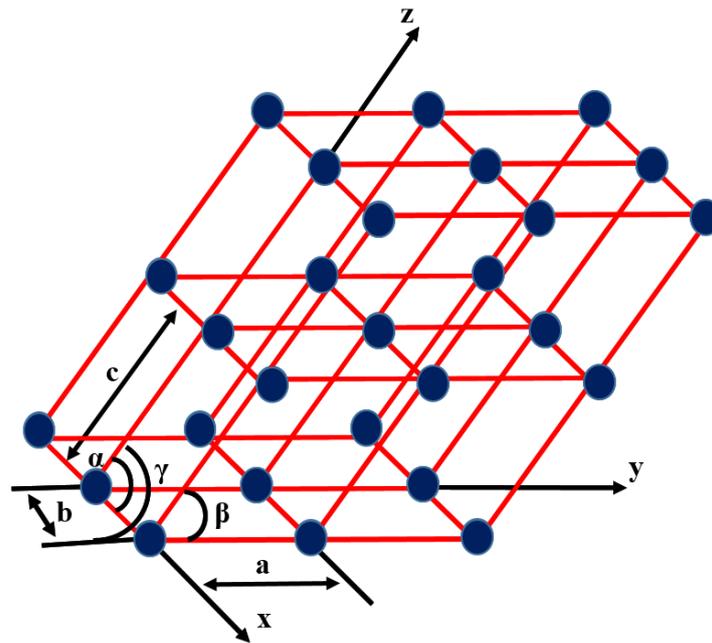


Figure II.12 : Réseau cristallin .

Pour le cas de structure cubique, ces angles valent 90° , la définition des plans et des directions atomiques est directe, ces plans seront définis par leurs intersection avec les trois axes principaux, les plus petits entiers déduits des rapports inverses de ces intersections avec les paramètres de maille étant ses indices de Miller (h, k, l) [Beribeche, 2014]

La déformation plastique des cristaux est gérée principalement par la formation et le déplacement de défauts. Les mécanismes principaux de la plasticité sont le glissement de dislocations et le maillage [Mackain, 2017] .

4.1.1 Déformation plastique par maillage

Le maillage est un mode de déformation observé classiquement dans les métaux . Une macle correspond à un volume du cristal qui a été cisailé de manière homogène. Ce volume cisailé définit une interface avec le cristal parent que l'on nomme

joint de macle [Mackain, 2017]. Le macle est une région du cristal dans laquelle l'orientation du réseau cristallin est l'image miroir de l'orientation du reste du cristal [Chauvy, 2004] .

Le maillage peut jouer un rôle important dans la déformation plastique. On observe surtout le maillage dans les matériaux dont le nombre de symétries est réduit .Une partie du cristal est cisailée entre deux plans qui vont former les interfaces avec la partie non déformée. Le réseau maillé prend une orientation symétrique par rapport au réseau non maillé (figure I.13). Le plan de symétrie sera le plan de maillage. Le taux de cisaillement induit est donné par la géométrie du système de maillage (plan et direction cristallographique de maillage) dans la maille cristalline [Beausir, 2007] .

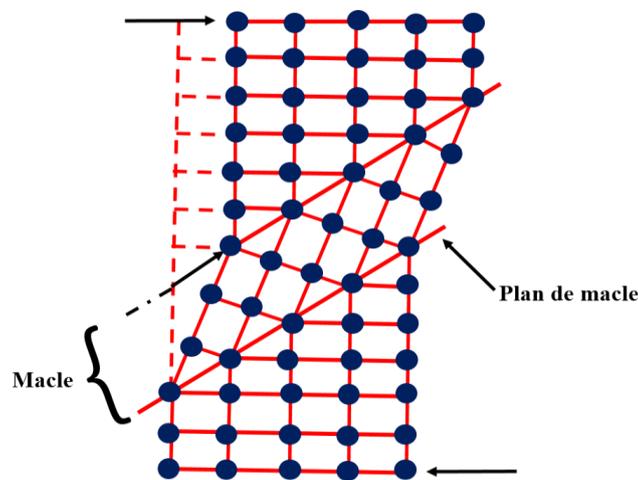


Figure I.13 : Illustration du maillage .

Lors de la déformation par maillage les atomes subissent donc une translation par cisaillement du réseau parallèlement au plan de maillage et selon une direction dite de maillage (tableau I.1) telle que le réseau maillé soit symétrique du réseau primitif par rapport au plan de maillage [Benchabane, 2009].

Tableau I.1 : Les systèmes de maillage pour différentes structures [Benchabane, 2009].

Structure cristalline	Direction de maillage	Plan de maillage
CFC	$\langle 11\bar{2} \rangle$	{111}
CC	$\langle 1\bar{1}1 \rangle$	{112}
HC	$\langle 10\bar{1} \rangle$	{10 $\bar{1}$ 2}

Le mécanisme par maclage dans les matériaux dont le nombre de systèmes de glissement est réduit, par exemple ceux de structure hexagonale compacte. Dans les cristaux cubiques, qui possèdent de nombreux systèmes de glissement pour répondre à la sollicitation mécanique, le maclage apparaît comme un mode de déformation complémentaire du glissement ; il est fréquent dans les métaux CC (Fe- α à température inférieure à la température ordinaire); dans les métaux CFC, il est favorisé par les basses températures ou de fortes vitesses de déformation, ainsi que par une faible énergie de défauts d'empilement [Benchabane, 2009]

Le maclage provoque une réorientation du réseau cristallin, ce qui peut alors faciliter le glissement cristallographique. Le maclage pourra orienter les systèmes de glissement de façon à rendre le glissement cristallographique plus propice. Cependant, en subdivisant les grains, le maclage augmente la densité d'obstacles s'opposant au passage des dislocations. Il entraîne ainsi un durcissement par écrouissage [Beausir, 2007]. La figure I.14 et La figure 1.15 montrent un exemple d'observation de macles :

Stinville [Stinville, 2010] , a observé des macles sur une surface d'un échantillon d'acier 316L par EBSD qui montre clairement la plupart des grains complètement ou partiellement maclés (figure I.14).

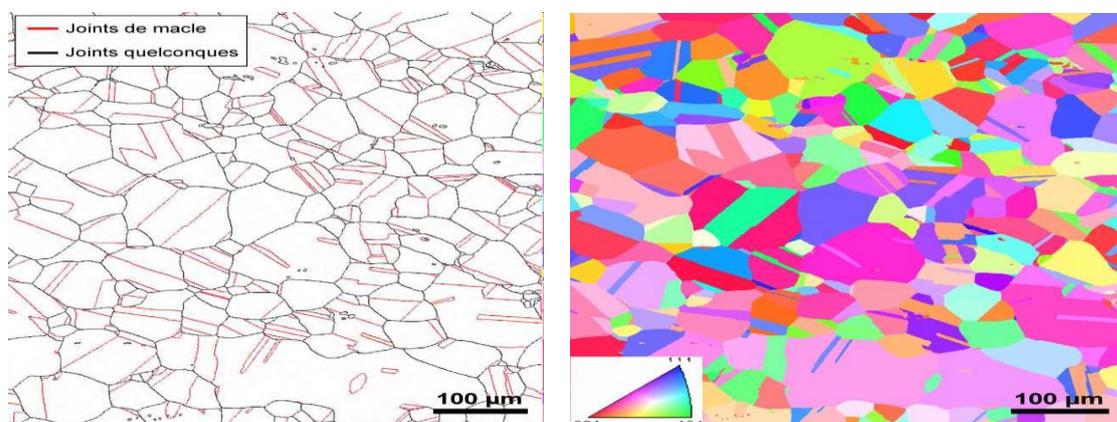


Figure I.14 : Cartographie de joints et d'orientation associée obtenue par EBSD en surface d'un échantillon d'acier 316L. Codage couleur suivant la direction normale à la surface (ND) [Stinville, 2010] .

D'autre part Mackain [Mackain, 2017], a observé des macles sur un échantillon de zirconium polycristallin par EBSD après une déformation par compression à 14 % (figure I.15) .



Figure I.15 : Apparition de macles lors de la déformation par compression du zirconium [Mackain, 2017] : a) non déformé b) déformé a 14%

4.1.2 Déformation plastique par glissement

La déformation par glissement s'effectue donc de manière classique par glissement des plans cristallographiques denses les uns par rapport aux autres selon les directions denses du réseau cristallin. Ce glissement est rendu possible par l'intermédiaire du mouvement des dislocations qui autorise l'apparition du glissement plastique pour des tensions bien inférieures aux valeurs théoriques dans des réseaux cristallins parfaits [Mathieu, 2006].

Une dislocation est un défaut linéaire qui, lors de son déplacement dans le cristal, propage le cisaillement plastique. Elle est caractérisée par sa direction de ligne et par un vecteur (appelé vecteur de Burgers) aligné selon la direction de cisaillement et dont la norme représente la quantité de cisaillement qu'elle engendre. On distingue formellement deux types de dislocations: les dislocations coins (figure I.16), pour lesquelles le vecteur de Burgers est perpendiculaire à la ligne de dislocation et les dislocations vis (figure I.16) lorsque le vecteur de Burgers est parallèle à la ligne de dislocation [Nisr, 2006].

D'autre part, une dislocation coin peut être imaginée comme l'introduction d'un demi-plan supplémentaire à l'intérieur d'un cristal parfait. Son emplacement est défini comme l'extrémité de ce demi-plan. La dislocation vis peut être vue comme une entaille dont on aurait décalé les bords d'une distance interatomique. Son emplacement correspond à l'extrémité de l'entaille [Haziot, 2006].

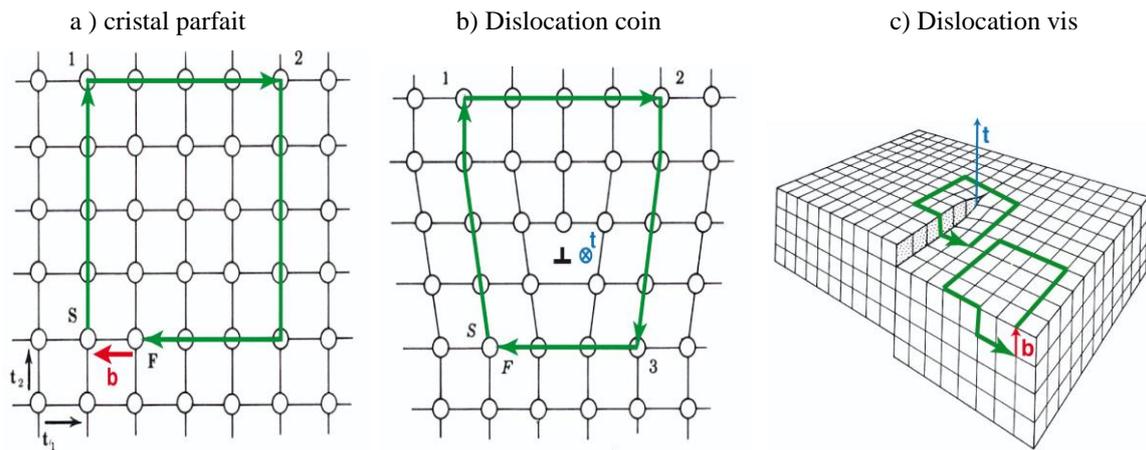


Figure I.16 : Représentation deux types de dislocations [Haziot, 2006].

Le mouvement des dislocations par application de contraintes extérieures σ , il est possible de déplacer la dislocation dans son plan de glissement qui est le plan formé par le vecteur de Burgers (b) et le vecteur de direction (t). Ce mouvement d'une dislocation vis ou coin est schématisé dans la figure I.17 qui montre la formation de marches à la surface de cristaux soumis à de fortes contraintes, d'autre par la dislocation coin glisse parallèlement à son vecteur de Burgers, alors que la dislocation vis se propage perpendiculairement à celui-ci [Haziot, 2006].

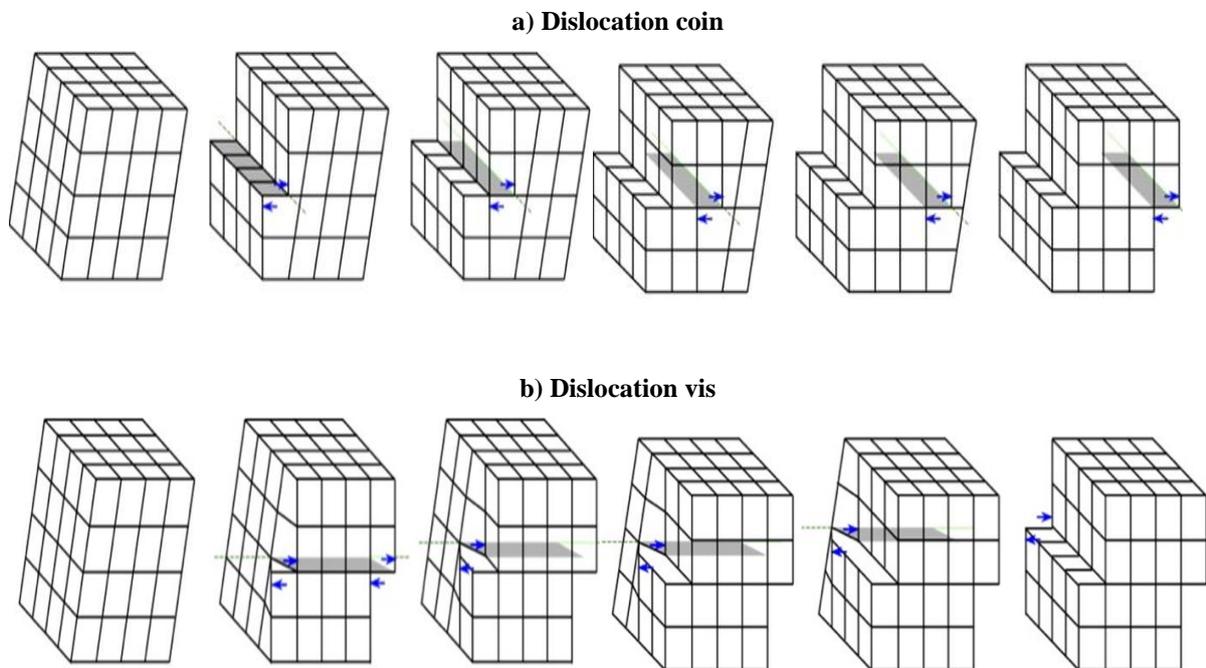


Figure I.17 : Déplacement des dislocations dans leur plan de glissement [Haziot, 2006].

La déformation plastique par glissement dans le cas des matériaux de structure cubique centré, la direction de glissement est clairement identifiée comme étant la plus dense du réseau, soit la famille $\langle 111 \rangle$. cette direction est associée à un plan de glissement qui peut être de différentes natures pour former un système de glissement (figure I.18) [Mathieu, 2006] :

- $\langle 111 \rangle \{110\}$, 12 systèmes : ces systèmes sont actifs aux basses comme aux hautes températures.
- $\langle 111 \rangle \{112\}$, 12 systèmes : ces systèmes sont considérés comme actifs plutôt aux hautes températures.
- $\langle 111 \rangle \{123\}$, 24 systèmes : considérés comme actifs aux très hautes températures (à partir de $T_{fusion=2}$).

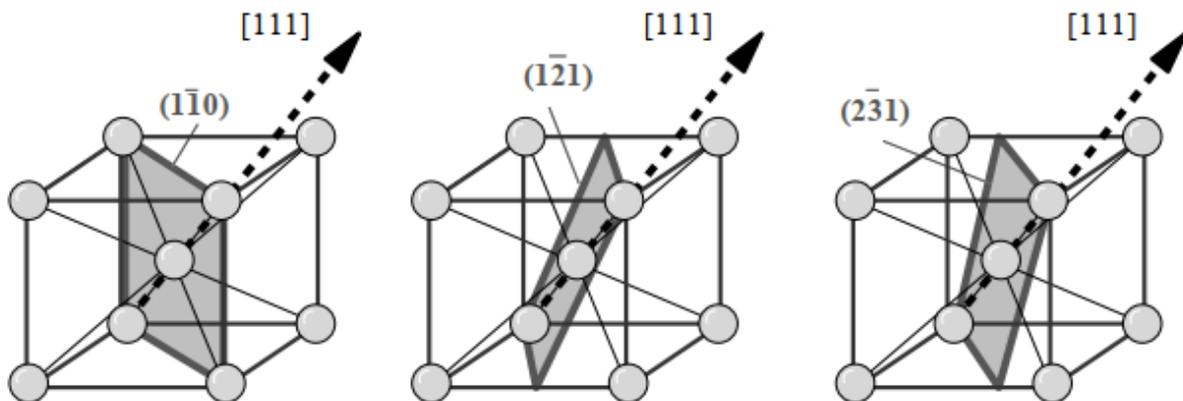


Figure I.18 : Systèmes de glissement des matériaux de structure cubique centrée (CC) [Mathieu, 2006]

La figure I.19 schématise un échantillon monocristallin soumis à une force F en traction simple : seule la composante projetée sur un système de glissement activable peut induire une déformation plastique. D'après la figure I.14, la cission résolue σ sur un plan de glissement donné et dans la direction de glissement a pour expression [Richeton, 2006] .

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \cos \lambda \cos \mu \quad (\text{I.1})$$

Le terme $(\cos \lambda \cos \mu)$ est appelé facteur de Schmid pour le système de glissement considéré. Il permet de calculer la contrainte macroscopique nécessaire à l'activation d'un système de glissement en fonction de la direction de l'effort appliqué.

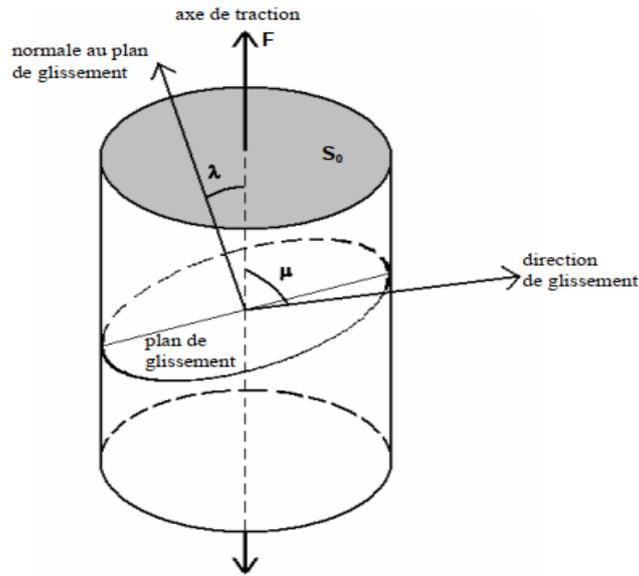


Figure I.19 : Schéma illustrant la loi de Schmid [Richeton , 2006].

A l'échelle microscopique, la déformation plastique à froid est due essentiellement au mouvement des dislocations par glissement. Ce mode de déformation conduit à une modification de la forme des grains qui génère une structure fibreuse (figure I.20) [Zidani , 2006].

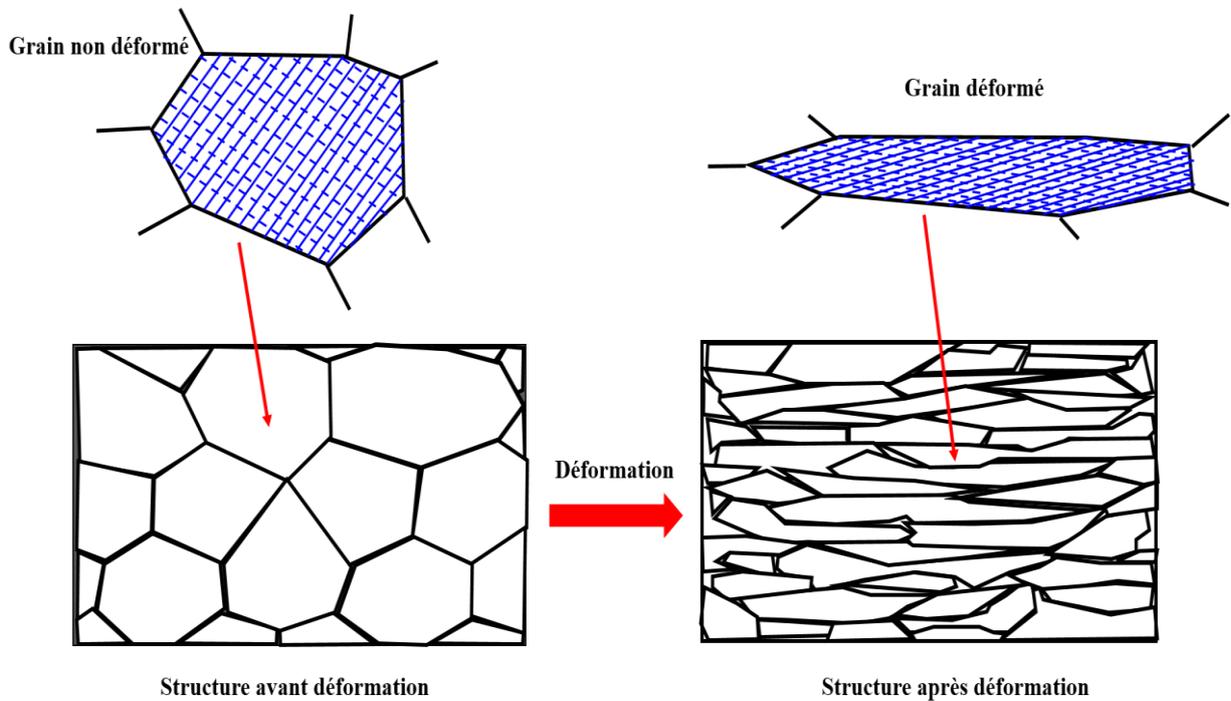


Figure I.20 : Modification de la forme d'un grain sous l'effet du glissement .

4.2 Evolution de la microstructure de déformation

Lorsqu'un matériau polycristallin est soumis à l'action d'une contrainte mécanique extérieure, une déformation plastique se produit. Celle-ci est générée principalement par un mécanisme de glissement des dislocations sur des plans cristallins précis et/ou par un maclage mécanique. Le déclenchement d'un mécanisme ou de l'autre dépend de l'énergie de faute d'empilement du matériau (γ SFE).

Au cours du premier stade de déformation, les grains se subdivisent, changent de forme et s'allongent selon la direction de sollicitation. Une sous-structure de dislocations apparaît à l'intérieur des grains, dépendant de leur orientation cristallographique. La subdivision des grains donne lieu à une configuration cellulaire constituée de « parois » à forte densité de dislocations entourant des volumes à faible densité de dislocation. Quand le taux de déformation augmente, les parois des cellules s'affinent pour former des sous-joints. Cette transformation est accompagnée par une diminution de la taille des cellules ainsi que par une augmentation progressive de leur désorientation (1° à environ 5°). Les joints de blocs des cellules sont identifiés comme étant des murs denses de dislocations [Gravina, 2016]. La figure I.21 montre un exemple schématique de la microstructure de déformation reconstruites par MET :

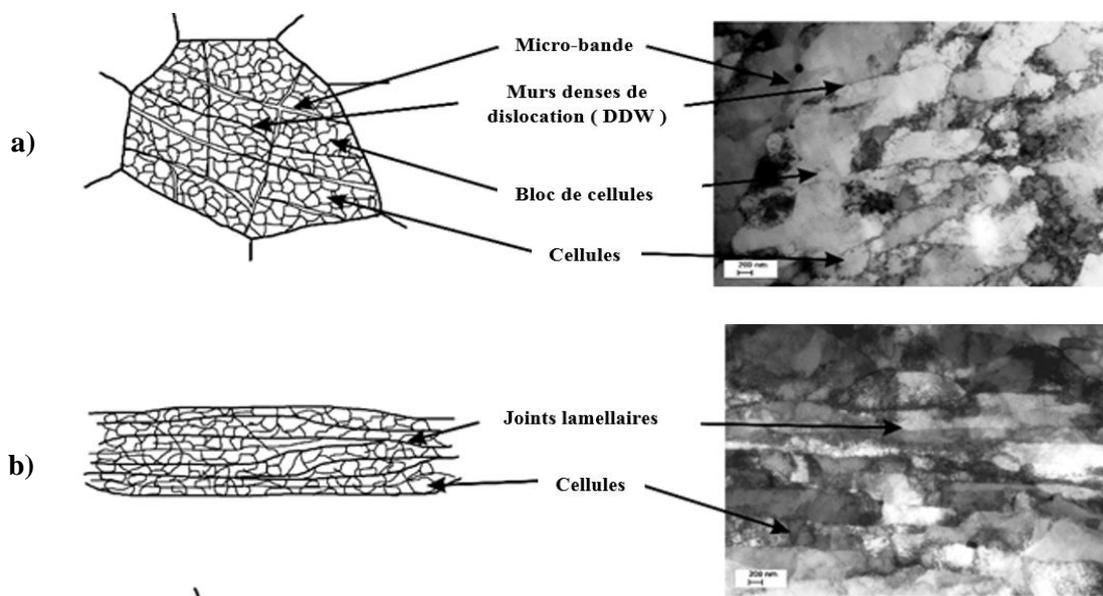


Figure I.21 : Représentation schématique de la microstructure de déformation : (a) pour des déformations faibles à moyennes, avec de longues microbandes de déformation et des murs denses de dislocations (DDW), et (b) pour des déformations importantes ($\epsilon > 1$) avec une structure lamellaire parallèle à la direction de sollicitation et les micrographies par MET correspondantes du alliage d'aluminium [Nickel *et al*, 2015]

5 Energie stockée

L'énergie stockée après la déformation plastique est une caractéristique fondamentale de l'état déformé. Elle résulte de l'irréversibilité du processus de déformation et représente l'écart thermodynamique à l'état d'équilibre. Elle constitue, ainsi, la force motrice pour tous les changements microstructuraux à haute température, notamment la recristallisation. Cette dernière conduit à libérer l'énergie par l'élimination de tous les défauts cristallins engendrés par la déformation. L'énergie stockée engendrée par la déformation plastique schématisée dans la figure I.22 [Monnet, 1999].

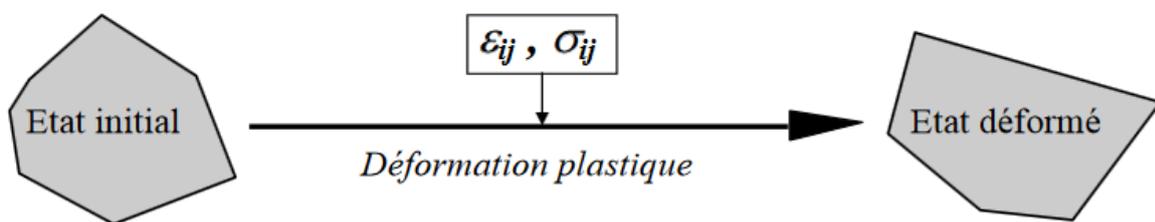


Figure I.22 : Représentation schématique de la déformation plastique [Monnet, 1999].

. L'énergie stockée est donnée par l'équation suivante :

$$E_{st} = E_{int}(\text{Etat déformé}) - E_{int}(\text{Etat initial}) \quad (I.2)$$

5.1 Sources de l'énergie stockée

L'augmentation de l'énergie interne pendant la déformation plastique est la conséquence de l'accumulation des défauts cristallins créés par le glissement cristallographique. Différentes sortes de défauts peuvent être distinguées : les défauts ponctuels (lacunes et interstitiels), les dislocations, les macles de déformation et les joints de grains [Monnet, 1999].

5.2 Energie stockée de la déformation plastique

Lors de la déformation plastique d'un matériau, une certaine quantité de l'énergie introduite (1 à 10%) est emmagasinée dans la microstructure déformée, principalement sous forme de dislocations. L'énergie stockée est approximativement donnée par l'équation suivante [Jakani, 2004] :

$$E = E_{\text{dislocations}} + E_{\text{sous-joints}} \quad (I.3)$$

avec : $E_{\text{dislocations}} = c \rho G b^2$ et $E_{\text{sous-joint}} = \alpha \gamma_s / R$, où ρ est la densité de dislocations, G le module de cisaillement, b le vecteur de Burgers, c une constante sans dimension de l'ordre de 0,5, R le rayon des sous-grains, α un facteur géométrique et γ_s l'énergie des sous-joints. Cette dernière est directement liée à la désorientation (θ) entre les sous-grains par l'équation de Read-Shockley:

$$\gamma_s = \gamma_m (\theta/\theta_m) [1 - \ln(\theta/\theta_m)] \quad (\text{I.4})$$

où γ_m et θ_m sont l'énergie de joint de grains et la désorientation maximale pour un joint à faible angle ($\theta_m \leq 15^\circ$).

6 Contraintes résiduelles après la déformation

Les contraintes résiduelles sont des contraintes internes auto-équilibrantes qui existent dans un matériau soumis à aucune force extérieure. Les contraintes résiduelles apparaissent dans le matériau dès le processus de fabrication, la surface et le cœur du matériau considéré ne se trouvent pas dans le même état de contrainte [Levy-tubiana, 1999]. Une classification des contraintes résiduelles en trois ordres [Tabalaiev, 2010] :

1) Les contraintes résiduelles du I^{er} ordre sont les macrocontraintes élastiques qui s'équilibrent dans tout le volume du matériau ou bien dans le volume de sa partie importante. La présence des macrocontraintes peut causer de la déformation (un cambrement, une fracturation) ou bien la décomposition d'un produit. La ruine du matériau se produit généralement sous l'action des contraintes de traction. Les contraintes de compression diminuent une susceptibilité à la concentration des contraintes et augmentent la résistance à la fatigue de matériau.

2) Les contraintes résiduelles du II^{ème} ordre sont les microcontraintes qui s'équilibrent dans le volume des microcristaux (des grains) ou dans une partie des microcristaux (des blocs mosaïques, sous-grains). Elles peuvent être orientées et non-orientées dans le sens d'une charge qui produit une déformation plastique.

3) Les contraintes résiduelles du III^{ème} ordre sont les contraintes qui s'équilibrent dans les limites des petits groupes d'atomes. Dans des métaux déformés ces distorsions statiques s'équilibrent dans des groupes d'atomes se trouvant près des joints des grains, des plans de glissement etc. Des telles distorsions peuvent être liées à la présence des dislocations. Les modifications d'équilibre des contraintes du III^{ème} n'entraînent aucune variation dimensionnel macroscopique

7 Texture Cristallographique

Un ensemble de cristaux aux propriétés anisotropes (polycristal) peut, si ceux-ci sont disposés de façon aléatoire, avoir un comportement macroscopique isotrope. Mais au cours d'une déformation plastique (laminage, tréfilage, traction, compression,...), les grains ne sont plus orientés de manière aléatoire; on dit alors que le matériau présente une texture de déformation. Les propriétés de ces matériaux peuvent être anisotropes et dépendent des caractéristiques liés soit aux cristallites (nature, forme du réseau,...), soit du milieu polycristallin (grosseur des grains, orientations, nature des joints,...). En ce qui concerne ces derniers, la texture est un paramètre important pour la compréhension, prolongée par la prévision des propriétés anisotropes [Schuman, 1994] .

L'étude de texture est intéressante pour au moins deux raisons [Montesin, 1991] :

- Sa connaissance est souvent nécessaire à la compréhension des mécanismes qui régissent la déformation
- Elle conditionne les propriétés physiques du matériau dans sans utilisation ultérieure

Déterminer la texture d'un matériau , c'est rechercher les orientations prédominantes des éléments cristallins qui le composent [Montesin, 1991].

Cette texture , décrite par la fonction de distribution des orientations (F.D.O) exige des données expérimentales couramment représentées graphiquement sous la forme de figures de poles [Montesin, 1991] .

7.1 Représentation de la texture cristallographique

A l'état solide, le métal (polycristal) est constitué d'un ensemble de grains. Dans l'hypothèse d'une structure homogène, chaque grain est un monocristal composé d'un empilement d'atomes disposés en réseaux (figure I.23) [Montesin, 1991].

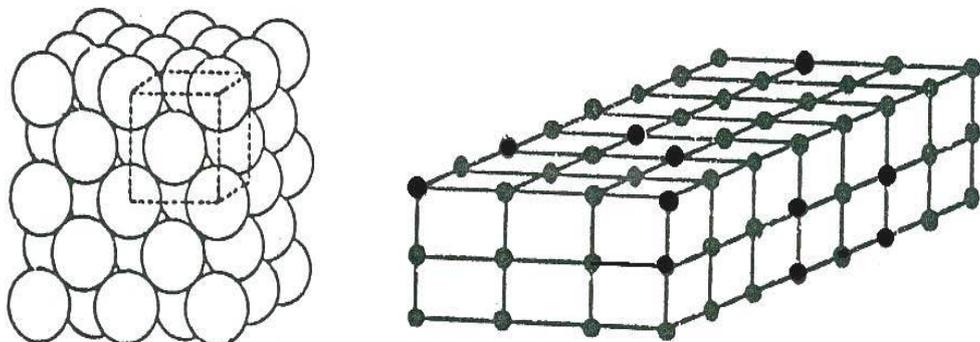


Figure I.23 : Exemple d'un réseau cristallin et schéma correspondant [Montesin, 1991] .

Dans un monocristal , on peut isoler une maille élémentaire qui , reproduite indéfiniment , reconstituera le réseau . elle peut être cubique (figure I.24). Pour désigner ces plans et directions dans le cristal , on utilise le système de notation universel des indices de miller ($\{hkl\}$ désigne une famille de plans cristallographique (hkl) et $\langle uvw \rangle$ désigne une famille de directions $[uvw]$) (figure I.24) . Les rangées $[100],[010],[001]$ de la maille élémentaire définissent un repère lié au cristal : le repère cristallographique R_C .

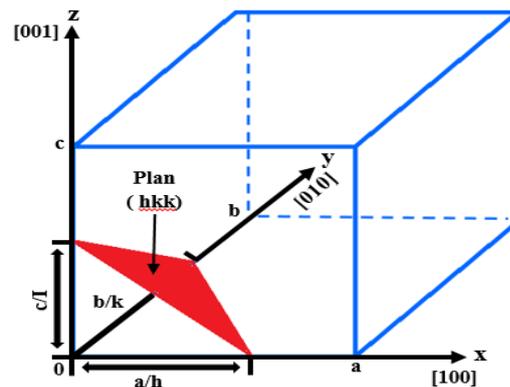


Figure I.24 : Maille élémentaire cubique dans le repère R_C

L'orientation cristalline d'un grain dans un matériau donné sera alors définie par la position des plans cristallographique (hkl) de son réseau cristallin dans un repère lié au matériau lui-même: le repère macroscopique R_E . Le repère R_E est choisi de préférence orthonormé direct en tenant compte de la symétrie du procédé d'élaboration.

La texture représente les orientations cristallographiques que prennent les grains d'un métal dans des conditions données. La position des grains est généralement répertoriée par rapport à un repère lié à l'échantillon (DL, DT, DN) où DL est la direction de laminage, DT la direction transverse et DN la direction normale . La figure I.25 montre quelques exemples d'orientations de cristallites d'un matériau cristallin [Benabdallah , 1995] .

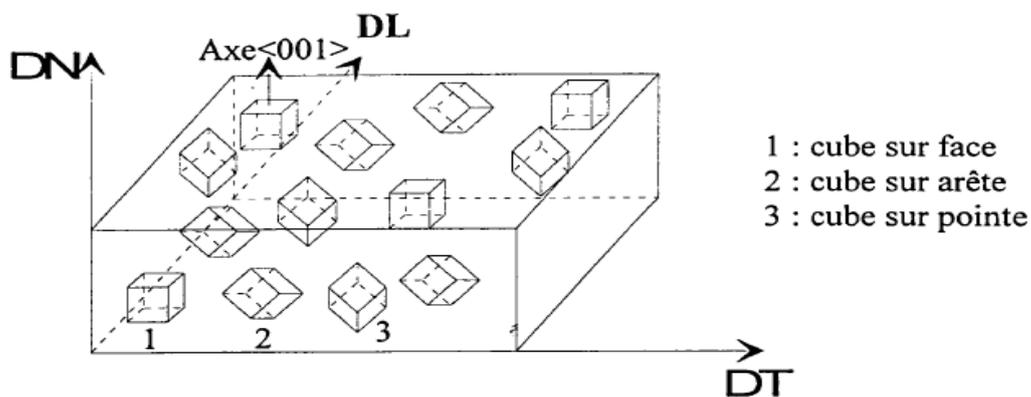


Figure I.25 : Répartition des cristallites d'un échantillon [Benabdallah, 1995] .

Les fils présentant une symétrie de révolution (cas de tréfilage), DN est parallèle à l'axe du fil, DL et DT sont deux directions macroscopiques a priori quelconques contenues dans la "section transverse" du fil (figure I.26) [Zidani, 2006].

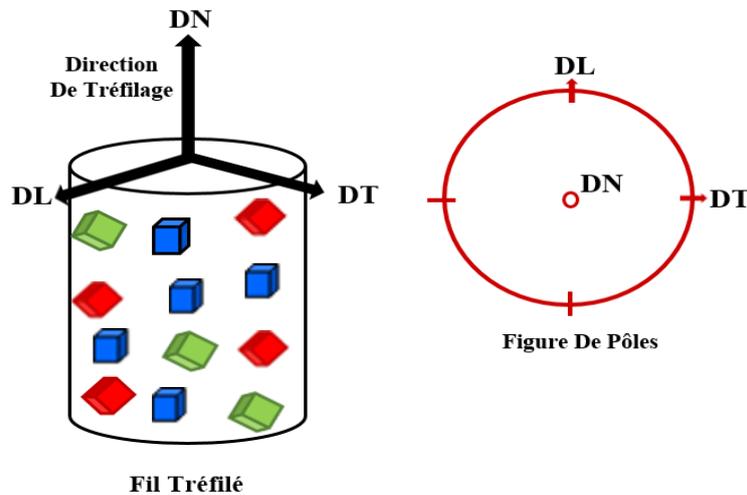


Figure I.26 : Repère macroscopique R_E et repère microscopique R_c d'un fil tréfilé .

Un grain étant considéré comme un solide rigide immobile , trois paramètres suffisent à définir son orientation par rapport au repère R_E (par exemple les angles d'Euler (ψ, Θ, φ)) (figure I.27) [Montesin, 1991]

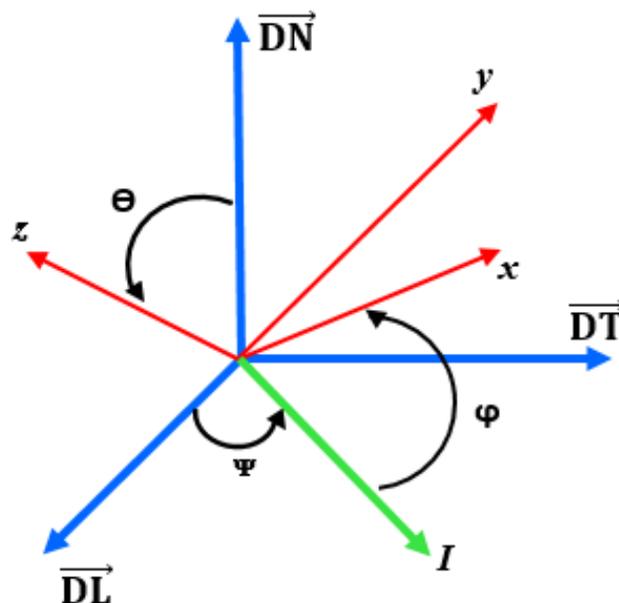


Figure I.27 : L'orientation cristallographique par les angles d'Euler

7.1.1 Figures de pôles

La méthode de représentation des textures la plus utilisée est certainement la figure de pôles, qui est la projection stéréographique de la répartition des normales à une famille de plans réticulaires $\{hkl\}$ de tous les cristaux de l'échantillon [Ahra, 1993]. Les figures de pôles utilisent les indices de Miller pour représenter les orientations cristallines [Bois-brochu, 2017]

Les trois FPs les plus utilisées pour les matériaux C.F.C sont les figures de pôles $\{200\}$, $\{220\}$ et $\{111\}$. Pour chaque FP $\{hkl\}$, les points représentés décrivent les directions $\langle hkl \rangle$ normales aux plans $\{hkl\}$. La figure I.28 donne deux exemples pour la FP $\{001\}$. De fait, il n'y a donc que les directions $\langle 001 \rangle$ qui sont considérées. Pour le premier cristal, son axe $\langle 001 \rangle$ est parallèle à la direction normale de l'échantillon. Après projection, l'orientation de cet axe se trouve donc au centre de la FP $\{001\}$. Pour le second cristal, qui a subi une rotation selon la direction de laminage, son axe $\langle 001 \rangle$ est alors incliné par rapport à la direction DN. Par conséquent, l'orientation de cet axe est sur l'axe DT, au lieu d'être au centre de la FP $\{001\}$ [Wang, 2014].

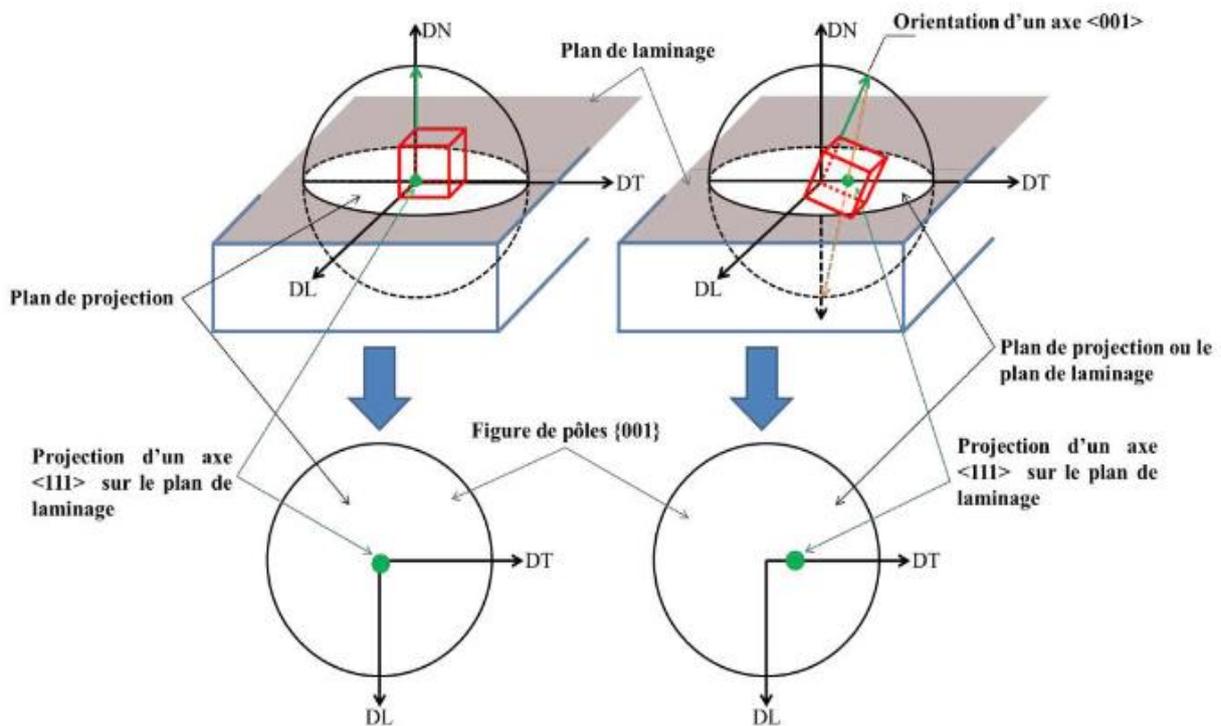


Figure I.28 : Description d'un pôle sur la FPs $\{001\}$ pour deux cristaux orientés différemment [Wang, 2014].

7.1.2 Figure de pôles inverses

La figure de pôles inverses se construit d'une façon similaire aux figures de pôles. La figure de pôles inverses a comme différence que ce qui sert d'axes sur la sphère sont les axes du cristal et ce qui sert à faire les projections sont les directions particulières du spécimen (DN, DL, DT). Il a été mentionné auparavant que les orientations cristallines préférentielles étaient constituées d'une direction et d'un plan particuliers. Dans certains cas, il n'y a qu'un axe dirigeant la texture. Des exemples sont des déformations uniaxiales comme un essai de traction, le tréfilage d'un fil ou l'extrusion d'une pièce cylindrique. Dans ces cas, il n'y a que la direction qui importe, la déformation ne suit pas de plan particulier. Conséquemment, l'évolution de la texture dans un tel cas sera uniaxiale et est appelée une texture fibre. La représentation complète d'une figure de pôle inverse devient superflue pour une texture de type fibre. Une fraction de la figure est nécessaire pour représenter la texture présente. Pour les matériaux cubiques, cette section correspond à un triangle dont les trois coins sont les familles de direction $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$. Il est possible de voir un exemple de figure de pôle inverse à la figure I.29 où il est possible d'observer les trois directions mentionnées [Bois-brochu , 2017].

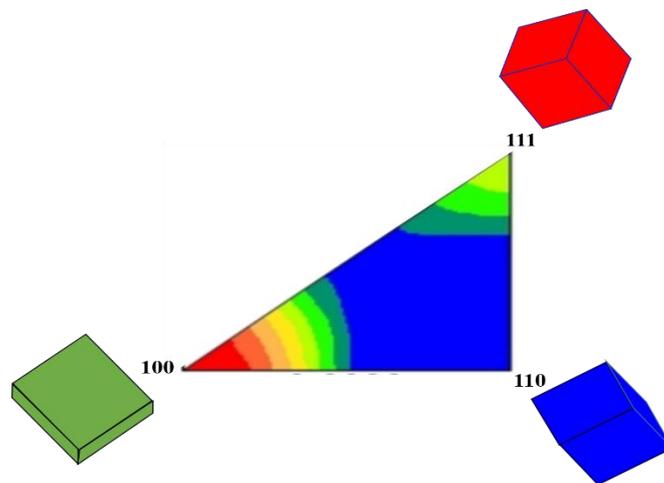


Figure I.29 : Exemple d'une figure de pôles inverses.

7.1.3 Fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC)

La texture cristallographique d'un polycristal est caractérisée par la FDOC (Fonction de Densité des Orientations), notée $f(g)$, définie comme la fraction volumique du matériau, dV/V_0 , en orientation g à dg présentée par l'équation : [Wagner et al, 1996] :

$$F(g) dg = dV/V_0 \quad (I.5)$$

L'orientation g d'un cristallite est la rotation qui amène un repère lié à l'échantillon (A,B,C) parallèle à un repère lié au cristal (par exemple [100], [010], [001] dans le cas d'un cristal cubique).

Cette fonction est positive et normée à pour des orientations cristallines aléatoires, à chaque orientation correspond une même fraction volumique ; on a donc $F_{aléatoire}(g) = 1$. La fonction de densité est donc normalisée en multiples de la densité aléatoire et l'unité utilisée est alors le m.r.d. (multiples of the random density). La FDOC est donc une fonction tridimensionnelle représentée dans l'espace d'Euler par des surfaces d'isodensité construites à partir des densités $f(g)$ associées à chaque point ou orientation g ($\varphi_1, \phi, \varphi_2$). Cette fonction fournit une information statistique complète de la distribution des orientations cristallines. Son exploitation permet de repérer les orientations préférentielles, les dispersions angulaires autour des orientations idéales, de visualiser les textures de fibres (ensemble continu, etc..) et de quantifier les fractions volumiques des composantes de texture [Mathon, 2008].

Il est usuel de décomposer cette fonction tridimensionnelle en coupes bidimensionnelles (voir en section unidimensionnelle) telles que φ_1 ou φ_2 soit constant, le pas utilisé est généralement de 5° . La Figure I.30 donne un exemple de FDOC

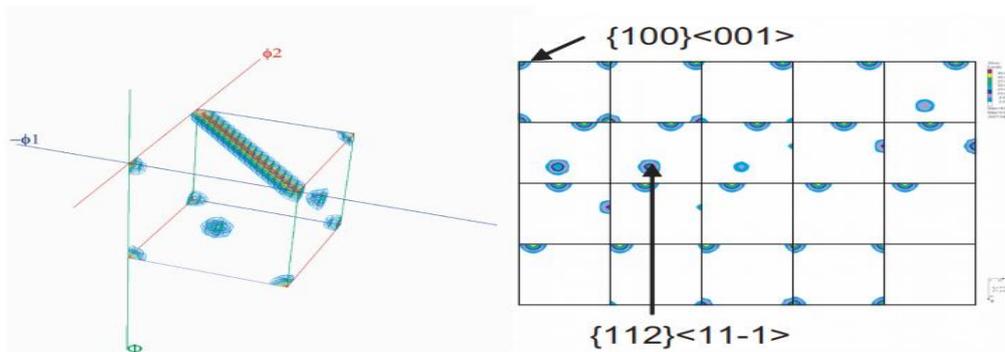


Figure I.30 : Fonction des distributions des orientations cristallines en représentation 3D et en coupes à φ_2 constant. Les renforcements observables correspondent aux orientations : $\{100\} \langle 001 \rangle$ dite « cube » et $\{112\} \langle 11-1 \rangle$ dite « cuivre ».

Les orientations cristallographiques préférentielles correspondent aux renforcements de la FDOC et sont désignées en utilisant la description métallurgique, les relations de passage étant : $h = n \sin \phi \sin \varphi_2$; $k = n \sin \phi \cos \varphi_2$; $l = n \cos \phi$; $u = n'(\cos \phi_1 \cos \phi_2 - \sin \phi_1 \sin \phi_2 \cos \phi)$; $v = n'(-\cos \phi_1 \sin \phi_2 - \sin \phi_1 \cos \phi_2 \cos \phi)$; $w = n' \sin \phi \sin \varphi_1$;

n et n' sont des facteurs pour obtenir des entiers.

La fonction FDOC ne peut pas être déterminée expérimentalement directement mais elle est calculée à partir des distributions des densités d'orientation bidimensionnelles que l'on peut mesurer, appelées figures de pôles.

7.2 Détermination de la texture cristallographique globale et Locale

7.2.1 Textures globales par diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X permet de mesurer des figures de pôles directes $\{hkl\}$. Ces figures sont obtenues à partir de la mesure de l'intensité diffractée selon des cercles et des rayons caractéristiques. En effet, l'échantillon est soumis à deux rotations (rotation azimutale ϕ et déclinaison χ) (figure I.31) pour amener successivement tous les plans cristallins $\{hkl\}$ à diffracter [Baudin, 2015].

Une analyse quantitative de la texture nécessite la mesure de plusieurs figures de pôles à des angles de Bragg (θ , 2θ) différents. D'une manière générale, dans le cas de la diffraction des rayons X, les mesures sont réalisées en réflexion jusqu'à un angle de déclinaison χ de 70-80°. Au-delà, on se heurte à des problèmes de défocalisation, compte tenu du basculement de l'échantillon [Baudin, 2015].

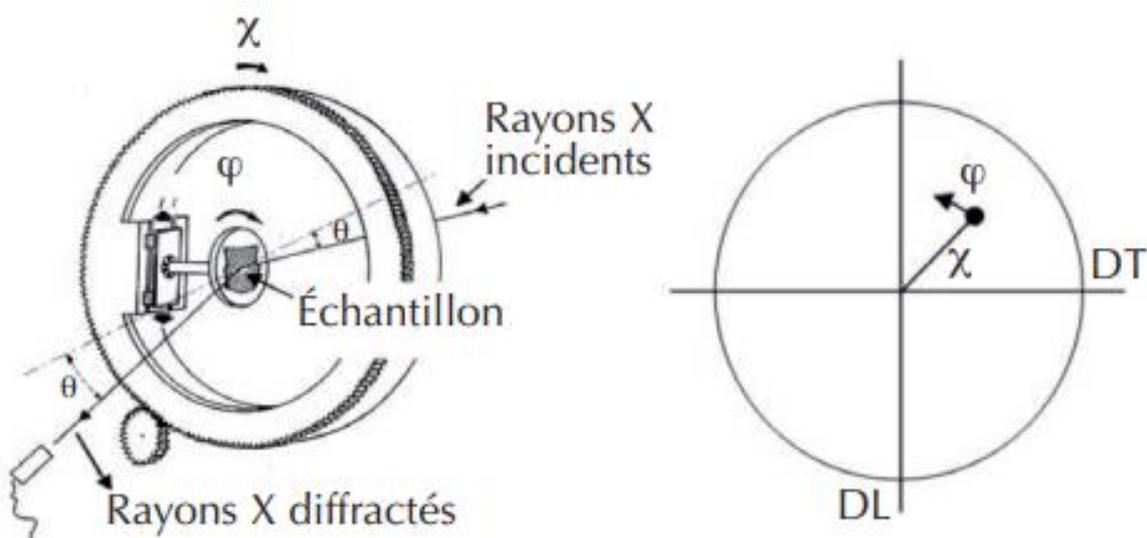


Figure I.31 : Principe de la mesure d'une figure de pôles $\{hkl\}$ d'un polycristal par diffraction des rayons X. À gauche : dispositif expérimental. À droite : projection stéréographique [Baudin, 2015].

7.2.2 Textures globales par neutrons

Les avantages de la diffraction des neutrons reposent essentiellement, pour la détermination des textures, sur leur très faible absorption par la plus part des matériaux. Cette propriété permet alors de réaliser les mesures en transmission et d'obtenir des figures de pôles complètes sans autre correction que le bruit de fond. Les erreurs obtenues sur les fonctions de distribution des orientations cristallines sont nettement moins élevées qu'avec des rayons X (le taux d'erreur RP est généralement inférieur à 5% contre 15% en moyenne avec les RX). Par ailleurs, la taille des faisceaux de neutrons permet de caractériser des volumes beaucoup plus importants de l'ordre du cm^3 (soit environ 105 fois plus grand qu'en RX). Cet atout est indéniable pour [Mathon, 2008]:

- L'analyse de matériaux à gros grains (mm^3),
 - L'étude de matériaux qui s'amincissent difficilement comme les matériaux géologiques,
 - La caractérisation des phases minoritaires (fractions volumiques de 1%),
 - L'utilisation d'environnements échantillon complexes (four, cryostat, sous chargement etc..).
- Par exemple, l'évolution de la texture peut être suivie *in situ* lors d'un traitement thermique.
- L'obtention, dans le cas de matériaux présentant des textures inhomogènes dans le volume, une description globale moyennée sur de larges volumes qui est complémentaire d'une approche locale.
 - L'analyse des textures magnétiques.

Sur le plan expérimental, le dispositif est basé sur le même principe de fonctionnement qu'avec des Rayons X. Classiquement, le diffractomètre est équipé d'un berceau d'Euler dans lequel est positionné l'échantillon suivant la Figure I.32. Les échantillons ne nécessitent pas de préparation de surface. Leur forme est idéalement sphérique ou cylindrique. Dans le cas de tôles minces, un empilage de tôles collées est utilisé [Mathon, 2008].

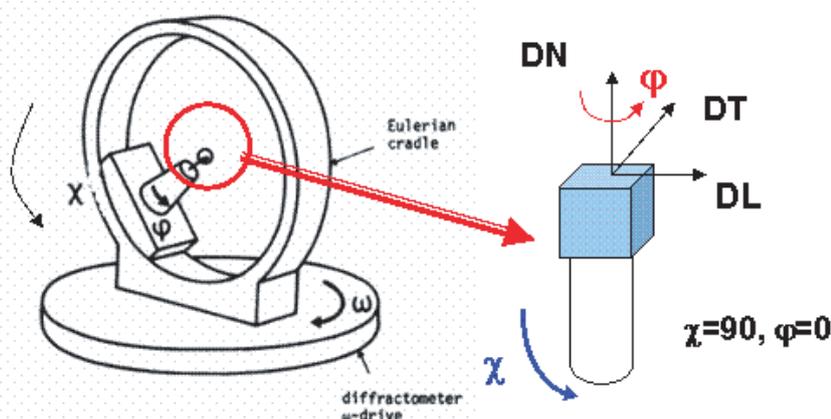


Figure I.32 : Schéma du berceau d'Euler, des rotations (χ , ϕ) ainsi que du positionnement de l'échantillon pour des mesures en transmission par diffraction des neutrons.

7.2.3 Textures locales par EBSD (Electron Back Scattered Diffraction)

L'orientations de la texture locale par EBSD repose sur l'indexation de diagrammes de Kikuchi, obtenu par diffraction d'un faisceau d'électrons sur des cristallites à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) [Dewobroto, 2004].

Un faisceau d'électrons est focalisé sur la surface de l'échantillon, en un point où l'on souhaite en déterminer l'orientation. Les électrons rétrodiffusés se trouvant en incidence de Bragg avec les plans réflecteurs (i.e. répondant à la relation $n\lambda=2d\sin\theta$, avec n l'ordre de réflexion, λ la longueur d'onde des électrons, d la distance réticulaire des plans diffractant et θ l'angle d'incidence des électrons sur le plan diffractant, également appelé angle de Bragg) vont diffracter selon deux cônes de diffraction appelés cônes de Kossel. L'intersection de ces cônes de Kossel avec un dispositif de détection tel qu'un écran phosphorescent, forme un diagramme de Kikuchi (figure I.33). Les angles de diffraction étant petits pour un faisceau d'électrons très énergétiques, les deux hyperboles apparaissent comme deux lignes parallèles. L'indexation cohérente de l'ensemble des bandes de Kikuchi, en respectant les angles entre les plans et en déterminant leurs axes de zone, permet de déterminer l'orientation du grain par rapport à un repère lié à l'échantillon [Barbier, 2010].

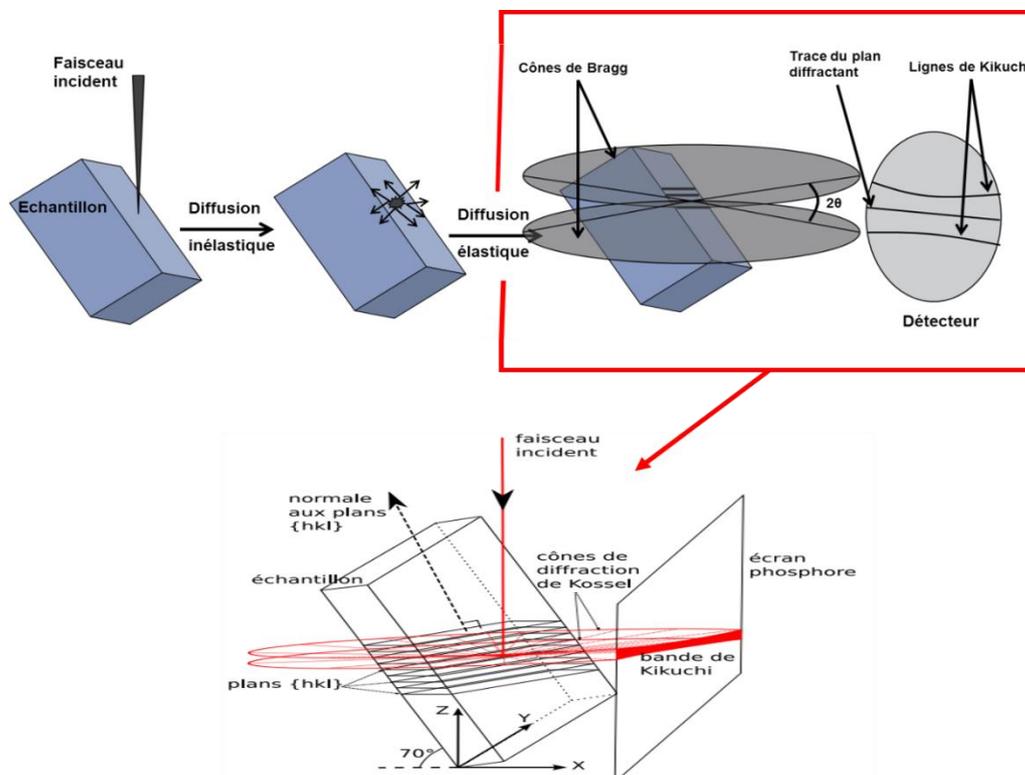


Figure I.33 : Formation d'un diagramme de Kikuchi [Galand, 2006 et Contrepois, 2010]

7.3 Texture de déformation

En général les textures de déformation des métaux et alliages cubiques centrés présentent toutes les mêmes orientations préférentielles, et ce rapidement avec le développement de la déformation [Schuman, 1994] .

Au cours de la déformation plastique d'un matériau polycristallin, les grains subissent des rotations qui modifient leur orientation cristallographique. Ces rotations dépendent du mode de déformation imposé au matériau d'une part, et des systèmes de glissement activés dans chaque grain d'autre part. Ces changements d'orientation des grains génèrent dans le matériau la formation d'une texture de déformation [Jakani, 2004] .

D'après Badji [Badji, 2008], Les changements d'orientation qui se produisent dans un acier sous l'effet d'une sollicitation mécanique sont dus au fait que la déformation se fait sur des systèmes de glissement et de maclage spécifiques. Pendant la déformation plastique, chaque grain subit une déformation différente de celle de ses voisins. Cette déformation entraîne une rotation cristallographique qui n'est pas aléatoire. Par conséquent, les grains acquièrent des orientations privilégiées, ou texture.

7.3.1 Textures de laminage

Dans le cas du laminage des matériaux C.C , la texture du laminage se développe sous forme de fibres ; c'est-à-dire que les orientations des grains par rapport à la tôle ont en commun un axe du cristal. L'intensité des différentes composantes de cette texture dépend de plusieurs facteurs tels que la texture initiale de l'acier, la température et le taux de déformation, l'énergie de défaut d'empilement, la morphologie et la taille initiales des grains, la présence d'une seconde phase, etc... . Pour les aciers ferritiques à bas carbone et les aciers inoxydables ferritiques [Badji, 2008] , D'après Samet-Meziou et Badji [Samet-Meziou,2006 et Badji,2008] les aciers laminés sont caractérisés par le développement de deux fibres :

- La fibre α (ou fibre $\langle 110 \rangle$) : ensemble des orientations cristallographiques de type $\{hkl\}\langle 110 \rangle$, qui ont une direction $\langle 110 \rangle$ parallèle à la direction de laminage.
- La fibre γ (ou fibre $\{111\}$) : ensemble des orientations cristallographiques de type $\{111\}\langle uvw \rangle$, qui ont un plan $\{111\}$ parallèle au plan de laminage.

La représentation, dans l'espace d'Euler ($\varphi_1, \phi, \varphi_2$), des principales composantes cristallographiques dans la texture des matériaux (CC) laminés est donnée

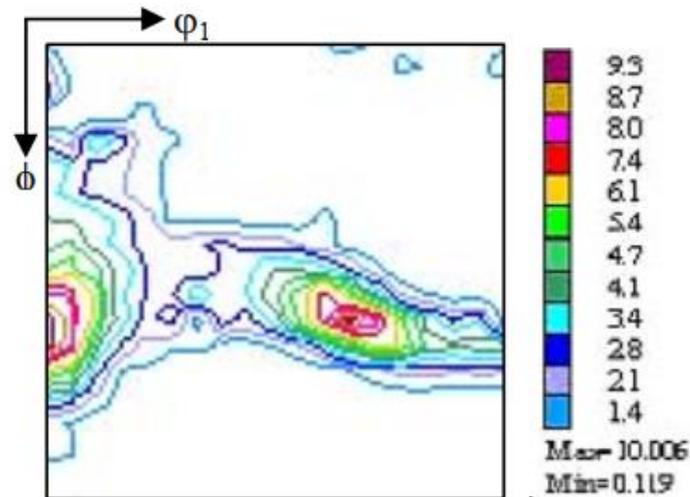


Figure I.35 : Coupe de la FDOC à $\phi_2 = 45^\circ$, montre l'évolution de la texture de déformation par traction ($\epsilon = 0,1$), d'un fer bas carbone [Samet-Meziou, 2006]

d'autre part Ceccaldi et al [Ceccaldi *et al.*, 1991] , ont mesuré la texture globale d'un acier extra doux effervescent avant et après 20% de déformation par traction. La texture initiale est caractérisée par une orientation principale $\{111\}\langle 110 \rangle$ avec une dispersion englobant une orientation secondaire du type $\{111\}\langle 112 \rangle$. Lorsque la tôle est soumise à une sollicitation de traction selon DL, un renforcement de la composante $\{111\}\langle 110 \rangle$ est observé alors que la composante $\{111\}\langle 112 \rangle$ tend à disparaître. L'application de la même déformation selon DT modifie la texture de déformation. En effet, la composante $\{111\}\langle 110 \rangle$ devient mineure alors que la composante $\{111\}\langle 112 \rangle$ devient la composante majeure de la texture fSamet-Meziou, 2006]

CHAPITRE II

MATERIAUX ET TECHNIQUES

EXPERIMENTALES

L'étude de l'évolution microstructurales et les propriétés mécaniques concernant les fils d'acier doux tréfilés au cours de la déformation plastique par tréfilage a été menée à l'aide de diverses méthodes expérimentales. Le caractère innovant de ce travail repose sur l'utilisation combinée des techniques de caractérisation microstructurale indirectes telles que le microscope optique, microscope électronique à balayage, diffraction des rayons X, essais de traction et mesure de la microdureté Vickers, ces différentes techniques d'investigation ont été associées à une caractérisation de la texture à travers la technique de l'EBSD.

La première partie de ce chapitre est limitée à la présentation du matériau étudié, depuis sa composition chimique jusqu'au protocole industriel d'élaboration et le tréfilage des fils en acier doux et la préparation des échantillons. Dans une seconde partie, le principe général des techniques d'analyse ainsi que les protocoles et l'appareillage de mesures sont présentés.

SOMMAIRE CHAPITRE II

PREMIERE SECTION : PROTOCOLE DE PREPARATION DE MATERIAU D'ETUDE AU NIVEAU DE TREFISOUD

1	L'acier doux étudié.....	40
1.1	Fil machine.....	40
1.1.1	La coulée continue de fil machine.....	40
1.1.2	La composition chimique du fil machine.....	41
1.2	Les fils tréfilés.....	42
1.2.1	Préparation du fil machine à TREFISOUD.....	42
1.2.1.1	Le décalaminage.....	42
1.2.1.2	Le décapage.....	43
1.2.2	Le tréfilage multi-passe.....	43
1.2.2.1	Taux de déformation des fils tréfilés.....	44
1.3	Métal déposé.....	45
1.3.1	Elaboration De Métal Déposé.....	45
1.3.2	La Composition Chimique De Métal Déposé.....	46

DEUXIEME SECTION : TECHNIQUES EXPERIMENTALES

1	Caractérisation de la microstructure.....	47
1.1	Préparation métallographique des échantillons.....	47
1.1.1	Découpage et enrobés.....	47
1.1.2	Polissage.....	48
1.2	Microscope Optique.....	49
1.3	Microscope électronique à balayage (MEB) :.....	49
1.3.1	Analyse EDAX de la composition chimique.....	51
1.4	diffraction des rayons X.....	51
1.4.1	l'évaluation des contraintes résiduelles de la déformation par DRX.....	52
1.4.1.1	Les contraintes résiduelles du I ^{er} ordre.....	52
1.4.1.2	Les contraintes résiduelles du II ^{ème} ordre.....	54
2	Caractérisation des propriétés mécaniques.....	55
2.1	La microdureté Vickers.....	55
2.2	Essai De Traction.....	56
3	Caractérisation de la texture.....	57
3.1	EBSD (Electron Back-Scattered Diffraction).....	57
3.1.1	Préparation les échantillons de EBSD.....	58
3.1.2	Principe de mesure par EBSD.....	58
3.2	logiciel OIM.....	60
3.2.1	GOS (Grain Orientation Spread).....	60
3.2.2	KAM (Kernel Average Misorientation).....	60

PREMIERE SECTION : PROTOCOLE DE PREPARATION DE MATERIAU D'ETUDE AU NIVEAU DE TREFISOUD

1 L'acier doux étudié

L'acier doux choisi a été fourni par la Société de tréfilage et de fabrication des produits de soudage (TREFISOUD) de nuance F8Z. Il est très utilisé par l'entreprise pour la fabrication des électrodes de soudure. Pour réaliser cette étude, nous avons utilisé trois formes d'acier doux avant et après le tréfilage et soudage (fil machine, fils tréfilés et métal déposé) de même nuance.

1.1 Fil machine

Le tréfilage industriel à Tréfisoud, utilise comme produit de départ le fil machine en acier doux de nuance F8Z fourni par TOSYALI-ALGÉRIE sous forme de bobines dont le diamètre du fil est d'environ 5.5 mm (figure II.1), Ce fil machine est obtenu à partir du métal liquide selon le procédé CLC (coulée et laminage continu).

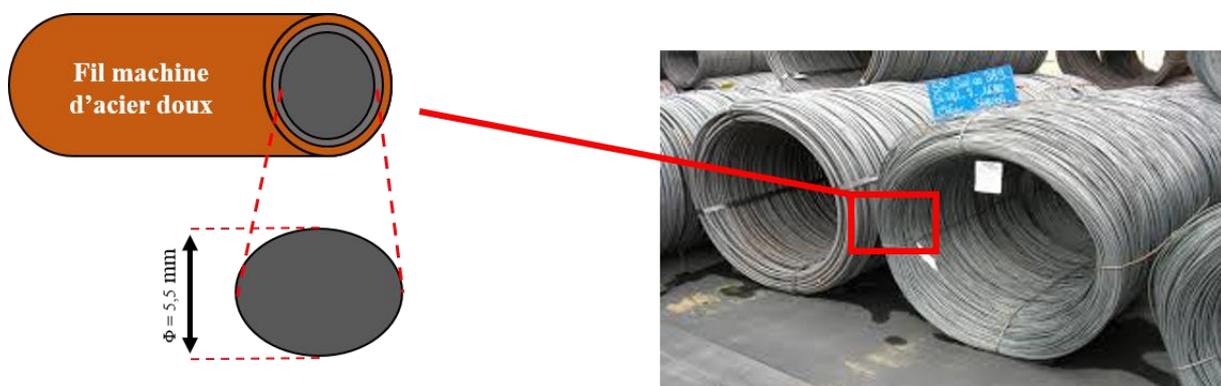


Figure II.1 : Fil machine d'acier doux sous forme des bobines.

1.1.1 La coulée continue de fil machine

La coulée continue est désormais devenue le principal procédé de fabrication d'acier (demi-produits). destinés aux opérations tels que : le laminage, tréfilage, etc [Guebli et al, 2015]. Le procédé CLC (coulée et laminage continu) consiste à effectuer le laminage continu d'une ébauche obtenue par solidification de métal liquide dans la gorge d'une roue de coulée (figure II.2) [Djimaoui, 2015].

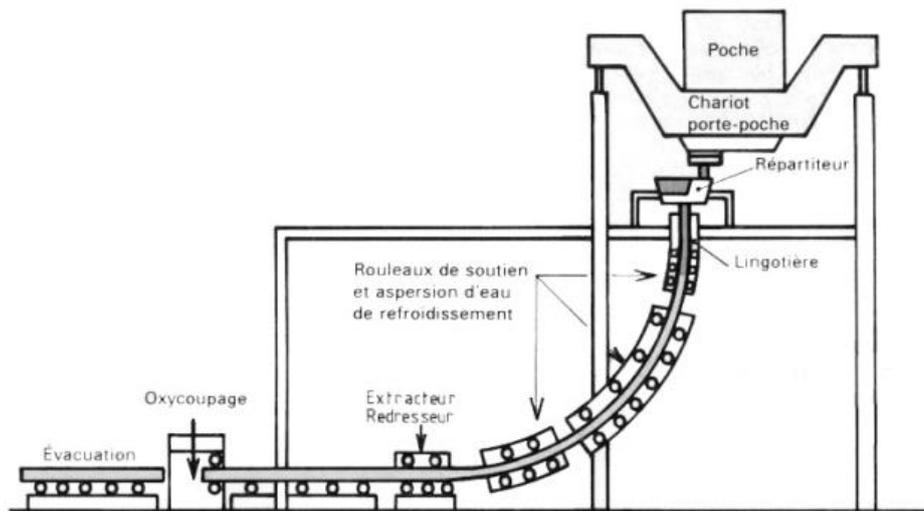


Figure II.2 : La coulée continue (le cas d'une machine courbe [Tabalaiev, 2010]).

1.1.2 La composition chimique du fil machine

Le fil machine a été réalisée avec un acier doux contenant 0.07% en masse de carbone, les teneurs en Si, Mn, S et P sont celles des nuances industrielles. elles sont reproductibles d'une coulée à l'autre. La composition exacte est donnée dans le tableau II.1.

Tableau II.1 : La composition chimique de fil machine

Eléments	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Cu	Fe
Mass %	0.071	0.087	0.45	0.008	0.014	0.003	0.018	0.014	99.3

1.2 Les fils tréfilés

Les différents fils étudiés sont issus du tréfilage de l'état initial non déformé (fil machine) présenté ci-dessus. Ils ont été réalisés par tréfilage industriel sur une tréfileuse multi-passe. Cette opération industrielle de tréfilage à Tréfisoud passe par deux étapes :

1.2.1 Préparation du fil machine à TREFISOUD

Le fil machine, après laminage à chaud, est recouvert d'une couche d'oxydes métalliques. La dureté, l'absence de plasticité de ceux-ci imposent qu'ils soient éliminés de la surface du fil avant l'opération de tréfilage. Par ailleurs, les états de surface réguliers accroissent l'aptitude à la déformation [Tabalaiev, 2010] :

1.2.1.1 Le décalaminage

Cette opération consiste à faire passer le fil machine dans plusieurs poulies successives et dans deux dresseurs formés chacun par plusieurs poulies. Les poulies de chaque dresseur étant montées en rotation selon un axe perpendiculaire à l'axe de rotation des poulies de l'autre dresseur. On enlève ainsi une couche d'oxydes de fer, appelé calamine, présente en surface du fil machine (figure II.3).

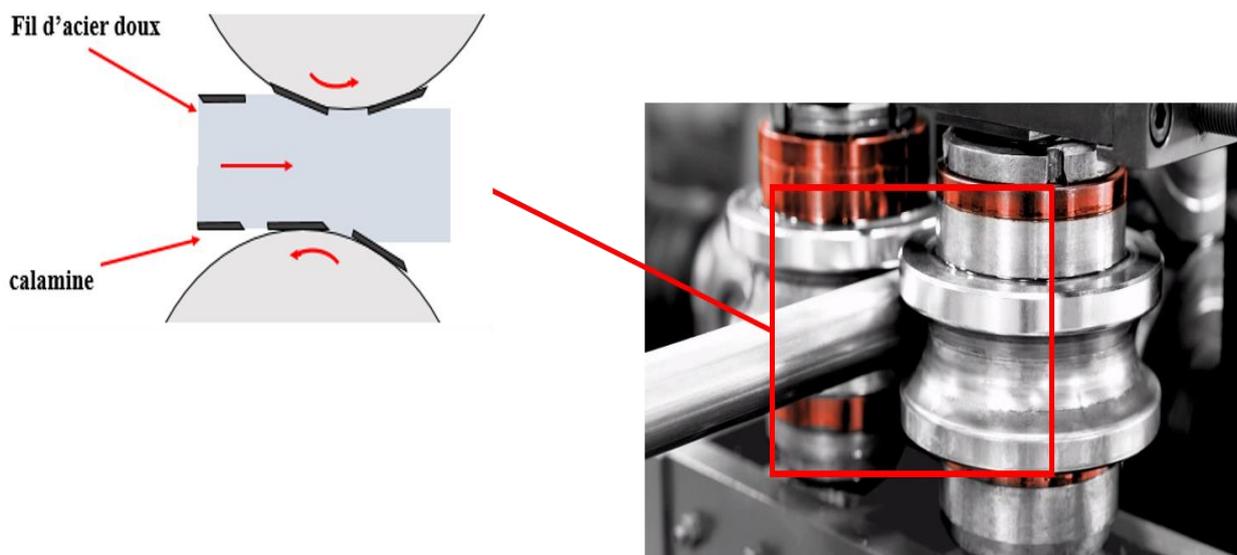


Figure II.3 : Décalaminage de fil machine

1.2.1.2 Le décapage

Le but de décapage est d'enlever la fine couche de calamine qui serait source de problèmes lors de l'opération de tréfilage à froid. Ce procédé chimique est basé sur l'émergence des couronnes du fil machine dans un bain chaud de solution acide (HCl, H₂SO₄, ...), rincée à l'eau déminéralisée, ensuite séchée à l'air chaud (figure II.4).



Figure II.4 : Décapage de fil machine

1.2.2 Le tréfilage multi-passe

L'entreprise TREFISOUD utilise ce procédé tréfilage des tréfileuses multi-passe afin de rentabiliser la production. Il y a lieu de noter que le nombre de filières varie d'une tréfileuse à une autre. La même tréfileuse peut contenir jusqu'à huit filières selon la dimension de la section du fil à produire. Les deux principales machines utilisées sont les tréfileuses «3» et «6».

La tréfileuse «3» (figure II.5) est caractérisée par une vitesse d'entrée environ à 5,0 m/s, et qui contient trois (3) filières où la section du fil à tréfiler passe du diamètre initial D_0 égale à 5.50 mm jusqu'au diamètre final D_f égal à 4.00 mm.

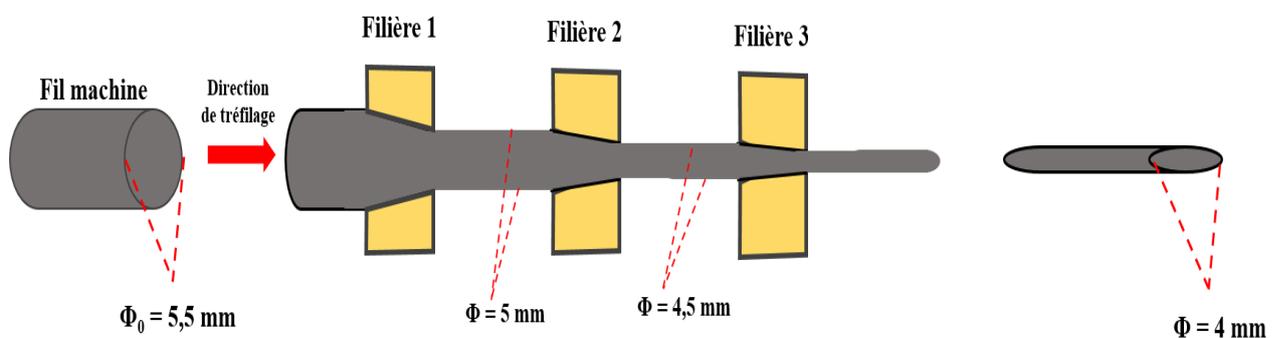


Figure II.5 : Schéma explicatif d'une Tréfileuse à trois passes

la tréfileuse « 6 » (figure II.6) possède la même une vitesse d'entrée. Le nombre de filières dans cette machine est de quatre (4), ce qui correspond à quatre passes, le diamètre final du fil atteint la valeur de 3.25 mm.

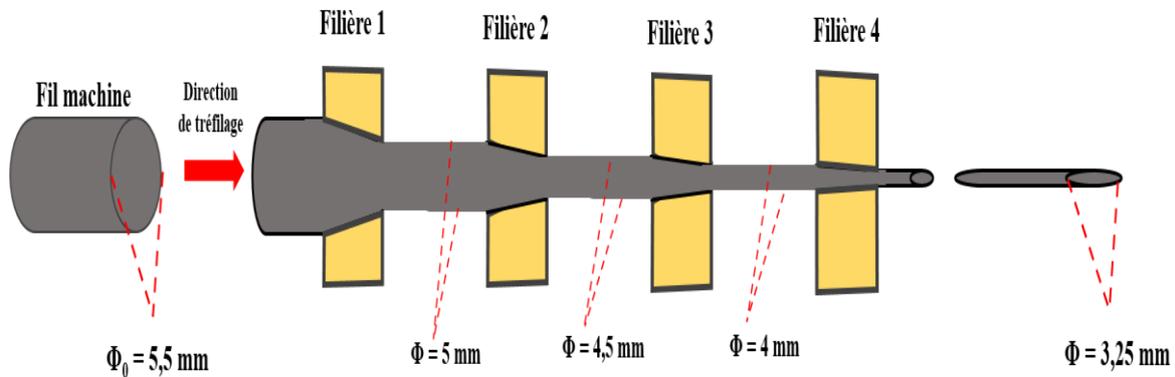


Figure II.6 : Schéma explicatif d'une Tréfileuse à quatre passes

Les lubrifiants utilisés sont des savons à base de calcium ,type X8G pour les deux premières passes et de savon à base de sodium pour le reste des passes .

1.2.2.1 Taux de déformation des fils tréfilés

Les taux de déformation des fils tréfilés étude sont calculés à partir de l'équation suivante :

$$[(S_0 - S)/S_0] \times 100 \quad (\text{II.1})$$

S_0 : section avant déformation

S : section après déformation

Le tableau II.2 illustre les différents taux de déformations calculés dans ce travail.

Tableau II.2 : Les taux de déformation des fils.

Diamètre (mm)	Taux de déformation (%)
Fil machine = 5.5	0
$\Phi = 4.00$	$\epsilon_1 = 27$
$\Phi = 3.25$	$\epsilon_2 = 41$

1.3 Métal déposé

Le métal déposé (dépôt) à TREFISOUD est obtenu par fusion d'électrodes enrobées utilisées manuellement pour l'élaboration des moules et éprouvette pour contrôler la qualité de électrode de soudure.

1.3.1 Elaboration de métal Déposé

La fusion de l'électrode doit être totale dans les moules et éprouvette, la longueur de l'arc est toujours maintenue aussi courte que le permet le maintien d'un arc stable, sans coupure d'arc visible. Les dimensions du moule et l'éprouvette sont schématisés sur les figures II.7 et II.8 [Mendel, 1976].

La largeur de chaque passe est de 1 fois $\frac{1}{2}$ à 2 fois $\frac{1}{2}$ le diamètre de l'âme de l'électrode, elle doit être obtenue sans balancement de l'électrode (figure II.7) [Mendel, 1976].

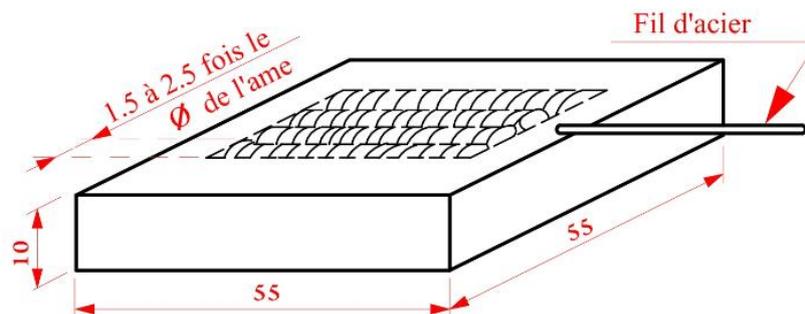


Figure II.7 : Dimensions de moule et indication relatives à l'exécution des passes

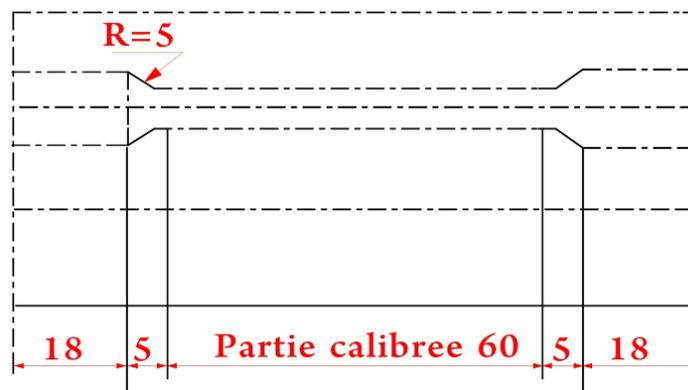


Figure II.8 : Dimensions d'éprouvette de traction

Les dimensions du dépôt à réaliser défini par les cotes A et B comme illustre la figure II.9, sont données en fonction du diamètre de l'âme sur le tableau II.3 .

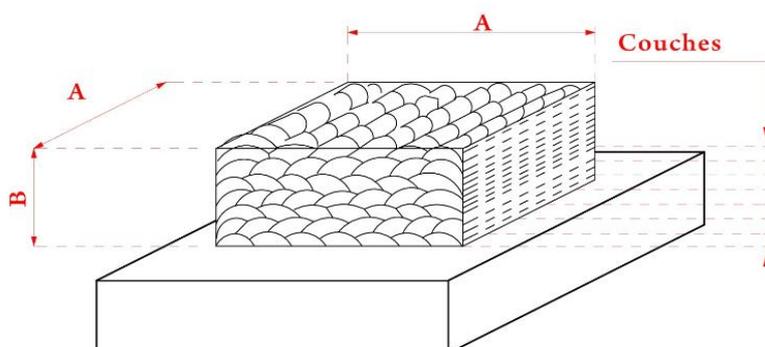


Figure II.9 : Les dimensions du dépôt

Tableau II.3 : Dimensions du dépôt en fonction du diamètre de l'âme

Diamètre de l'âme (mm)	Diamètre du dépôt (mm)	
	A	B
1.6	25	13
2		
2.5		
3.15	40	16
4		
5		
6.3	50	20

1.3.2 La Composition chimique de métal déposé

La composition chimique de métal déposé obtenu par fusion d'électrodes enrobées en acier doux de nuance F8Z fourni par Tréfisoud est donnée dans le tableau II.4 .

Tableau II.4 : La composition chimique de métal déposé

Eléments	C	Si	Mn	P	S
Mass %	0.065	0.11	0.44	0.010	0.011

DEUXIEME SECTION : TECHNIQUES EXPERIMENTALES

1 Caractérisation de la microstructure

1.1 Préparation métallographique des échantillons

1.1.1 Découpage et enrobage

Les échantillons (fil machine, fils tréfilés, métal déposé) sont découpés avec des coupes transversales et longitudinale de 1.5 cm de longueur. Pour La manipulation des échantillons prélevés, cela a nécessité leur enrobage à froid dans des résines époxy des durcissant à froid (durcissement à l'air dans des moules plastiques) (figure II.10). Cet enrobage permet de faciliter le polissage manuel de petits échantillons (figure II.11) .

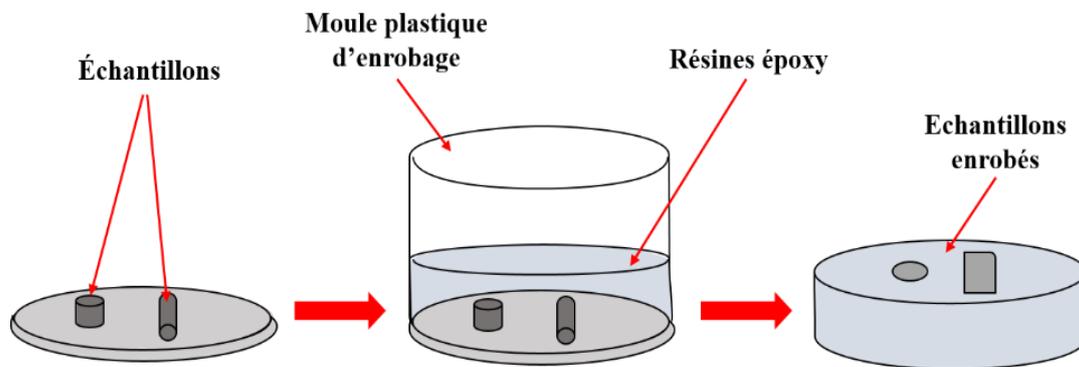


Figure II.10 : Les étapes d'enrobage à froid des échantillons.

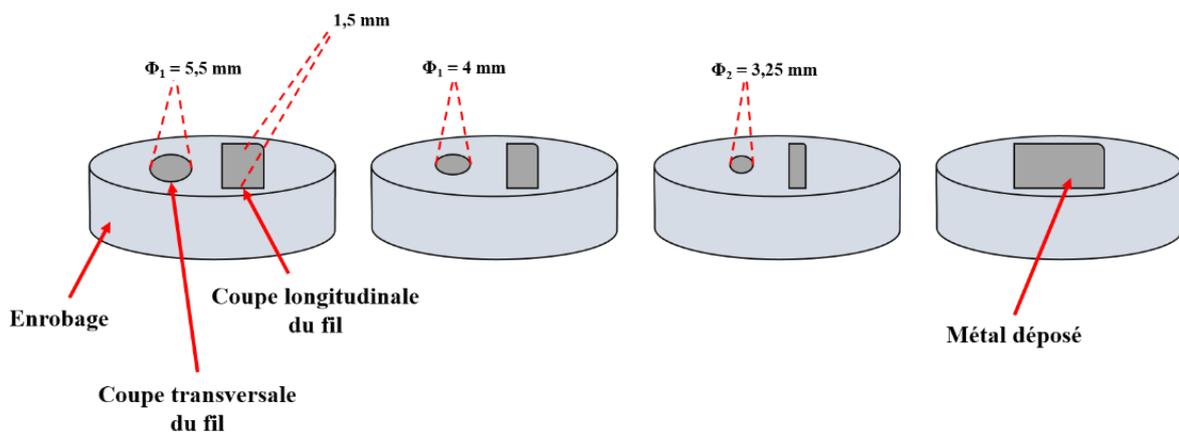


Figure II.11 : Echantillons coupés et enrobés à froid.

1.1.2 Polissage

Pour les observations métallographiques, les échantillons enrobés sont polis mécaniquement sur polisseuse mécanique type Struer labopol-2 (figure II.12) , avec papiers abrasifs de différentes granulométries allant de 120 au 4200, suivi d'un tissu feutré avec addition du lubrifiant et de l'alumine de $6\mu\text{m}$ au $3\mu\text{m}$. Après chaque polissage, les échantillons sont nettoyés à l'eau distillée et enfin séchés.

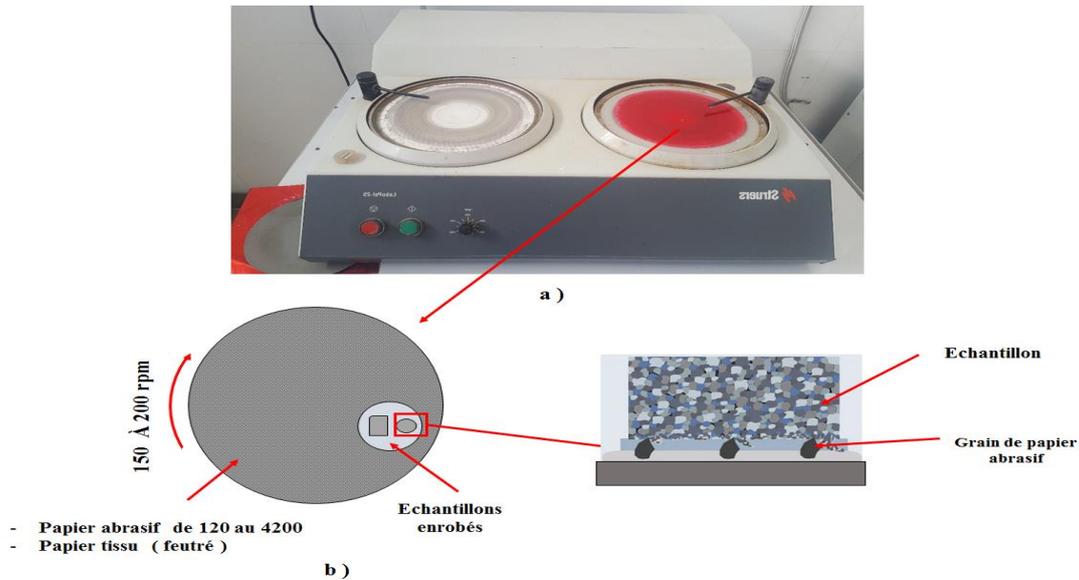


Figure II.12 : Polissage mécanique : a) Polisseuse mécanique type Struer labopol-2
b) Schéma explicatif de polissage mécanique

Les échantillons sont attaqués chimiquement par réactif appelé nital (dilution d'acide nitrique dans l'éthanol) , on a attaqué par le nital 4% (figure II.13) :

- Éthanol $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$ = 96% - Acide nitrique HNO_3 = 4%

La durée d'attaque est entre 10 et 50 secondes.

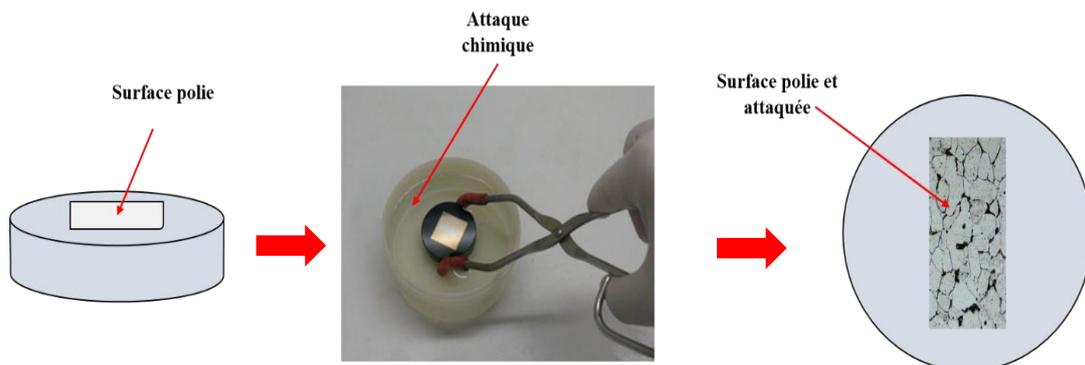


Figure II.13 : L'attaque chimique des échantillons

1.2 Microscope Optique

La microscopie optique permet d'obtenir des informations sur les microstructures telles que la texture, les dimensions des grains et les différentes phases présentes.

La microscopie optique a été utilisée dans ce travail comme première technique d'observation de l'évolution de la microstructure de différentes formes d'aciers doux. Les observations sont effectuées à l'aide d'un microscope optique de marque Nikon Eclipse LV100D-U dont l'agrandissement va de 50 à 1500 fois. Figure II.14 montre le microscope optique, utilisé pour l'observation de nos échantillons.

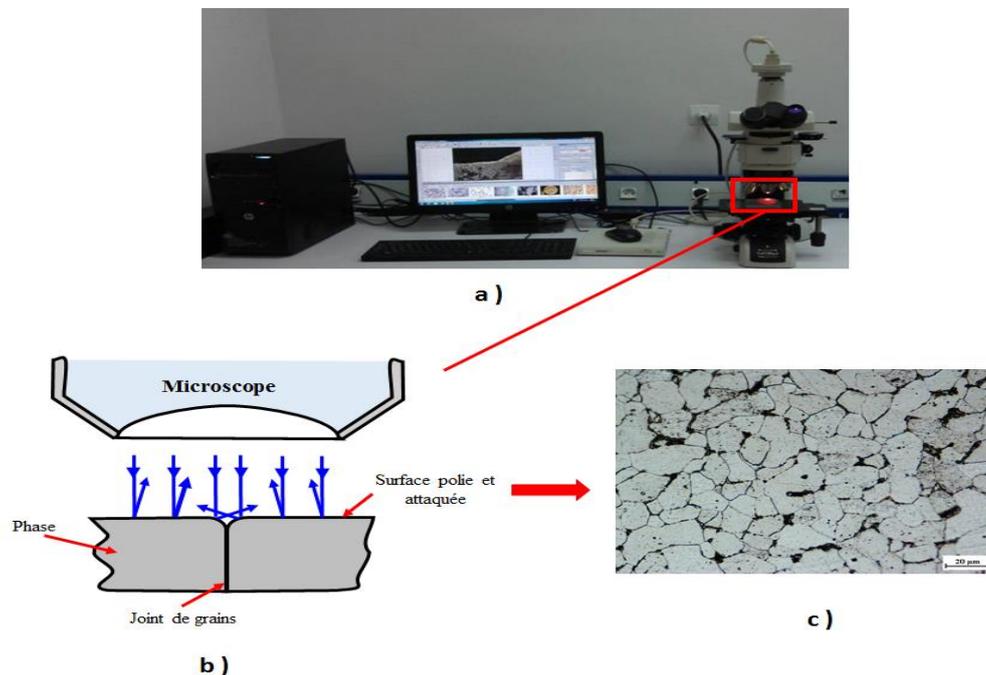


Figure II.14: Microscope optique (MO) :

a) MO de type Nikon eclipse LV100D-U

b) Schéma explicatif du MO

c) Microstructures d'échantillon en acier doux par MO

1.3 Microscope électronique à balayage (MEB) :

Le microscope électronique à balayage (MEB) (*SEM : Scanning Electron Microscopy*), est utilisé principalement pour analyser la topographie de la surface d'un échantillon avec une résolution de l'ordre de 100 nm et un grossissement qui peut aller jusqu'à 300000 fois. Ceci dans le but d'observation de l'évolution de la microstructure, la morphologie des phases présentes et les dimensions des grains et particule à nanomètre. Le MEB utilisé dans ces travaux

de thèse est un appareil de type Zeiss GeminiSEM 300 (figure II.15) . Il est équipé d'un système de microanalyse chimique EDX (Energy Dispersion Spectroscopy).

Les observations réalisées au MEB sont basées sur le balayage des échantillons par un faisceau d'électrons de haute énergie. L'interaction de ce faisceau avec l'échantillon va conduire à l'émission d'électrons secondaires qui se rétrodiffusés. L'image obtenue dépend du type d'électrons émis recueillis [Laurino, 2012] :

- Les électrons secondaires sont éjectés des couches superficielles jusqu'à 50 Angströms. Ils permettent d'obtenir des images très détaillées de la topographie des échantillons.
- Les électrons rétrodiffusés sont issus du faisceau incident et peuvent donner des informations sur les couches supérieures de la surface de l'échantillon jusqu'à 100 nm.

Les électrons primaires interagissent effectivement avec les atomes d'acier étudié et leur taux de rétrodiffusion dépend du numéro atomique des éléments constitutifs d'échantillon. Ceci permet de mettre en évidence des différences de composition chimique dans les échantillons. Il est notamment possible de révéler les différentes phases d'échantillon.

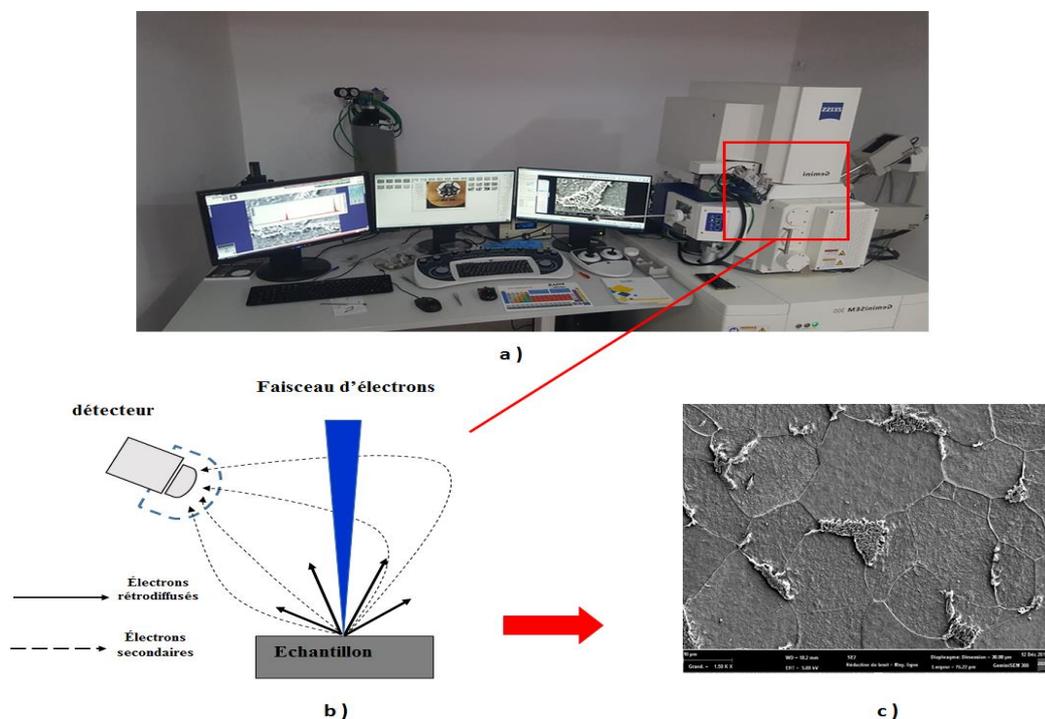


Figure II.15: Microscope électronique à balayage (MEB) :

a) MEB de type Zeiss GeminiSEM 300 b) Schéma explicatif du MEB

c) Microstructures d'échantillon en acier doux par MEB

1.3.1 Analyse EDAX de la composition chimique

Analyse MEB-EDX de la composition chimique des différentes phases présentes dans les matériaux d'étude obtenus sous forme de spectres dont les raies dépendent du numéro atomique des éléments présents dans les échantillons. Ceci permet ainsi l'identification voire la quantification de ces éléments .

1.4 Diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X (DRX) est une technique non destructive, locale, qui permet d'obtenir des informations sur la structure cristalline du matériau telles que : la taille des grains, l'évolution des paramètres de mailles et modifications de structure.

Le principe de la diffraction des rayons X s'appuie sur l'irradiation d'un échantillon par un faisceau monochromatique de rayons X, dont le recueil des ondes diffusées est effectif selon la condition de Bragg [Karimi, 2007]:

$$2d_{hkl} \sin \theta = n \lambda \quad (\text{II.2})$$

Où d_{hkl} est la distance séparant deux plans orientés $\{hkl\}$ appelée distance interréticulaire , λ est la longueur d'onde de la radiation utilisée , θ est le demi-angle de diffraction des RX , n est l'ordre de diffraction et est un nombre entier [Thibault, 2006]

Des détecteurs de rayons X permettent d'obtenir un spectre de diffraction représentant l'intensité du signal en fonction de l'angle de diffraction 2θ (figure II.16). Des pics d'intensité vont se former pour les angles qui remplissent la condition de diffraction. On peut alors déterminer les différentes distances interarticulaires et donc de ce fait les paramètres de maille des phases cristallines présentes qui permettent leur identification. [Thibault, 2006].

L'ensemble des diffractogrammes dans ce travail ont été réalisé sur un diffractomètre de type BRUKER D8 DISCOVER (Figure II.16), lié à un micro-ordinateur pour enregistrer les diffractogrammes. Le traitement des spectres de DRX est effectué par le logiciel X'pert Highscore.

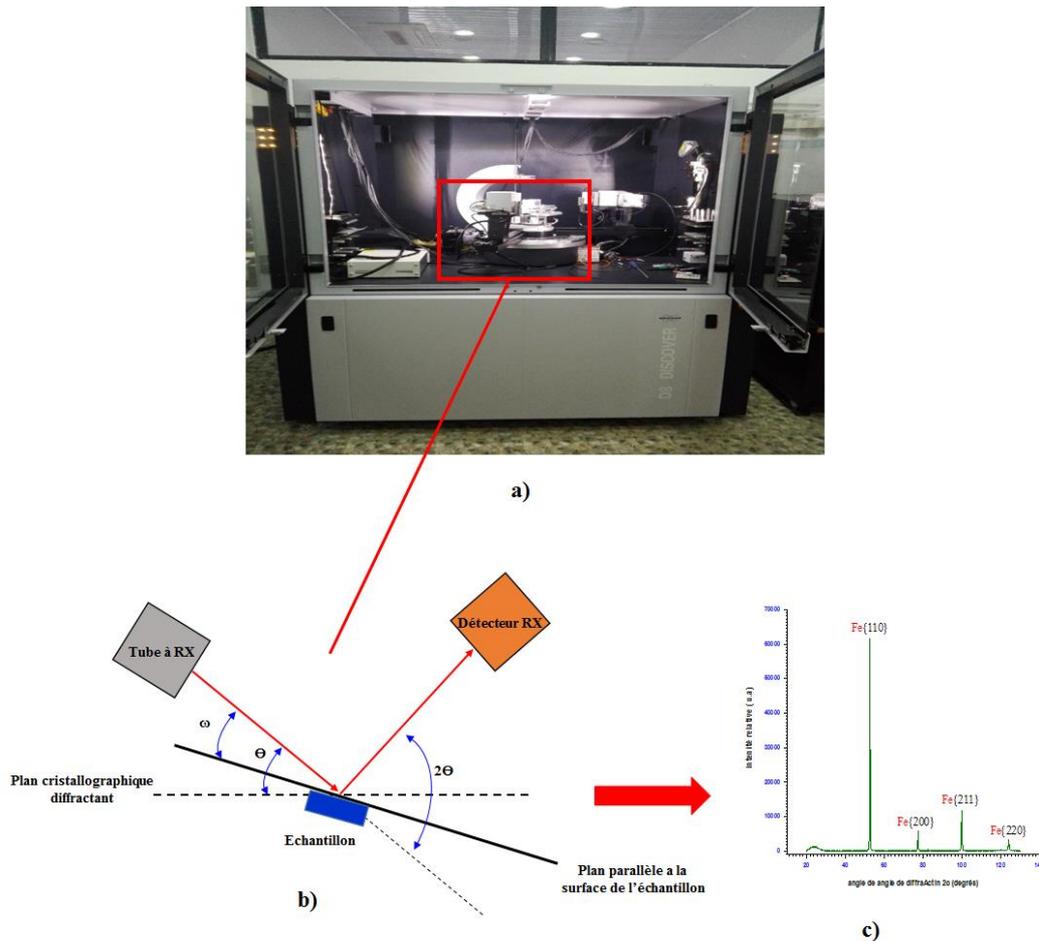


Figure II.16 : La diffraction des rayons X (DRX) :

- a) Diffractomètre de type BRUKER D8 DISCOVER
- b) Schéma explicatif du DRX
- c) Diffractogramme d'échantillon en acier doux

1.4.1 l'évaluation des contraintes résiduelles de la déformation par diffraction des rayons X

les techniques de diffraction X pour déterminer l'état et l'évaluation des contraintes résiduelles du I^{er} et II^{ème} ordre,. A cause de Déplacement et d'élargissement d'un pic .

1.4.1.1 Les contraintes résiduelles du I^{er} ordre

les macrocontraintes, on considère une déformation uniforme d'un ensemble de grains entraînant une déformation $\varepsilon = \Delta d/d_0$ globale des distances interréticulaires inférieure à 0,2%. Une raie de diffraction correspondant à une famille de plans cristallins subira dans ce cas un déplacement (figure II.17) [Tabalaiev, 2010] .

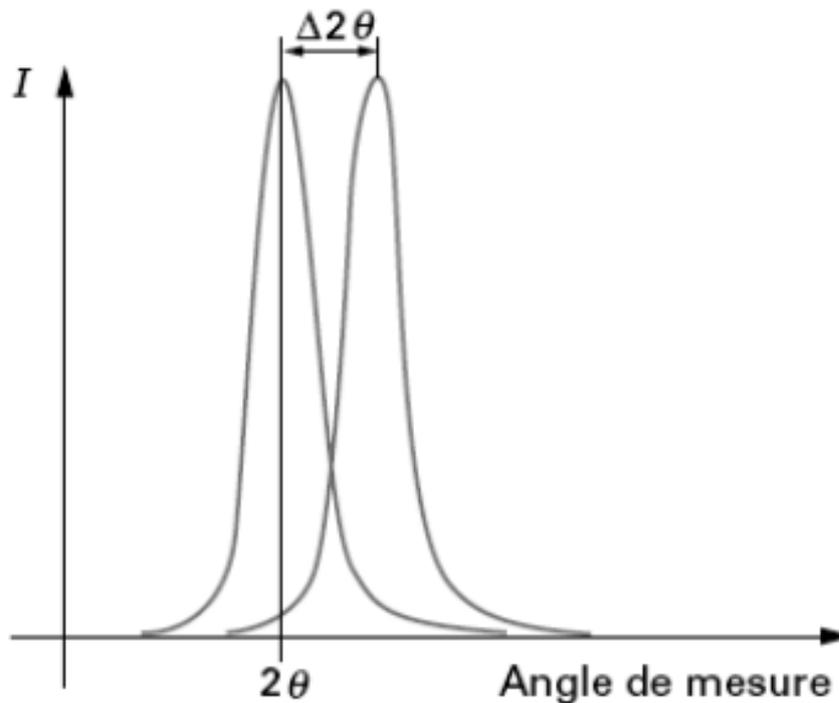


Figure II.17 : Influence des contraintes du 1^{er} ordre sur le pic de diffraction [Tabalaie, 2010].

Le principe de l'évaluation des contraintes du 1^{er} ordre consiste à utiliser la distance interréticulaire d_{hkl} d'une forme de plans $\{hkl\}$ comme jauge de déformation. Cette distance d_{hkl} est liée à la position 2θ du pic de diffraction enregistré par la loi de Bragg.

La valeur de d_{hkl} est l'intégrale correspondant à la superposition des pics élémentaires diffractés par chaque volume diffractant (grain-monocristal, domaine cohérent de diffraction). La déformation moyenne $\varepsilon_{\varphi\psi}$ est donnée par la relation suivante :

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{d_{\varphi\psi} - d_0}{d_0} \quad (\text{II.3})$$

avec

d_0 distance interréticulaire à l'état non déformé

$d_{\varphi\psi}$ distance interréticulaire après la déformation ;

φ et ψ angles d'orientation des famille des plans (hkl) dans un échantillon

1.4.1.2 Les contraintes résiduelles du II^{ème} ordre

Les microdéformations de chaque grain ou de chaque domaine cohérent entraînent une variation locale de distance interréticulaire et déterminent l'apparition des microcontraintes résiduelles du II^{ème} ordre. La présence des microcontraintes provoque l'effet d'élargissement des pics de diffraction (figure II.18) [Tabalaiev, 2010].

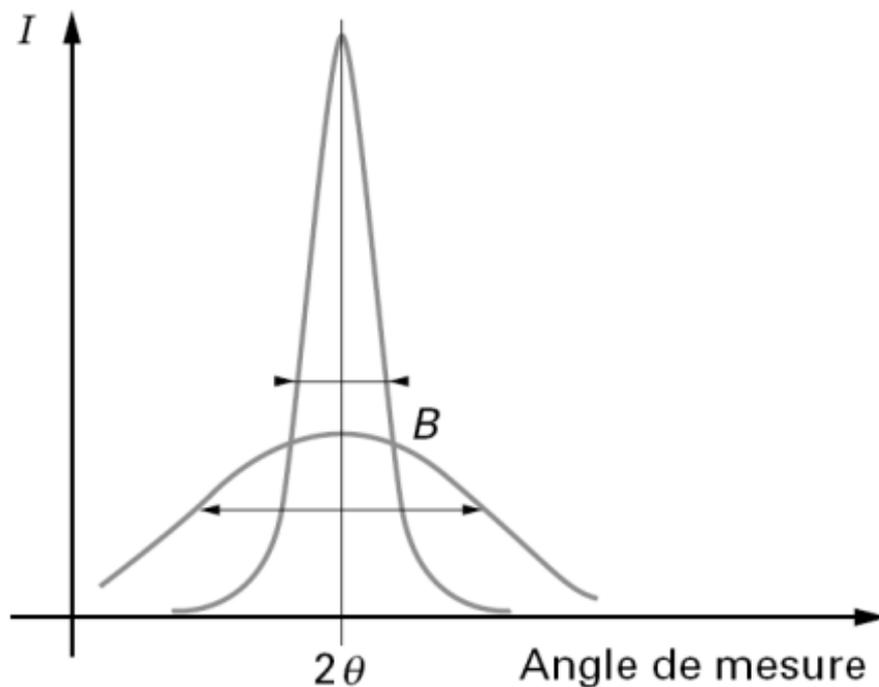


Figure II.18 : Influence des contraintes du II^{er} ordre sur la forme de pic de diffraction [Tabalaiev, 2010]

2 Caractérisation des propriétés mécaniques

2.1 La microdureté Vickers

La dureté est une propriété mécanique dont la mesure correspond à la résistance à la déformation ou pénétration locale d'un matériau. La mesure de dureté consiste à appliquer une force (F) sur un indenteur qui pénètre le matériau et maintenir l'indenteur pour une durée normalisée avant l'enlèvement et de mesurer l'empreinte déformée à la surface (S) du matériau. Il existe une grande variété d'essais habituels de dureté principalement selon la forme du pénétrateur et la nature de la mesure de l'empreinte [Liu, 2017].

$$H = F/S \quad (\text{II.4})$$

Dans cette étude nous avons utilisé La microdureté Vickers. L'essai Vickers est une pyramide à base carrée (figure II.19), dont les faces forment entre elles des angles de 136° . La dureté est le rapport de la force appliquée (en Kgf) sur la surface de contact (μm), c'est-à-dire la pression moyenne dans le contact. L'épaisseur de l'échantillon doit être supérieure à 1,5 fois la diagonale des empreintes (soit environ 7,5 fois la profondeur d'enfoncement h) et la distance entre les centres de deux empreintes successives supérieure à 6 fois la diagonale pour éviter l'interaction entre celles-ci. [Bletry] .

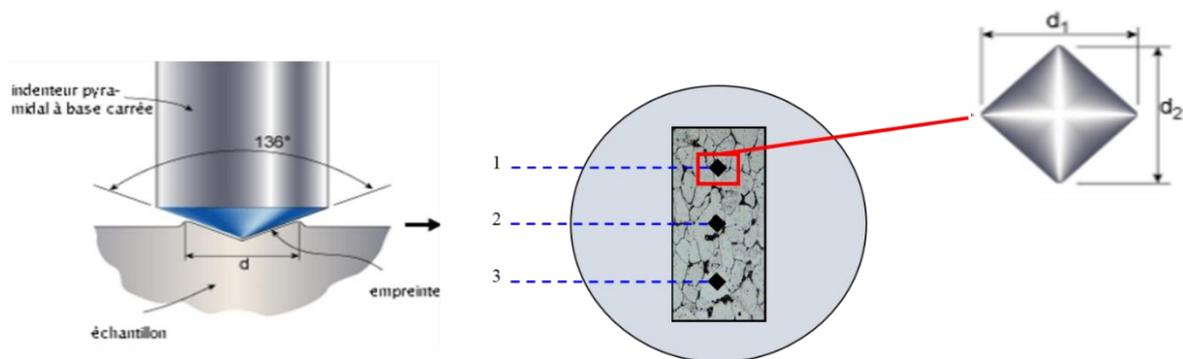


Figure II.19 : Schéma explicatif de mesure la microdureté Vickers

La microduromètre Vickers utilisé est de type Shimadzu HVM équipé d'un oculaire pour permettre de positionner l'empreinte, qui est nécessaire pour déterminer HV à partir d'un double clic sur le bouton de HV de l'appareil, où bien à l'aide de la formule suivante :

$$HV = 1854.4 p/d^2 \quad (\text{II.5})$$

P : Charge appliquée.

d : Longueur moyenne des diagonales de l'empreinte (μm).

Les mesures de dureté ont été effectuées par la méthode de Vickers et sous une charge de 100 g. Une moyenne de mesure est calculé à partir de trois essais sur la coupe longitudinale (figure II.19) de chaque échantillon pour les fils et métal déposé (en acier doux).

2.2 Essai De Traction

L'essai de traction permet de déterminer la force et l'allongement des fils soumis à une traction jusqu'à la rupture sous forme de courbe [Dridi, 2010].

La courbe contient plus d'informations que juste la résistance à la traction de l'échantillon. Les principales caractéristiques qu'on peut dégager de la courbe force-allongement sont : la limite élastique, module d'élasticité et module de Young ect [Dridi, 2010].

Les caractéristiques mécaniques des fils d'aciers et métal déposé ont été mesurées par essai de traction (figure II.20). Ces essais ont été réalisés sur une machine de traction de la marque Zwick Roell équipée d'une cellule de force de 5 kN et pilotée par le logiciel *testXpert*. Il permet l'acquisition et le dépouillement des données. Un extensomètre du type *makroXtens* a été utilisé afin de mesurer les allongements.

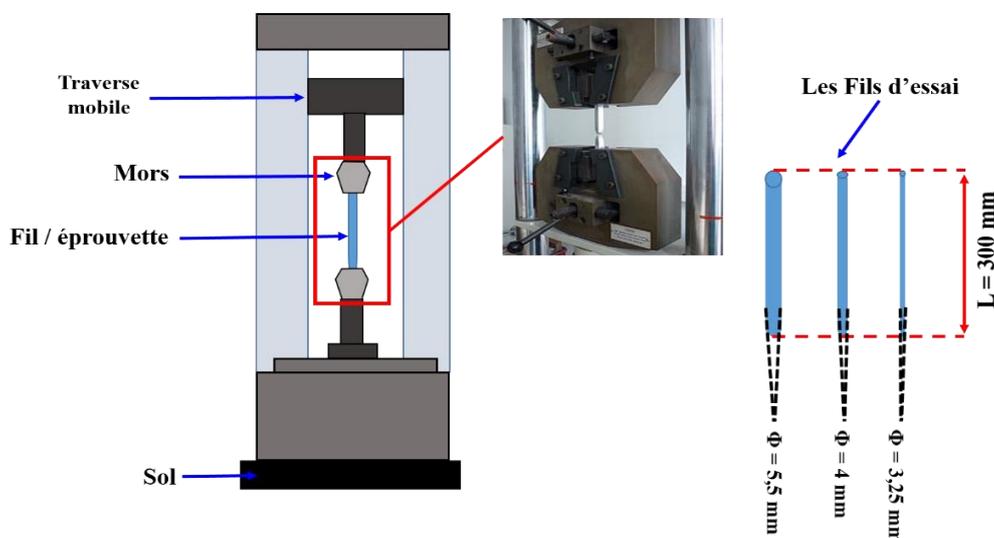


Figure II.20: Dispositif d'essai en traction

Les éprouvettes testées présentent une longueur de 300 mm entre mors, leur diamètre dépendant de leur écrouissage. La longueur utile des éprouvettes entre les pinces de l'extensomètre est quant à elle de 100 mm. Les mesures ont été réalisées à température ambiante et à vitesse de traverse constante, 36mm/min soit une vitesse de déformation de l'ordre de $6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Les grandeurs caractéristiques mesurées sont la résistance mécanique maximale (R_m), la limite d'élasticité à 0,2% ($R_{p0,2}$) et l'allongement total à rupture (A_t).

3 Caractérisation de la texture

3.1 EBSD (Electron Back-Scattered Diffraction)

La technique EBSD (Electron Back-Scattered Diffraction) permet de mesurer des orientations cristallographiques à une échelle locale de la microstructure. Expérimentalement, le dispositif EBSD est placé dans un MEB (figure II.21) . Son principe repose sur l'analyse de clichés résultant de la diffraction des électrons rétrodiffusés, obtenus pour chaque point de la surface observée. Ainsi, il est possible de reconstituer une carte des orientations cristallographiques de chacun de ces points de mesure [Pougis, 2013] .

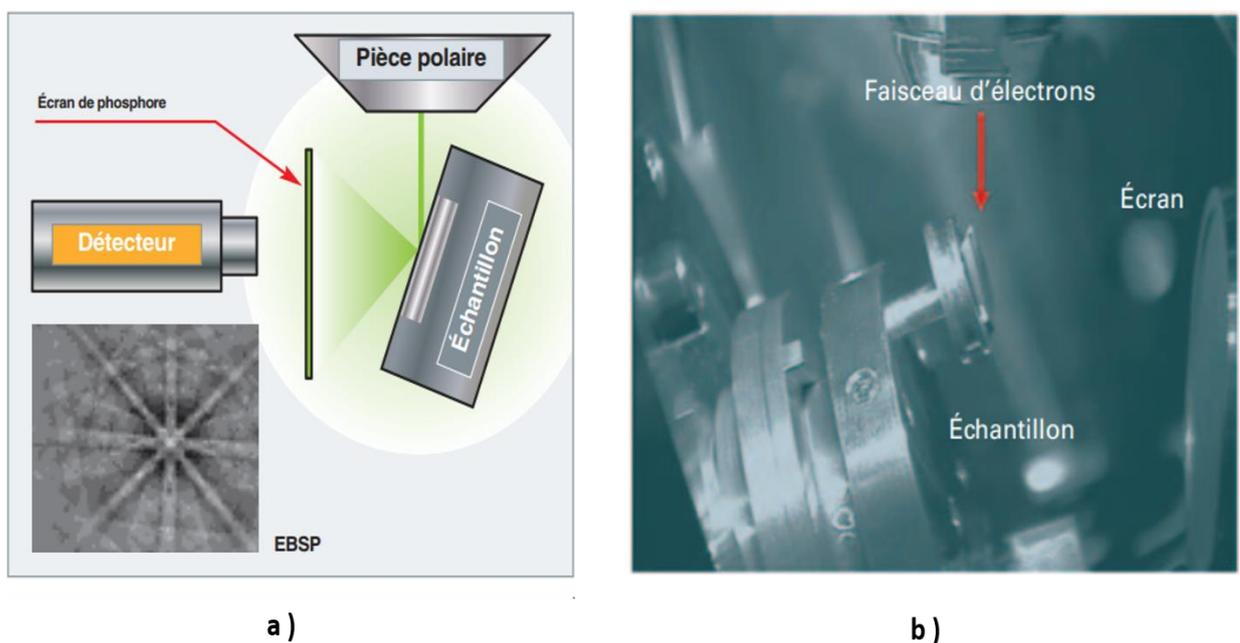


Figure II.21 : EBSD [Baudin, 2016] :

a) Schéma applicatif de l'EBSD

b) vue d'une chambre de MEB

La texture locale des échantillons en acier doux ont été caractérisées à l'aide de Microscopes Electronique à Balayage MEB équipés d'un détecteur EBSD. Les résultats ont été analysés à logiciel *OIM*TM (Orientation Imaging Microscopy).

3.1.1 Préparation les échantillons de EBSD

Les analyses EBSD ont nécessité une préparation spécifique du surface, privilégiant un polissage très doux pour limiter la profondeur de l'écrouissage de surface [Gravina, 2016]. La préparation des échantillons consiste, dans un premier temps, à un polissage mécanique avec du papier de granulométrie (1200,2000 et 4000) suivi d'un polissage avec l'alumine de $6\mu\text{m}$ au $3\mu\text{m}$. Dans un second temps, un polissage électrolytique.

Le polissage électrolytique consiste en la dissolution anodique d'un métal suivant une réaction de type $M \rightarrow M^{n+} + ne^{-}$. Cette réaction prend place préférentiellement là où le matériau forme des < crêtes >, ce qui tend au cours du temps à rendre sa surface parfaitement plane, < polie miroir >. De plus, le polissage électrolytique permet de retirer la couche de matière écrouie par le polissage mécanique [Quey, 2009].

Le dispositif expérimental de polissage électrolytique est un récipient contenant un électrolyte, un générateur de tension, une cathode et l'échantillon jouant le rôle d'anode, figure II.22 [Quey, 2009] .

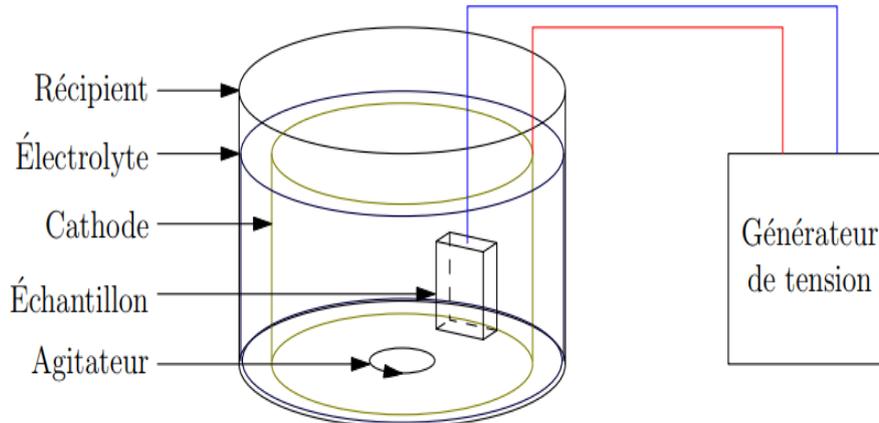


Figure II.22: Schéma du dispositif de Polissage électrolytique [Quey, 2009] .

3.1.2 Principe de mesure par EBSD

L'EBSD est une technique qui utilise les électrons rétrodiffusés. Selon la figure II.23a, lorsque les électrons incidents arrivent sur l'échantillon, certains ont des interactions quasi-élastiques avec le noyau des atomes de l'échantillon. Puis, ils sont diffusés avec une faible ou « sans » perte d'énergie et leur direction de propagation est alors modifiée par cette interaction.

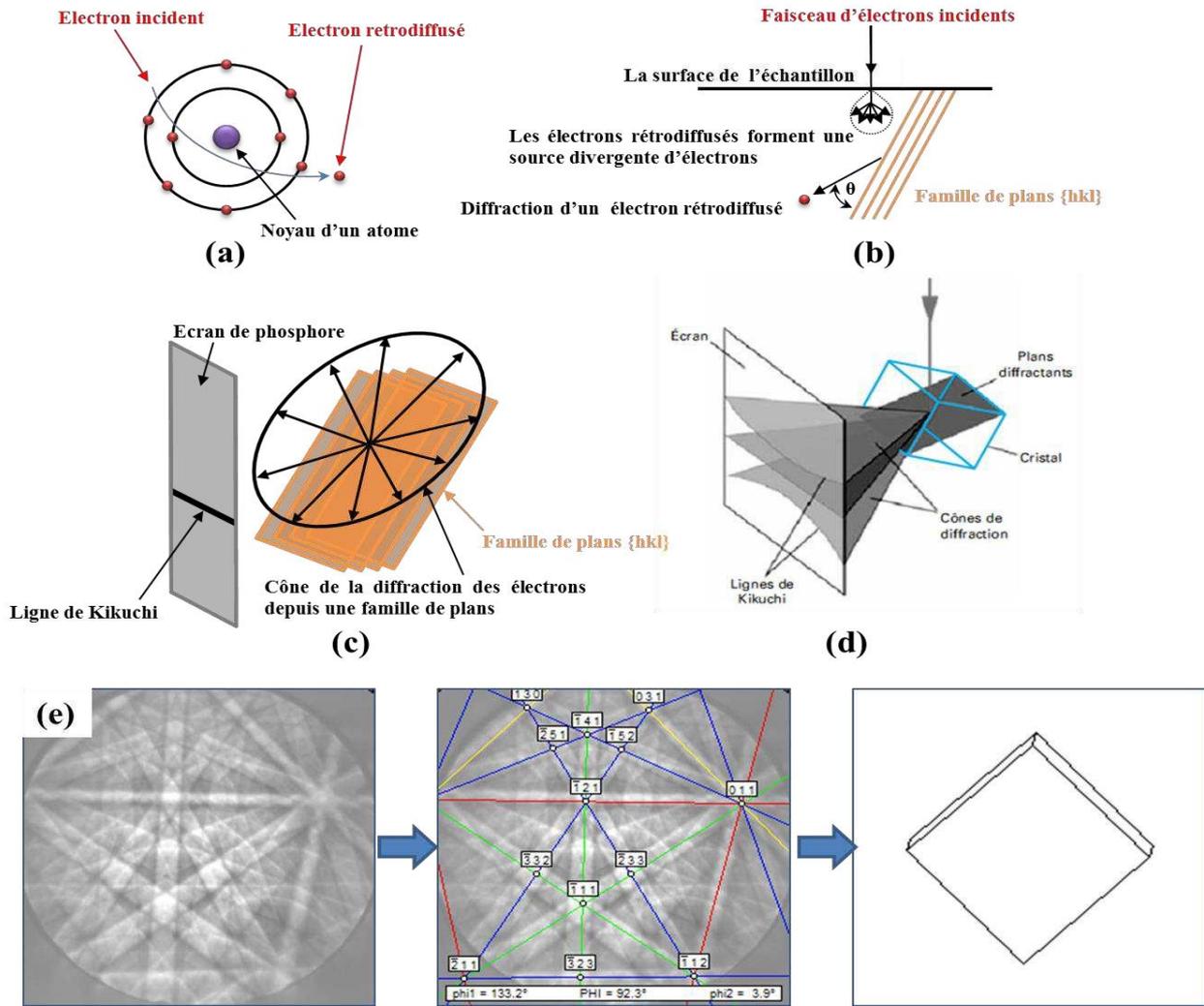


Figure II.23 : Principe de l'EBSD : (a) production des électrons rétrodiffusés, (b) formation de la source ponctuelle divergente d'électrons, (c) formation de la ligne de Kikuchi, (d) formation de la bande de Kikuchi et (e) Détermination de l'orientation d'un cristal à partir du digramme de Kikuchi.

Les électrons diffusés forment une source ponctuelle divergente en sous surface de l'échantillon (figure II.23b). La propagation des électrons rétrodiffusés se fait dans toutes les directions et certains d'entre eux peuvent alors être diffractés par les plans cristallins $\{hkl\}$ des grains d'un matériau cristallisé et satisfaisant la loi de Bragg. Les électrons diffractés par une famille de plans créent un « cône de diffraction » (figure II.23c) et lorsque ce cône est intercepté par un écran phosphorescent (l'écran du détecteur), une ligne de Kikuchi est obtenue. En fait, selon la figure II.23d, deux lignes de Kikuchi presque parallèles sont obtenues pour une famille de plans (elles forment une bande de Kikuchi). Par conséquent, pendant l'analyse, pour un cristal donné, plusieurs bandes de Kikuchi peuvent être obtenues. En comparant l'angle entre ces bandes à des angles théoriques, les plans

correspondants à chaque bande de Kikuchi peuvent être déterminés et de fait l'orientation du cristal (figure II.23e) [Wang, 2014].

3.2 logiciel OIM

Analyse par microscopie à imagerie d'orientation (OIM) est une technique basée sur la collecte et l'analyse automatisées de modèles de diffraction par rétrodiffusion électronique (EBSD). Ces données cartographiques fournissent des informations sur l'orientation : figures de pôles et figures de pôles inverses , distribution de la désorientation locale KAM (Kernel Average Misorientation) , dispersion d'orientations dans un grain GOS (Grain Orientation Spread)..... ect , OIM Analysis offre un potentiel quasi illimité pour interroger la richesse des informations contenues dans les analyses OIM.

3.2.1 GOS (Grain Orientation Spread)

Le paramètre GOS du logiciel OIM permet de calculer la dispersion d'orientations dans un grain. Donc, il dépend forcément de la définition d'un grain dans OIM. Par défaut, un grain est défini par une zone qui contient au moins deux pixels et la désorientation entre deux pixels voisins est inférieure à 5° [Wang, 2014].

3.2.2 KAM (Kernel Average Misorientation)

Le paramètre KAM permet d'étudier la distribution de la désorientation locale. A l'aide du logiciel OIM, le paramètre KAM peut être calculé selon deux procédures [Wang, 2014]:

- « Perimeter only » : le logiciel calcule la désorientation moyenne entre un pixel choisi et les pixels qui se trouvent autour de lui à une distance donnée (définition de la taille des zones Kernel) (figure II.24a) ;
- « All points » : il peut aussi calculer la désorientation entre le pixel choisi et tous les autres pixels qui se trouvent dans la zone Kernel (figure II.24b).

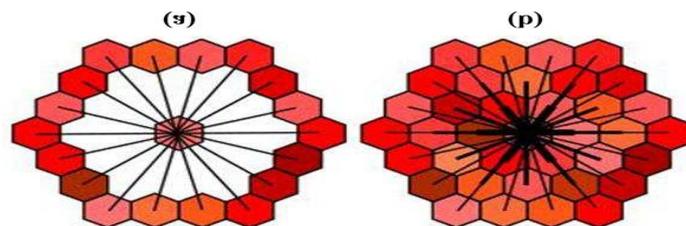


Figure II.24 : Procédures de calcul du paramètre KAM : (a) « perimeter only » et (b) « all points » [Wang, 2014].

CHAPITRE III

RESULTATS OBTENUS ET

DISCUSSION

Ce chapitre est consacré aux résultats expérimentaux obtenus et à leurs interprétations des trois états : fil machine, fils tréfilés et métal déposé. Le chapitre est divisé en trois parties : La première partie donne une présentation générale sur le fil machine non déformé en aciers doux telles que la microstructure, propriétés mécaniques et la texture cristallographique , la seconde partie , donne une présentation et discussion sur l'évolution de la microstructure , la texture de déformation et les propriétés mécaniques lors la déformation a froid par tréfilage des fils tréfilés, par la suite, la dernière partie donne une présentation de la microstructure , propriétés mécaniques et la texture cristallographique de métal déposé , Enfin, pour conclure cette étude, les principaux résultats ainsi que les perspectives sont présentés.

SOMMAIRE CHAPITRE III

1	Etat initial (fil machine).....	63
1.1	Analyses métallographiques.....	63
1.1.1	Observation au microscope optique	63
1.1.2	Observation au microscope électronique à balayage.....	63
1.2	Analyse de la composition chimique par MEB-EDAX.....	64
1.3	Diffraction des rayons x	65
1.4	Propriétés mécaniques	65
1.5	Analyses EBSD	66
1.5.1	Cartographies EBSD et analyse de la texture.....	66
1.5.2	Figures de pôles.....	66
1.5.3	Fonctions de distribution des orientations cristallines (FDOC)	67
1.5.4	Mesure de la taille des grains	68
1.5.5	KAM (Kernel Average Misorientation)	69
2	Etat tréfilé.....	70
2.1	Analyses métallographiques.....	70
2.1.1	Observation au microscope optique	70
2.1.2	Observation au microscope électronique à balayage.....	71
2.2	Diffraction des rayons x	72
2.3	Evolution des propriétés mécaniques	74
2.4	Analyses EBSD	76
2.4.1	Cartographies EBSD et analyse de la texture.....	76
2.4.2	Figures de pôles	77
2.4.3	Fonctions de distribution des orientations cristallines (FDOC)	78
2.4.4	Mesure la taille de grains.....	79
2.4.5	KAM (Kernel Average Misorientation)	80
3	Etat Déposé.....	82
3.1	Analyses métallographiques.....	82
3.2	Diffraction des rayons x	83
3.3	Propriétés mécaniques.....	83
3.4	Analyses EBSD	84
3.4.1	Cartographies EBSD et analyse de la texture.....	84
3.4.2	Figures de pôles.....	85
3.4.3	Mesure de la taille des grains	85

1 Etat initial (fil machine)

1.1 Analyses métallographiques

1.1.1 Observation au microscope optique

La figure III.1 illustre des micrographies optiques de la coupe longitudinale et de la coupe transversale du fil machine. Comme on peut le voir sur les deux coupes, la microstructure du fil machine est ferrito-perlitique. Cette composition microstructurale du fil machine était attendue ; en effet, d'après les données du fournisseur ce fil était élaboré à partir d'un acier doux. On remarque, clairement, que la phase ferritique est nettement majoritaire par rapport à la phase perlitique. Cette dernière apparaît sous forme de petits grains noirs éparpillés au milieu d'une large masse ferritiques.

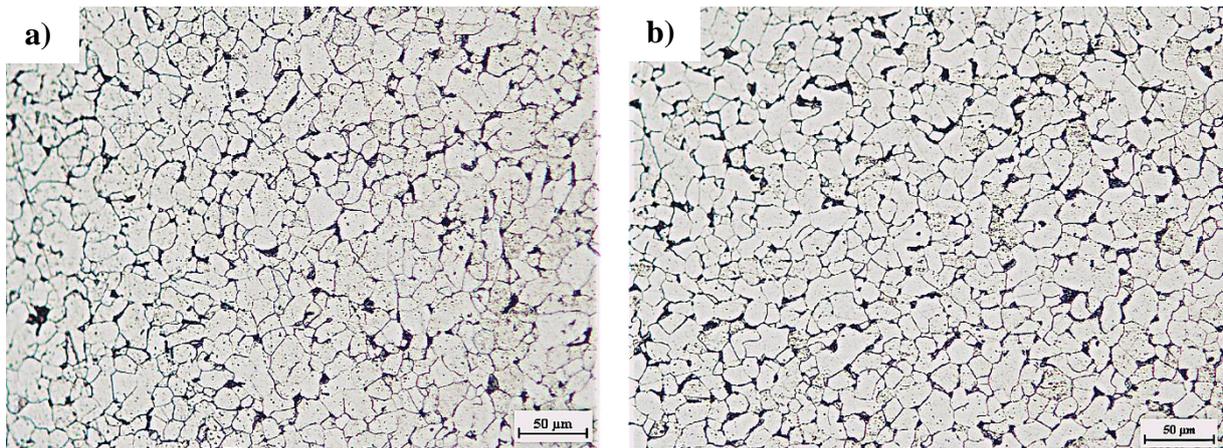


Figure III.1: Microstructures par microscope optique de fil machine : **a)** Coupe longitudinale , **b)** Coupe transversale

1.1.2 Observation au microscope électronique à balayage

L'observation du fil machine au MEB montre aussi une microstructure ferritoperlitique (figure III.2). Cependant, cette analyse laisse apparaître plus clairement l'hétérogénéité qui existe dans la taille des grains ferritiques et aussi dans les grains perlitiques. Pour la phase ferritique le nombre des grains de grandes tailles est nettement supérieur à celui des grains de petites tailles. En revanche, c'est à l'inverse pour la phase perlitique, ce sont les grains de petites tailles qui sont plus nombreux que les gros grains.

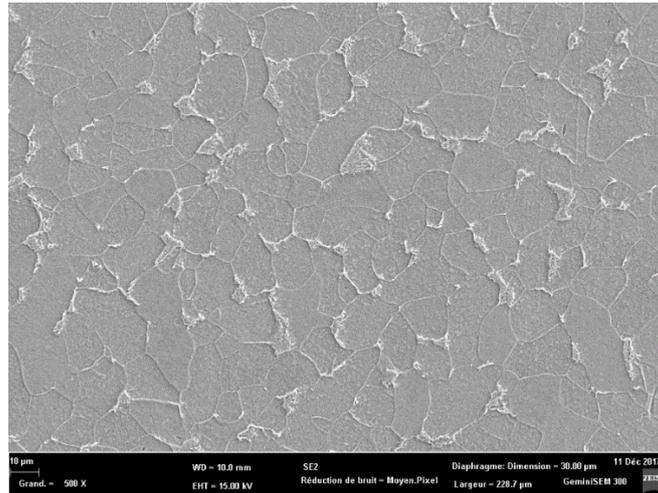


Figure III.2 :Micrographie au Microscope électronique à balayage (M.E.B) du fil machine

1.2 Analyse de la composition chimique par MEB-EDAX

L'analyse par MEB-EDAX permet d'obtenir des informations sur la composition chimique des éléments constitutifs des phases présentes dans la microstructure du fil. Les résultats de l'analyse révèlent qu'en plus du carbone, la phase ferritique contient d'autres éléments comme le manganèse, le cobalt, le nickel et le cuivre mais avec des pourcentages massiques supérieurs à celui du carbone (figure III.3).

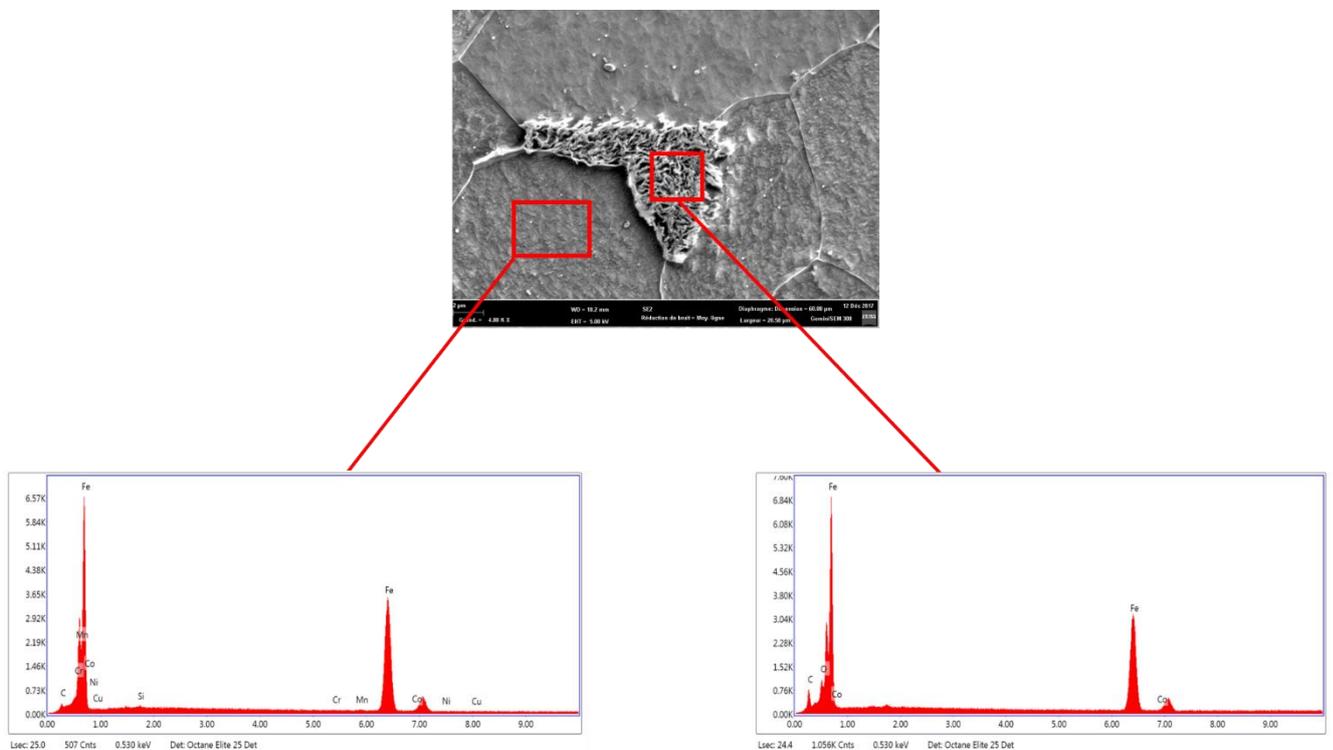


Figure III.3 : Résultats de l'analyse chimique du fil machine

1.3 Diffraction des rayons X

La figure III.4 représente le diagramme de diffraction des rayons X du fil machine. L'analyse révèle que tous les pics de diffraction, d'intensité visible, qui apparaissent sur ce diagramme appartiennent uniquement à la ferrite α . Quand à la cémentite (composé de la phase perlitique) aucun de ses pics n'apparaît de manière visible (intensité observable) sur ce diagramme. Mais d'après la littérature, [Abdellaoui, 1995 et MATHIEU, 2006], les raies de la cémentite, faibles du fait de sa faible concentration mais nombreuses du fait de sa structure, sont noyées dans le bruit de fond.

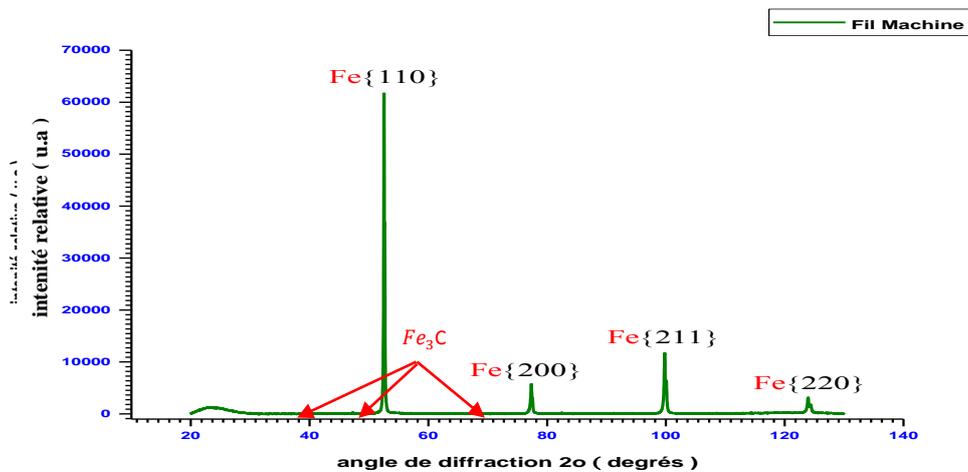


Figure III.4 : Diagramme de diffraction des rayons x du fil machine.

1.4 Propriétés mécaniques

Les valeurs des mesures de la microdureté Vickers et les résultats de l'essai de traction sont regroupés dans le tableau suivant :

Tableau III.1 : Valeurs des propriétés mécaniques mesurées.

Hv(0.1kg)	ΔL (%)	Rm (N/mm ²)
138	65	420

D'après la valeur de la microdureté (138 HV) et de la résistance mécanique maximale (420 N/mm²), on confirme que l'acier à partir duquel est élaboré le fil machine est un acier doux. On peut même l'assimiler à un acier très doux d'après la valeur de son allongement à la rupture.

1.5 Analyses EBSD

1.5.1 Cartographies EBSD et analyse de la texture

La figure III.5 représente les cartographies EBSD des textures recherchées $\{111\}$, $\{110\}$ et $\{001\}$ au cœur et à la périphérie du fil machine. Sur la cartographie du cœur aucune des couleurs attribuées aux textures recherchées ne semble dominante ceci indique l'absence d'une texture au sein de la microstructure du cœur et traduit une orientation aléatoire et isotropique des grains. Par contre sur la cartographie de la périphérie du fil, le code couleur (ici vert clair) attribué à la famille $\{110\}$ est légèrement dominant. Ce résultat indique la présence d'une texture sur la périphérie du fil machine.

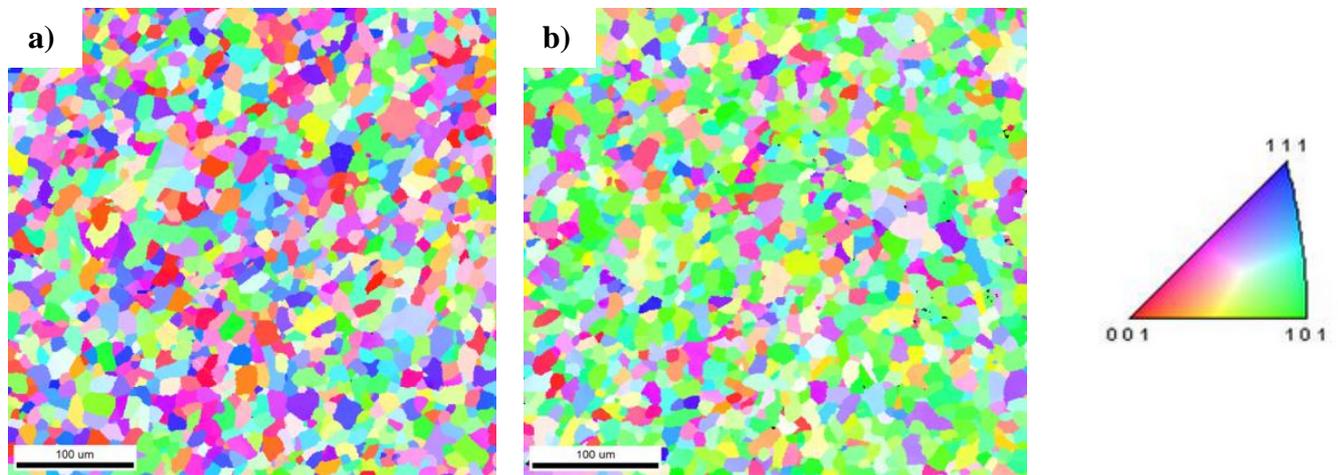


Figure III.5 : Les cartographies EBSD du fil machine :a) Cœur, b) Périphérie

1.5.2 Figures de pôles

La Figure III.6 illustre les figures de pôles des orientations cristallographiques $\{110\}$, $\{001\}$ et $\{111\}$ du cœur et de la périphérie du fil machine. Sur les figures du cœur, on constate qu'aucune des textures recherchées ne s'est formée. Ce constat confirme l'isotropie de la microstructure du cœur du fil machine. Par contre, sur la zone périphérique on constate un léger développement d'une texture de fibre de type $\langle 110 \rangle$ provoquée par la pré-déformation induite par le laminage à chaud durant l'élaboration du fil machine.

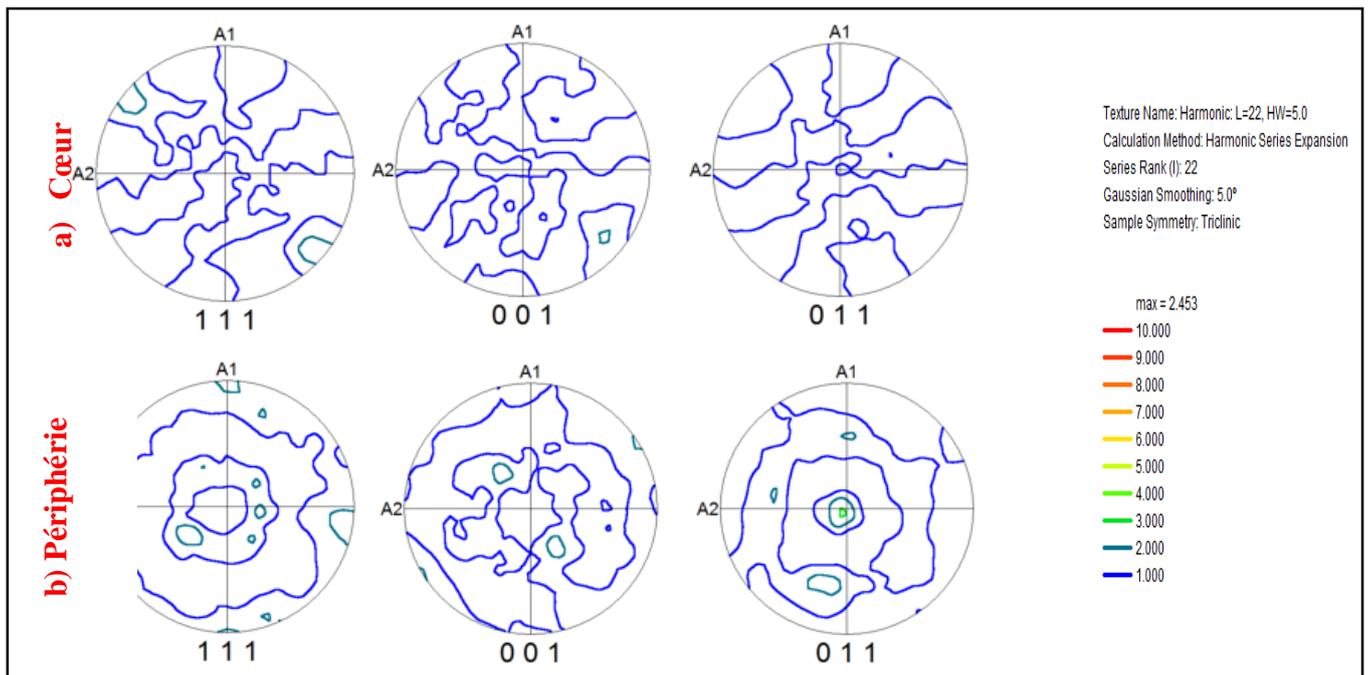


Figure III.6 :Figures de pôles du fil machine **a) Cœur**, **b) Périphérie**

1.5.3 Fonctions de distribution des orientations cristallines (FDOC)

La figure III.7 illustre deux cartographies de la fibre $\langle 110 \rangle$ obtenue par l'analyse des fonctions de distribution des orientations cristallographiques. Sur la figure III.7-a, on peut distinguer deux petits points éloignés de couleur verte claire (de faible intensité) de la fibre $\langle 110 \rangle$. Cet état ne permet d'évoquer un développement de la texture de fibre $\langle 110 \rangle$ au cœur du fil machine. En revanche, sur la périphérie, on observe des zones de couleur verte, plus larges, de la fibre $\langle 110 \rangle$. Cet état évoque un léger développement de la fibre $\langle 110 \rangle$ sur la périphérie du fil machine.

Ces deux constats confirment l'isotropie du cœur et la présence d'une légère texture de fibre $\langle 110 \rangle$ (intensité max = 4) en périphérie du fil machine.

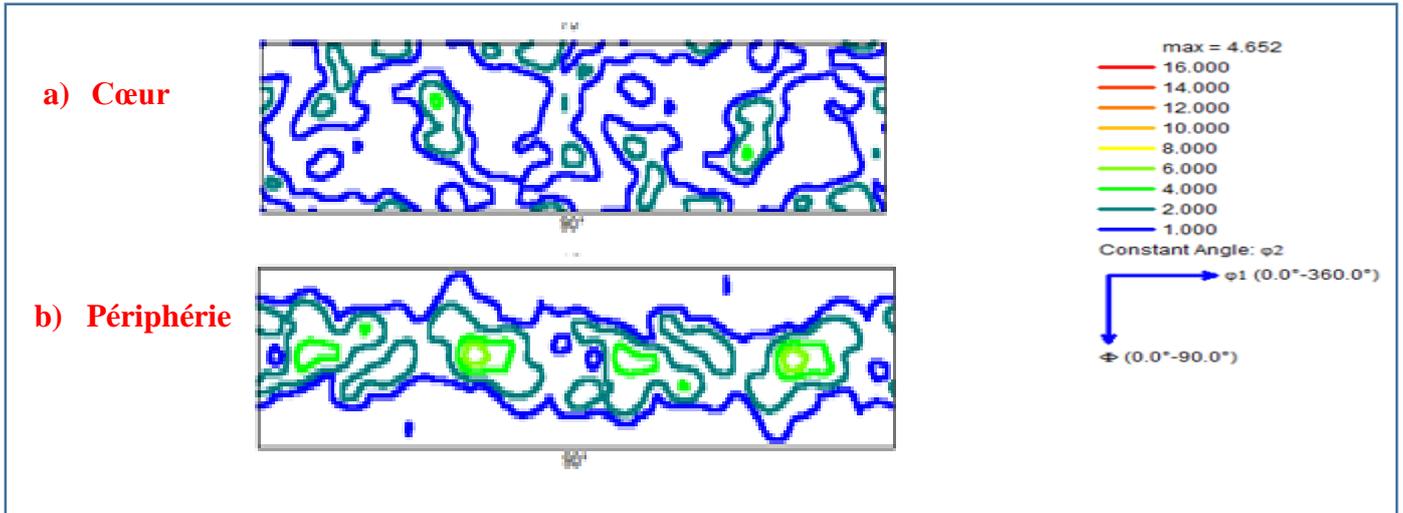


Figure III.7 : Fonction de distribution des orientations cristallines du fil machine : a) Cœur, b) Périphérie

1.5.4 Mesure de la taille des grains

L’analyse de la taille des grains montre une distribution identique au cœur et à la périphérie du fil machine (figure III.8). Les grains dont la taille entre 11 μm et 24 μm constituent l’ensemble du tissu microstructural.

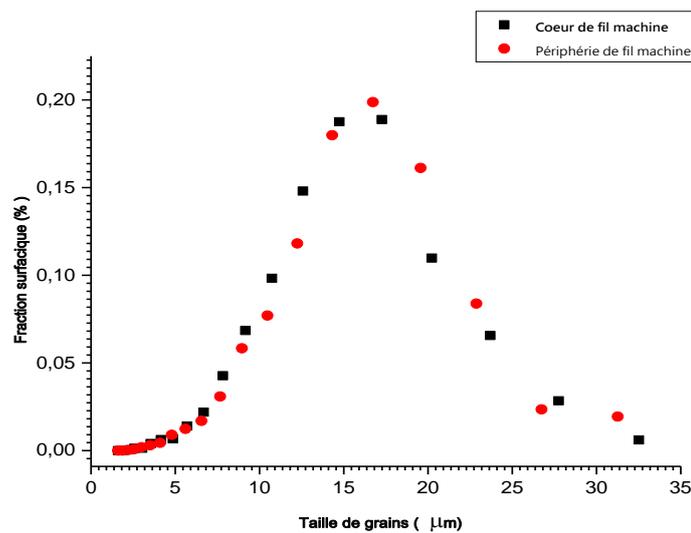


Figure III.8: Représentation de la fraction surfacique en fonction de la taille de grains du fil machine

1.5.5 KAM (Kernel Average Misorientation)

La figure III.9 représente le KAM (Kernel Average Misorientation) du cœur et de la périphérie du fil machine. D'après le graphe, on peut dire que les deux courbes (celle du cœur et celle de la périphérie) sont confondues. Ceci dit que les grains des deux zones sont dans le même état de contraintes. Effectivement, ce sont les grains dont le KAM est inférieur à $1,4^\circ$ qui composent la masse (matrice) du matériau polycristallin étudié (le fil machine). L'allure de la courbe étudiée est typique d'un matériau cristallisé et libre de contraintes (sans déformation).

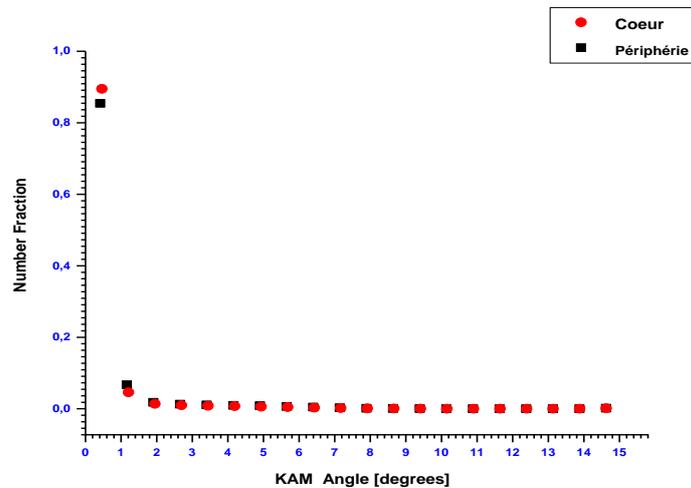


Figure III.9 : Évolution du KAM du cœur et de la périphérie du fil machine

1.6 Conclusion

De ce qui précède on peut dire que le matériau étudié est un acier doux ferrito-perlitique qui présente une légère texture $\langle 110 \rangle$, en périphérie du fil machine, provoqué par le laminage à chaud lors de l'élaboration du fil.

2 Etat tréfilé

On ce qui suit dans les paragraphes de l'état tréfilé, le mot déformation sera synonyme de la déformation plastique.

2.1 Analyses métallographiques

2.1.1 Observation au microscope optique

En comparaison de l'état tréfilé avec l'état initial (figure III.10), on distingue que l'état tréfilé se manifeste par un allongement de grains dans le sens de la déformation parallèlement à l'axe du tréfilage (sur la section longitudinale) et un affinement de grains sur la section transversale. L'allongement des grains ferritiques est très visible à la déformation de 27% et a beaucoup augmenté à la déformation de 41%. Par contre, l'allongement des grains perlitiques n'a pu être discernable au microscope optique qu'à la déformation de 41% (figure III.10). Ce résultat nous permet de conclure que la phase ferritique se déforme dès la première passe de tréfilage et se poursuit successivement à chaque passe ultérieure, en revanche la phase perlitique ne commence à se déformer qu'après quelques passes de tréfilage ou la déformation devient suffisante pour pouvoir la déformer. A titre prédictif, on peut dire que les modifications microstructurales induites par le tréfilage vont se répercuter sur les autres propriétés des fils tréfilés.

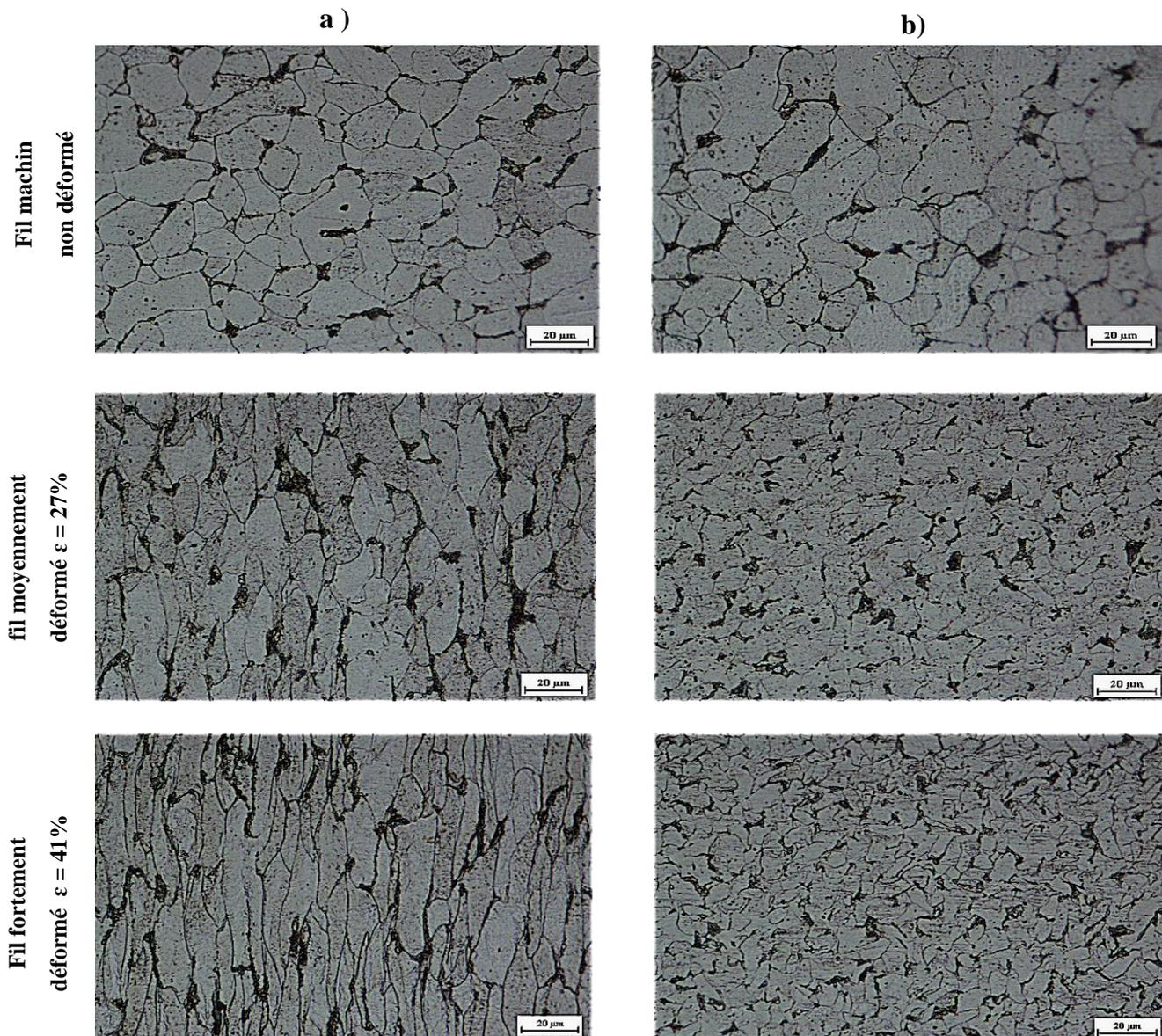


Figure III.10 : Microstructures par microscope optique de fil machine et des fils tréfilés, vues : a) Longitudinales, b) Transversales

2.1.2 Observation au microscope électronique à balayage

L'observation au MEB permet de mieux voir l'évolution de la taille et la morphologie des grains de chaque phase après déformation. Sur les micrographies de la figure III.11, on voit plus clairement l'allongement des gains perlitiques, dans le sens de l'axe de tréfilage, après la deuxième déformation (ϵ_2). Des grossissements plus grands ont mis en évidence le rétrécissement de la distance interlamellaire de la phase perlitique déformée.

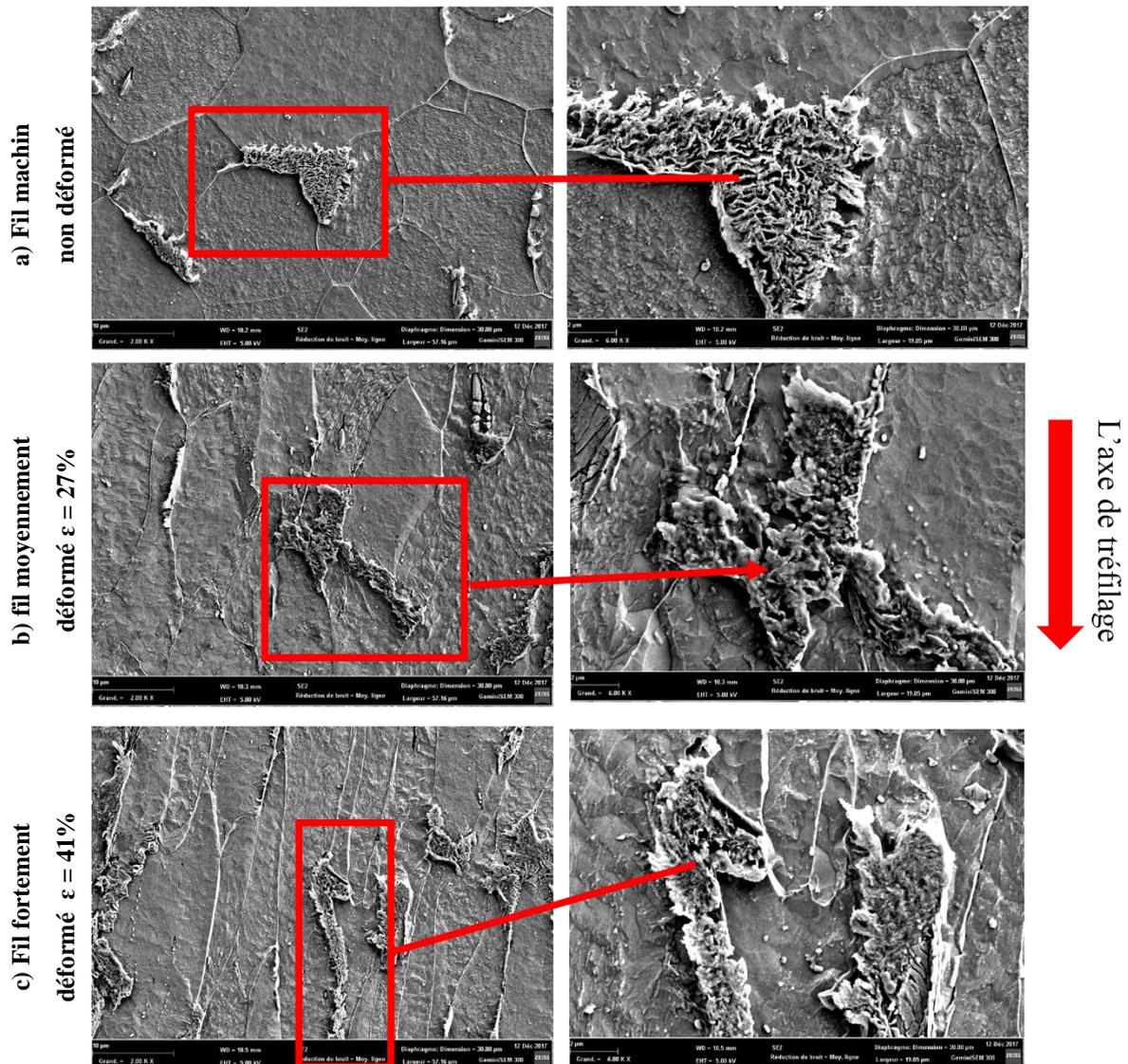


Figure III.11 : Micrographies MEB vues longitudinales: a) FM , b) $\varepsilon= 27\%$, c) $\varepsilon = 45\%$

2.1.3 Conclusion

Après les observations précédentes, on conclue qu'on fonction du tau de déformation appliqué, c'est la phase ferritique (plus douce) qui se déforme en premier, et en augmentant la déformation, la phase perlitique (plus dure) se déforme à son tour.

2.2 Diffraction des rayons x

Les diagrammes de diffraction des rayons x des fils tréfilés produisent les mêmes raies que celles du fil machine, c'est-à-dire les pics de ferrite α . Un affinement de l'analyse par assemblage des diagrammes des fils tréfilés et du fil machine sur un même graphe, fait apparaître une variation dans l'intensité, un déplacement et un élargissement des pics étudiés

(figure III.12 , figure III.13). Tabalaiev [Tabalaiev, 2010] attribue le déplacement des pics à l'augmentation des contraintes résiduelles du 1^{er} ordre, et élargissement des pics à l'augmentation contraintes résiduelles du 2^{ème} ordre . Quant à Quelennec [Quelennec , 2011], il trouve que la modification de la position des pics (déplacement de pics) de diffractions, par rapport à leur position de référence, traduit une modification des espacements entre les plans atomiques et plus généralement une modification du paramètre de maille produit sous l'effet de contraintes résiduelles.

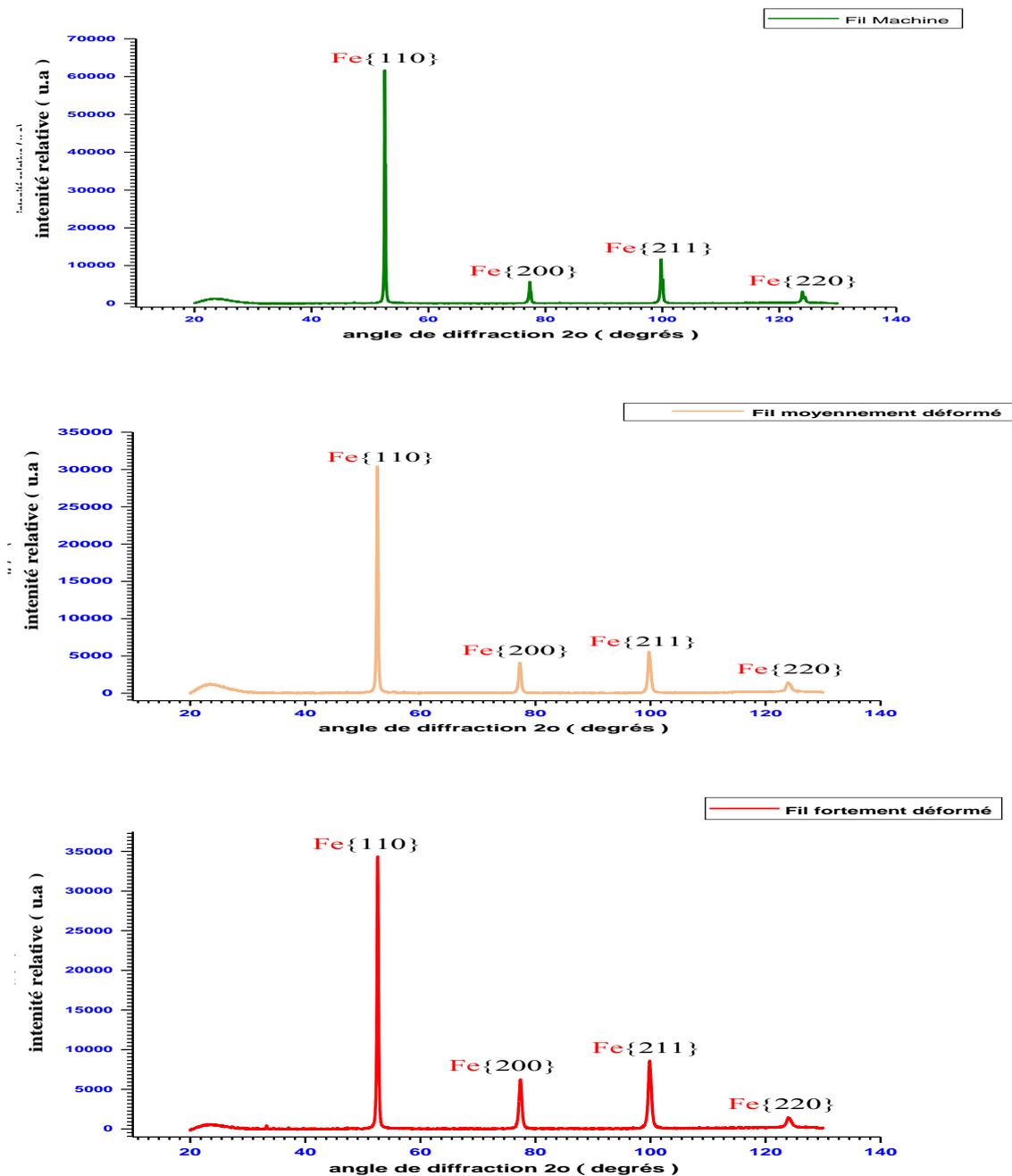
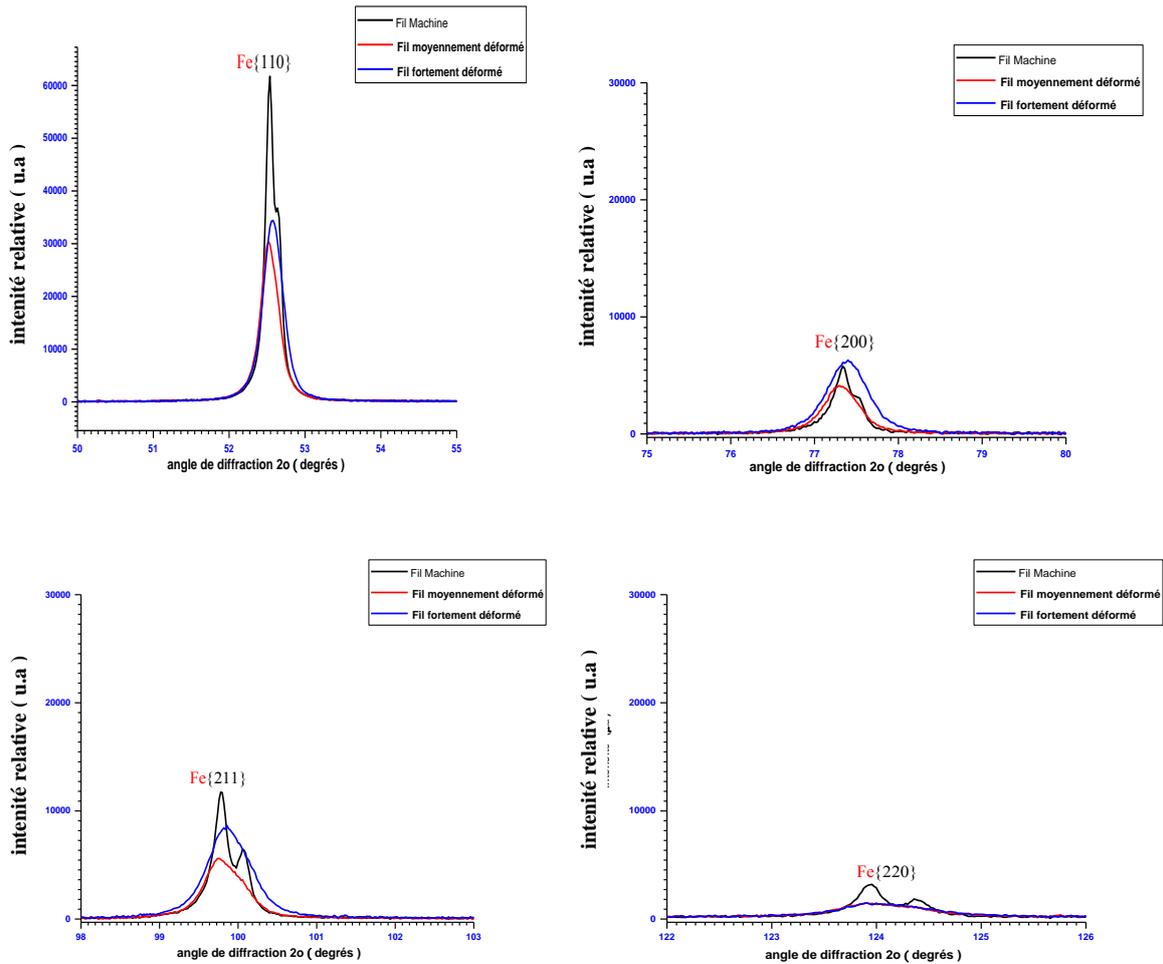


Figure III.12 : DRX du fil machine et les fils tréfilés respectivement



Figures III.13 : Superposition des pics diffractés des fils étudiés

2.2.1 Conclusion

En conclusion à cette analyse, on va dire que le déplacement des pics de diffraction de la ferrite α (de la phase ferritique) est dû au changement du paramètre cristallin après déformation des grains. Et on attribue l'élargissement des pics à l'augmentation des contraintes internes au niveau de la microstructure après déformation induite par le tréfilage au niveau des grains.

2.3 Evolution des propriétés mécaniques

L'évolution des propriétés mécaniques des fils tréfilés est illustrée par les figures III.14, III.15 et III.16. On constate une augmentation de la dureté et la résistance mécanique maximale et la diminution de l'allongement à la rupture des fils tréfilés. Ceci traduit un certain durcissement du fil tréfilé qui est expliqué, d'une part par l'effet des contraintes internes

induites par la déformation et d'autre part, par le phénomène d'écroutissage durant lequel des dislocations sont introduites lors de la déformation plastique.

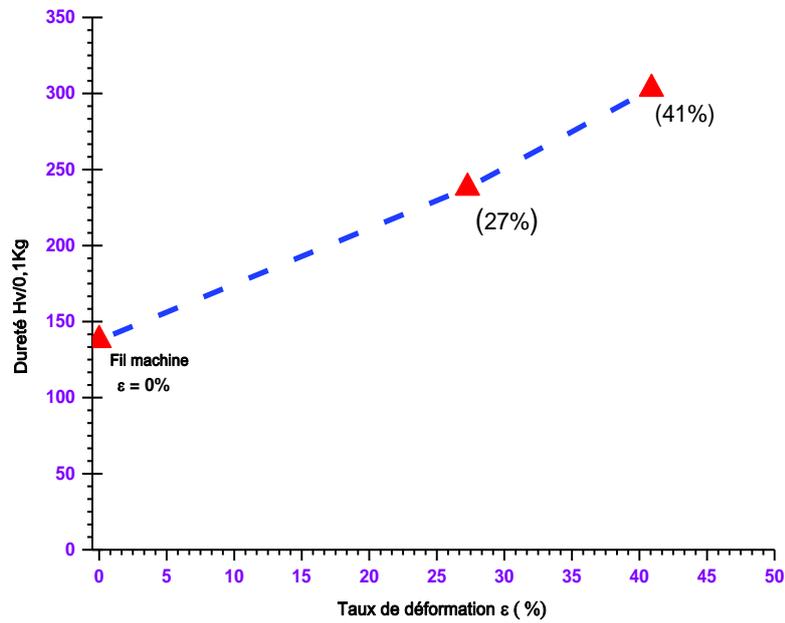


Figure III.14 : Evolution de la microdureté des fils tréfilés en fonction du tau de déformation

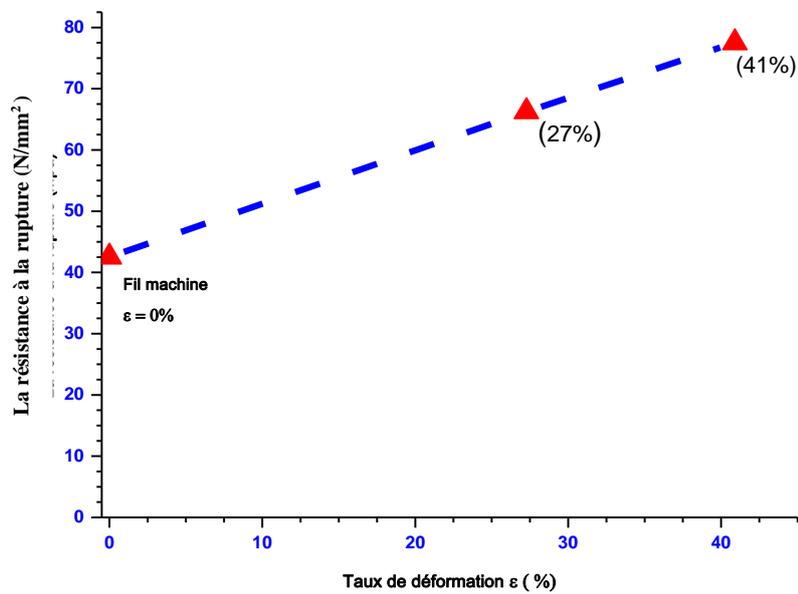


Figure III.15: Evolution La résistance à la rupture en fonction du taux de déformation.

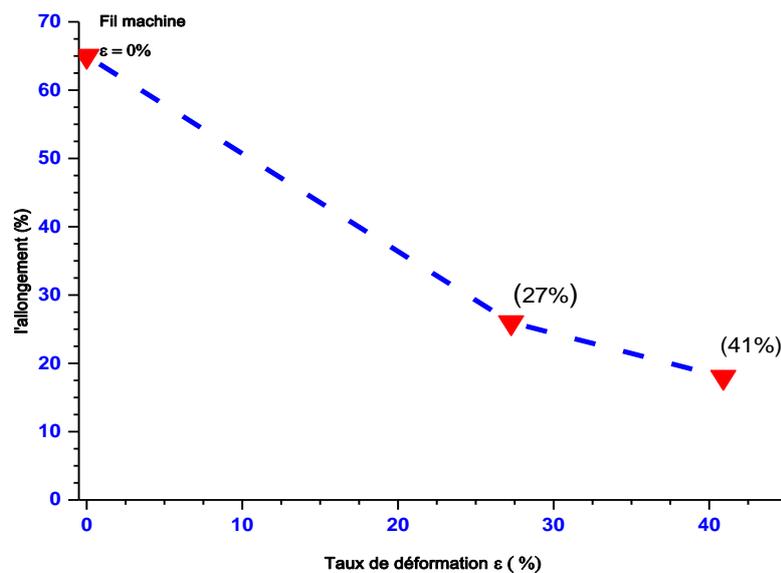


Figure III.16 : Evolution l'allongement en fonction du taux de déformation

2.4 Analyses EBSD

2.4.1 Cartographies EBSD et analyse de la texture

L'analyse par EBSD des fils tréfilés permettra de mieux voir les effets de déformation sur l'évolution de la texture microstructurale.

Les cartographies EBSD du fil machine et des fils tréfilés sont montrées sur la figure III.17. Sur les cartographies des fils tréfilés, on peut observé la présence d'une texture majoritaire de la famille $\{110\}$ (couleur verte), qui s'est développée au cœur et à la périphérie des fils. Sur les cartographies de la deuxième déformation (41%) le contraste de la fibre $\langle 110 \rangle$ est plus prononcé au cœur qu'en périphérie. Ces constats mettent en évidence l'effet de la déformation sur l'évolution texturale du fil.

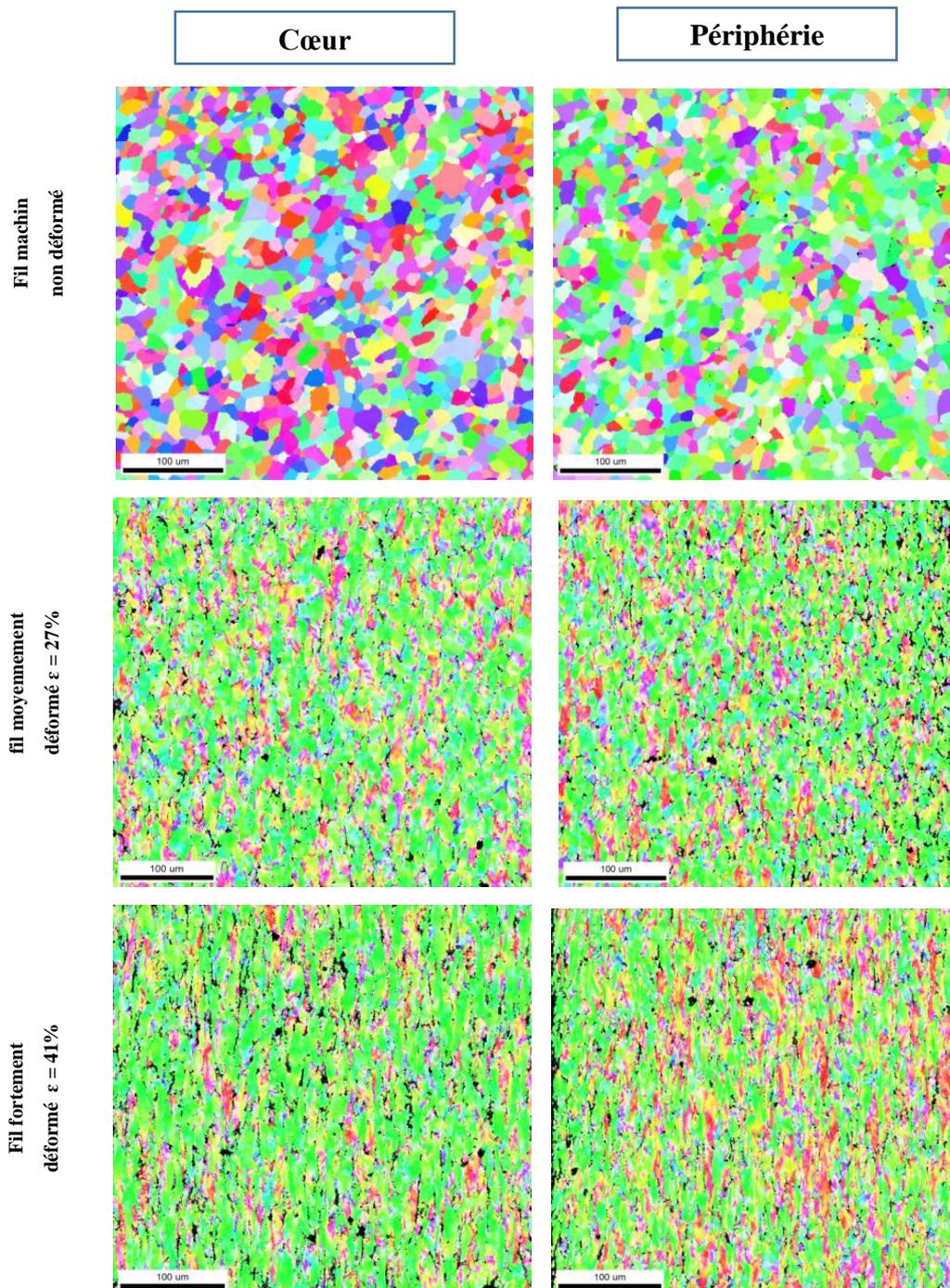


Figure III.17 : Les cartographies EBSD du fil machine et des fils tréfilés

2.4.2 Figes de pôles

De même que précédemment, sur les figures de pôles des fils tréfilé, on observe (figure III.18) le développement et le renforcement de la fibre $\langle 110 \rangle$ au cœur et à la périphérie à la dès la première déformation ($\epsilon=27\%$). Le développement et le renforcement cette fibre augmente encore plus à la déformation ($\epsilon=41\%$) et ses intensités deviennent plus fortes au cœur (max =

9.041) qu'en la périphérie (max = 5.413). Ceci indique le balancement du rapport des fractions de la fibre $\langle 110 \rangle$ en faveur du cœur.

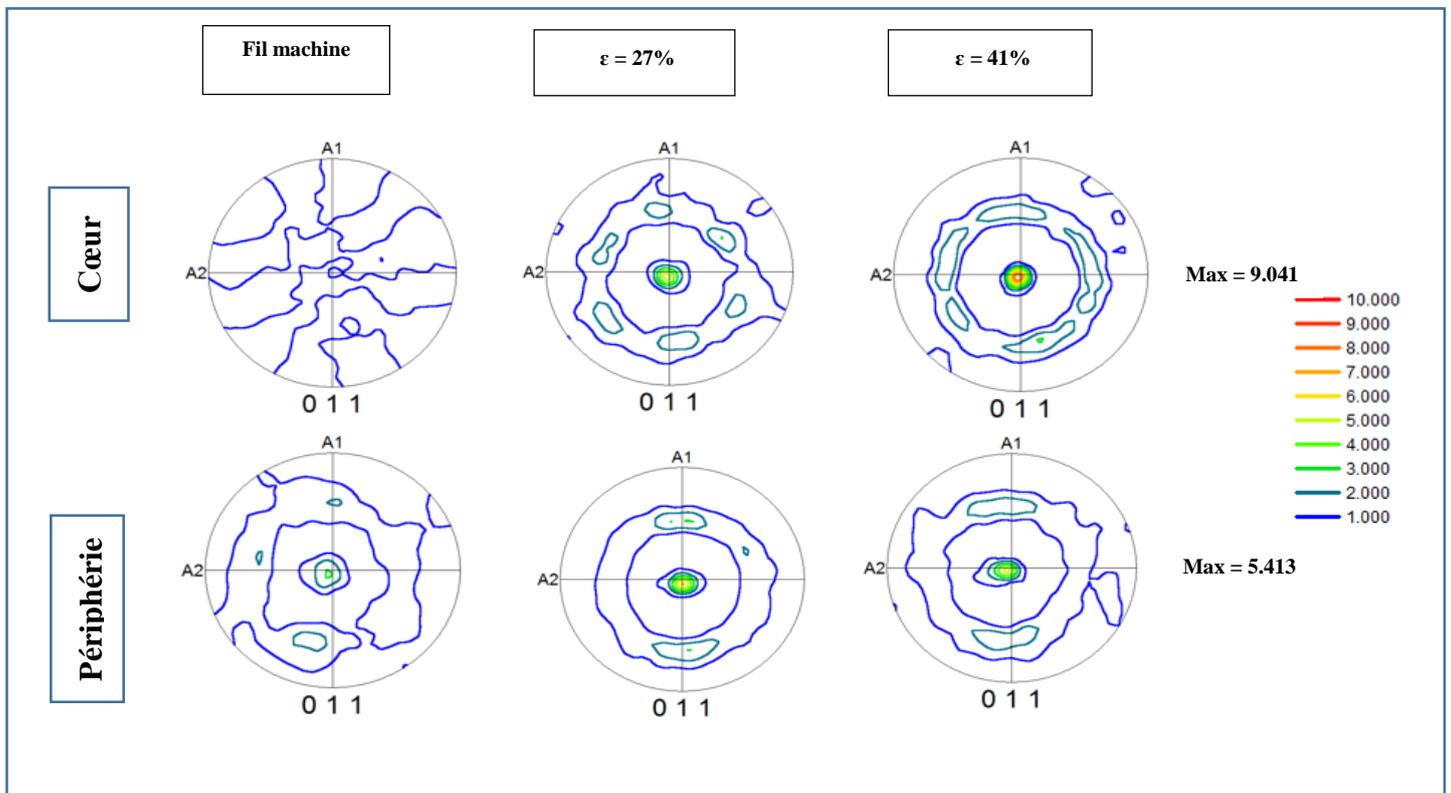


Figure III.18 : figures de pôles de la famille $\{110\}$: a) Cœur , b) Périphérie

2.4.3 Fonctions de distribution des orientations cristallines (FDOC)

La figure III.19 qui illustre les cartographies des fonctions de distribution des orientations cristallines ; fait apparaître plus clairement l'évolution texturale de la fibre majoritaire $\langle 110 \rangle$ en fonction des états du matériau. Sur cette figure III.19, on voit plus clairement encore le développement et le renforcement plus important de la fibre $\langle 110 \rangle$ au cœur du fil que dans sa périphérie à la deuxième déformation étudiée ($\epsilon=41\%$). Ce constat confirme encore de manière plus affirmative les précédentes observations.

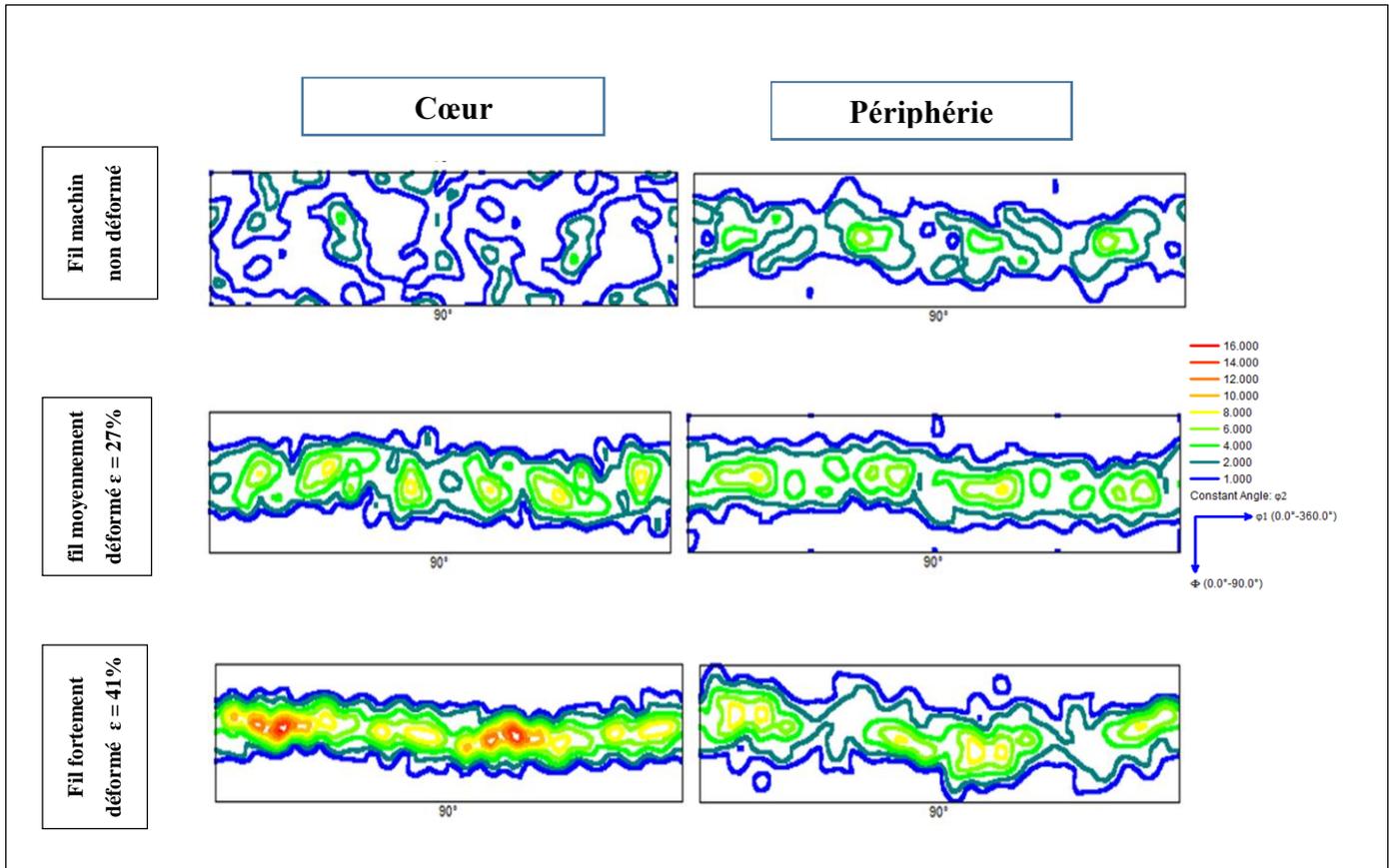


Figure III.19 : Cartographie FDOC de la fibre $\langle 110 \rangle$: a) Cœur, b) Périphérie

2.4.3.1 Conclusion

Ce mode de déformation (le tréfilage) aide au développement et au renforcement de la fibre $\langle 110 \rangle$ sur toute la section transversale du fil tréfilé. Et à partir d'une certaine déformation cette fibre se développera plus en cœur qu'en périphérie du fil.

2.4.4 Mesure la taille de grains

L'évolution de la taille des grains est illustrée par les courbes des graphes de la figure III.20. Au niveau du cœur on remarque une redistribution très proche de la taille des grains entre le fil machine et la première déformation. Mais au niveau de la périphérie il ya une légère dispersion dans la distribution de la taille des grains. On constate que la deuxième déformation ($\epsilon=41\%$) modifie fortement la distribution microstructurale de la taille des grains.

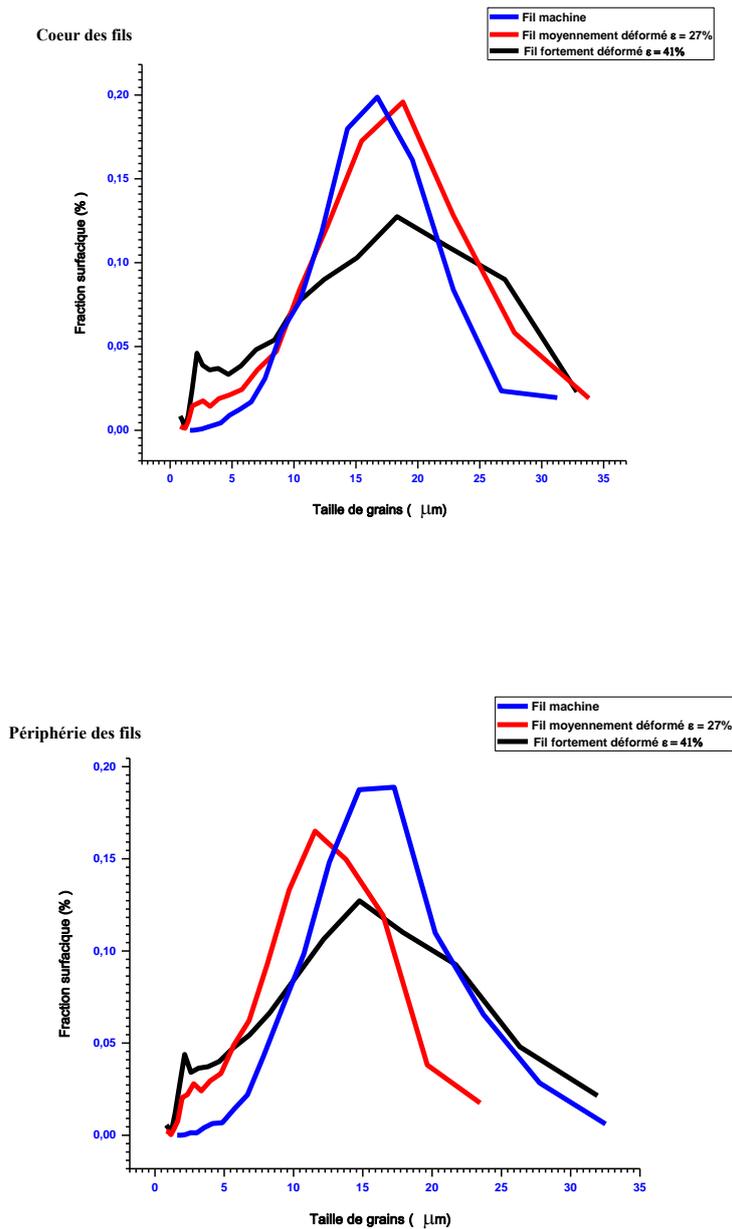


Figure III.20 : Redistribution de la taille des grains : a) Cœur, b) Périphérie

2.4.5 KAM (Kernel Average Misorientation)

Les figures III.21 et III.22 représentent respectivement le KAM du cœur et de la périphérie des fils tréfilés. Les deux graphes sont superposables, mais pour des raisons de clarté on les a représentés séparés. On remarque que le KAM des fils tréfilés, par rapport à celui du fil machine (non déformé) c'est déplacé vers la droite (vers les valeurs élevées) du graphe. Ce déplacement traduit la désorientation intragranulaire produite par la déformation appliquée (ici la passe du tréfilage). On constate aussi que ce déplacement est proportionnel à la déformation appliquée. Les valeurs du KAM du fil fortement déformé sont plus élevées que celles du fil moyennement

déformé. Ceci est en cohérence avec la densité de dislocation produite par chaque déformation ; en effet la densité des dislocations produite par la deuxième déformation (déformation forte) étant élevée que celle produite par la première déformation (déformation moyenne), son KAM sera, donc, plus élevé.

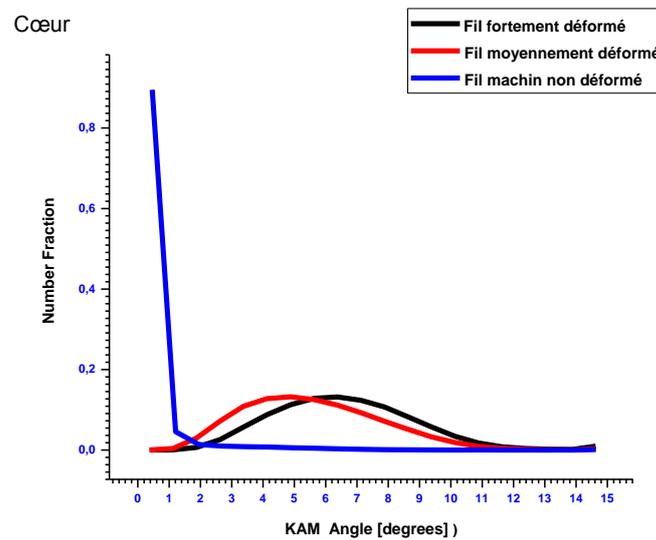


Figure III.21 : Evolution du KAM du cœur des fils tréfilés.

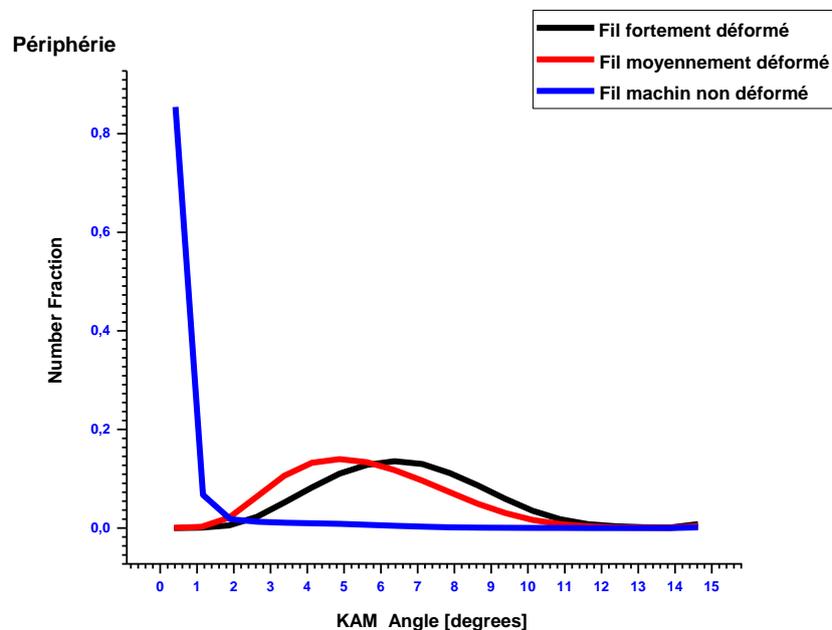


Figure III.22 : Evolution du KAM de la périphérie des fils tréfilés.

3 Etat Déposé

L'état déposé décrit l'état du matériau étudié, utilisé pour l'élaboration de la baguette de soudage, après déposition par soudage dans un moule approprié.

3.1 Analyses métallographiques

L'analyse métallographique du métal déposée, obtenu par fusion d'électrodes enrobées en acier doux après tréfilage du fil machine, est illustrée par les figures III.23 et III.24. La première constatation qu'on peut prélever, après observation au microscope optique et au MEB, est l'augmentation du nombre des grains dans la micrographie du métal déposé. Ceci s'explique par la diminution de la taille des grains ferritiques (très visible au MO) et perlitiques (plus visible au MEB) qui traduit l'affinement du grain après soudage dans le moule. Cet affinement de grains est certainement dû au refroidissement rapide subit par métal déposée lors du soudage.

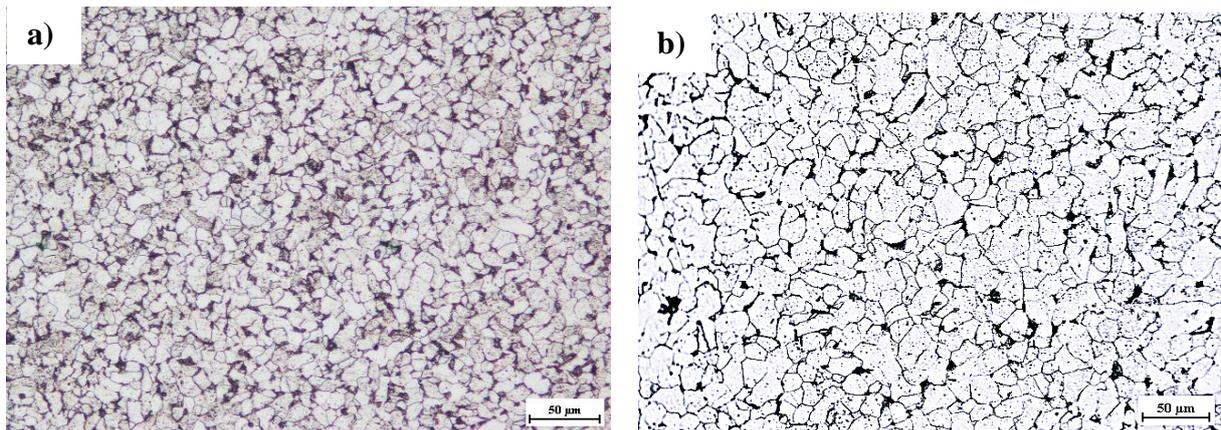


Figure III.23: Microstructures optiques: a) métal déposé , b) fil machine

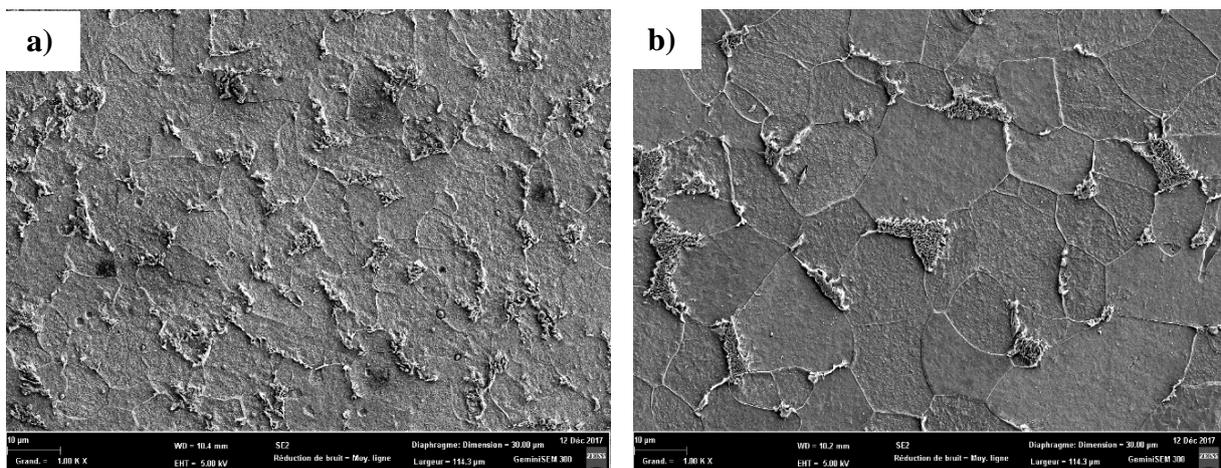


Figure III.24 : Microstructure au MEB: a) métal déposée, b) fil machine

3.2 Diffraction des rayons x

Le diagramme de diffraction des rayons x du métal déposé représenté sur la figure III.25 illustre les mêmes pics que ceux du fil machine. Mais après l'assemblage des deux diagrammes (figure III.26), on remarque un léger élargissement des pics du métal déposé par rapport au fil machine. De même que précédemment et d'après Tabalaiev [Tabalaiev,2010], l'élargissement des pics est dû à l'augmentation des contraintes résiduelles du 2^{ème} ordre.

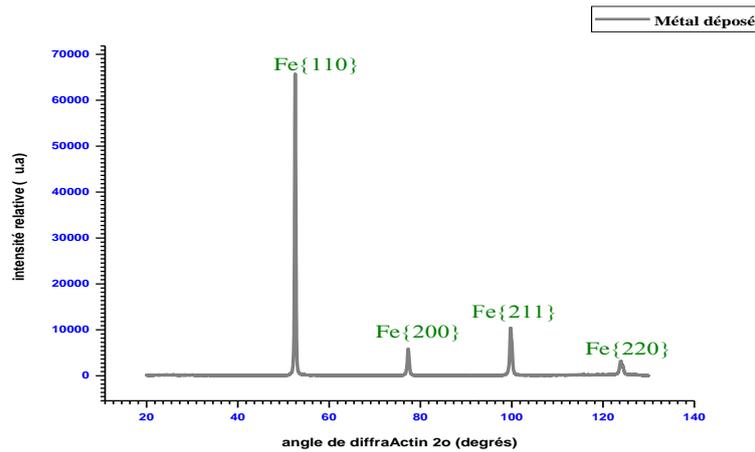


Figure III.25 : diagramme de diffraction des rayons X du métal déposé

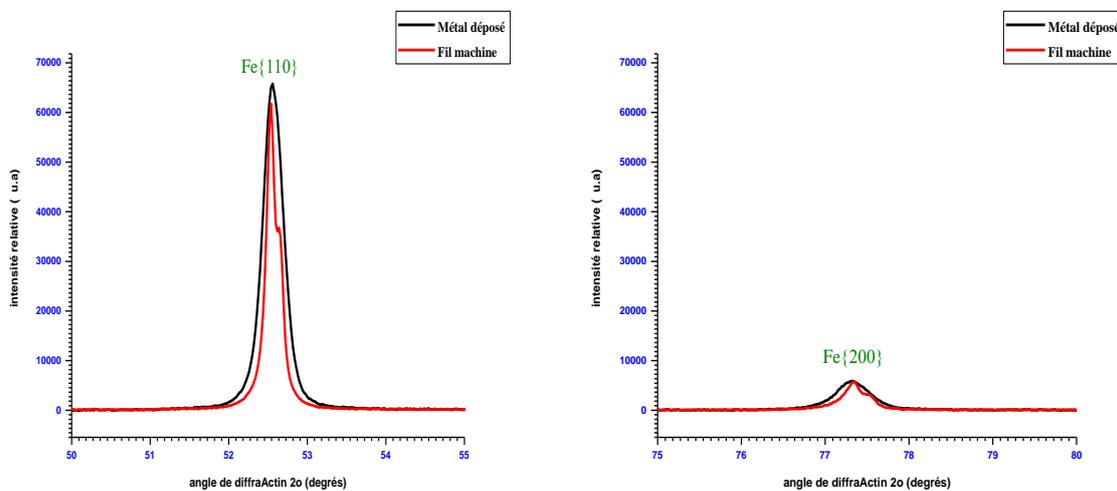


Figure III.26 : superposition des pics du fil machine et du métal déposé

3.3 Propriétés mécaniques

Les résultats de l'affiliation de la microdureté et de l'essai de traction effectués sur le métal déposé sont enregistrés dans le tableau III.2. On constate l'augmentation de la microdureté et de la résistance mécanique aximale et la diminution de l'allongement à la rupture du métal déposé par rapport au métal du fil machine. Ce changement des propriétés mécaniques

du métal déposé est attribué à la composition chimique du métal déposé lui-même issu de l'infiltration d'éléments chimiques présents dans l'enrobage de la baguette après soudage (fusion du métal de la baguette). Et d'après Hantcherli [Hantcherli , 2010], la présence de silicium dans l'acier permet de retarder de manière considérable la perte de la dureté.

Tableau III.2 : Propriétés mécaniques du métal déposé

Etat du matériau	Hv(0.1kg)	ΔLo (%)	Rm (N/mm ²)
Métal déposé	246,7	28	510
Fil machine	137,8	60.00	420

3.4 Analyses EBSD

3.4.1 Cartographies EBSD et analyse de la texture

L'analyse microtexturale du métal déposé (figure III.27) illustre la même distribution des familles $\{110\}$, $\{001\}$ et $\{111\}$. Ce résultat prédit plus un état aléatoire qu'un état textural du métal déposé. Cette analyse fait aussi apparaitre l'affinement de grains (ferritique) produit au niveau microstructural du métal déposé.

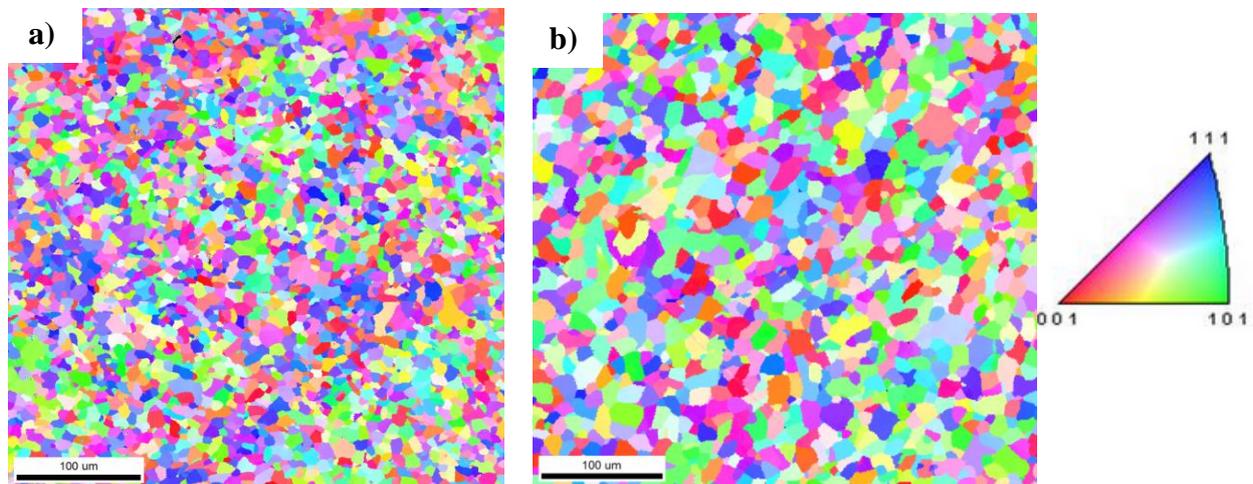


Figure III.27 : Les cartographies par EBSD :a) Métal déposé b) Fil machine

3.4.2 Figures de pôles

L'examen des figures de pôles (figure III.28) illustre beaucoup plus clairement la redistribution des fibres recherchées dans la microstructure apparues avec de faibles intensités. La présence de texture au niveau du métal déposée peut être prononcée avec un mélange de fibres $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$.

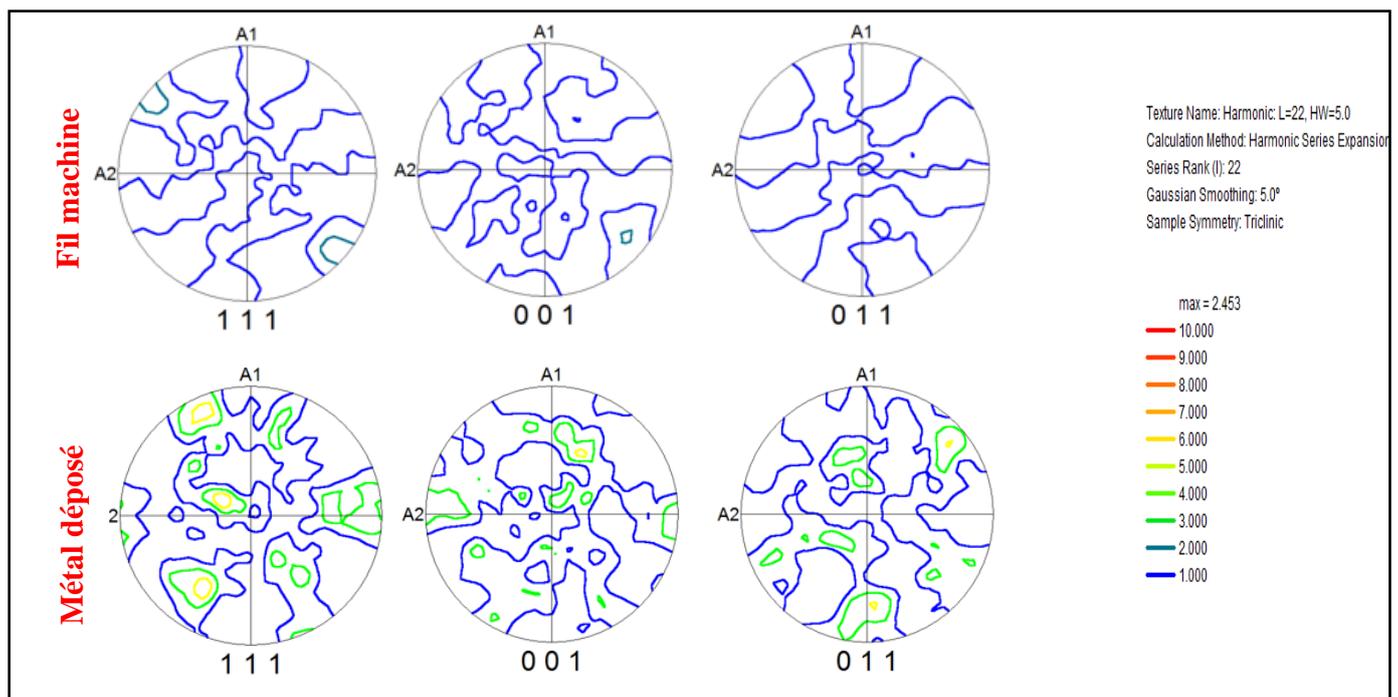


Figure III.28 : Les figures de pôles :{110}, {001} et {111} du métal déposé et du fil machine

3.4.3 Mesure de la taille des grains

L'analyse de la taille des grains du métal déposé illustré par la figure III.29 confirme les observations précédentes et mis clairement en évidence l'affinement du grain du métal déposé par rapport au fil machine.

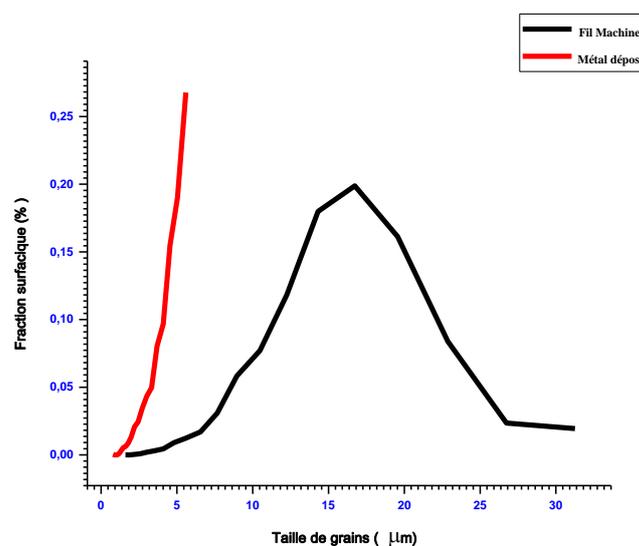


Figure III.29 : Evolution de la taille des grains du métal déposé.

CONCLUSION

GÉNÉRALE

Conclusion générale

Pour clore ce travail, on résume l'ensemble des résultats obtenus dans les points suivants :

1. L'état initial ou fil machine

– La matière première destinée à la fabrication des électrodes de soudage (le fil machine) est un acier doux, faiblement allié, de microstructure ferrito-perlitique.

– L'analyse micrographique illustre une hétérogénéité dans la taille des grains ferritiques et perlitiques. La taille moyenne de la fraction majoritaire, de la phase ferritique, est comprise entre 12 μm et 20 μm .

– L'analyse microstructurale par EBSD révèle une hétérogénéité texturale entre le cœur et la périphérie du fil machine ; la périphérie possède un léger développement d'une texture de fibre $\langle 110 \rangle$ parallèle à l'axe du fil.

2. L'état tréfilé (déformé)

– La déformation microstructurale des grains, issue du tréfilage, se manifeste par leur allongement suivant l'axe de déformation et leur affinement suivant la section transversale. Sur un acier doux, cette déformation se produit de la manière suivante : la phase ferritique se déforme en premier et en augmentant la déformation la phase perlitique se déforme à son tour.

– Les propriétés mécaniques du matériau étudié sont modifiées après tréfilage ; on constate une augmentation de la dureté et la résistance mécanique maximale et la diminution de l'allongement à la rupture des fils tréfilés.

– L'analyse DRX révèle un déplacement et un élargissement des pics de diffraction de la phase ferritique. L'élargissement des pics, attribué à l'augmentation des contraintes internes au niveau des grains (selon la littérature), explique en partie le durcissement du matériau après tréfilage.

– Le tréfilage aide au développement et au renforcement de la fibre $\langle 110 \rangle$ (initialement en périphérie) sur toute la section du fil tréfilé.

– L'augmentation de la déformation inverse le rapport des fractions de la fibre majoritaire $\langle 110 \rangle$ entre le cœur et la périphérie.

3. L'état déposé

- Après tréfilage et soudage, l'analyse micrographique révèle une microstructure ferrito-perlitique du métal déposé avec des grains plus fins par rapport à l'état initial.
- L'analyse DRX révèle un élargissement des pics de diffraction de la phase ferritique du métal déposé par rapport à ceux du fil machine.
- L'évolution des propriétés mécaniques du métal déposé est attribuée à l'affinement des grains d'une part et d'autre part à la composition chimique du métal déposé lui-même issue de l'infiltration d'éléments chimiques présents dans l'enrobage de la baguette après soudage.
- L'analyse par EBSD de la texture, du métal déposé, suivant une direction de déposition (de soudage) révèle la présence des trois fibres $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$. Ce résultat semble intéressant d'être développé.

4. Perspectives

Pour enrichir et approfondir certains points de cette étude, plusieurs recherches peuvent être investies et développées:

- Voir s'il y a relation entre le début de déformation de la phase perlitique et le début de l'inversement des rapports de texture de la fibre $\langle 110 \rangle$ entre le cœur et la périphérie du fil de cet acier.
- Examiner l'effet de la déformation (affinement des grains sur la section transversale, i.e. leur rétrécissement sur la section longitudinale) sur la taille des grains du métal déposé.
- Suivre l'évolution de l'énergie stockée lors du tréfilage par différentes techniques de mesure, telles que : la diffraction de neutrons qui permet de déterminer l'énergie stockée en fonction de l'orientation cristallographique des grains, et la calorimétrie différentielle à balayage (DSC) qui donne une estimation globale de l'énergie.
- Il sera également utile de mener une caractérisation de l'évolution de la sous-structure de déformation par Microscopie électronique en transmission (MET) avec celle de la texture.

RÉFÉRENCES

BIBLIOGRAPHIQUES

Références bibliographiques

[Arrieta et al, 2016]

I. ARRIETA et al , effet de la microstructure d'un acier ferrito-perlitique sur son comportement tribologique sous conditions extrêmes , JIFT 2016 , Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne, France , 201

[Ahra, 1993]

El-Habib AHRA , Etude cinétique et cristallographique de la réduction de l'hématite en magnétite par le monoxyde de carbone à températures élevées (700-950 °C) , Thèse de Doctorat, Université de Metz ,1993

[Abdellaoui, 1995]

A. ABDELLAOUI , Thèse de Doctorat, Université de Metz (1995).

[Baudin, 2015]

Thierry BAUDIN et al , Analyse des textures cristallographiques et des microstructures , Reflets de la Physique n°44-45 , 2015

[Baudin, 2016]

Thierry BAUDIN ,Analyse EBSD - Principe et cartographies d'orientations, Techniques de l'Ingénieur , 2016

[Barbier, 2010]

D. BARBIER , ANALYSE DE MICROSTRUCTURES PAR LA TECHNIQUE EBSD , ArcelorMittal Research , 2010

[Badji, 2008]

Riad BADJI, influence des traitements thermiques à haute température sur l'évolution de la texture et de la microstructure des soudures d'acier inoxydable duplex 2205, thèse de doctorat , l'université paris 13 et l'école nationale polytechnique d'alger, 2008

[Benchabane, 2009]

Ghania BENCHABANE , Les mécanismes de recristallisation et de croissance des grains dans les métaux et alliages métalliques légers , Thèse de Doctorat , Université Mohamed Kheider Biskra , 2009

[Beribeche, 2014]

Abdelatif BERIBECHÉ , Comportement des fils métalliques lors d'un essai de fluage ,
Thèse de Doctorat , Université Mohamed Khider Biskra , 2014

[Beausir, 2007]

Benoît BEAUSIR , Plasticité cristalline des matériaux hexagonaux sous cisaillement :
application au magnésium , Thèse de Doctorat , l'Université Paul Verlaine et de
l'Université de Sherbrooke , 2007

[Benabdallah, 1995]

Hanane Chaouni BENABDALLAH , Etude de l'évolution de la texture
cristallographique descouches minces de cuivre et de tellure de bismuth en fonction
des conditions d'électrodéposition , Thèse de Doctorat, Université de Metz ,1995

[Bois-brochu, 2017]

Alexandre BOIS-BROCHU ,Effets de la texture cristallographique sur les propriétés
mécaniques statiques de l'alliage aéronautique al-li 2099 , Thèse de Doctorat, Université
de laval,2017

[Bubliitz et al, 1988]

D.bernaud BUBLIITZ et A.RAHARINAIVO , comportement en torsion des fils tréfilés
, institut français des sciences et techniques des réseaux ,1988

[Bletry,]

Marc BLETRY , Méthodes de caractérisation mécanique des matériaux , Métaux et
Céramiques à Microstructures Contrôlées (MCMC)

[Clergé, 2000]

Maryline CLERGÉ , Simulation numérique du soudage à l'électrode Enrobée
d'assemblages d'angle en acier S535, Thèse de Doctorat , Université de METZ, 2000

[Christian et al , 2002]

bonnet CHRISTIAN et damagnez PAUL , électrode enrobée colorée utilisable en
soudage à l'arc et son procédé de fabrication, Brevet d'invention , institut national de
la propriété industrielle PARIS,

[Colombie]

Michel COLOMBIE , MATÉRIAUX métallique , 2eme edition ,

[Chauvy, 2004]

Cédric CHAUVY, traitements thermomecaniques dans le haut domaine α du zircaloy-4 trempe- β , thèse de doctorat , école nationale supérieure des mines de Saint-Etienne , 2004

[Contrepois, 2010]

Quentin CONTREPOIS, Texture et Anisotropie du comportement mécanique après laminage à chaud d'un alliage léger Aluminium Cuivre Lithium (2050) pour l'aéronautique, thèse de doctorat , L'école nationale supérieure des mines de Saint-Etienne, 2010

[Ceccaldi et al., 1991]

D.CECCALDI., F Yala-Sedrati., T.Baudin., R.Penelle. and F.Royer. (1991). Acta metallurgica et materialia, Vol: **40** (6), p: 1177, 1991

[Djimaoui, 2015]

T.DJIMAOUI , Effet des traitements thermiques sur l'évolution des propriétés mécaniques et électriques d'un fil d'aluminium de type AGS tréfilé à froid à l'ENICAB , Mémoire de master , Université Mohamed Kheider Biskra , 2015

[Dewobroto, 2004]

Natanael DEWOBROTO , étude de l'évolution de texture lors de la recristallisation et de la croissance de grains d'alliages de titane et de zirconium , Thèse de Doctorat, Université de Metz ,2004

[Dridi, 2010]

Samia DRIDI , essais de caractérisation des structures tissées , Thèse de Doctorat , l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon , 2010

[Fellah, 2010]

Lahcene FELLAH , Etude des fils électriques tréfilés , Memoire magistere , Université Mohamed Kheider Biskra , 2010

[Forfert, 2007]

Benoît FORFERT , Etude expérimentale de la torsion directe et inverse de fils fins d'acier , Thèse de Doctorat , Université de METZ, 2007

[Galand, 2006]

Romain GALAND, Caractérisation physique de la microstructure des interconnexions avancées Cu/Low-k pour l'étude des défaillances par électromigration, thèse de doctorat , l'université de GRENOBLE, 2006

[Guebli et al, 2015]

Besma GUEBLI et Haifa GASSARELLIL, Etude des Phénomènes de Corrosion liés à la Détérioration des Aciers pour tubes Galvanisés , Mémoire de master , Université arbi tbessi TEBESSA, 2015

[Gravina, 2016]

Rosanne GRAVINA , Durabilité de faisceaux électriques - approche multi-échelle des phénomènes de corrosion associés aux connexions entre câbles en alliage d'aluminium 1370 et éléments de connectique en cuivre , Thèse de Doctorat , Université de TOULOUSE ,2016

[Hantcherli, 2010]

Muriel HANTCHERLI , Influence d'éléments d'addition sur les transformations de la martensite revenue dans les aciers faiblement alliés , Thèse de Doctorat , l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne ,2010

[Haziot, 2006]

Ariel HAZIOT, Mouvement des dislocations dans l'hélium-4, thèse de doctorat , Université Pierre et Marie Curie - Paris VI, 2013

[Jakani, 2004]

Saâd JAKANI , Effet des impuretés sur les mécanismes de recristallisation du cuivre tréfilé , Thèse de Doctorat , Université PARIS SUD , 2004

[Karimi, 2007]

Noureddine KARIMI , Etude par diffraction des rayons X in situ des mécanismes d'oxydation de l'acier AISI 304 entre 800° et 1000°C. Influence des dépôts sol-gel de lanthane et de cérium. Apport de la spectroscopie infrarouge à l'identification des oxydes mixtes , Thèse de Doctorat , Université BLAISE PASCAL , 2007

[Kechaou, 2013]

Adnen KECHAOU , Étude du soufflage magnétique de l'arc électrique de soudage , Thèse de Doctorat , Université de LIÉGE , 2013

[Laurino, 2012]

Adrien LAURINO , Intégration des alliages d'aluminium dans le câblage électrique automobile : procédés de mise en forme, microstructure et durabilité , Thèse de Doctorat , Université de TOULOUSE , 2012

[Lamontagne, 2014]

Aude LAMONTAGNE , Etude des mécanismes physiques responsables des évolutions microstructurales des aciers perlitiques au cours du tréfilage et du vieillissement post-tréfilage, Thèse de Doctorat , l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon , 2014

[Lefort, 2010]

André LEFORT , Tréfilage de l'acier , Techniques de l'Ingénieur ,2010

[Levrau, 2006]

Carole LEVRAU , Compréhension et modélisation des mécanismes de lubrification lors du tréfilage des aciers inoxydables avec les savons secs , Thèse de Doctorat, Ecole nationale supérieure des mines de PARIS , 2006

[Levrau et al, 2011]

C. LEVRAU et al , Une méthode d'identification de la rhéologie du métal et du lubrifiant lors du tréfilage , Archive ouverte HAL , 2011

[Levy-tubiana, 1999]

Ronite LEVY-TUBIANA , Étude des composites à matrice métallique par la technique de la diffraction de neutrons : analyse du comportement élastoplastique et évaluation des contraintes résiduelles , Thèse de Doctorat , Université DE PARIS-SUD U.F.R. Scientifique D'ORSAY, 1999

[Liu, 2017]

Xiongjie LIU , Développement de la caractérisation du comportement local à haute température des alliages métalliques par micro indentation , Thèse de Doctorat , Université de Technologie de Compiègne , 2017

[Lücke et Holscher, 1991]

K. LÜCKE and M. HOLSCHER, Textures and Microstructures, p.585, (1991)

[Mackain, 2017]

Olivier MACKAIN, Modélisation du maillage à l'échelle atomique dans les métaux hexagonaux : germination et migration de disconnections dans le zirconium, le titane et le magnésium , Thèse de Doctorat , Université Claude Bernard Lyon 1, 2017

[Mathieu, 2006]

Jean-Philippe MATHIEU, analyse et modélisation micromécanique du comportement et de la rupture fragile de l'acier 16MND5 : prise en compte des hétérogénéités microstructurales, thèse de doctorat , l'école nationale supérieure d'arts et métiers, 2006

[Mathieu, 2006]

Jean-Philippe MATHIEU , Analyse et modélisation micromécanique du comportement et de la rupture fragile de l'acier 16MND5: prise en compte des hétérogénéité microstructurales, Thèse de Doctorat , l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2006

[Mathon, 2008]

H. MATHON , Caractérisation des textures par diffraction neutronique , EDP Sciences, Les Ulis , 2008

[Mendel, 1976]

Lucien MENDEL , Manuel pratique de soudage à l'arc (pp :31-50) Dunod 7eme édition (1976)

[Montesin, 1991]

Tony MONTESIN , Influence des conditions de tréfilage sur la texture cristallographique et sur les propriétés mécaniques des fils fins : application au steelcord , Thèse de Doctorat, Université de Metz ,1991

[Monnet, 1999]

Ghiath MONNET , Caractérisation de l'énergie stockée par diffraction des rayons X dans les multicristaux de cuivre : Effet sur la recristallisation statique , Thèse de Doctorat , Université Paris 13 , 1999

[Nickel et al., 2015]

Daniela NICKEL , Effect of Strain Localization on Pitting Corrosion of an AlMgSi0.5 Alloy , Article , Metals, 5, 172-191 , 2015

[Ning yu et al, 2014]

NING YU et Jean-Paul LE ROY , Tréfilage des fils cuivreux ultra-fins , Techniques de l'Ingénieur ,2014

[Nisr, 2006]

Carole NISR, caractérisation des dislocation in situ dans les minéraux sous haute pression, thèse de doctorat , Université de Lille 1 , 2011

[Pougis, 2013]

Arnaud POUGIS , Affinement de microstructures de métaux par des déformations plastiques extrêmes , Thèse de Doctorat , Université de LORRAINE , 2013

[Queleennec, 2011]

Xavier QUELENNEC , Nanostructuration d'un composite Cu-Fe par déformation intense : vers un mélange forcé à l'échelle atomique , Thèse de Doctorat , Université DE ROUEN , 2011

[Queleennec, 2011]

Xavier QUELENNEC , Nanostructuration d'un composite Cu-Fe par déformation intense : vers un mélange forcé à l'échelle atomique , Thèse de Doctorat , Université DE ROUEN , 2011

[Quey, 2009]

Romain QUEY, Suivi de microtextures dans l'aluminium en grande déformation à chaud , Thèse de Doctorat, l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint- Étienne , 2009

[Richeton, 2006]

Thiebaud RICHETON , Dynamique et complexité de la déformation plastique :étude par émission acoustique , Thèse de Doctorat , Institut national polytechnique de GRENOBLE , 2006

[Samet-Meziou, 2005]

Amel SAMET-MEZIOU, étude des mécanismes de recristallisation dans un acier if-ti après faible déformation par laminage ou par traction, thèse de doctorat , l' université paris xi Orsay, 2005

[Sanchez-santana, 2007]

Ulises SANCHEZ-SANTANA , comportement dynamique des matériaux et structures après sollicitation en fatigue , Thèse de Doctorat , Université des sciences et technologies de LILLE , 2007

[Schuman, 1994]

Christophe SCHUMAN , Etude de l'évolution de la texture cristallographique d'acier extra-doux au cours du tréfilage et d'une opération particulière de laminage : détermination des contraintes internes , Thèse de Doctorat, Université de Metz , 1994

[Stadler, 2016]

Marine STADLER , Étude expérimentale du mouvement hydrodynamique d'un bain métallique et de sa production de vapeurs sur une configuration de soudage TIG, thèse de doctorat, Université de TOULOUSE , 2016

[Stinville, 2010]

Jean-Charles STINVILLE, évolution des microstructures et textures locales par nitruration plasma de l'acier 316L. répercussion sur sa durabilité en fatigue, thèse de doctorat , l'école nationale supérieure de mécanique et d'aérotechnique, 2010

[Tabalaiev, 2010]

Kostiantyn TABALAIEV , Étude de la structure et des propriétés de l'acier à béton après déformation à froid , Thèse de Doctorat , L'école centrale DE LYON , 2010

[Thibault, 2006]

Simon THIBAULT , Modifications des propriétés physico-chimiques et de la microstructure de l'aluminium après nitruration par implantation d'ions multichargés , Thèse de Doctorat , Université de CAEN/BASSE-NORMANDIE , 2006

[Vega et al, 2007]

Guillaume VEGA et al , Modélisation numérique de mise en forme par tréfilage, 18ème Congrès Français de Mécanique , 2007

[Vega, 2009]

Guillaume VEGA , Optimisation de la mise en forme par tréfilage : approche expérimentale, modélisation et simulation numérique , Thèse de Doctorat , Université de Lille 1 , 2009

[Vega et al, 2009]

G. VEGA et al , Comportement mécanique en grandes déformations : cas du tréfilage d'un cuivre , 9ème Congrès de Mécanique, FS Semlalia, Marrakech ,

[Wagner et al, 1996]

F. WAGNER et al ,Optimisation de la mesure de figures de pôles en diffraction X,
Archive ouverte HAL , 1996

[Wang, 2014]

Wei WANG , Etude des mécanismes de recristallisation de nouveaux alliages à base de
Ni , Thèse de Doctorat, Université PARIS-SUD , 2014

[Zidani, 2006]

Mosbah ZIDANI, Texture et recristallisation lors de recuits du fil d'acier doux (0,06%
c) tréfile à froid , Thèse de Doctorat , Université Mohamed Kheider Biskra , 2006

Study of Microstructural and Mechanical behavior of Mild Steel Wires Cold Drawn at TREFISOUD

T. Djimaoui¹, M. Zidani¹, M.C.Nebbar^{1,2}, T.Abid³, H. Farh⁴, A.L. Helbert⁵,
F. Brisset⁵, T.Baudin⁵

¹Laboratoire de génie énergétique et matériaux, université de Biskra - BP: 145 – Biskra – 07000 Algérie

²Centre de recherche scientifique et technique en analyses physico-chimiques (CRAPC)-Bouismail-Tipaza-Algérie

³Tréfisoud - ZI, BP. 09 El Eulma – Sétif

⁴Département des sciences de la matière, université de Tebessa -Algérie

⁵ICMMO, SP2M, Univ. Paris-Sud, Université Paris-Saclay, UMR CNRS 8182, bât.410, 91405 ORSAY, France

Keywords: Mild steel, Deformation by wire drawing, Texture, Tensile Strength, Elongation.

Abstract. The aim of the present work is to study the evolution of microstructure, texture and mechanical properties during drawing of mild steel wire of type F8Z used in the manufacture of welding electrodes TREFISOUD. It was found that the as received wire has a ferritic-pearlitic microstructure corresponding to an isotopic state (without texture). This microstructure is relatively heterogeneous in the wire section. On the other hand, after strong drawing structure appears relatively homogeneous, throughout the section of the drawn wire. Also the deformation process by drawing causes the hardening of wire as a function of deformation with a reinforcing component of the fiber texture $\langle 110 \rangle // ND$ (majority), typical for bcc materials. Characterization methods used in this work is: Optical microscopy (OM), Scanning Electron Microscopy (SEM), the Electron Back Scattered Diffraction EBSD, Vickers microhardness and the tensile tests.

1. Introduction

Steel is the iron alloys which have a specific percentage of carbon vary from 0.15-1.5% [1]. As for carbon steel plain it is an alloys containing 0.1-0.25%. For example low carbon steel or mild steel, containing carbon up to 0.25%, medium carbon steels, having carbon content ranging from 0.25 to 0.70% and high carbon steels, is steel-containing carbon in the range of 0.70 to 1.05% [2].

The structural changes caused by the cold forming modify the physico-mechanical properties of metals [3]. The steel wire drawing is no exception to this rule and that is how to get a product that meets the mechanical characteristics constantly improved.

The wire manufacturing industry has great economic interest in Algeria. This is justified and is realized by the installation of two large companies of drawing throughout the national territory. One in Biskra specializing in the manufacture of wires of different sections made of aluminum alloys and copper particularly intended for the electrical applications; the other is installed in El Eulma (Sétif) and is named TREFISOUD produces steel wire for various industrial uses (fences, welding rod, springs ... etc.). [4]. Due to important industrial applications, understanding of the formation of steel textures has resulted in many studies. During its formatting a polycrystalline solid undergoes deformations which have as a consequence of microstructural changes such as the grain morphology, the dislocation density and crystallographic orientation of grains.

When the deformations are important, they product in preferential crystallographic orientation of the grains in the material, we say that it is textured. The determination of the crystallographic texture of a polycrystalline material return to the determination of the crystallographic orientations

of the grains that constitute it. This deformation texture depends on the nature of the metal and the deformation mode (drawing, rolling ...) [5].

The scientific challenge then was a better understanding of formation of the microstructures in drawing wire steel and of key parameters that favor the formation of a fiber $\langle 110 \rangle$, texture sought at the industry; the technological objective being to better manage this raw material (wire rod) reduced by the drawing process to access wires good ductility. In order to reach this scientific challenge, we have characterized, at different scales, the crystallographic texture and the microstructure after the different wire selection steps developed by manufacturers [4].

2 Experimental Methods

2.1 Studied Steel

The company Tréfisoud of El-Eulma (W-Sétif) uses the cold drawing method on several types of wire rod of different nuances. In our study, we opted for the F8Z wire rod intended in the manufacture of welding electrodes, which is mild steel with an initial diameter of 5.5 mm and whose chemical composition is shown in Table 1

Table 1 Chemical composition of machine wire.

Elements	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Cu	Fe
Wt.%	0.071	0.087	0.45	0.008	0.014	0.003	0.018	0.014	99.3

For this study two types of wire are measured (as received wire and deformed wires with two different reduction (27 and 41%)). The deformation ratio is calculated from the following equation [6]:

$$\varepsilon(\%) = [(A_0 - A)/A_0] \times 100 \quad (1)$$

A_0 : Section before deformation

A : Section after deformation

3. Evolution of Microstructures of Wire Drawn

Figure 1 shows optical and SEM micrographs of the wire rod. A ferritic-pearlitic structure relatively heterogeneous is observed in the section of the wire. This result might be due to the cooling rate during the shaping (continuous casting) of the wire between the central zone and the periphery (Fig.1.a) with an equiaxed form ferritic grains with a mean size of $10 \mu\text{m}$ (Fig.1.b).

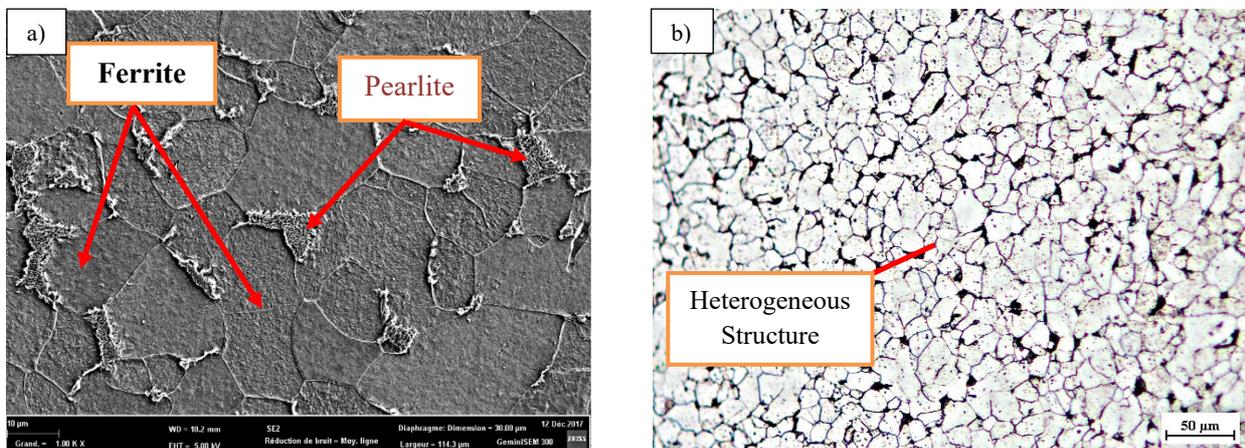


Fig.1 Micrographs of the wire rod: (a) Scanning electrons microscopy and (b) Optical microscopy.

Compared to the initial state (wire rod), the microstructure in the case of the strongly drawn wire to 41% characterized by optical and scanning electron microscopy used to highlight the reduction of interlayer distance of pearlite with increasing level of reduction by drawing (fig. 2.). Embury and Fisher [7] and Languillame et al. [8] had noted that the drawing effect causes the lengthening of the microstructure so that the thickness of the cementite lamellae decreases with the increasing of drawing level. So, for the low and the medium deformations, the main microstructural phenomena appear to act on the microscopic scale of the lamellae. They correspond to an orientation of cementite lamellae in the axis of wire drawing, deformation and filtering the last [9].

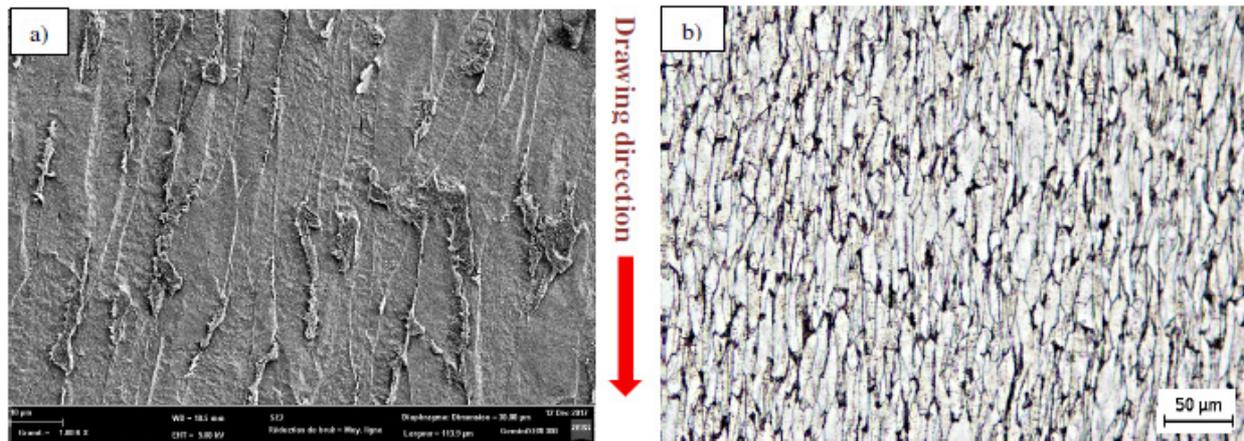


Fig.2 Micrographs of drawn wire at 41%: (a) Scanning electron microscope and (b) Optical microscope.

4. Evolution of Mechanical Properties of Wires Drawn

The table 2 illustrates the different results of the mechanical tests of wire drawn. The evolution of mechanical properties of the wire rod and the drawn wires are examined primarily by the change in the microhardness as a function of the deformation level. Figure 3 shows clearly the gradually increases in hardness as a function of increase of deformation level. This hardening is linked on the one hand, to decrease in the size of ferritic grains and on the other hand to the decrease of the interlamellar spacing of pearlite [10-12].

The figures 4 and 5 show the tensile test curves of cold drawn mild steel wires as a function of deformation level. The curve shows that the tensile strength increases as a function of the deformation level. Its value reached 77.5 MPa at $\varepsilon = 41\%$ after it was 42.5 MPa at $\varepsilon = 0\%$ (wire rod) (figure 4). The hardening of a metal or alloy has the effect of increasing its hardness and its mechanical strength (breaking strength and elasticity limit) but, in return, to reduce its ductility, that is to say its elongation at fracture and its ability to deform (Figure 5). Indeed, the cold deformation causes a significant increase in the density of dislocations (i.e. stored elastic energy) in the material. This results in heterogeneity of the microstructure and the crystallographic texture within the grains [12-13].

Table 2 Results of the mechanical tests of wire drawn.

Deformation Level (%)	Mechanical properties		
	Microhardness (HV)	Tensile Strength Rm (MPa)	Elongation A (%)
Wire rod (0%)	137.8	42.5	65
$\varepsilon_1 = (27\%)$	238.0	66.2	26
$\varepsilon_2 = (41\%)$	303.1	77.5	18

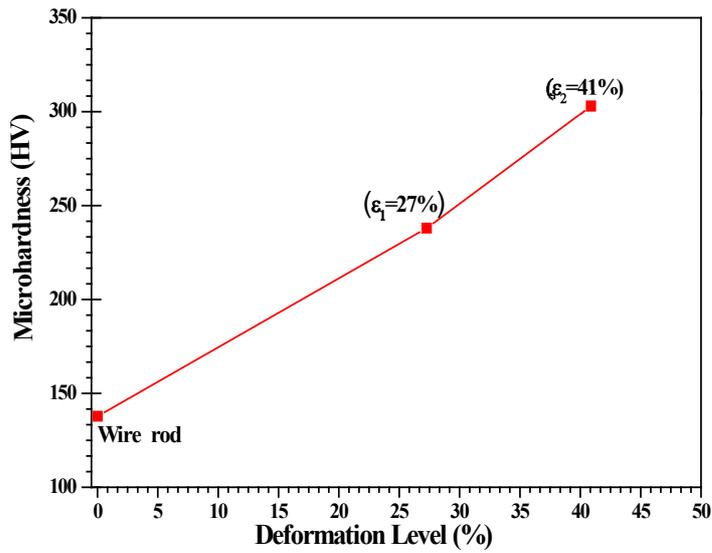


Fig.3 Microhardness evolution of the mild steel cold drawn as a function of deformation level.

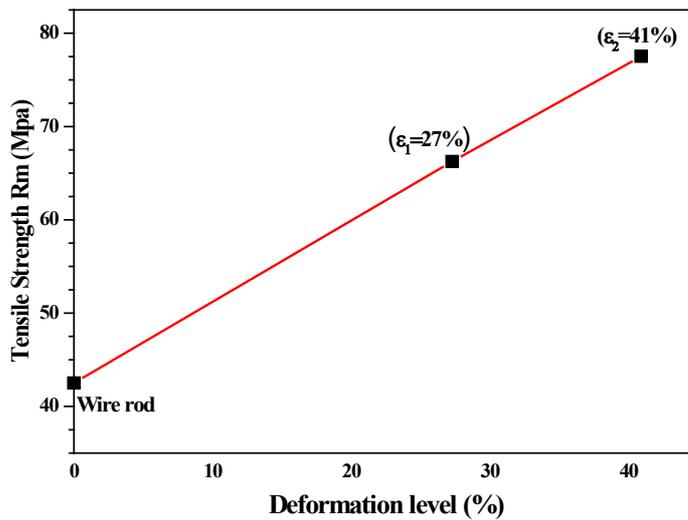


Fig.4 Tensile Strength evolution of the mild steel cold drawn as a function of deformation level.

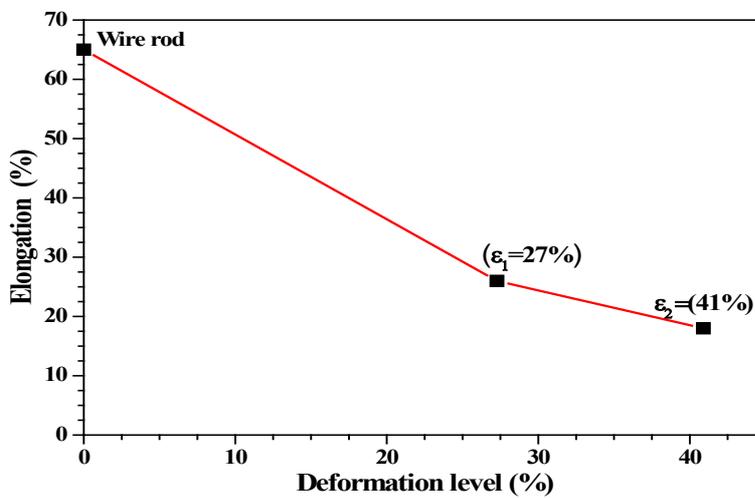


Fig.5 Elongation evolution of the mild steel cold drawn as a function of deformation level.

5. Evolution of the Deformation Texture

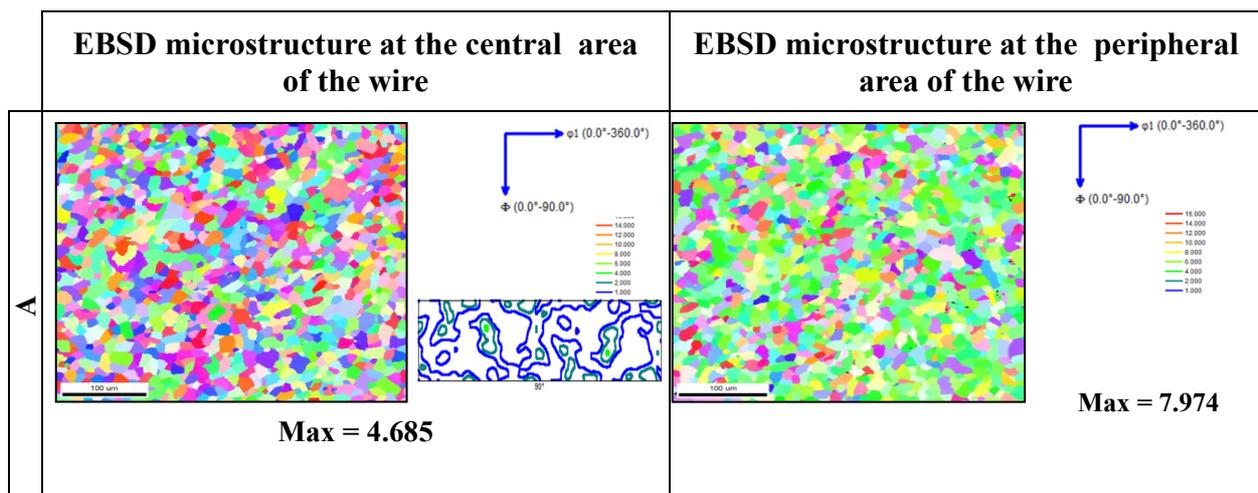
The observations (periphery and center) of the two wires (wire rod and drawn wire at 41%) characterized by EBSD are shown in Figure X. EBSD micrographs of the as received wire at the periphery and at the wire center show relatively heterogeneous microstructure in the section (figure 6a), this heterogeneity is due to the cooling speed during shaping (continuous casting). On the other hand, after deformation to 41%, the structure is relatively homogeneous, or the size of grains deformed and substantially similar to these two observations (periphery and center). However, the evolution of the grains size as a function of reduction level by drawing shows that: when the deformation level increase, the grain size decreases (figure 6b).

The cut at $\varphi_2 = 90^\circ$ of orientation distribution function (ODF) calculated from EBSD measurements in the center of the as received wire shows an isotropic texture (figure 6a). It is noted that in a polycrystal when the grains are randomly oriented the anisotropy of each grain is masked by the random distribution of their orientation, so there is quasi isotropy of the material. More, at the periphery of the as received wire it is a development of a majority texture of fiber $\langle 110 \rangle // DN$ ($DN //$ drawing axis) with a maximum intensity of 8.

Furthermore, analysis of the ODF of drawn wire at 41% shows that there is no appearance of new texture components but there is a development of the fiber texture majority $\langle 110 \rangle // ND$ ($ND //$ axis drawing). This main fiber is very marked in the wire center ($Max = 16.1$) compared to the periphery ($Max = 10.1$) (Figure 6b). This phenomenon is due to the heterogeneity of deformation in the section of the wire during drawing [5,14].

The fiber $\langle 110 \rangle // DN$ presents a major reinforcement $\{111\} \langle 110 \rangle$ corresponding to the maximum of the ODF ($Max = 16$), which is complicated with the component $\{110\} \langle 100 \rangle$ (Figure 6c). In the case of drawn wire, this principal component is very marked especially in the center of the section of the drawn wire [14,15].

We take note that this texture has previously been observed by Langouche et al., [16] for steels in general and by Montesin et al., [17] for pearlitic steels intended for the manufacture of steel cord (drawn wire from 1.37 to 0.2 mm). Kanetsuki et al. [18] observed in their study concerned the pearlitic steels (drawn wire from 16 to 2 mm), circular textures $\{112\} \langle 110 \rangle$ on the surface and $\{110\} \langle 110 \rangle$ on the undercoat.



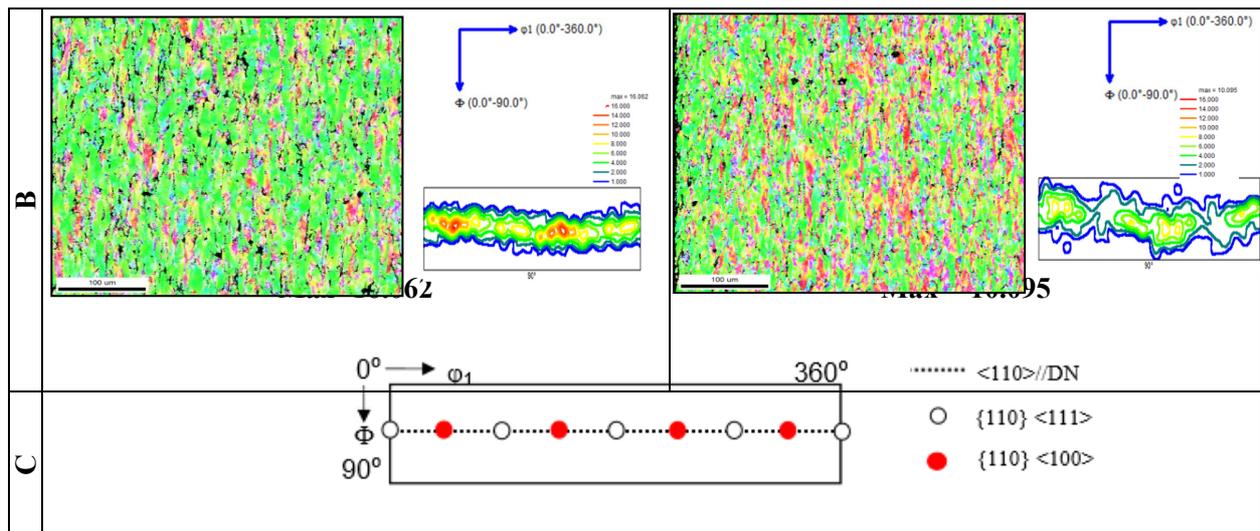


Fig 6 EBSD microstructure and Coupes at $\phi_2 = 450^\circ$ of the ODF calculated by EBSD in the central and peripheral area of the mild steel wires cold drawn: (A) wire rod (B) drawn wire at 41% and (C) Ideal orientations position of the drawn wire to 41.9%.

6. Conclusion

This study was devoted to the effect of plastic deformation by cold drawing on the microstructural and mechanical behavior of drawn mild steel wires at TREFISOUD. This study of drawn steel wires allowed us to deduce the following conclusions.

After hot rolling, the characterization of the microstructure and texture of the as received wire, found the completely recrystallized corresponding to a quite isotropic state at the core of the wire, in contrary at the peripheral zone of the wire there is a development of a majority fiber texture $\langle 110 \rangle // DN$ (DN // drawing axis).

We attributed these heterogeneity of grains size to the change in the cooling rate during the wire formatting between the central zone and the periphery.

The drawing causes the hardening of the wire drawn and increases the tensile strength with the deformation and also leads to the development of majority fiber texture $\langle 110 \rangle // DN$ (DN // drawing axis). The principal component ($\{111\} \langle 110 \rangle$) of the fiber increases with the increasing of the deformation level. This principal component is very pronounced in the center by port to the peripheral zone of drawn wire. This phenomenon is due to the heterogeneity of deformation in the section of the wire during drawing.

References

- [1] V.B.JOHN, Introduction to Engineering Materials. (2nd Ed), Macmillan Publishing Company Ltd, 1980.
- [2] S.KALPAKJIAN, S.R.SHMID, Manufacturing Engineering and Technology, Prentice-Hall, Upper saddle River, New Jersey, American Ed 2001.
- [3] M.ZIDANI, L.BESSAIS, H.FARH, M.D.HADID, S.MESSAOUDI, D.MIROUD. M.K.LOUDJANI, A.L.HELBERT and T.BAUDIN, Study of texture, mechanical and electrical properties of cold drawn AGS alloy wire, Steel and Composite Structures, An International Journal, Vol.22, October 2016, Pages 745-752.
- [4] M.ZIDANI., Thèse de doctorat, Texture et recristallisation lors de recuits du fil d'acier doux (0,06% C) tréfilé à froid; Université Biskra (2006).

-
- [5] L. A. I. KESTENS And L. A. I. KESTENS, Texture formation in metal alloys with cubic crystal structures, *Materials Science and Technology*, Vol.32, September 2016, Pages 1303-1315.
- [6] N.A. RAJI and O.O. OLUWOLE, Mechanical properties of cold-drawn low carbon steel for nail manufacture: experimental observation, *Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology*, Vol.5, January 2013, Pages 118-122.
- [7] J.DEMBURY And R.MFISHER, The structure and properties of drawn pearlite, *Acta Metallurgica*, Vol 14, February 1966, Pages 147-159.
- [8] J.LANGUILLAUME , G.KAPELSKI AND B.BAUDELET, Cementite dissolution in heavily cold drawn pearlitic steel wires, *Acta Materialia*, Vol 45, March 1997, Pages 1201-1212.
- [9] F. FANG, Y.ZHAO, .LIU, L.ZHOU, X.HU, X. ZHOU And Z.XIE, Deformation of cementite in cold drawn pearlitic steel wire, *Materials Science & Engineering A*, Vol.608, July 2014, Pages 11-15.
- [10] K.K.RAY AND D.MONDAL, The effect of interlamellar spacing on strength of pearlite in annealed eutectoid and hypoeutectoid plain carbon steels, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 39, October 1991, Pages 2201-2208.
- [11] V.GGAVRILJUK, Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires, *Scripta Materialia*, Vol 45, December 2001, Pages 1469-1472
- [12] T-z.ZHAO, G-l.ZHANG, S-h.ZHANG, L-y.ZHANG, Influence of lamellar direction in pearlitic steel wire on mechanical properties and microstructure evolution, *International Journal of Iron and Steel Research*, Vol 23, December 2016, Pages 1290-1296.
- [13] F.BAIRA, M.ZIDANI, H. FARH, S. MESSAOUDI, T. ZIAR, A.L. HELBERT And T.BAUDIN, Deformation and Recrystallised texture evolution and follows the mechanical and electrical properties of drawn and annealed copper wires, *International Journal JERA* Vol. 31, July 2017, Pages. 20-28.
- [14] M.ZIDANI, M.D.HADID,T.DJIMAUI, S.MESSAOUDI, L.BESSAIS, D.MIROUD, H.FARH, M.H.MATHON And T. BAUDIN, The influence of aging on industrially cold drawn aluminum alloy (6101) used in the electric transmission lines, *International Journal of Engineering Research in Africa*, Vol. 24,2016, Pages, 9-16.
- [15] C.SCHUMAN, C. ESLING, M. J. PHILIPPE, M. HERGESHEIMER, M. JALLON And A.LEFORT, Texture evolution during the drawing of low carbon steel, *Textures and Microstructures*, 1994, Vol. 22, pp. 261-278.
- [16] M.ZIDANI, L. BESSAIS, S. MESSAOUDI, M.D. HADID, H. FARH HICHEM, D. MIROUD, M.K. LOUDJANI, A.L. HELBERT, T. BAUDIN, Study of texture, mechanical and electrical properties of cold drawn AGS alloy wire, *Steel and Composite Structures*, An International Journal, Vol.22, 2016, Pages 745-752.
- [17] F.LANGOUCHE, E. AERNOUDT And P. VAN HOUTTE, Quantitative texture measurement on thin wires, *Journal of Applied Crystallography*, Vol. 22, December 1989, Pages 533- 538.
- [18] F. T. MONTESIN, J.J. HEIZMANN, *Revue de métallurgie*, p.217-232 (1990)
- [19] Y. KANETSUKI And R.OGAWA, Influence of texture on torsional deformation behavior of drawn pearlitic. *Carbon Steel Wires*, ICOTOM 6, 1981.

ANNEXES

Productions scientifiques au cours de la thèse

Publications Internationales

- **T.DJIMAOUI, M.ZIDANI, M.C. NEBBAR, T.ABID, H. FARH, A.L. HELBERT, F. BRISSET and T.Baudin**, Study of microstructural and mechanical behavior of mild steel wirecold drawn at TREFISOUD, International Journal JERA (TTP indexed by: Thomson Reuters /Scopus -Elsevier)) **Vol. 36, pp. 53-59 (2018)**.
- **MC. NEBBAR, M. ZIDANI, T. DJIMAOUI. T. ABID, H.FARH, T. ZIAR, A.L. HELBERT, F. BRISSET, T.BAUDIN** , Microstructural evolutions and mechanical properties of drawn medium carbon steel wire , International Journal JERA (TTP indexed by: Thomson Reuters /Scopus -Elsevier) (**accepted 2019**).

Publications Nationales

- **T.DJIMAOUI, M.ZIDANI, A.KISRANE-BOUZIDI, M.C. NEBBAR L.MEBARKI,T.ABID**. Etude de comportement au tréfilage des fils en acier doux destinés pour des applications industriels . Revue science des matériaux, Laboratoire LARHYSS (N°09), Vol.9,n:1, p. 36 (2017)

Conférences Internationales

- **T.DJIMAOUI, M.ZIDANI, M.C. NEBBAR, A. KISRANE- BOUZIDI, L.MEBARKI ,T.ABID** Etude de Comportement mécanique des fils en acier doux tréfilés à froid pour galvanisation à chaud, 1st International Seminar on the Apport of the Simulation in Technological Innovation (SIASIT'17), Ghardaïa (Algeria), March 07-08 (**2017**)
 - **M.C.NEBBAR, M.ZIDANI, T.DJIMAOUI, A.KISRANE-BOUZIDI, L.MEBARKI,T.ABID**, Caractérisation des propriétés microstructurales et mécaniques des fils en acier mi-durs pour la fabrication des ressorts pour matelas, 3^{ème} Conférence Internationale de Mécanique (ICM'17), Annaba (Algérie), 26-27 Avril 2017 (**2017**).
-

Conférences Nationales

- A.KISRANE BOUZIDI, **M.ZIDANI**,**T.DJIMAOUI**, L.MEBARKI, T.ABID, Investigation of a High-Carbon Steel Wire Rod Used for the Manufacture of Strands, Congrès Algérien de Mécanique, (CAM'17) Constantine, Algérie, 26-30 Novembre (2017).
 - **T.DJIMAOUI**, **M.ZIDANI**, M.C.NEBBAR, H.FARH , T.ABID, T.BAUDIN5, Effect of deformation on the evolution of microstructural and mechanical properties of mild steel wires cold drawn at TREFISOUD, 1er Journée nationale en Energies Renouvelables et Matériaux Avancés (JNERMA'18), Oum El Bouaghi, 13 Novembre (2018).
 - M.C.NEBBAR, **M.ZIDANI**, **T.DJIMAOUI**.T.ABID, Microstructural and Strength Behavior of Medium Carbon Steel during Industrial Wire Drawing Process, 1er Journée nationale en Energies Renouvelables et Matériaux Avancés (JNERMA'18) , Oum El Bouaghi, 13 Novembre (2018).
-

ملخص

يوضح العمل التجريبي المقدم في هذه المذكرة دراسة و توصيف وتحليل أجري على لب أقطاب التلحيم؛ من المادة الاولية (الاسلاك الاولية) إلى الحالة الملحمة. المادة المدروسة هي سلك فولاذي من نوع فيريتوبارليتنيك يحتوي على كمية ضئيلة من العناصر، له بنية نسيجية من نوع <110> على مستوى الطبقة الخارجية. كمثل أي طريقة تشوه المادة، فالقصد يؤدي إلى زيادة في الصلابة و المقاومة الميكانيكية و تخفيض في نسبة الاستطالة بعد التشكيل. على مستوى البنية المجهرية لاحظنا إستطالة الحبيبات البلورية في اتجاه محور الشد، حيث وجدنا أن حبيبات الفيريتنيك تشوه قبل حبيبات البرليتنيك، و أن الزيادة في نسبة السحب(الشد) أكثر فاكثر يؤدي إلى تشوه حبيبات البرليتنيك أيضا. هذا التطور يتم ترجمته على المستوى البلوري عن طريق الزيادة في توسع و في إنحراف قمم التحليل بالأشعة السينية الخاص بحبيبات الفيريتنيك. إن قلد هذه الأسلاك يؤدي إلى تطور و تقوية نسيجها الليفي في كافة بنيتها، و الزيادة في التشوه تؤدي بدورها إلى زيادة الاليف <110> في قلب السلك أكثر من محيطه، تماما عكس حالة الأولية. بعد التلحيم تظهر بنية مجهرية رقيقة من نوع فيريتوبارليتنيك ذات أكثر صلابة بالمقارنة مع الاسلاك الاولي، و بنية نسيجية جديدة مركبة من الألياف: <110>, <111>, <100>. الوسائل والتقنيات المستخدمة لتحقيق هذه الدراسة هي: المجهر الضوئي (OM)، المجهر الإلكتروني (MEB)، وتحليل (EBSD)، و التحليل عبر الأشعة السينية، قياسات الصلادة و اختبار الشد.

RESUME

Le travail expérimental présenté dans ce manuscrit, illustre une étude de caractérisation et d'analyse, réalisée sur l'âme d'une électrode de soudure ; de la matière première (fil machine) à l'état déposé (soudure). Le matériau étudié est un acier ferritoperlitique faiblement allié présentant une légère texture de type <110> en périphérie du fil machine. Comme tout procédé basé sur la déformation plastique, le tréfilage augmente la dureté et de la résistance mécanique maximale et abaisse l'allongement à la traction des fils tréfilés. Au niveau microstructural, on observe un allongement des grains suivant l'axe de tréfilage. Dans ce sens on a constaté que la phase ferritique se déforme avant la phase perlitique, et en augmentant le taux de déformation la phase perlitique (plus dure) se déforme à son tour. Ces évolutions se traduisent, au niveau cristallin, par l'élargissement et le déplacement des pics de diffraction de la phase α . On a constaté que ce mode de mise en forme, aide au développement et au renforcement de la texture de fibre <110> (initialement en périphérie) sur toute la section du fil tréfilé. Et l'augmentation de la déformation inverse le rapport des fractions de la fibre <110> entre le cœur et la périphérie. Après soudage, le métal déposé manifeste une microstructure ferreitoperlitique plus fine et plus dure que celle du fil machine. Au niveau textural, le métal déposé illustre une nouvelle texture composée de fibres <111>, <110> et <100>. Les moyens et les techniques utilisées pour la réalisation de cette étude sont la microscopie optique (MO), la microscopie électronique à balayage (MEB), l'analyse EBSD, la diffraction des rayons X, les mesures de la microdureté et les essais de traction.

ABSTRACT

The experimental work presented in this thesis, illustrates a descriptive and analytical study, conducted on the core of a soldering electrode; from row material (wire rod) to the deposited state (soldering). The studied material is a low alloyed ferritoperlitic steel presenting a slight texture of <110> type at the periphery of the wire rod. Like any process based on plastic deformation, wire drawing increases the hardness and tensile strength, and lowers the tensile elongation of the drawn wires. At the microstructural level, an elongation of the grains is observed along the drawing axis. In this sense, it has been found that the ferritic phase deforms before the pearlitic phase, and by increasing the deformation level the pearlitic phase (harder) is deformed in turn. These evolutions are reflected, at the crystalline level, by the widening and the displacement of the diffraction peaks of the α phase. We found that this mode of metal forming conduct to the development and the reinforcement of the fiber texture <110> (initially at the periphery) over the entire section of the drawn wire. And the increase in the deformation level reverses the ratio of the fractions of the fiber <110> between the core and the periphery. After soldering, the deposited metal exhibits a finer and harder ferritic microstructure, more than the wire rod, with a new texture composed of fiber <111>, <110> and <100>. The means and techniques used to carry out this study are optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), EBSD analysis, X-ray diffraction, microhardness measurements and tensile tests.