

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
République Algérienne Démocratique et Populaire
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
Ministère de l'enseignement Supérieur et de la Recherche scientifique

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



جامعة محمد خيضر بسكرة
كلية العلوم والتكنولوجيا
قسم الهندسة الميكانيكية
المرجع :

Thèse

Présentée en vue de l'obtention du diplôme de

Doctorat en Métallurgie

Spécialité : Mise en forme des métaux et alliages

Étude de l'influence de traitement de recuit sur le comportement au tréfilage et l'évolution des propriétés des fils en acier mi-dur

Présenté par :

OURABI Amina

Soutenue publiquement le : 26/02 / 2024

Devant le jury composé de :

Mr. BENTEMAM Hachemi	Professeur	Président	Université de Biskra
Mr. MOSBAH ZIDANI	Professeur	Rapporteur	Université Batna 2
Mr. MERZOUGUI Abdelkrim	Professeur	Examineur	Université de Biskra
Mr. FEDAOUI Kamel	Docteur	Examineur	HNS-RE2SD, Batna

REMERCEMENT

Je tiens tout d'abord à exprimer ma gratitude envers Monsieur **MOSBAH ZIDANI**, Professeur à l'Université de Batna2 et Chef de l'équipe de recherche ; Étude et Élaboration des Matériaux Métalliques (EEMM) au sein de laboratoire de recherche LGEM. Je le remercie pour sa confiance en moi, ainsi que pour son ouverture d'esprit et son encouragement à terminer ce travail.

Je remercie le président de jury **Pr.BENTEMAM Hachemi** , professeur à l'Université de Biskra d'avoir accepté de présider le jury de d'examen.

Je remercie **Pr.MERZOUQUI Abdelkrim** , professeur à l'Université de Biskra d'avoir accepté être membre de jury.

Je remercie **Dr.FEDAOUI Kamel**, docteur à HNS-RE2SD, Batna d'avoir accepté être membre de jury.

Je tiens à exprimer ma gratitude envers le Docteur **ABID Tahar**, ancien directeur d'exploitation à l'entreprise TREFISOUD-El Eulma-Setif, pour son soutien actif dans la réalisation de cette thèse et la qualité de son assistance technique.

Je souhaite exprimer ma reconnaissance à Monsieur **Thierry BAUDIN**, Directeur de recherche au CNRS-Laboratoire SP2M, ICMMO à l'université Paris-Sud, pour son importante contribution dans la caractérisation et l'analyse expérimentale des échantillons par la technique de l'EBS, ainsi que pour son aide précieuse dans l'exploitation des résultats à l'aide du logiciel OIM Analyses.

Je souhaite exprimer ma profonde gratitude envers Monsieur **Salim MESSAOUDI**, Maître de conférences à l'Université de Biskra, pour sa contribution précieuse à la réalisation de mon article. Je le remercie chaleureusement pour son soutien inestimable.

Je remercie chaleureusement les ingénieurs au Laboratoire de Métallurgie : **Madame Latifa, Wafa, Inase**.

Je souhaite aussi vivement remercier à **Melle. Saida** responsable de laboratoire Physique au Faculté SEM, et leurs équipes pour les supports technique au cours de réalisations de cette thèse.

Je remercie les ingénieures au Hall-Mécaniques, pour leur aide et support technique au cours de réalisations de ce projet.

Je remercie aussi Dr. Nebber, Ingénieur de recherche de plateau technique du centre de Recherche CRAPC à l'université de Biskra, pour les supports techniques au cours de réalisations de cette thèse.

J'adresse un très grand merci à Melle. Hadjire BEN SALEM, Enseignement de English à Centre de langue au Université de Biskra.

Un grand merci à toute mes amis : Baya MELIK, Wafa.B, Sana.I, Safa Bouhafa KARKACHI, Samira HELIMATE, Soumai CHAHIBE, Khadija GOUMAIDA, Hada, Meriem DASA, Sara.

Je souhaite adresser un remerciement tout particulier à ma famille, et en particulier à mes frères Mohamed et Ali, pour leur soutien inconditionnel et leur encouragement à poursuivre mes études. Leur confiance et leur motivation ont été des éléments déterminants dans la réussite de mon parcours académique.

Enfin un remerciement à mes ennemis et tous ceux qui ont créé des difficultés sur mon chemin, car ils m'ont rendu beaucoup plus fort.

ملخص

من أجل إتقان المعلومات التقنية والتكنولوجية بشكل صحيح أثناء تصنيع الأسلاك الجيدة وإنتاج منتجات عالية الجودة تستجيب للانتهاكات التي يتطلبها مستخدموا الأسلاك الفولاذ متوسط الصلابة C68D-2 المخصص لتصنيع نوابض المراتب ، التي تواجهها غالبًا الصعوبات عند تشكيل الأسلاك على وجه الخصوص ظهور مشكلة إنكسار السلك أثناء تكوين عقد ، وبالتالي شرط فهم هذه الظواهر من أجل إيجاد حلول لهذا العيب في السلك. في هذه الدراسة ، سنحاول من ناحية تسليط الضوء على العلاقة بين التطورات المجهريّة والخصائص الميكانيكية ، وخاصة السلوك في القلذ والتواء الأسلاك أثناء عملية صناعة النوابض، ومن ناحية أخرى ، فإن تأثير العلاجات الحرارية وخاصة معالجة الحرارية البطيئة على البنية المجهريّة الملمس والخصائص الميكانيكية لهذه الأسلاك المشوهة. تم اقتراح هذه الدراسة كجزء من تعاون علمي مع الشركة الوطنية للقلذ و صناعة منتجات اللحام بالجزائر (Trefisoud) في العلمة , سطيف. سمحت لنا مجموعة متنوعة من تقنيات القياس والتوصيف التجريبي للقيام بهذا العمل. و هي المجهري الضوئي ، المجهري المسح الإلكتروني (MEB/EDAX) ، النسيج البلوري بواسطة حيود الإلكترونات المنتشرة (EBSD/OIM) ، حيود الأشعة السينية X-Ray ، قياسات الصلابة الدقيقة واختبارات الجر والتواء.

الكلمات المفتاحية: الفولاذ متوسط الصلابة، القلذ، البنية المجهريّة، المعالجة الحرارية، النسيج البلوري، الصلابة، السحب، الإلتواء

ABSTRACT

In order to properly master the technical and technological parameters during the manufacture of trusted wires and produce quality products responding to the breaches required by users of threads in medium carbon steel of nuances C68D-2 intended for the manufacture of mattresses springs, which often encounter difficulties when shaping these sons in particular the appearance of the problem of repetitive thread during the formation of the nodes of the springs, hence the requirement of understanding these phenomena in order to find solutions to this problem of breakage. In this study, we will try on the one hand to highlight the relationship between microstructural evolution and mechanical properties, mainly the behavior in traction and torsion of trusted wires and on the other hand the effect of thermal treatments particularly the annealing treatment on the microstructure, texture and mechanical properties of these deformed wires. This study is proposed as part of a scientific collaboration with the National Tréfilage Society and Manufacturing of Welding Products (Trefisoud) of El-Eulma, Sétif. A variety of experimental measurement and characterization techniques have allowed us to do this work. These methods are: optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), (EBSD/OIM) analysis, X-ray diffraction, micro hardness measurements and traction and torsion tests.

Keywords: Medium Carbon Steel, Wire drawing, Annealing, Microstructure, Texture, Micro hardness, Traction, Torsion.

RESUME

Dans le souci de bien maîtriser les paramètres techniques et technologiques lors de la fabrication des fils tréfilés et produire des produits de qualité répondant aux exigences requises par les utilisateurs des fils tréfilés en acier mi dur de nuances C68D-2 destiné pour la fabrication des matelas à ressorts, qui souvent rencontrent des difficultés lors de la mise en forme de ces fils notamment l'apparition du problème de casse fil répétitif lors de la formation des nœuds des ressorts d'où la nécessité de compréhension de ces phénomènes afin de trouver des solutions à ce défaut de casse fil. Dans cette étude, nous essayerons d'une part de mettre en évidence la relation entre l'évolution microstructurale et les propriétés mécaniques, principalement le comportement en traction et torsion des fils tréfilés et d'autre part l'effet des traitements thermiques particulièrement le traitement de recuit sur la microstructure, la texture et les propriétés mécaniques de ces fils déformés. Cette étude est proposée dans le cadre d'une collaboration scientifique avec la société nationale de tréfilage et de fabrication de produits de soudage (TREFISOUD) d'El-Eulma, Sétif. Une variété des techniques expérimentales de mesure et de caractérisation nous ont permis de réaliser ce travail. Il s'agit de la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage (MEB/EDAX), l'analyse par la diffraction rétrodiffusée (EBSD/OIM), la diffraction des rayons X, les mesures de la micro dureté et les essais de traction et torsion

Mots-clés : Aciers mi-dur, Tréfilage, Recuit, Microstructure, Texture, Micro-dureté, Traction, Torsion.

TABLE DES MATIÈRES

Table des matières	i
Liste des figures	v
Liste des tableaux	x
Introduction générale et contexte de l'étude	1
Chapitre. I : Revue Bibliographique.	5
I-Materials études (ressort Bonnel)	5
Section 1 : Les morphologies métallurgiques des aciers	6
1-Les aciers.....	6
2-Les aciers perlitiques	13
3-Characterisations structurale des aciers perlitiques.....	16
4-L'effet des impuretés dans les aciers	18
Section 2 : La déformation plastique par tréfilage	21
1.Déformation plastique	21
1.2. Mécanisme de déformation plastique	22
1.2.1. Glissement	22
1.2.2. Maclage.....	24
2. Le procédé de tréfilage.....	25
3.Les éléments clés du tréfilage	27
3.1. Fil machine	27
3.2. La filière	27
3.3. Le lubrifiant	29
3.3.1. Les régimes de lubrification en tréfilage	30
4. Machine de tréfilage.....	32
4.1. Machine de tréfilage simple	32
4.2. Machine de tréfilage multiple	33
4.3. Machine continues ou à passage direct	33
4.4. Machine à accumulation	34

4.5. Machine à glissement	34
5.L'effet de température pendant le tréfilage	35
6.Texture de tréfilage	35
7.L'effet de tréfilage sur les aciers perlitiques (expérimentalement)	37
Section 3 : Le traitement thermique	43
1.Definition de traitement thermique	43
2.Le procédé de traitement thermique	43
3.Le recuit.....	44
4.L'influence de traitement thermique sur les aciers perlitiques tréfilés.....	46
Chapitre II : Matériaux et Techniques Expérimentales.....	48
Section 1 : Le matériau étudié et la préparation de l'échantillon.....	48
II.1 Introduction.....	48
II.2 L'acier étudié	48
II.2.1 Identification de fil de départ.....	48
II.2.2 La composition chimique	49
II.3 Préparation des échantillons	49
II.3.1 Taux de déformation des fils tréfilés	49
II.3.2 Découpage et enrobage	50
II.3.3 Polissage mécanique	51
II.4 Traitements thermiques	53
Section 2 : Techniques expérimentales.	54
II.5 Méthodes expérimentales	54
II.5.1 Caractérisation de la microstructure	54
II.5.1.1 La microscopie optique	54
II.5.1.2 Microscope électronique à balayage (MEB)	56
II.5.1.3 Diffraction des rayons X.....	57
II.5.2 Caractérisation des propriétés mécaniques	58
II.5.2.1 Analyse micro-dureté Vickers (Hv)	58

II.5.2.2 Essai de Traction	58
II.5.2.3 Essai de torsion	61
II.5.2.4 Technique EBSD.....	61
II.5.3 Préparation des échantillons pour EBSD.....	64
Chapitre III : Résultats et Discussions.	68
III.1 Analyses métallographiques	68
III.1.1 Observation Microstructurale par MO et MEB de l'état tréfilés.....	68
1.Fil machine.....	68
2.Fils tréfilés.....	69
III.2. Analyse par EBSD.....	84
III.2.1 Recuit à 950°C.....	84
-Fonction de distributions des orientations cristallographiques (FDOC)	86
III.2.2 Recuit à 850°C.....	88
-Fonction de distributions des orientations cristallographiques (FDOC).....	90
III.3. Essais mécaniques	93
III.3.1 Mesures de Micro-dureté.....	93
-État tréfilé.....	93
-États de recuit.....	94
III.3.2 Essais de traction.....	96
-État tréfilé	96
- États de recuit.....	97
III.3.3 Essais de torsion	98
-État tréfilé	98
-États de recuit	99
III.3.4. Analyse par la diffraction des rayons X.....	101
-État tréfilé	101
-États de recuit.....	102
Conclusion générale et perspectives.....	106
Références bibliographiques.....	111
Annexes.....	122

Liste des Figures

Chapitre I : Revue Bibliographique.

Figure I.1	Représentation de matelas à ressort.....	5
Figure I.2	Microstructure de l'acier hypoeutectoïde (0,6% C)	6
Figure I.3	Diagramme fer-carbone	7
Figure I.4	a) Fer pur (ou presque), b) acier <0,05%C	7
Figure I.5	Structure de cémentite.....	8
Figure I.6	Structure perlitique	8
Figure I.7	Différents microstructure de perlite.....	9
Figure I.8	Micrographies par MEB.....	10
Figure I.9	Microstructure ferrito-perlitique en bandes de l'acier C35	11
Figure I.10	Microstructure martensitique.....	11
Figure I.11	Structure bainitiques	12
Figure I.12	Caractéristiques mécaniques en traction des aciers martensitiques, martensitiques revenus et ferrito-perlitiques	12
Figure I.13	Diagramme Fe-C, et diagramme TRC.	13
Figure I.14	Représentation schématique de structure ferrito-perlitique et la colonie perlitique.....	14
Figure I.15	Microstructure d'aciers < 0,77 %C	15
Figure I.16	Représentation schématique de l'espacement inter-lamellaire	16
Figure I.17	Schéma de principe illustrant les différents constituants de la microstructure perlitique.....	17
Figure I.18	Déplacement de la teneur en carbone de l'eutectoïde par les divers éléments d'alliage.....	19
Figure I.19	Déplacement de la température de l'eutectoïde par les divers éléments d'alliage.	19
Figure I.20	Lignes et bandes de glissement sur une éprouvette déformée plastiquement. .	20
Figure I.21	Illustration de la déformation par maclage dans un cristal	24
Figure I.22	Principe de tréfilage.....	25

Figure I.23	Schéma d'une passe de tréfilage et grandeurs caractéristiques.....	26
Figure I.24	Comparaison des procédés de fabrication de fil machine.....	27
Figure I.25	Différentes tailles de filière.....	28
Figure I.26	Vue en coupe d'une filière permettant de définir les différentes zones de l'outil d'après... ..	29
Figure I.27	Schéma d'une méthode de lubrification.....	30
Figure I.28	Représentation sur une courbe de Stribeck des différents régimes de lubrification.....	31
Figure I.29	Schéma de principe d'une machine à tréfiler simple (ou mono passe).	32
Figure I.30	Machine multiple continue.....	33
Figure I.31	Multiple passe de tréfilage.....	33
Figure I.32	Machine multiple à accumulation	34
Figure I.33	Machine multiple à glissement (à cônes)	35
Figure I.34	Illustration schématique de cinq chemins d'alignement de la structure perlitique : a) alignement, b) rotation, c) pliage.....	38
Figure I.35	Séquence d'alignement de cémentite pour trois orientations lamellaires initiales différentes, a) $\omega = 0$, (b) $\omega = \pi/4$, (c) $\omega = \pi/2$, et effet de l'orientation initiale des lamelles sur leur espacement et leur épaisseur. $\varepsilon_{II}^{\omega}$, est la véritable déformation pour laquelle les lamelles initialement mal orientées par ω sont parallèles à WA.	38
Figure I.36	Le phénomène de magnétisme du fer	40
Figure I.37	Les principaux étapes de traitement thermique.....	44
Chapitre II : Matériaux et Techniques Expérimentales		48
Figure II.1	Matériau de départ (Fil machine)	48
Figure II.2	Les fils avant le découpage	50
Figure II.3	Échantillon enrobé.....	50
Figure II.4	Les papiers abrasifs.	52
Figure II.5	Échantillon poli et attaqué.....	52
Figure II.6	Four de traitement thermique type Nabertherm D-2804. (Université de Biskra)	53
Figure II.7	Observation des microstructures au microscope optique à réflexion d'une surface polie et attaquée chimiquement.....	54
Figure II.8	Microscope optique métallographique Optika B-500 MET (Laboratoire LGEM)	55

Figure II.9	Représentation schématique de l'interaction entre un faisceau d'électrons et la surface d'un échantillon.....	56
Figure II.10	Diffractomètre de type PAN alytical X' Pert PRO	57
Figure II.11	Schéma explicatif de mesure la micro dureté Vickers	58
Figure II.12	Schéma d'un essai de traction simple.....	59
Figure II. 13	Machine de traction (Zwick Roell Z250) (Laboratoire de Tréfisoud)	60
Figure.II.14	Principe de torsion simple	61
Figure II.15	Description schématique de l'orientation des grains à partir de cubes dans un matériau de structure cristalline cubique	62
Figure II.16	(a) Schéma du dispositif expérimental d'EBSD, (b) Schéma du principe de formation des diagrammes de Kikuchi	63
Figure II.17	Principaux composants d'un système d'acquisition EBSD.....	64
Figure II.18	Clichés de diffraction sur un matériau déformé après polissage mécanique(a) et après une étape supplémentaire de décapage ionique (b)	65
Figure.II.19	Schéma du dispositif de Polissage électrolytique.....	66
 Chapitre III : Résultats et Discussions.		68
Figure III. 1	Microstructure de section longitudinale de fil machine, (a) : Micrographies optique, (b) : Micrographies MEB.....	69
Figure III.2	Microstructure de section longitudinale de fil tréfilé $\epsilon_1=43.63\%$ (a) : Micrographies optique, (b) : Micrographies MEB.....	71
Figure III.3	Microstructure de section longitudinale de fil tréfilé $\epsilon_2=57.81\%$, (c) : Micrographies optique, (d) : Micrographies MEB.....	71
Figure III.4	Microstructures par MO de fil machine recuit à 850°C pendant 5minutes.....	73
Figure III.5	Microstructures par MO du fil tréfilé à 43.63% et recuit à 850°C pendant 5 minutes.	74
Figure III.6	Microstructures par MO du fil tréfilé à 57.81% et recuit à 850°C pendant 5 minutes	75
Figure III. 7	Microstructures aux MEB du fil machine recuit à 850°C pendant 5 minutes	76
Figure III. 8	Microstructures aux MEB d'un acier, a, b fil tréfilé $\epsilon_1 =43.63\%$; c, d, e fil tréfilé $\epsilon_2 = 57.81\%$, recuit à 850°C pendant 5 min refroidi lentement dans le four	77

Figure III.9	Micrographies aux MEB du fil machine recuit à 950 °C pendant 5 min (a1 grossissement 30 µm, a2 grossissement 10 µm)	78
Figure III.10	Microstructures par MO de fil machine recuit à 950°C pendant 5 minutes	79
Figure III.11	Micrographie aux MEB du fil tréfilé $\epsilon_1=43.63\%$, recuit à 950 °C pendant 5 min (b1 grossissement 30 µm, b2 grossissement 10 µm).	80
Figure III.12	Micrographie aux MEB du fil tréfilé $\epsilon_1=57.81\%$, recuit à 950 °C pendant 5 min (b1 grossissement 30 µm, b2 grossissement 10 µm)	81
Figure III.13	Microstructures par MO de fil tréfilé $\epsilon=43.63\%$ recuit à 950°C pendant 5 min	82
Figure III.14	Microstructures par MO de fil tréfilé $\epsilon_2=57.81\%$ recuit à 950°C pendant 5 min.....	83
Figure III.15	a : Les cartographies EBSD, b : figure de pôles, c : taille de grain, des fils tréfiles et fil machine recuit à 950°C pendant 5 min.....	85
Figure.III.16	Évolution de l'intensité des fibres des fils tréfilés recuit à 950°C	86
Figure III.17	Fonction de distributions des orientations cristallographiques (FDOC) des fils tréfiles et fil machine recuit à 950°C pendant 5 min.....	88
Figure III.18	a : Les cartographies EBSD, b : figure des pôles, c : taille des grains, des fils tréfiles et fil machine recuit à 850°C pendant 5 min.....	89
Figure.III.19	Évolution de l'intensité de la texture des fibres des fils à différents taux de déformation recuit à 850°C	90
Figure III.20	Fonction de distributions des orientations cristallographiques (FDOC) des fils tréfiles et fil machine recuit à 850°C pendant 5 min.	92
Figure III.21	Évolution de la micro-dureté en fonction de taux de déformation des fils en acier mi-dur.	93
Figure III.22	Évolution de la micro dureté en fonction de taux de déformation des fils tréfilés et recuits à 850°C pendant 5 minutes	94
Figure III.23	Évolution de la micro dureté en fonction de taux de déformation des fils tréfilés et recuits à 950°C pendant 5 minutes	95
Figure III.24	Représentation en histogrammes de l'évolution de la micro dureté en fonction de taux de déformation des fils tréfilés et recuits à 850°C et à 950°C pendant 5 minutes	95
Figure III.25	Évolution de résistance à la traction des fils en fonction de taux de	

déformation par tréfilage.	96
Figure III.26 Évolution de résistance à la traction en fonction de taux de déformation du fil tréfilé et recuit à 950°C pendant 5 minutes.	97
Figure III.27 Représentation en histogrammes de l'évolution de la résistance à la traction en fonction de taux de déformation des fils tréfilés avant et après recuit à 950°C	98
Figure III.28 Évolution de nombre des tours par rupture en fonction de taux de déformation	99
Figure III.29 Évolution de nombre des tours par rupture en fonction de taux de déformation de fil tréfilés et recuit à 950°C pendant 5 minutes	100
Figure III.30 Représentation en histogrammes de l'évolution de nombre des tours par rupture en fonction de taux de déformation dans des fils tréfilés avant et après recuit à 950°C pendant 5 min.....	100
Figure III.31 Spectres de rayons X de fil machine et des fils tréfilés	102
Figure III.32 Spectres de rayons X de fil machine et des fils tréfilé et recuit à 850°C pendant 5 min	103
Figure III.33 Spectres de rayons X de fil machine et des fils tréfilés après recuit à 950°C pendant 5 minutes	104

Liste des tableaux

Chapitre I : Revue Bibliographique.

Tableau I.1	Cristallographie du glissement dans les métaux cubiques	23
--------------------	---	----

Chapitre II : Matériaux et Techniques Expérimentales

Tableau II.1	Présente la composition chimique de l'acier étudié.....	49
---------------------	---	----

Tableau II.2	Présente les taux de déformations des fils	49
---------------------	--	----

Tableau II.3	L'attaque chimique pour différents matériaux.....	52
---------------------	---	----

Chapitre III : Résultats et Discussion.

Tableau III.1	Comparaison de l'intensité des pics de diffraction de rayons X pour tous les fils déformés non recuit et recuit à 850°C et 950°C pendant 5 min	105
----------------------	--	-----

Introduction Générale & Contexte de L'étude

Le procédé de mise en forme par tréfilage est un procédé très ancien et largement utilisé dans l'industrie pour fabriquer des fils métalliques répondant à certaines conditions de qualités, de dimension et de présentations au prix de revient le plus bas possible qui accepte les conditions industrielles, en particulier en Algérie, l'industrie de fabrication du fil à un grand intérêt économique.

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. [Simonnet, 1996].

Pour ça et depuis des années plusieurs de chercheure prendre ce procédé de déformation comme un sujet d'étude pour des différent fils métalliques industrielles pour déterminer bien les compositions chimiques des fils industrielles et bonne compréhension les morphologies de ces éléments (par exemple : les phénomènes de diffusion, dissolution), au cours les procédés industrielles (ex : tréfilage....), et trouves des méthodes (comme : traitement thermique, galvanisation....), pour améliorer leur caractérisation microstructurale (par exemple : diminution de la taille des grains, germination....) et propriétés mécaniques (comme : résistance à la traction, rupture, dureté...) pour leur applications dans l'industrie.

Nous nous sommes intéressés dans cette étude à des fils d'aciers perlitiques tréfilés qui a une grande importance pratique dans l'application des structures, comme la suspension, les câbles, les câbles de pneu et les ressorts. Notre étude est focalisée sur le fil acier perlitique (C68D-2) fabriquées et commercialisées par l'entreprise TREFISOUD (en El-Eulma (Sétif, Algérie), destinés à la fabrication des matelas à ressort.

Depuis des années il y a beaucoup des études sur les aciers perlitiques, par exemple les importantes études classiques sont : Embury et Fisher et al (1966), ils ont étudié l'évolution de la microstructure et de la texture cristallographique d'un fil d'acier perlitique (0.93%) au cours de tréfilage et ont décrit le développement de la structure fibreuse (texture morphologique) et une texture cristallographique de fibre $\langle 110 \rangle // DN$ (la direction de

tréfilage parallèle à l'axe du fil). J. Languillume et al (1997), ont étudié l'influence du tréfilage à froid sur la structure d'un acier perlitique contenant 0.7% en poids de carbone et soumis à une déformation d'environ 3.5 ; ils ont constaté la dissolution (au moins partielle) de la phase cémentite qui se produit lors du tréfilage, une telle dissolution implique le stockage d'un grand nombre d'atomes de carbone libres dans la ferrite en la microstructure déformée. D'après les études les plus récentes, Pankaj Kumar et al. (2011) a étudiés la microstructure et la texture lors du tréfilage de l'acier perlitique (0.8%C) ; ils ont trouvé que le tréfilage induit un allongement des grains de ferrite avec le développement de $\langle 110 \rangle$. Jésus Toribio et al. (2014) ont étudiés la relation entre les changements microstructuraux provoqués par le procédé de tréfilage à froid de fils d'aciers perlitiques (0.7%C) ; ils ont découvert que le tréfilage à froid produit orientation microstructurale dans l'acier perlitique, de sorte que les lamelles perlitiques s'orientent progressivement dans la direction de tréfilage (axiale). Alors que son espacement inter lamellaire diminue lors de l'effort.

Ce travail de recherche a pour but de mettre en évidence la relation entre l'évolution microstructurale et les propriétés mécaniques des fils tréfilés et traités thermiquement en acier perlitique mi-dur (C68D-2) destiné pour la fabrication des matelas à ressorts. L'étude sera essentiellement orientée sur l'influence des traitements de recuit, sur les propriétés de ces fils tréfilés, dans le but d'affiner la microstructure du fil et éliminer les contraintes internes issus par l'effet de la déformation plastique par tréfilage et également sur l'effet de divers paramètres technologiques sur la qualité des fils déformés. Ceci, en effet, permettra d'établir une relation entre la microstructure et la variation des propriétés des fils et par conséquent de cerner le problème de casse du fil lors de l'utilisation de ces deux fils en acier mi dur obtenus par tréfilage et utilisés dans la fabrication des matelas à ressorts et également d'économiser les pertes engendrées et satisfaire qualitativement les utilisateurs. Ce projet de thèse est proposé dans le cadre d'une collaboration scientifique avec la société nationale de tréfilage et de fabrication de produits de soudage (TREFISOUD) d'El-Eulma, Sétif.

L'enjeu scientifique était alors de mieux comprendre la formation des microstructures au cours du recuit des fils tréfilés et de déterminer les paramètres clefs qui favorisent la formation d'une fibre $\langle 110 \rangle$, texture recherchée au niveau industriel ; l'objectif technologique étant de gérer au mieux cette matière première (fil machine) réduit par le procédé de tréfilage pour accéder à des fils de bonne ductilité. Afin d'atteindre cet enjeu scientifique, nous avons caractérisé, à différentes échelles, la texture cristallographique et la microstructure après les différentes étapes de sélection des fils mis au point par les industriels. Les techniques d'analyse utilisées dans le cadre de cette étude sont la microscopie

optique (MO), la microscopie électronique à balayage (MEB), la diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD), la diffraction des RX (pics), la micro dureté Vickers et des essais de traction et de torsion dont certaines ont permis de corréler la microstructure à la texture.

Ce manuscrit est structuré en trois grands chapitres avec une introduction et une conclusion générale.

- Le premier chapitre de cette thèse a un caractère bibliographique, et comporte trois sections. La première section sera destinée à la présentation générale du matériau d'étude (les aciers perlitiques) et plus particulièrement une description des morphologies métallurgiques des aciers perlitiques. La seconde section sera consacrée à décrire un bilan des connaissances acquises sur la théorie des procédés de mise en forme par déformation plastique à froid particulièrement le principe de tréfilage de fil d'acier et également l'évolution de la texture et la microstructure lors de la déformation par tréfilage. Au sein de la troisième section on présentera des généralités sur les différents traitements thermiques de recuit et plus particulièrement le recuit de recristallisation qui fait l'objet de ce travail.

Le deuxième chapitre présentera le matériau étudié ainsi que les techniques expérimentales de préparation, de mesure et de caractérisations utilisées.

Le troisième chapitre est consacré aux principaux résultats expérimentaux. Ces derniers concernent deux états : les fils tréfilés avant et après recuit pour deux traitements à 850°C et à 950°C pendant 5 minutes de maintien. Où nous nous sommes intéressés à l'évolution de la microstructure, la taille des grains déformés et à la texture de déformation lors du tréfilage à froid des fils d'acier mi-dur. Ainsi, l'évolution de la microstructure et les propriétés mécaniques lors de ces deux traitements des fils tréfilés. Nous nous intéresserons par la suite à l'évolution de la texture cristallographique, notamment la fraction volumique des fibres (majoritaires, minoritaire) caractérisées par EBSD au cours de recuit des fils tréfilés. Enfin, pour conclure cette étude, les principaux résultats ainsi que les perspectives sont présentés.

CHAPITRE I

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

Dans ce chapitre nous avons présenté une étude bibliographique concernant les aciers perlitiques et plus particulièrement l'acier mi-dur de nuance C68D-2 destiné pour la fabrication des matelas à ressorts. Ce chapitre est divisé en trois sections : La première section sera destinée à la présentation générale du matériau d'étude (les aciers perlitiques). La deuxième section donne une présentation successive de procédé de mise en forme par déformation plastique à froid particulièrement le principe de tréfilage de fil en acier mi-dur et également l'évolution de la texture cristallographique et la microstructure lors de la déformation par tréfilage. Au sein de la troisième section on présentera des généralités sur les différents traitements thermiques de recuit et l'influence de ces traitements thermiques sur les propriétés des aciers perlitique tréfilés.

I-Materials études (ressort Bonnel) :

I- Les ressorts :

La capacité d'un matériau à absorber l'énergie lorsqu'il est déformé élastiquement et à revenir lorsqu'il est déchargé et appelée résilience. Certains types des aciers qui exécutent une telle tâche sont communément appelés acier à ressort. Les propriétés mécaniques essentielles pour l'acier à ressort incluent une résistance à la traction élevée et un rapport élevé de résistance à la traction, favorisant ainsi un module de résilience élevé. Une bonne résistance à la fatigue est également cruciale, ce qui nécessite une certaine ténacité du matériau. Traditionnellement, l'acier au carbone moyen a été utilisé pour fabriquer une large gamme de ressorts, mais plus récemment, des aciers contenant du chrome sont également utilisés. [Chery ,1998].

Dans cette étude nous intéressons aux fabrications des ressorts pour matelas qui s'appelle le ressort bonnell, c'est ressort est fait à partir de la nuance C68D-2 (notre acier étudié), et le fil lieur en acier D45- 2.

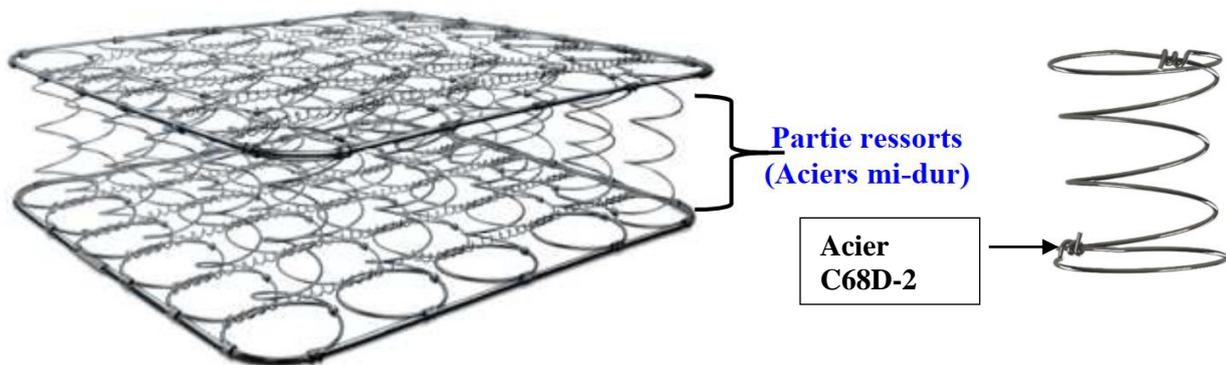


Figure I.1 : Représentation de matelas à ressort.

Section 1

Les morphologies métallurgiques des aciers

1- Les aciers :

La définition la plus court et claire pour les aciers c'est que M. Olivier dit : l'acier est un alliage à base de fer additionné d'un faible pourcentage de carbone (de 0.008 à environ 2% en masse). La teneur en carbone à une influence considérable (et assez complexe) sur les propriétés de l'acier : en deçà de 0.008%, l'alliage est plutôt malléable et on parle de « fer ». Au-delà de 2%, les inclusions de carbone sous forme graphite fragilisent la microstructure et on parle de fonte. Entre ces deux valeurs, l'augmentation de la teneur en carbone a tendance à améliorer la résistance mécanique et la dureté de l'alliage : on parle d'aciers « doux, mi- doux, **mi-durs**, durs ou extra-durs » (classification traditionnelle). [M. Olivier,2006]. On distingue plusieurs types d'aciers selon leur structure cristallographique :

- Les aciers ferritique, qui ont une symétrie cristalline cubique centrée (fer α).
 - Les aciers austénitiques, qui ont une symétrie cristalline cubique à faces centrées (fer γ ou austénite).
 - Les aciers martensitiques, qui contiennent des aiguilles de carbures (martensite).
- [Olive,2008].

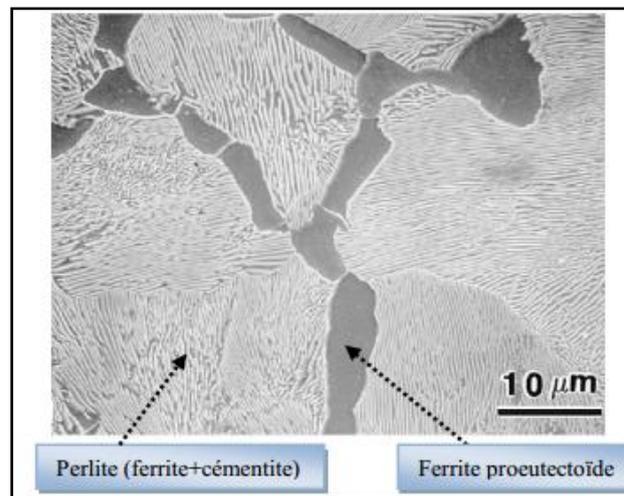


Figure I.2 : Microstructure de l'acier hypoeutectoïde (0.6% C) [Howell, 1998].

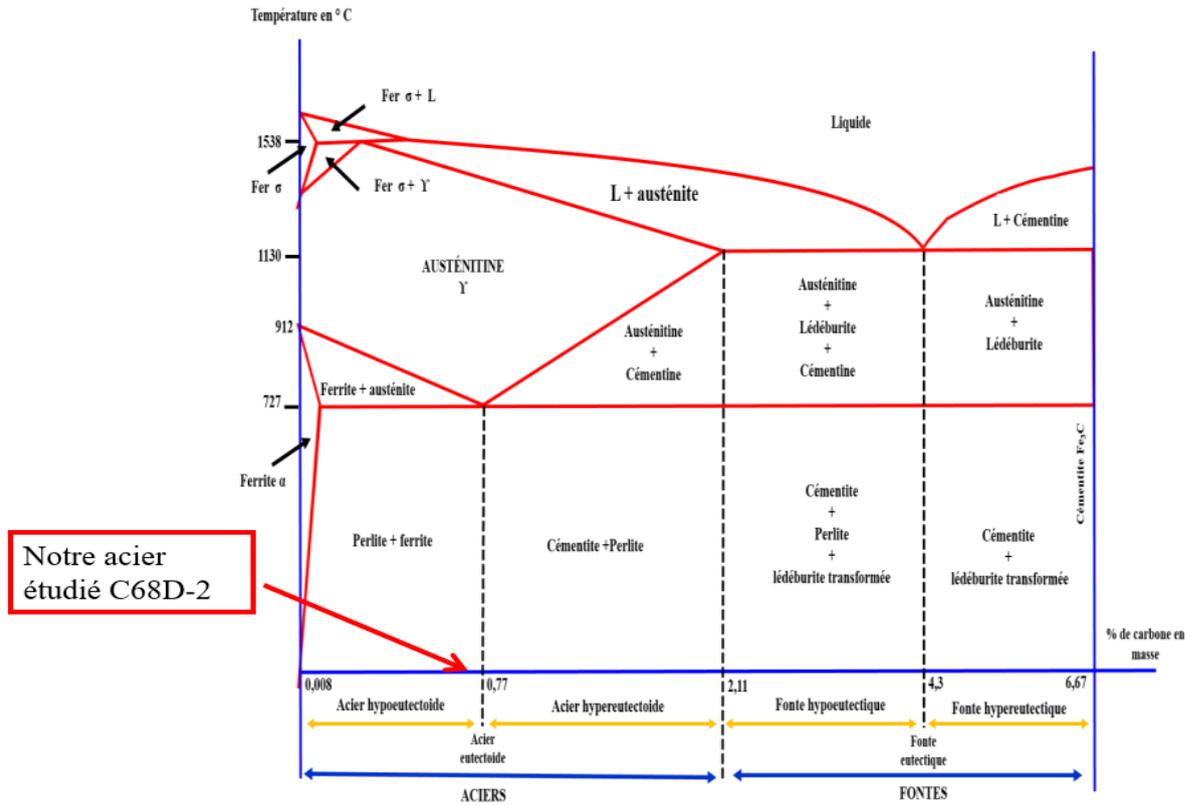


Figure I.3 : Diagramme fer-carbone. [Djimaoui,2019].

La ferrite $\text{Fe}\alpha$ 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 : de l'ordre de 0,02 % en masse à 723°C, elle est inférieure à 10⁻⁴ % en dessous de 200°C. A température ambiante, le paramètre de maille de la ferrite vaut $a=0,2866$ nm.

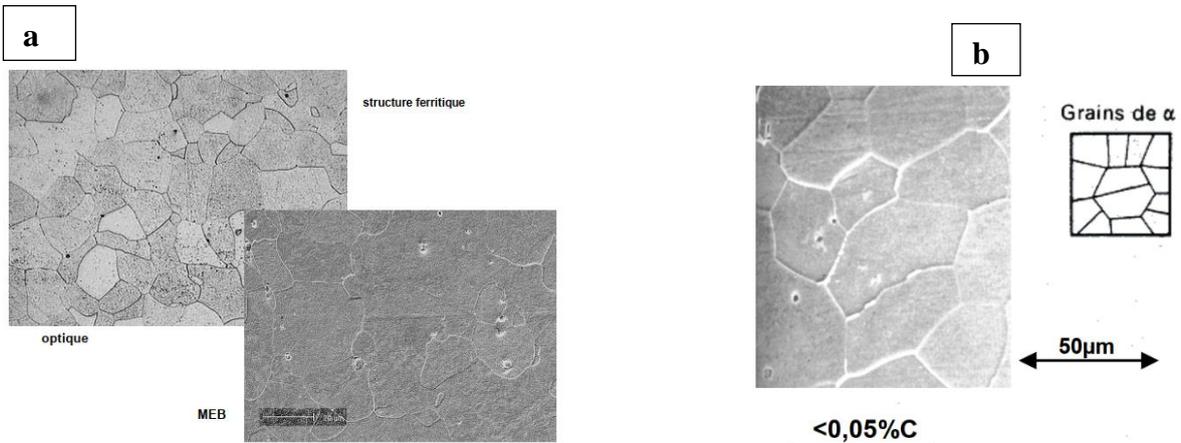


Figure I.4 : a) Fer pur (ou presque), b) acier <0,05% C.

La cémentite (ou iron carbide) Fe_3C est un composé défini cristallin de maille primitive orthorombique d'un composé interstitiel dur, contenant 12 atomes de fer et 4 atomes de carbone. A température ambiante, les paramètres de cette maille valent $a=0,4526$ nm, $b=0,5091$ nm et $c=0,6743$ nm. C'est la structure la plus difficile qui apparaît sur le diagramme. Par ajout d'éléments d'alliage favorisant l'une ou l'autre des phases, il est possible d'obtenir des aciers majoritairement perlitiques pour des teneurs en carbone s'écartant légèrement de la composition eutectoïde d'équilibre. [Renu Kumari].

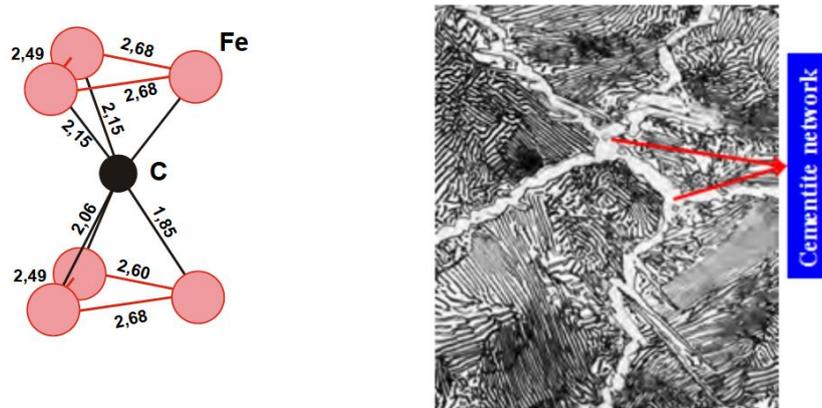
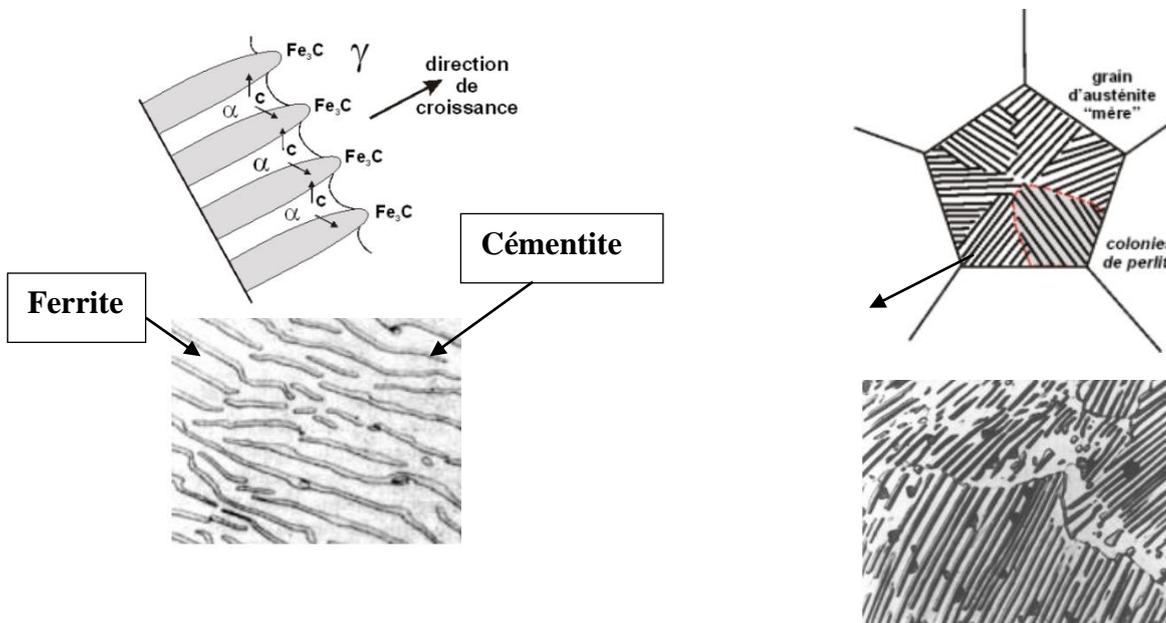
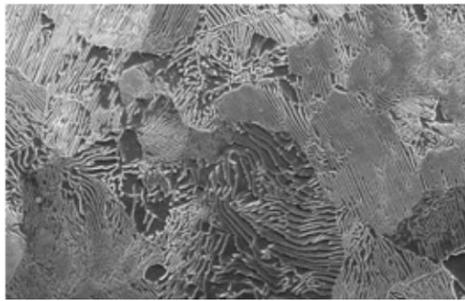


Figure I.5 : Structure de cémentite. [Renu Kumari]

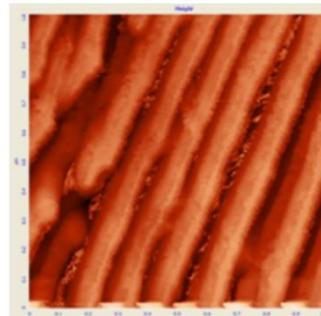


(Les lamelles de ferrite sont environ 6 fois plus larges que les lamelles de cémentite)

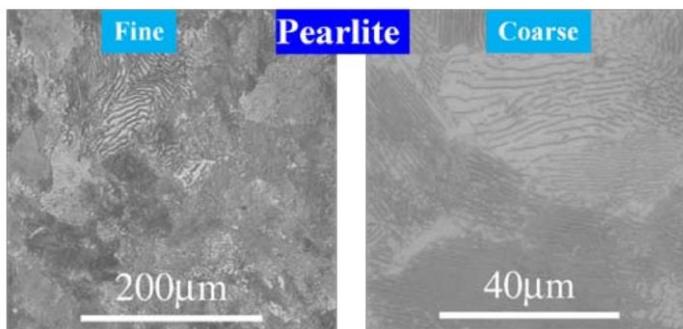
Figure I.6 : Structure perlitique.



Pearlite en MEB



Pearlite en AFM



0.80% C est formé à 723 ° C avec refroidissement très lent.

Figure I.7 : Différents microstructures de pearlite. [Renu Kumari]

Remarque : On peut calculer le pourcentage de ferrite, pearlite et de cémentite dans un acier d'après l'application de Lever équation selon le diagramme fer-carbone (Figure I.3), par exemple pour notre acier :

Acier **0.67% C** :

Selon le diagramme fer-carbone : la cémentite=6.67, ferrite= 0.008 et pearlite =0.77 alors :

Le pourcentage de **cémentite** dans acier (0.67% C) est : $\frac{(0,67-0,008)}{(6,67-0,008)} \times 100 = \mathbf{9.93\%}$.

Le pourcentage de **ferrite** est : $(100-9.93) \% = \mathbf{90.07\%}$.

Le pourcentage de **pearlite** est : $\frac{(0,67-0,008)}{(0,77-0,008)} \times 100 = \mathbf{86.87\%}$.

Les transformations de phases à l'état solide peuvent principalement être gouvernées par deux modes différents, à savoir la diffusion ou un mouvement coordonné d'atomes, sans diffusion. Dans le cas des aciers, au cours du refroidissement, la phase austénitique n'est plus stable. La vitesse de refroidissement modifie la nature des transformations de phase qui peuvent se produire [Hantcherli, 2010] :

-Si la vitesse de refroidissement est faible, on se trouve dans un état proche de l'équilibre. La diffusion du carbone est alors possible. Le refroidissement de la phase austénitique va ainsi conduire à la formation d'un mélange $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$. Pour un acier à 0,6% de carbone, la structure finale obtenue sera une structure **ferrito-perlitique**. Ce sont les structures qui vont nous intéresser plus particulièrement au cours de cette étude.

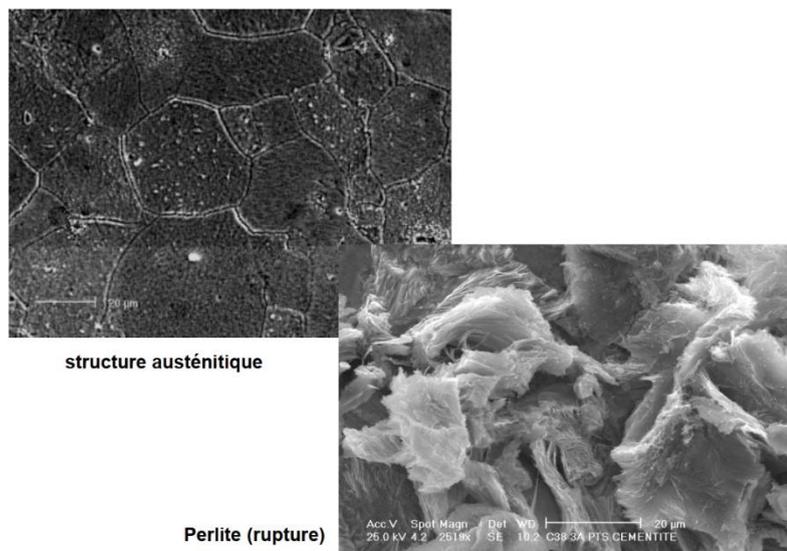


Figure I.8 : Micrographies par MEB.

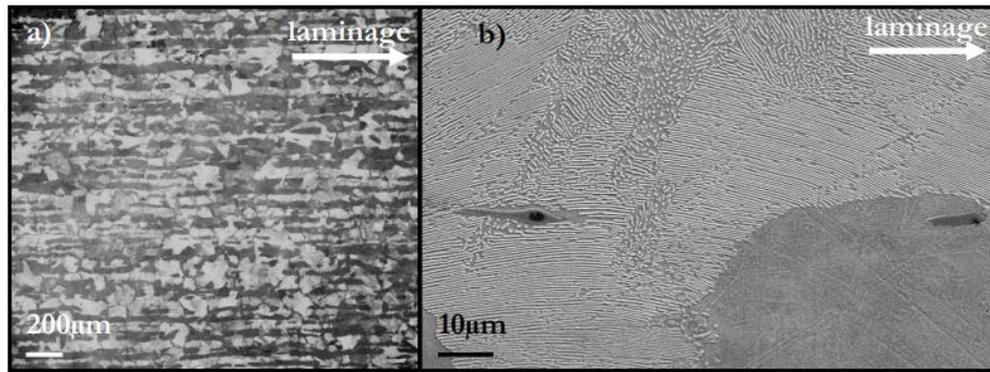


Figure I.9 : Microstructure ferrito-perlitique en bandes de l'acier C35. [E. Pessard et al, 2013]

-Si la vitesse de refroidissement est rapide, le carbone ne peut pas diffuser et se retrouve piégé dans la maille. Cette transformation est hors d'équilibre et conduit à la formation d'une phase métastable : la martensite.

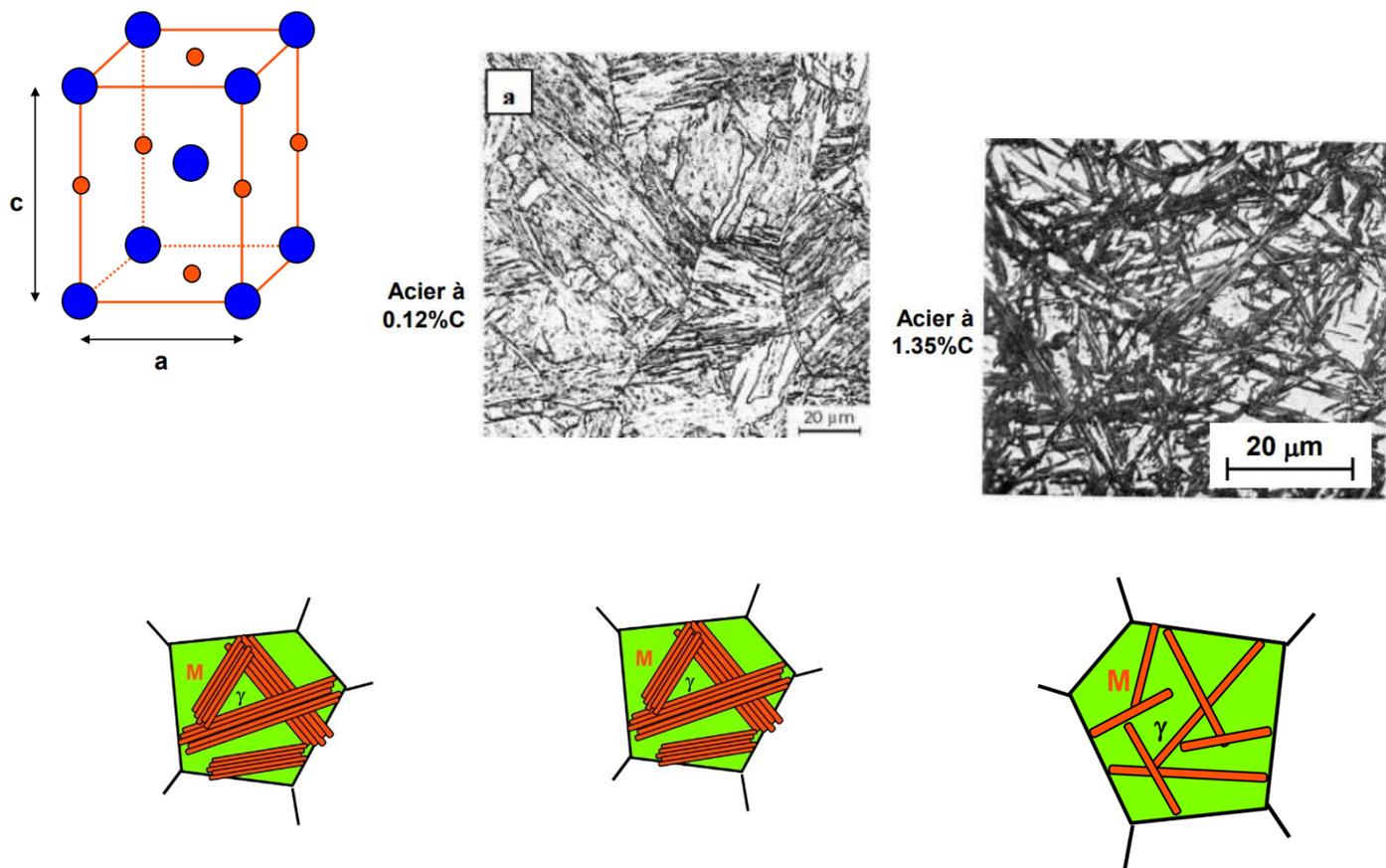


Figure I.10 : Microstructure martensitique.

-Pour des vitesses de refroidissement intermédiaire, les structures bainitiques sont observées. Il s'agit d'agrégats formés de plaquettes de ferrite saturées en carbone et de cémentite, dont l'aspect diffère suivant leur température de début de transformation B. [Elodie,2018]

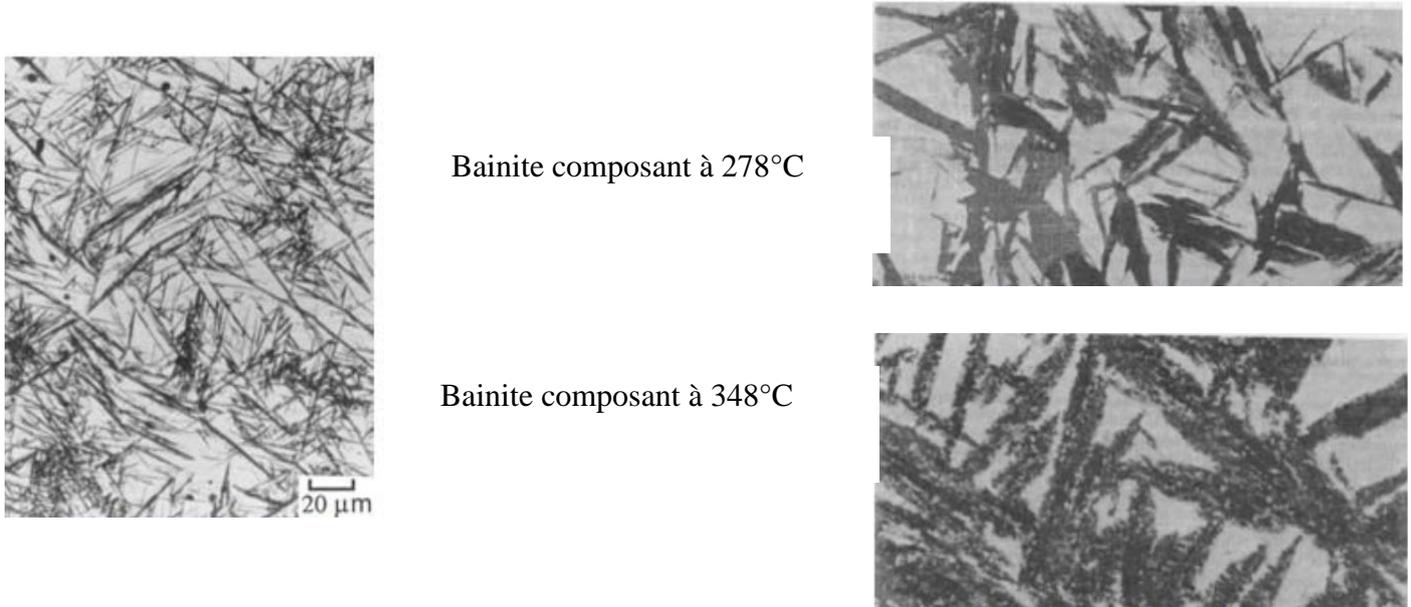


Figure I.11 : Structure bainitiques. [Renu Kumari]

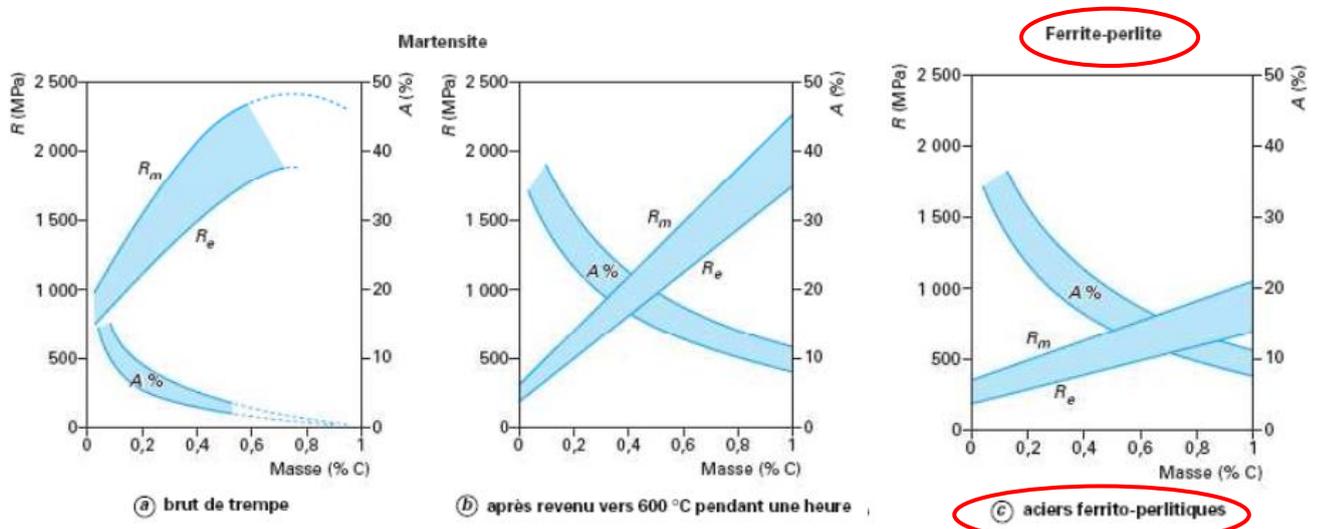


Figure I.12 : Caractéristiques mécaniques en traction des aciers martensitiques, martensitiques revenus et ferrite-perlitiques [Thomas,2002]

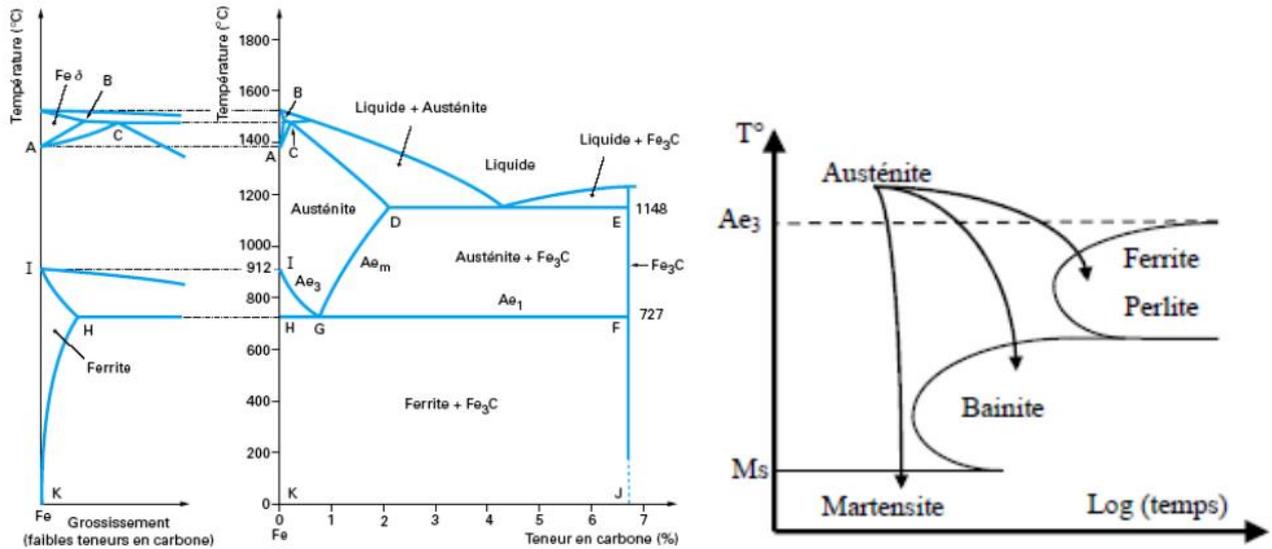


Figure I.13 : Diagramme Fe-C [Murry,1998], et diagramme TRC. [Elodie,2018]

2-Les aciers perlitiques :

Nous intéressons à l'acier C68D-2, c'est un acier de la teneur de carbone égale à 0.68%C cet acier appartient à la famille des aciers mi-durs (on English s'appelle Medium Carbon Steel) (Figure I.1), et les aciers de teneur inférieure à 0.77 % C sont appelés acier hypoeutectoïde (les aciers perlitiques) c'est à dire à 0.77% en masse de carbone et à une température de 727°C. Lors d'un refroidissement lent, cette décomposition de l'austénite entraîne la formation de lamelles alternées de ferrite ($Fe\alpha$) et de cémentite (Fe_3C), alors il présente une structure ferrito-perlitique (comme nous avons dit dans la partie d'acier) peuvent être vus comme des matériaux multi-phasés, constitués d'îlots d'une phase dur c'est la perlite (comme une colonie perlitique ou grain perlite) il est le résultat de la décomposition de l'austénite au point eutectoïde, et phase ferritique (comme un alternance de lamelles de ferrite et cémentite) ; la perlite contient 88% en masse de ferrite et 12% en masse de cémentite. 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], [Aude Lamontagne, 2014], [Forfert,2007].

Il existe un large domaine de températures et de compositions pour lesquelles il est possible d'obtenir une structure perlitique lamellaire de l'acier. Le phénomène déterminant dans la transformation perlitique est la diffusion du carbone en tête de front, dans l'austénite parente.

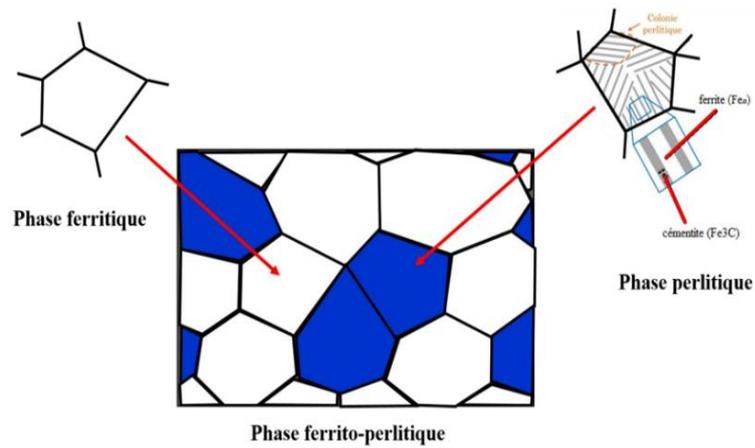
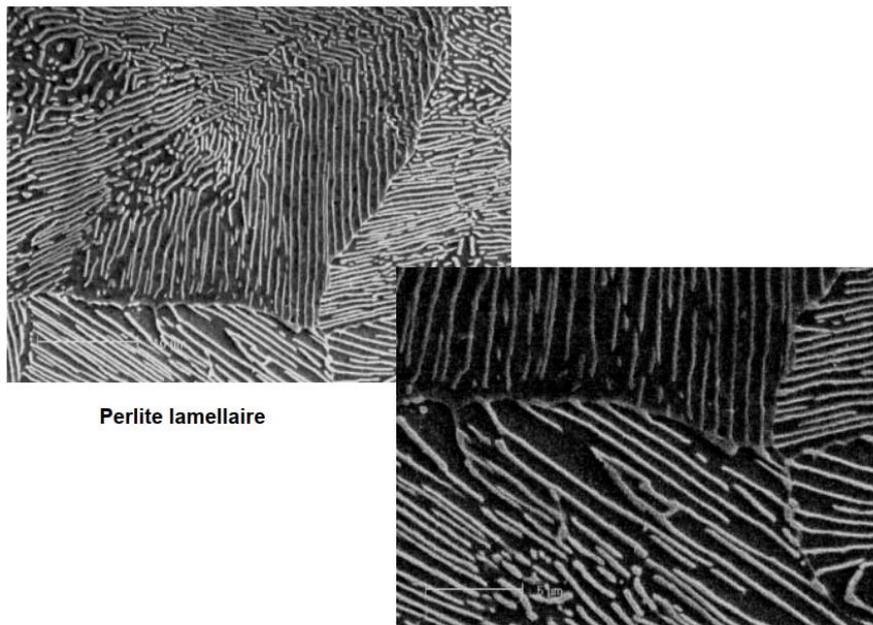


Figure I.14 : Représentation schématique de structure ferrito-perlitique et la colonie perlitique.



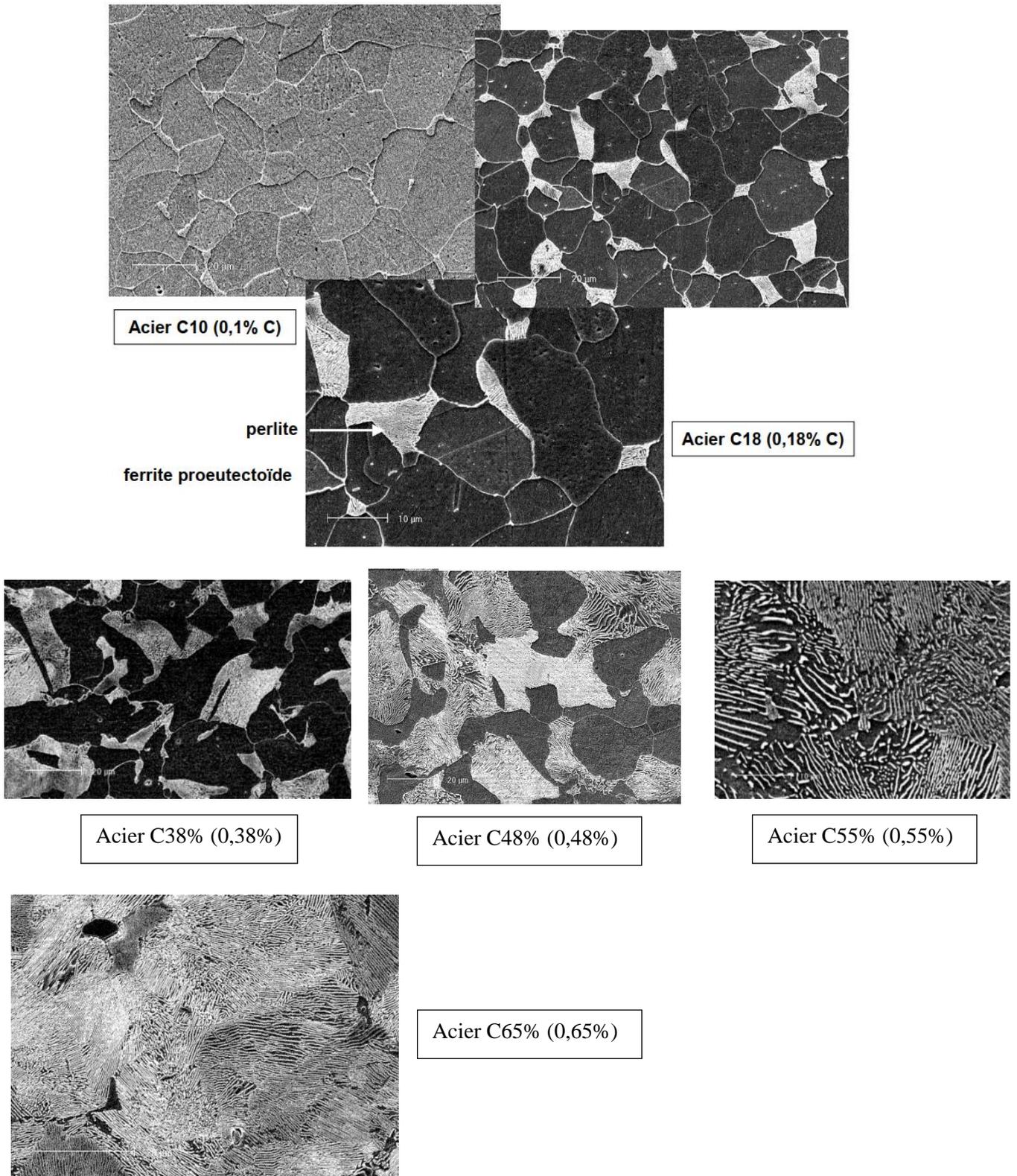


Figure I.15 : Microstructure d'aciers < 0.77 %C.

3- Caractérisations structurale des aciers perlitiques :

Les aciers perlitiques sont étudiés largement par nombreux recherches, grâce à leur large utilisation par exemple : industrielle, et à leur microstructure complexe qui dépend du type de transformation et des conditions de refroidissements, et les paramètres importance dans la structure des aciers perlitiques sont :

-L'espaceur inter-lamellaire : est défini comme la distance séparant deux lamelles d'une même phase constitutive de la perlite (Figure I.16). A une échelle intermédiaire (de l'ordre du micromètre), l'espaceur inter-lamellaire apparent λ_a est lié à l'espaceur inter-lamellaire vrai (moyen) λ_p par la relation :

$$\lambda_p = \frac{\pi}{4} \lambda_a$$

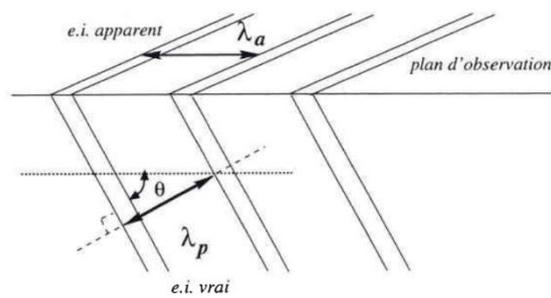


Figure I.16 : Représentation schématique de l'espaceur inter-lamellaire.

-Une colonie perlitique est définie, si au moins l'un de ses constituants possède une orientation cristallographique unique. L'orientation cristallographique de la ferrite est le facteur déterminant de la colonie. [R. Krummeic, 2001]

De plus, comme les caractéristiques de ces paramètres microstructuraux sont fortement influencées par la composition, avec l'augmentation de la fraction de perlite, les constituants structuraux commencent à jouer un rôle croissant dans le contrôle de la résistance et de la ductilité des aciers à haute teneur en carbone, en particulier pour les nuances hypereutectoïdes.[Elwazri,2005]

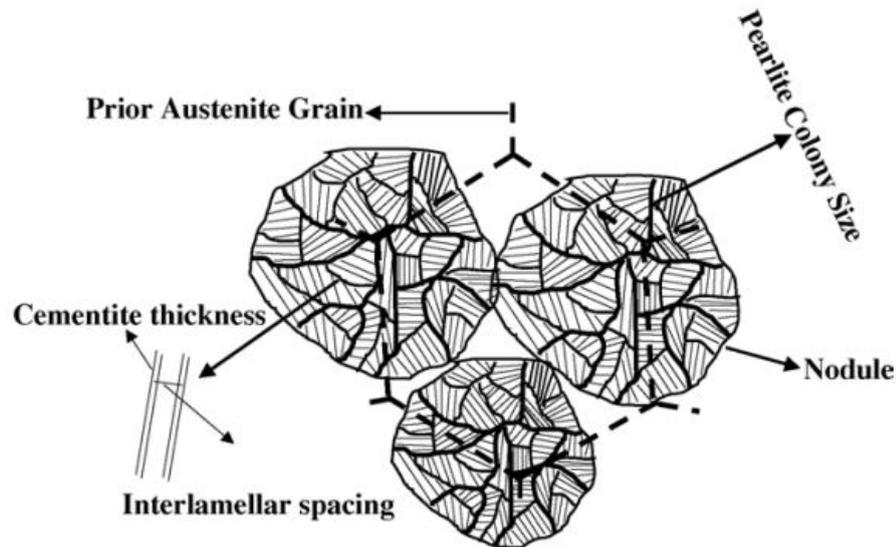


Figure I.17 : Schéma de principe illustrant les différents constituants de la microstructure perlitique.

D'après Houin, il est possible d'obtenir des structures complètement perlitiques avec des aciers contenant entre 0.2 et 0.8 % C à des températures supérieures à celles prédites par extrapolation de Hultgren (L'extrapolation de Hultgren permet de prévoir l'existence d'une structure complètement perlitique en relation avec la température de transformation), alors il y a trois classes de structures perlitiques existant :

- Les perlites bas carbone (< 0.6%) sont toujours dégénérées et donne une bonne réduction de surface mais faible force d'élasticité. Pour les perlites 0.2 et 0.4%C, la vitesse de refroidissement ou la température de transformation a aucun effet significatif sur les propriétés mécaniques.

- Les perlites de composition eutectoïde ne contiennent pas de lamelles de cémentite fracturées. La limite d'élasticité augmente fortement avec la diminution de l'espacement interlamellaire mais aucun effet n'est observé sur la réduction de surface.

-Perlites avec une teneur en carbone d'environ 0.6 % peut avoir une structure lamellaire fine et fragmentée par traitement thermique. Cela conduit à une limite d'élasticité élevée et la réduction des valeurs de surface. [Houin et al,1981]

Zhang [Zhang,2009], il a étudié les morphologies de la perlite en plaines aciers au carbone, il a trouvé les caractéristiques suivantes de la cémentite lamelles étaient évidentes :

- La courbure des lamelles de cémentite est fréquente. (Nous trouvons ce type de lamelle dans notre résultat pour fil machine recuit à 950).
- Discontinues de cémentite lamelles.
- Des trous et des lacunes se produisent fréquemment dans la cémentite lamelle.
- Ponts reliant deux lamelles en cémentite (on English : Bridges connecting two cémentite lamellae).
- La ramification est l'une des caractéristiques dominantes de la lamelle en cémentite.

Selon Houin, il y a trois classes de perlite qui peuvent être définies en termes de leur structure présentée après traitement thermique :

- C=0.2 et 0.4% : la rupture de perlite est inévitable quel que soit le taux de refroidissement dans le cas d'une structure complètement perlitique, l'espacement inter-lamellaire est toujours élevé.
- C=0.8%C : aucune rupture de la cémentite de la perlite n'est observée (il est important de noter que le contexte et les conditions expérimentales doivent être pris en compte pour une évaluation plus précise).
- C=0.6%C : il est complètement perlitique, il est obtenu avec un minimum de taux de refroidissement. [Houin et al,1981]

4-L'effet des impuretés dans les aciers :

La plupart des impuretés de l'acier sont métalliques et peuvent être classées en trois catégories : alliage primaire, alliage secondaire et éléments de tramp. La distinction entre alliage primaire/secondaire et le tramp est que le premier sert un but utile dans l'acier en améliorant au moins un de ses propriétés matérielles alors que ce dernier ne le fait pas. Éléments d'alliage primaires et secondaires communs sont : le carbone, le manganèse et le silicium ; et cuivre, nickel, chrome et molybdène, respectivement.

Les impuretés des éléments tels que le soufre (S), le phosphore (P), le silicium (Si) et l'oxygène (O), ainsi que les micro-additifs tels que l'aluminium (Al) et le titane (Ti), peuvent affecter les propriétés des tiges métalliques en formant des inclusions et des précipités non métalliques. Ces inclusions et précipités peuvent avoir un impact sur la résistance, la ductilité et d'autres caractéristiques mécaniques du matériau. [E. Brandaleze,2015].

La présence d'éléments comme le chrome ou le manganèse augmente la dureté de la cémentite, au contraire d'un élément comme le nickel. Le caractère durcissant de certains éléments d'alliage comme le cuivre ou le manganèse peut être associé à l'état de précipitation ou solution solide de ces éléments dans les deux phases, ou à l'interface.

L'effet des éléments d'alliages est de déplacer le domaine de composition et température de transformation eutectoïde. La trempabilité de l'acier est aussi modifiée par les éléments d'alliages qui possèdent une forte affinité avec le carbone vont augmenter la résistance de la cémentite et sont susceptible les d'affiner les lamelles de renfort. [R. Krummeich,2001]

La figure I.18. Montre que la teneur en carbone de l'eutectoïde est abaissée par suite de la présence d'un élément d'alliage dans l'acier. Les éléments les plus actifs à cet égard sont le titane, le molybdène et le tungstène. La figure I.19. Montre que l'addition de nickel et de manganèse se traduit par un abaissement de la température de l'eutectoïde, par contre l'addition de chrome, tungstène, silicium, molybdène ou titane engendre une augmentation de la température de l'eutectoïde. [M. Houzé, 2002]

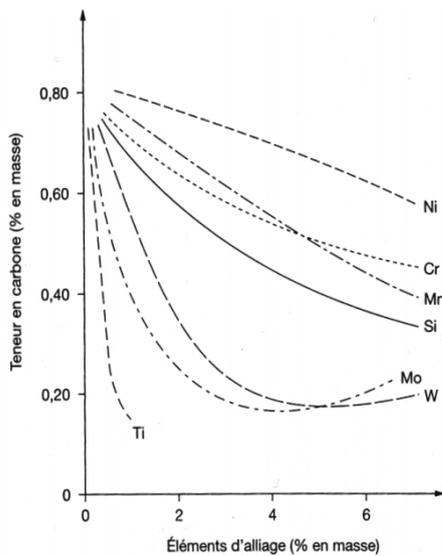


Figure I.18 : Déplacement de la teneur en carbone de l'eutectoïde par les divers éléments d'alliage.

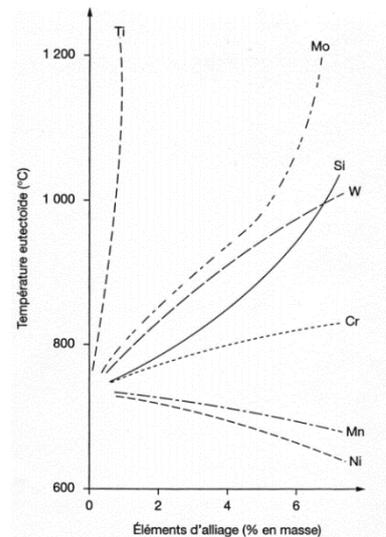


Figure I.19 : Déplacement de la température de l'eutectoïde par les divers éléments d'alliage.

La tendance carburigène des éléments d'alliages croit dans l'ordre suivant : Mn, Cr, Mo, W, Ta, V, Nb, Zr, Ti. Les éléments ayant la plus faible affinité avec le carbone, tels que le manganèse et le chrome peuvent donner des cémentites alliées, tandis que les éléments fortement carburigène formeront des carbures alliés directement. Ces éléments sont plus carburigène que le Fe, alors que le Si, Cu, Ni, et Co le sont moins.

Pour la transformation ferrito-perlitique qui se produit à des températures élevées et pour des refroidissements lents, met en jeu des phénomènes de germination-croissance thermoactives. Elle est contrôlée par la diffusion des éléments. A l'interface austénite/ferrite, le carbone, plus soluble dans l'austénite, diffuse avec les éléments gammagènes (Ni, Mn...) vers la phase mère. Tandis que les éléments alphagènes (Mo, Cr...) se déplacent vers la ferrite formée. Les grains de ferrite germent de manière hétérogène aux joints de grains austénitiques. Ces grains sont souvent équiaxes et ne contiennent qu'une faible densité de dislocations.

Cette transformation s'accompagne en général de la formation de perlite (qui résulte de la précipitation de cémentite à l'interface α/γ sursaturée en carbone). La fraction volumique de perlite formée dépend donc de la composition chimique de l'acier et de la vitesse de refroidissement. [M. Houzé, 2002]

Section 2***La déformation plastique par tréfilage.*****1-Déformation plastique :**

Les mise en forme des métaux sans enlèvement de matière se fait par déformation plastique, à froid ou à chaud, suivant la nature du matériau utilisé et des propriétés souhaitées. Les procédés peuvent être classés en deux grandes catégories :

- 1- Le travail des métaux à l'état massif : laminage, forgeage, matriçage, estampage, filage, ou extrusion, étirage, tréfilage, etc.
 - 2- Le travail des métaux en feuilles : pliage, emboutissage, repoussage, découpage, etc.
- [Abbas Saadia, 2019].

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. [Richeton,2006]. Rappelons que la plasticité est la propriété que possède un matériau de pouvoir être déformé et de conserver la déformation acquise, après la suppression de l'effort qui l'a provoquée : la déformation est dite plastique. La déformation plastique entraîne en plus des changements visibles de forme, des changements plus de microstructure, des propriétés physiques et mécaniques. [G. Benchabane, 2009]. On dit qu'un métal est écroui, lorsqu'il a subi une déformation plastique à froid, sa microstructure a été modifiée, ses propriétés physiques et mécaniques ont été altérées, une certaine quantité de l'énergie a été emmagasinées, car la plus grand de travail absorbé par la déformation du métal se transforme en chaleur, alors la partie restante s'accumule sous forme d'énergie potentielle est conduit à l'augmentation des défaut structuraux tel que :

- Défaut ponctuels : lacune et interstitielles.
- Défaut linéaires : dislocations.
- Défaut de surface : défaut de d'empilement, macles et sous grain. [V. Novikov,1977], [K.E. Hensger,1977].

La déformation du fil au cours de tréfilage à travers la filière provoque une modification générale de ses propriétés. La variation des caractéristiques mécaniques : résistance, limite d'élasticité, allongement, striction, retient tout particulièrement l'attention du tréfileur, la déformation plastique par tréfilage entraîne un écrouissage qui se traduit par [Vega,2009] :

- Une augmentation de la limite élastique du fil tréfilé.
- Une augmentation de sa charge de rupture.
- Une diminution de la ductilité des fils tréfilés.

Au point de vue macroscopique, l'écrouissage d'un métal conduit à une augmentation de la dureté (HV), de la résistance à la rupture (R) et de la limite élastique ($R_{0,002}$), mais en contrepartie conduit à la diminution de l'allongement à la rupture (A%) et de l'aptitude à la déformation (K). [Bensaada, 2005]

1.2-Mécanisme de déformation plastique :

1.2.1-Glisement :

La déformation plastique est, à l'échelle microscopique, généralement due au mouvement des dislocations par glissement. Le glissement se produit, en général, suivant des plans d'indices cristallographiques peu élevées. Il est caractérisé par un cisaillement du réseau cristallin, selon un plan et une direction donnée, qui provoque la translation des atomes. Il se traduit, sur la surface de l'éprouvette, par l'apparition des lignes rectilignes, parallèles et nettes [Diehl, 1956].

Par convention, la combinaison d'un plan de glissement (hkl) et d'une direction de glissement $\langle uvw \rangle$ est appelée système de glissement $\langle uvw \rangle$ (hkl). Pour que le glissement soit "facile", $\langle uvw \rangle$ doit être forcément une direction dense, car cela donne une déformation minimale, et (hkl) doit être un plan dense, car cela donne une force de frottement minimale. Dans les matériaux cristallisant dans le réseau cubique à faces centrées (CFC), les plans les plus densément empilés sont les plans diagonaux de la cellule unité ils représenteront les plans de glissements. [V. Novikov, 2003]. Dans les métaux à structure cubique à faces centrées (CFC), le glissement se produit sur les plans $\{111\}$ dans les directions $\langle 110 \rangle$. Il a aussi été observé pour les métaux CFC à haute température que le glissement s'effectuait aussi sur les plans $\{110\}$, $\{100\}$, $\{112\}$ et $\{122\}$. [Argon,2008], [Humphreys et al, 2004].

Le nombre de systèmes de glissement active par la déformation dépend de la direction de la contrainte appliquée. A titre d'exemple, une traction appliquée le long de l'axe [001] ne fait activer que huit (8) systèmes de glissement, car les directions de glissement pour lesquelles les composantes de la force appliquée sont nulles ne participent pas au glissement. [J.W. Christian, 2002].

Structures	Systèmes de glissement	
	Plans	Directions
CFC	{111}	<110>
CC	{110}	<111>
	{112}	<111>
	{123}	<111>

Tableau I.1 : Cristallographie du glissement dans les métaux cubiques.

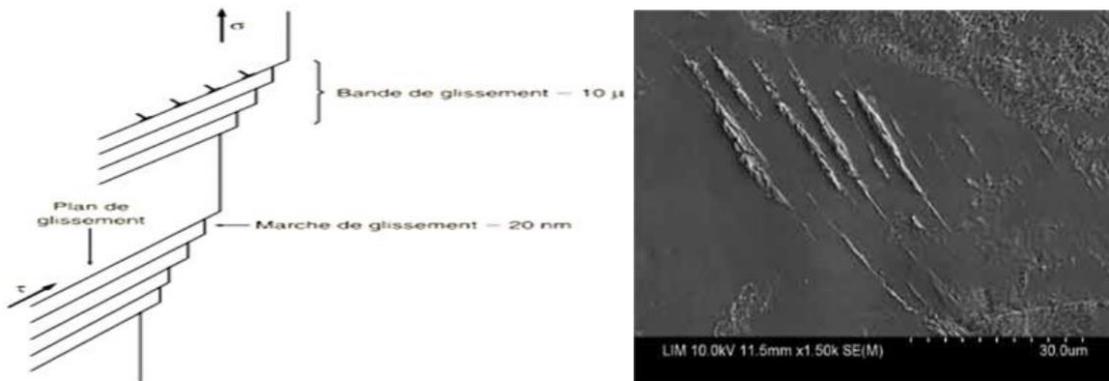


Figure I.20. Lignes et bandes de glissement sur une éprouvette déformée plastiquement [J.P. Mercier et al ,2002]

1.2.2- Le maillage :

Les matériaux cristallins réagissent au cisaillement auquel ils sont soumis par un mécanisme particulier, différent du glissement des dislocations : le maillage.

Il se produit lorsqu'une force de cisaillement provoque des déplacements atomiques tel que la position des atomes situés d'un côté du plan de maillage correspond à l'image spéculaire de celle des atomes situés de l'autre côté.

La portion d'un matériau cristallin qui se trouve entre deux plans de maillage est appelée : zone maillée, et on appelle cristaux maillés ou macles, les cristaux comportant plusieurs zones maillées. Le maillage se produit le long d'un plan cristallin dont l'orientation dépend de la structure cristalline c'est-à-dire on trouve des macles d'origines thermiques dans les métaux qui ont une structure CFC, et les macles d'origines mécanique on les trouve dans les métaux qui ont une structure CC et HC.

Le glissement et le maillage sont les deux principaux mécanismes permettant d'accommoder la déformation plastique, mais alors que le glissement produit des déplacements qui sont des multiples entiers de la distance interatomique, lors du maillage, les atomes se déplacent de moins d'une distance interatomique. Le maillage est susceptible d'autoriser l'activation de nouveaux systèmes de glissement. Par conséquent, l'importance du maillage sur la déformation totale est particulièrement marquée dans les matériaux où le nombre de systèmes de glissement est réduit, comme ceux de structure hexagonale compacte. [Bribech,2014], [Richeton, 2006].

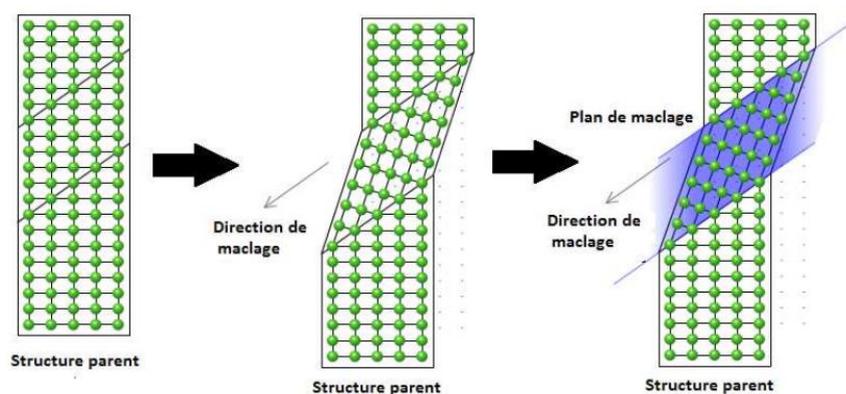


Figure I.21 : Illustration de la déformation par maillage dans un cristal.

2. Le procédé de tréfilage :

Comme nous l'avons vu précédemment, nous avons intéressé dans cette étude à l'acier C68D-2 qui est destiné à la fabrication des matelas à ressorts ; la production de cet acier se fait en fil machine (matériaux de départ) et fils tréfilé par le procédé de tréfilage.

Le tréfilage est un procédé de mise en forme à froid par déformation plastique, Il a fait des études classiques par Embury et Fisher en 1966 dans les études les plus récentes pour différents types des aciers, ou cuivre et aluminium à leur utilisation industrielle.

Le but de tréfilage est de fabriquer des fils métalliques répondant à certaines conditions de qualités de dimensions et de présentation au prix de revient le plus bas possible, il a pour effet de "durcir" le métal et de diminuer ses possibilités de déformation ultérieure. [G. Vega, 2009], [Dunod,1956], [J. P. Eberhart,1989].

Le tréfilage permis de réduire le diamètre d'un fil par passages successifs dans des filières de diamètre décroissant en présence de lubrifiant. [Aude Lamontagne,2014]. 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. [Laverroux, M, 1993].

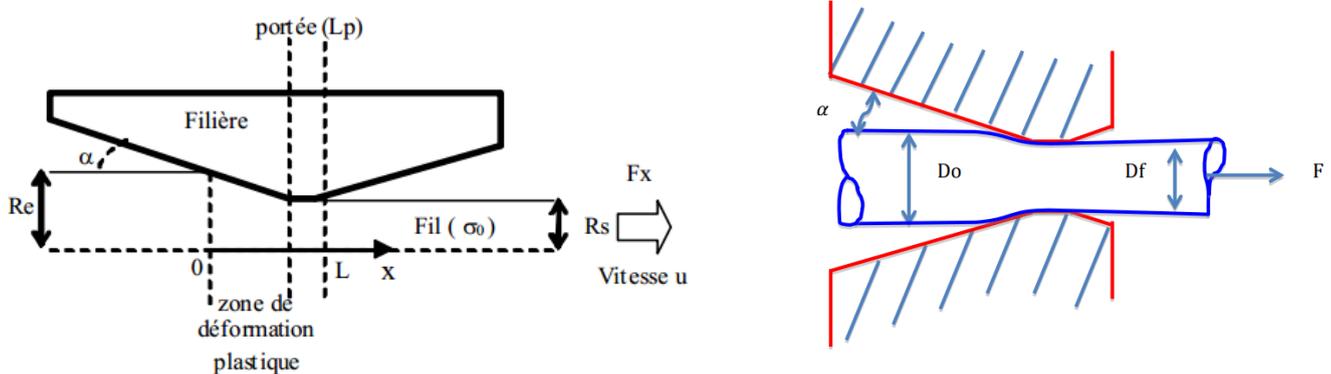


Figure I.22 : Principe de tréfilage.

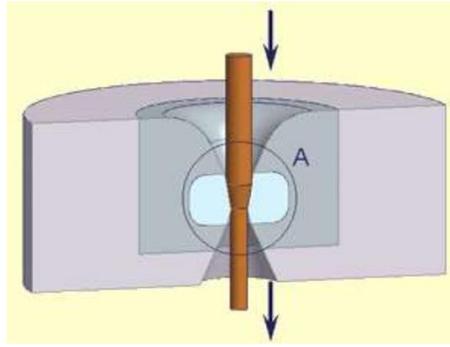


Figure I.23 : Schéma d'une passe de tréfilage et grandeurs caractéristiques. [Levreau, 2005].

Lors de la mise en forme à froid, la répartition de la déformation plastique et des contraintes résiduelles est hétérogène dans la section d'un fil. Massé a effectué une simulation numérique des procédés de mise en forme de fils plats d'acier perlitique selon que l'on considère un comportement isotrope ou anisotrope du matériau. Il montre que le procédé de tréfilage est plus homogène en termes de déformation comparé au procédé de laminage.

En tréfilage, la déformation maximale est située en surface alors qu'en laminage, la déformation est en partie localisée dans la croix de forgeron, c'est pour ça Thomas Massé définit le tréfilage comme un procédé de traction avec des déformations homogènes dues à la symétrie de révolution. [A. Vancostenoble,2015]. [T. Massé,2010].

Le processus de capacité de tréfilage dépend de trois paramètres principaux tels que les propriétés du matériau du fil, les géométries de filière telles que la longueur et l'angle de la filière, la vitesse de tréfilage et le frottement à l'interface entre la filière et le fil. [E. Braun, 1979]

3- Les éléments clés du tréfilage :

3.1. Fil machine :

Le tréfilage utilise comme produit de départ le fil machine dont le diamètre varie de 7,5 à 20 mm. Il est obtenu à partir du métal liquide selon deux procédés différents. La figure.I.1 compare les étapes relatives au procédé conventionnel et au procédé CLC (coulée et laminage continu) [Technique d'ingénierie, M652].

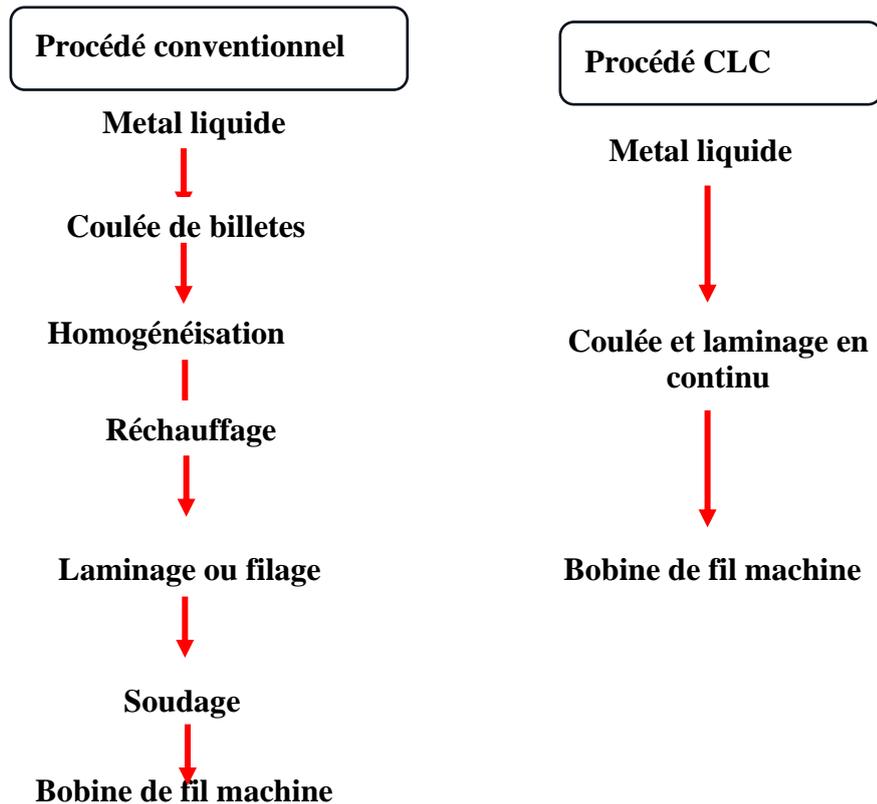


Figure I.24 : Comparaison des procédés de fabrication de fil machine.

3.2. La filière :

Une filière de tréfilage est constituée d'un noyau dur en carbure de tungstène lié au cobalt assurant la réduction de section. Dans certains cas, pour limiter l'usure des filières et leur échauffement au passage du fil, des noyaux en diamant peuvent être utilisés. Leur investissement est plus lourd mais leur durée de vie est fortement accrue. Le diamant est soit naturel (utilisé exclusivement aux petits diamètres), soit synthétique.



Figure I.25 : Différentes tailles de filière.

La géométrie des filières conseillées se compose, en général :

- D'un cône de réduction suffisamment long pour servir de réserve de lubrifiant, avec un angle d'entrée très ouvert (90° par exemple), joue le rôle d'entonnoir de dégagement et qui permet aussi de répartir et d'entraîner le lubrifiant.

- Un cône de travail, de demi-angle α et de longueur L_c équivalente à une fois et demi le diamètre de sortie : c'est dans cette partie de la filière que s'effectue la réduction de section du fil, peut varier suivant :

- La nature et l'état de l'acier ;
- Le taux de réduction de section ;
- La recherche du minimum de perte d'énergie par frottement sur les parois ;
- La progressivité régulière de la déformation ;
- Le minimum d'usure recherchée dans la zone de calibrage du fil.

- Une zone de calibrage, qui comme son nom l'indique, permet de calibrer le diamètre du fil. Sa longueur correspond environ à la moitié du diamètre de sortie. (Pour les filières carbure, largement les plus utilisées).

- Un cône de sortie, d'angle β qui permet un déchargement progressif de la filière et l'évacuation du lubrifiant.

- Les paramètres de la filière qui déterminent les conditions tribologiques dans le contact sont :

- D et d : diamètres respectifs d'entrée et de sortie du fil.

- θ : demi - angle de la filière.

-L : longueur de la partie cylindrique de la filière, généralement $L = d2$. [Lamontagne. A, 2014]. [A. Vancostenoble,2015]. [Techniques de l'Ingénieur, M652, M645].

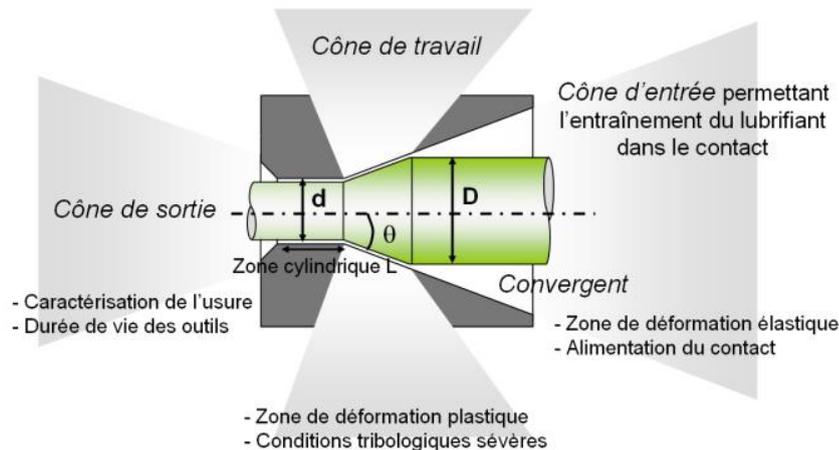


Figure I.26 : Vue en coupe d'une filière permettant de définir les différentes zones de l'outil d'après.

Guillaume Vega et al en 2007, ont étudié l'influence de la géométrie interne des filières et des paramètres liés au procédé (frottement, taux de réduction) sur l'effort de tréfilage et l'écoulement du métal dans le cas de la mise en forme d'un fil en cuivre réalisé à l'aide d'une machine instrumentée, ils ont obtenu une première série de relations entre la géométrie de la filière et l'optimisation de la déformation pendant le tréfilage [Vega,2007].

3.3. Lubrifiant :

Elle doit répondre à un double objectif :

— Réduire le frottement entre le fil et la filière dans le but de retarder l'usure de cette dernière.

— Donner au fil un état de surface adapté à son utilisation ultérieure. [Stago et al,1976]

L'ensemble des filières est immergé dans un bain de lubrifiant aqueux afin d'assurer le maintien d'un bon état de surface du fil métallique et de limiter l'échauffement provoqué par l'érouissage du métal. Le diamètre est ainsi réduit de 1,8 à 0,3 mm pour les plus gros fils et de 1,14 à 0,2 mm pour les plus fins, en 18 à 20 passages dans les filières. La vitesse du fil à la sortie du dernier outil peut atteindre 16 m/s suivant le type de fil. [Helene.F, 2011]

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. Dans le cas du tréfilage à sec, ce sont des "savons secs métalliques" qui sont utilisés. Issus d'une réaction de saponification, les lubrifiants industriels sont en fait des mélanges complexes de matières grasses, de charges minérales, d'additifs variés et de produits réactionnels. Un bon lubrifiant est un savon qui favorise la formation d'un film superficiel suffisamment épais et homogène pour éviter toute interaction directe entre la filière et le fil. Il doit également résister aux fortes pressions et hautes températures développées pendant le tréfilage. [Technique d'ingénieur M652], [Leveau.C, 2006].

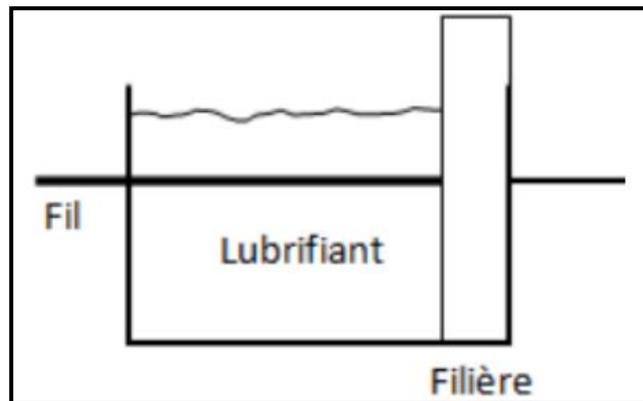


Figure I.27 : Schéma d'une méthode de lubrification. [Bessais.L, 2017]

3.3.1. Les régimes de lubrification en tréfilage :

Le régime de lubrification dépend de :

- La charge appliquée.
- La vitesse de glissement.
- La viscosité du lubrifiant.
- La géométrie du contact.
- La rugosité de surfaces.

Stribeck a mis en évidence une évolution type du frottement en fonction de ces paramètres.

En représentant l'évolution logarithmique du coefficient de frottement μ en fonction de la vitesse de glissement V_g (Figure. II.28) dans un contact lubrifié avec un fluide de viscosité η sous une pression P . Trois régimes de lubrification peuvent être distingués :

- 1- Le régime hydrodynamique.
- 2- Le régime mixte.
- 3- Le régime limite.

Ces différents régimes sont gouvernés par le rapport entre l'épaisseur du film lubrifiant h et la hauteur des rugosités de surface R_a , déterminant l'étendue de la surface de contact solide. Si ce rapport est grand, le régime hydrodynamique prévaut. En revanche, s'il tend vers zéro, le régime limite s'établit et le coefficient de frottement augmente. Aux fortes pressions et faibles vitesses, le régime limite prévaut. Les fortes vitesses favorisent, en revanche, l'apparition du régime hydrodynamique, c'est à dire la formation d'un film lubrifiant suffisamment épais pour empêcher tout contact entre les aspérités des surfaces antagonistes. [Genin,2007].

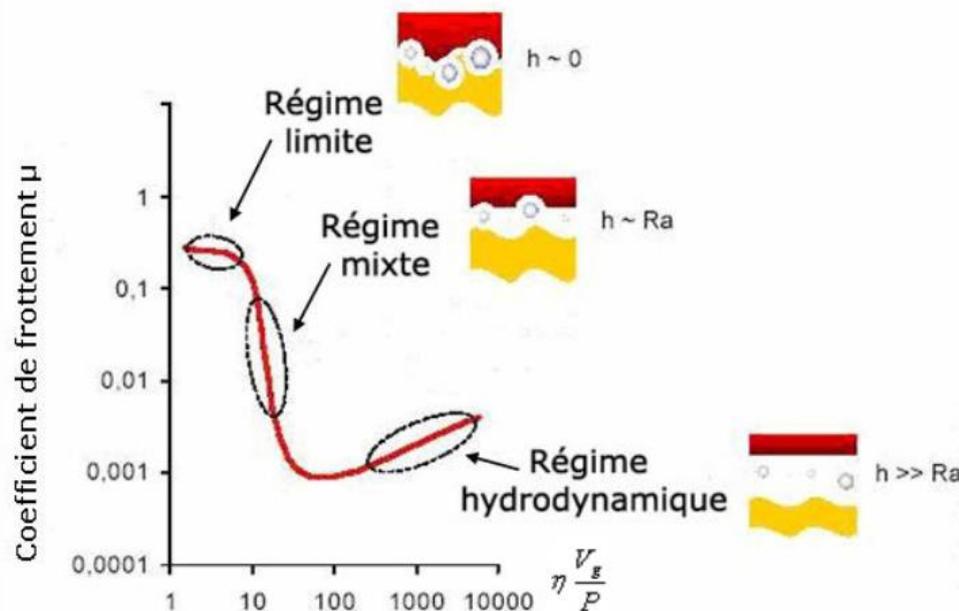


Figure.I.28 : Représentation sur une courbe de Stribeck des différents régimes de lubrification.

4. Machine de tréfilage :

L'ensemble du matériel de tréfilage permettant la transformation du fil machine en fil dit écroui (ou, dans l'ancienne appellation, clair) comporte trois éléments :

- Dispositif de dévidage du fil machine.
- Machine à tréfiler.
- Dispositif de récupération du fil écroui.

Le choix de la machine à tréfiler se fait en fonction de l'alliage et de la réduction de section recherchée.

Parmi tous les dispositifs, nous distinguons :

- Les machines de tréfilage à sec, qui permettent d'obtenir des fils jusqu'à 1 mm et utilisent des savons comme lubrifiants. Ce sont ces dispositifs qui nous intéressent particulièrement dans cette étude.

- Les machines de tréfilage humide, qui ont particulièrement adaptées pour l'obtention de fils plus fins. La lubrification est mise en œuvre par immersion ou aspersion d'huile minérale.

Pour un même fil de départ, et pour une même réduction de section, les caractéristiques mécaniques sur fil brut d'écrouissage sont fonction des moyens de tréfilage adoptés (type de tréfileuse, gamme de réduction, vitesse, etc.)

4.1. Machine de tréfilage simple :

La machine simple ou la machine mono passe sont à conseiller pour les alliages durs nécessitant des recuits intermédiaires en cours de tréfilage (série 2 000 et 7 000) ou pour les faibles réductions de section. Elle se compose d'un système de dévidage du fil, d'un bloc à tréfiler et d'un dispositif de traction/réception. On distingue :

- Les blocs simples, à axe de bobine vertical.
- Les bancs de couche, à axe de bobine horizontal.

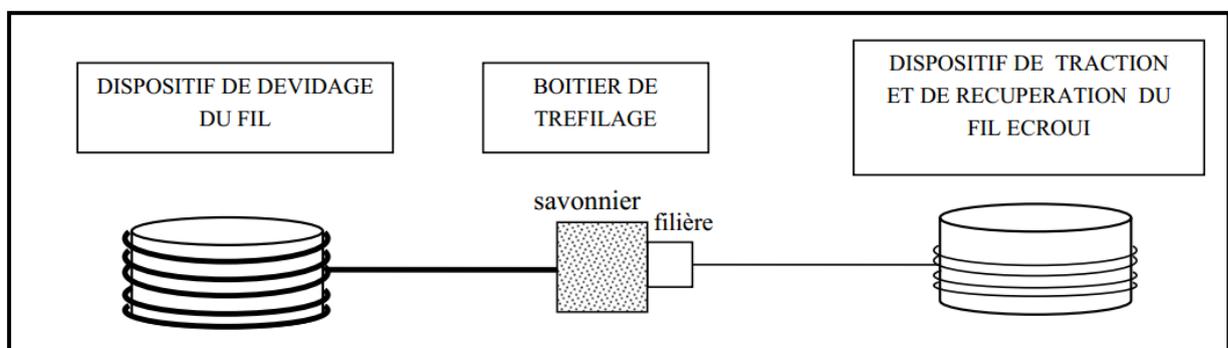


Figure I.29 : Schéma de principe d'une machine à tréfiler simple (ou mono passe).

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

4.2. Machines de tréfilage multiples :

Sur ces machines, des réductions de section importantes ont obtenues par des réductions successives effectuées sur le même appareil. Dans ce cas, le fil passe d'une bobine à une autre en traversant une filière, et il subit à chaque fois une réduction de section et un accroissement de vitesse (loi de conservation du débit de matière). On distingue trois types de machines multiples :

4.3. Machines continues ou à passage direct :

Ce sont les équipements les plus modernes et les plus répandus. Dans lesquelles les vitesses des bobines sont automatiquement équilibrées de façon que chacune débite la quantité de fil nécessaire à la suivante chaque bobine se comporte comme une bobine simple sans qu'il y ait glissement du fil par rapport à la bobine. Sur chacune, un certain nombre de tours de fil est empilé à l'enfilage, ce qui permet le refroidissement du fil entre chaque passe. Les bobines n'accumulent que 5 ou 6 spires de fil, ce type de machine est particulièrement utilisé pour le tréfilage des aciers inoxydables, car ceux-ci ne nécessitent pas un refroidissement entre passes aussi poussé que d'autres types d'aciers.

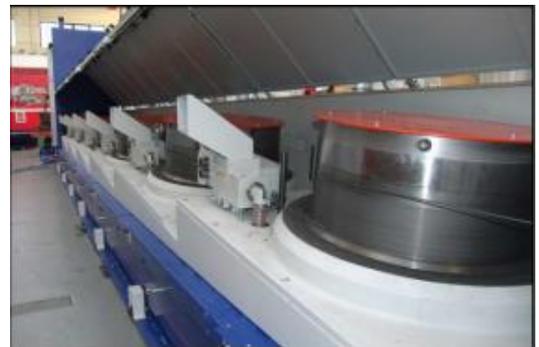
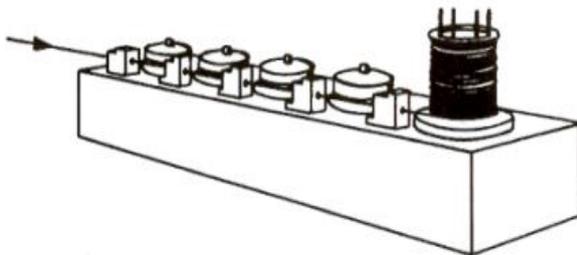


Figure I.30 : Machine multiple continue.

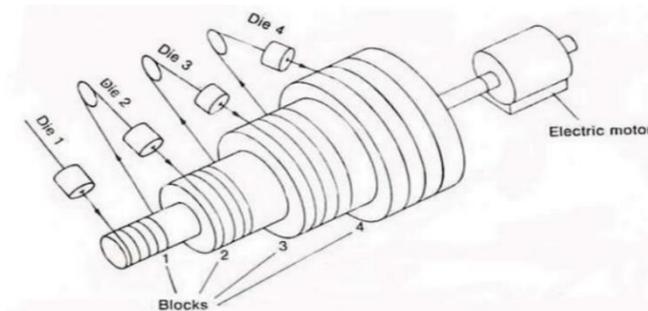


Figure I.31 : Multiple passe de tréfilage.

4.4. Machines à accumulation :

Dans ces machines, il n'y a pas d'équilibrage automatique des vitesses. Les séries de filières, ou passes, sont calculées pour que chaque filière débite plus de fil que ce qui est nécessaire à la suivante, d'où une accumulation du fil sur chaque bobine. Cette accumulation de fil permet :

- De refroidir le fil.
- De ne pas interrompre la production des bobines aval dans le cas d'un arrêt des bobines amont.

Le dispositif classique provoquant une torsion du fil au cours de son dévidage de la bobine amont, des modifications ont été apportées pour obtenir un dévidage sans torsion qui a, par ailleurs, l'avantage d'augmenter la quantité de fil accumulée et donc d'accroître la possibilité de refroidissement.

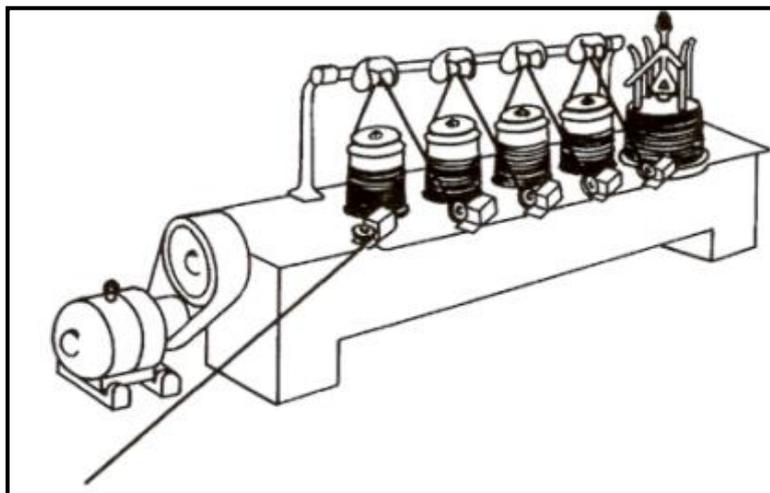


Figure I.32 : Machine multiple à accumulation.

4.5. Machines à glissement :

Dans ces machines dédiées au tréfilage humide, il n'y a ni équilibrage des vitesses, ni accumulation de fil. Le glissement du fil sur les bobines compense les différences de vitesses. Ce type de machine est surtout utilisé pour les tréfilages dits humides ou immergés (des fils fins $\varnothing < 1$ mm) l'ensemble bobine et filière étant arrosé ou immergé dans le liquide lubrifiant qui joue le rôle d'élément de refroidissement du fil. [Levreau.C, 2006], [Technique de l'Ingénieur, M645, M652]

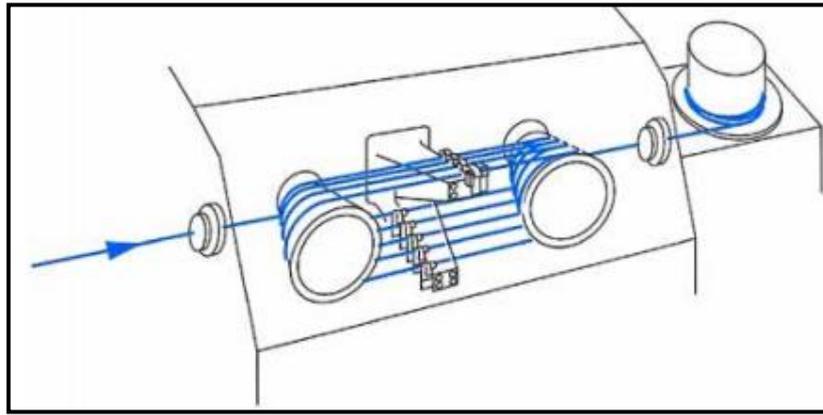


Figure I.33 : Machine multiple à glissement (à cônes).

5.L'effet de température pendant le tréfilage :

Vega et al en 2009, ont étudié l'influence de température pendant le tréfilage, ils ont trouvé que la température atteint une valeur maximum près de l'interface (au-dessus de l'atterrissage). Ils ont utilisé deux méthodes, l'approche expérimentale et la modification d'un modèle analytique, la température d'interface est liée au coefficient de frottement. [Vega et al, 2009]

6.Textures de tréfilage :

Lorsque l'on déforme suffisamment un métal dont la texture initiale n'est pas trop prononcée, la texture finale présentera les symétries du mode d'élaboration, dans le cas du tréfilage l'axe du fil est axe de révolution de l'ensemble de la texture.

Les textures que l'on rencontre dans les fils correspondent à des textures de fibre, qui se caractérisent par la présence dans de nombreux grains d'une direction $\langle hkl \rangle$ parallèle à l'axe du fil ou faisant un angle avec lui. Pour un matériau de structure cubique centrée la direction est du type $\langle 110 \rangle$. Les éléments de symétrie de la texture sont ainsi mis en évidence au travers des figures de pôles qui présentent une symétrie de révolution.

La mesure des textures dans les fils pose des problèmes qui sont directement liés à leur géométrie (volume diffractant non constant pour une déclinaison donnée). De ce fait différents moyens pour rendre plan un échantillon cylindrique ont été proposés, mais la plupart de ces méthodes ne peuvent s'appliquer qu'à des fils de gros diamètres. [P.F. Willemsse et al, 1982], [T. Montesin et al, 1990].

Dans les fils de structure cubique à faces centrées, les textures observées sont composées principalement d'un mélange en proportion variable de deux composantes fibres $\langle 100 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$ (les directions cristallographiques $\langle 100 \rangle$ et constant de l'espace d'Euler, la fibre $\langle 111 \rangle$ sont parallèles à l'axe du fil). Sur les coupes à $\varphi = 0^\circ$ se situe à $\phi = 0^\circ$ et variant entre 0 et 360° et la fibre $\langle 111 \rangle$ se situe à $\phi = 55^\circ$, variant de 0 à 360° . Elles sont représentées sur une coupe de l'espace d'Euler à $\varphi = 45^\circ$ par des 2 densités d'orientations continues. [P. Coulomb, 1972]

7.L'effet de tréfilage sur les aciers perlitiques (expérimentalement) :

-Il y a beaucoup de chercheurs que s'ont intéressés les aciers tréfilés en différent taux de déformation, au niveau microstructurale, texturale et au niveau mécanique.

-En général, tous les résultats expérimentaux depuis l'ancien jusqu'aux recherches modernes, J. D. Embury and R. M. Fisher (1966), Languillume (1997), Landford (1970), Pankaj Kumer (2011), Toribio (2014), Nebber et al (2019), Zidani et al (2006 et 2010), etc.

Ils sont en accord avec ce qui concerne au niveau microstructural : la microstructure tournée vers l'axe de tréfilage, les lamelles de cémentite deviennent parallèles, la direction de tréfilage avec un peu déférences sur la forme de lamelles de cémentite avec changement de taux de déformation (et/ ou la composition chimique de fil).

Au couté textural, les études confirmaient que : la texture de tréfilage est la fibre $\{110\}$ //DN, en plus des chercheurs que nous avons mentionnés plus tôt, il y a aussi : Heizmann en 1994, Won Jong Nam et al en 1995, Van Acker et al en 1996, J.W. Pilarczyk et al en 1995, Y. Tomota et al en 2005, F. Yang et al en 2008, T. Suzuki et al en 2009, N. Guo et al en 2013, F. Fang et al en 2014, Zidani et al en 2006, Nebber en 2020., etc..., qui ont confirmé ce résultat.

-Théoriquement, comme nous avons écrit dans la partie (Caractérisation structurale des aciers perlitiques), les aciers perlitiques composent de ferrite et perlite, la dernière continu les lamelles de cémentite, leur morphologie et les espacements entre-t-elle- ces sont une valeur très important en le changement microstructurale des aciers pendant le tréfilage, bien que théoriquement lamelle de cémentite soit ductile et difficile pour déformer) , c'est pour ça, elle devient un grand sujet dans la recherche scientifique dans ce domaine.

Toribio (2004), il a expliqué bien les orientations des lamelles pendant le tréfilage :

1/ Les lamelles sont parallèles l'axe de tréfilage :

Ici, l'orientation de la perlite est parallèle l'axe de tréfilage, Embury et Fisher en 1966, ils ont détecté texturalement le développement de fibre $\langle 110 \rangle$ //DN, vers l'axe de tréfilage en acier (0.93%C) et Languillaume et al en 1997 en acier (0.71%C), même résultats en acier (0.8%C) sont trouvée par Pankaj Kumar et al en 2011, et en acier (0.7%C) par Toribio qui a confirmé ce phénomène en 2014 en plus de son étude de 2004. (Qui déterminer l'orientation perlitique en Figure I.33) et Nicolas Guelton en 2020 a déterminé en manière précisé l'orientation de lamelle présenté en Figure I.34.

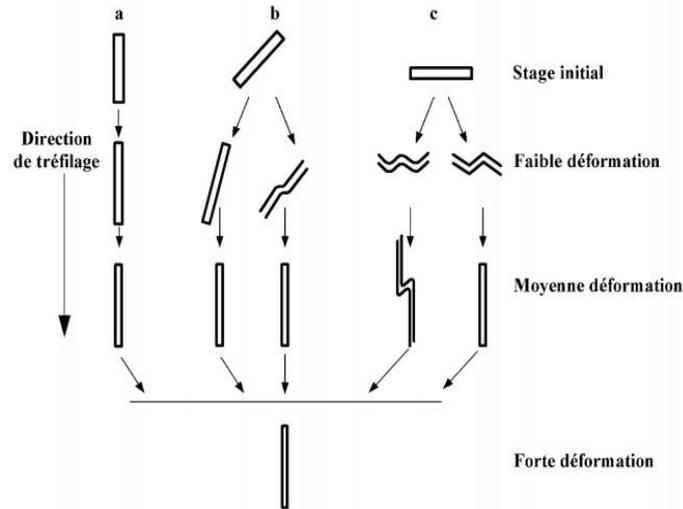


Figure I.34: Illustration schématique de cinq chemins d'alignement de la structure perlitique : a) alignement, b) rotation, c) pliage. [Toribio, 2004]

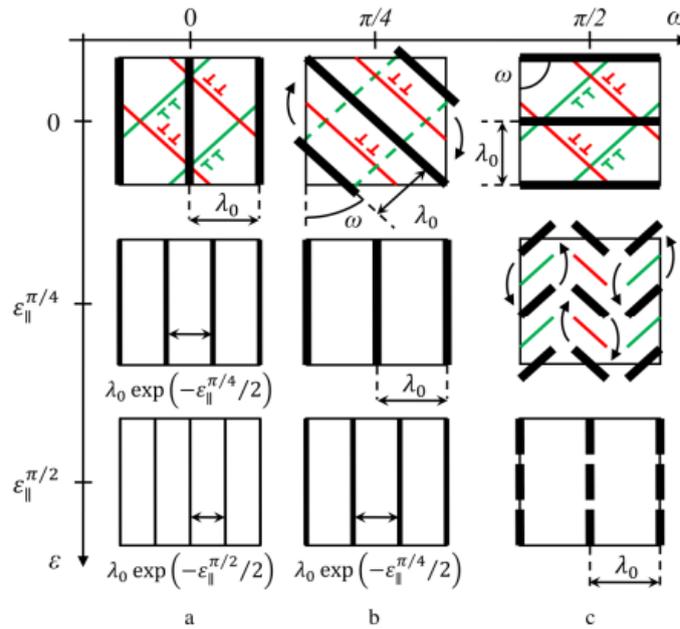


Figure I.35: Séquence d'alignement de cémentite pour trois orientations lamellaires initiales différentes, a) $\omega = 0$, b) $\omega = \pi/4$, c) $\omega = \pi/2$, et effet de l'orientation initiale des lamelles sur leur espacement et leur épaisseur. $\varepsilon_{||}^{\omega}$, est la véritable déformation pour laquelle les lamelles initialement mal orientées par ω sont parallèles à WA.

2/ Un certain angle entre l'inter lamellaire et la direction de tréfilage :

Toribio en 2004 (en acier 0.8%C) et W.J. Nam en 2002 (en acier 0.52%C), ils ont trouvé ce type de l'orientation, et L. Zhou et al en 2014, ont remarqué ce type en leurs structure à $\varepsilon=0.5$.

Selon Ning (2012), ce type d'orientation en raison de : sous la contrainte de traction, qui est parallèle à l'axe, et sous la contrainte de compression, qui est verticale à l'axe, la déformation de la perlite inter lamellaire comprend deux aspects : la réduction de l'espacement lamellaire et le retournement de l'orientation lamellaire vers l'axe du fil. Lorsque la déformation de tréfilage est suffisamment grande, la direction des couches de perlite est presque parallèle à l'axe du fil.

Car cette lamelle peut être prise différente forme, comme Pankaj a déterminé ces formes : les lamelles fines (Thinning of lamellae), les lamelles courbées (Bending of lamellae), les lamelles pliées (Kinking of lamellae), les lamelles alignées (Alignment of lamellae). Totibio (2004), Nam (2002), Pankaj (2011), Toribio et al (2014), Nebber et al (2019), ils ont observé quelques types de ces formes.

3/ Inter lamellaire vertical à l'axe :

La forme de lamelle de cémentite le plus observée c'est la forme courbée (Bending of lamellae), car pendant le processus de déformation, la contrainte de traction de l'axe augmenterait l'espacement lamellaire. Cependant, les deux extrémités des couches de perlite subissent la contrainte de compression qui est perpendiculaire à l'axe du fil en même temps, et la rotation globale est jolite difficile. [Ning, 2012]

- Au niveau de propriétés mécaniques beaucoup des études ont montré l'influence de l'orientation des lamelles sur l'évolution mécanique, par exemple : Nam et al en 1995 (ils ont détecté la résistance à la traction), Zelin en 2002 (il a étudié la torsion), Elwazri et al en 2005 (la résistance), Phelippeau et al en 2005 (ils ont étudié micro dureté, la résistance à la traction), Raji et al en 2013 (ils ont analysé la résistance à la traction, la limite d'élasticité, la dureté et la ténacité).

En général, selon ces travaux, les propriétés mécaniques (telle que : la résistance à la traction, dureté, la résistance...) augmentent au cours de tréfilage en raison de l'accumulation des contraintes plastiques.

Il y a des chercheurs ont étudié l'effet des impuretés dans les aciers perlitiques au cours de tréfilage, ou l'augmentation de quelques compositions chimiques, par exemple : Song et al en 2006, ont réalisé l'addition de Cr dans les aciers perlitiques tréfilés et l'influence de cette quantité sur les propriétés mécaniques, ils ont trouvé l'ajout de Cr aux aciers perlitiques augmente la résistance à la traction et le taux d'écrouissage des aciers perlitiques tréfilés à froid grâce à un raffinement de l'espacement inter lamellaire initial et une augmentation du

paramètre Hall-Petch.

-Quelques chercheurs ont dit au cours du tréfilage, les grains ils ont déformés en raison de l'effort de déformation, ils sont affectés par cette force et suivent une direction de la déformation, comme le phénomène de magnétisme du fer, les atomes de fer suivent la force magnétique s'orientent dans la même direction vers le champ magnétique.

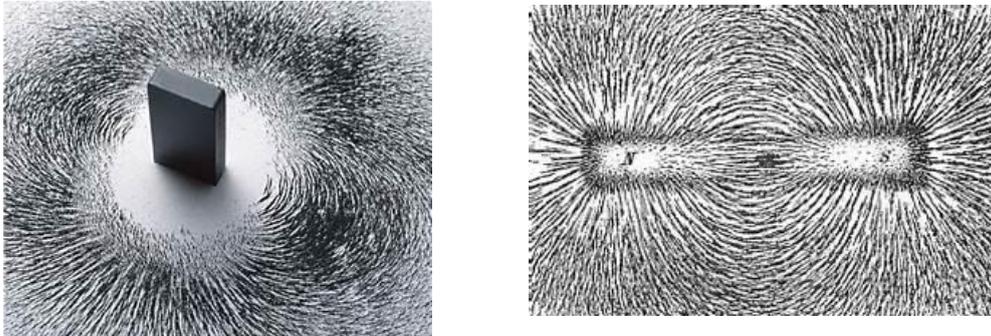


Figure I.36: Le phénomène de magnétisme du fer.

Mais il y a des études qui ont détecté un autre phénomène qui s'appelle "dissolution de cémentite" (The cémentite dissolution), ce phénomène est détecté à partir de plusieurs méthodes d'analyses : THRME (Transmission haute résolution Microscopie électronique ou bien en L'Anglais : HRTEM (High Resolution Transmission Electron Microscopy) , Sonde atomique tomographique (TAP (Tomographic Atom Probe), Microscopie ionique de champ à sonde atomique (APFIM (Atom Probe Field Ion Microscopy) et Analyse du spectre Mossbauer (Mossbauer spectrum analysis), etc...

-À notre avis, Ning en 2012 il a bien décrit ce phénomène en manière très claire, on peut résumer leur description comme suivant :

Après une déformation plastique importante, les couches de cémentite des fils d'acier sont partiellement dissolutions, à la chambre température, la déformation fortement plastique peut rendre les joints des grains à grand angle et le grain équiaxe d'une taille de 50 nm à 500 nm, tandis que les particules de la deuxième phase seraient revenues au phénomène de fusion, alors la matrice deviendra solide sursaturée solution à nouveau. Lors du processus de vieillissement qui suit, la deuxième phase précipite à nouveau forme de fines particules.

Il y a deux mécanismes de dissolution de cémentite :

- Mécanisme de dislocation de liaison (Dislocation binding mechanism) :

Est proposé par Gavriljuk, basé sur interaction des atomes de carbone et des dislocations, désigne la force motrice thermodynamique pour la dissolution de la cémentite des atomes

de carbone et les interactions de dislocation peuvent être supérieure à l'énergie de liaison des atomes de carbone et de fer dans la cémentite. Une dislocation près de l'interface de la ferrite et de la cémentite capterait l'énergie du matériau brisé. Clés de la cémentite dans le processus de déformation, qui peut conduire à la dissolution de la cémentite. Selon les expériences, certains atomes de carbone se trouvent autour de la dislocation et interagissent avec les avions de glissement. Il a également utilisé cette théorie expliquer l'influence des éléments d'alliage sur la dissolution de la cémentite. Par exemple, Ni peut réduire l'enthalpie de liaison du carbone et des dislocations à 0,2eV tandis que Mn peut augmenter jusqu'à 1,76 eV. Cela signifie que Ni peut maintenir la cémentite stable tandis que Mn peut favoriser la décomposition de la cémentite. Il en va de même avec le résultat de la spectroscopie Mossbauer. Grâce aux calculs, la concentration d'atomes de carbone est bien inférieure à la valeur expérimentale même en comptant par la densité de dislocation maximale [Ning, 2012].

- Le mécanisme de l'énergie interfaciale (The mechanism of interfacial energy) :

La déformation par tréfilage à froid peut rendre les couches sont devenues plus minces et il n'y a eu que quelques dislocations importantes dans les couches de ferrite. La déformation a provoqué une augmentation de l'énergie de l'interface cémentite, ce qui a conduit à l'Effet Gibbs-Thomson et dissolution de la cémentite. De plus, les atomes de carbone se diffuseraient dans la matrice de ferrite. [Languillaume, 1997]

Cette théorie peut bien expliquer que la cémentite se dissout lorsqu'il n'y en a pas beaucoup dislocations dans la ferrite. Cependant, ce mécanisme ne peut expliquer le test de frottement interne résultats, comme indiqué ci-dessus, car il ne peut pas expliquer la plupart des éléments d'alliage sur la cémentite décomposition. Par ailleurs, ce modèle simplifié ne prend pas en compte la différence entre la déformation et la déformation macroscopique de la cémentite. [Ning, 2012]

- C'est pour ça il y a beaucoup des études qui sont détectés la forme curling de cémentite dans la section transversale en des fils tréfilés comme l'étude d'Ana C. Ribeiro et al en (2018) en acier 0.712C, 0.489Mn, et les anciennes études comme : Gil Sevillano J. (1974), Hosford WF (1964), J. Toribio et al (1998), Langford G (1970).

Comme nous l'avons vu précédemment dans tout ce qui a été mentionné, dans cette partie et dans deux sections, Il existe plusieurs conditions qui contrôlent à les propriétés microstructurales et mécaniques , d'une part le lubrifiant, la température de tréfilage et la vitesse de tréfilage... qui sont affectés sur le procédé de tréfilage , et le dernier à affecter aux propriétés d'acier, et à d'autre part, les compositions chimiques, les impuretés d'acier, l'énergie stocké d'acier qui affecter aussi sur toute les propriétés d'acier. Alors la question est : pouvez-vous ajuster certaines conditions pour obtenir les résultats souhaités, et la maieurs morphologie, et bonnes propriétés mécaniques ? la réponse, c'est : non, parce qu'il y a plusieurs des facteurs a affecté sur le comportement microstructural et mécaniques.

Section 3***Le traitement thermique.*****1. Définition de traitement thermique :**

Les modifications microstructurales induites par la déformation à froid qu'est le tréfilage, modifient les propriétés physiques et mécaniques des métaux. Mais, on peut généralement restaurer les propriétés et la microstructure que possédait le métal avant la déformation, au moyen d'un traitement thermique (recuit). [Bayarassou ,2018].

Les traitements thermiques sont des opérations de chauffage suivi de refroidissement qui ont pour but de donner à une pièce métallique les propriétés les plus convenables pour son emploi ou sa mise en forme. Ils permettent d'améliorer dans une large mesure les caractéristiques mécaniques tel que : l'augmentation de la limite élastique et la diminution de la fragilité. Toute utilisation rationnelle d'un alliage implique dans la plupart des cas, un traitement thermique approprié. D'une manière générale, un traitement thermique ne modifie pas la composition chimique mais apporte des modifications de point de vue :

- Constitution (état de carbone, forme allotropique de fer).
- Structure (taille de grain, répartition des constituants)
- État mécanique (gradient de température au divers point de la pièce). [Zaoui Moussa,2009]

2. Les procédés de traitement thermique :

Les procédés de traitement thermique se compose de :

- AB : L'échauffement à des températures supérieures aux températures de transformation (par exemple : AC3).
- BC : Maintient à une température définie.
- CD : Refroidissement avec une vitesse donnée :
 - Lente (dans le four, à l'air).
 - Assez rapide (dans l'huile).
 - Très rapide (dans l'eau).

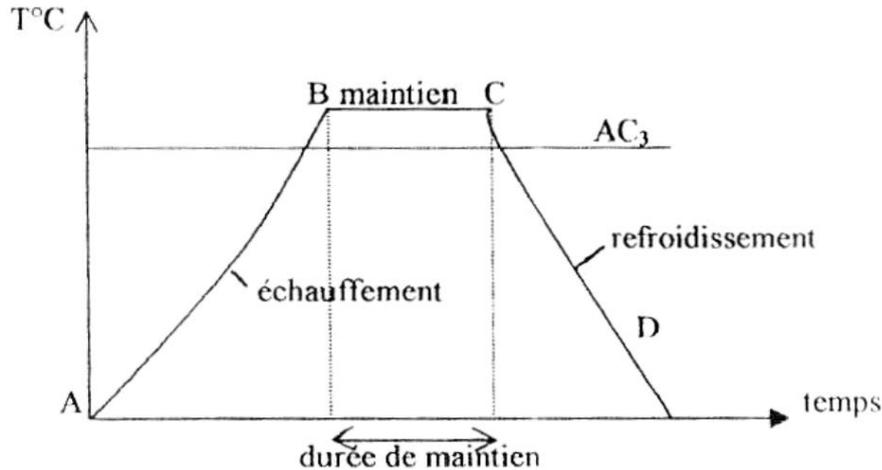


Figure I.36 : Les principaux étapes de traitement thermique.

Les modes principaux de traitement thermique qui modifient de diverses manières la structure et les propriétés d'un alliage par des opérations de chauffage jusqu'à une certaine température, de maintien à cette température, et suivies d'un refroidissement à une vitesse plus ou moins accélérée sont :

- Le recuit.
- La normalisation.
- La trempe.
- Le revenu et le vieillissement.

Les principaux facteurs qui permettent de distinguer entre les différents types de traitements thermiques sont la température de maintien et la vitesse de refroidissement. [Bensaada, 2019]

3. Le recuit :

Nous intéressons dans cette étude de type de traitement thermique : le recuit.

Ce type de traitements présentent une grande diversité, certains d'eux sont mis en œuvre pour éliminer les hétérogénéités structurales et chimiques dans les pièces brutes de fonderie ou de forge, et d'autres sont utilisés pour obtenir des structures dont les caractéristiques mécaniques répondent à la manière la plus satisfaisante à l'utilisation dans l'industrie. [M. Zaoui, 2009]

Le recuit est un processus impliquant le chauffage et refroidissement, généralement appliqué pour produire un ramollissement. Le terme fait également référence aux traitements destinés à modifier les propriétés mécaniques ou physiques, produire une microstructure définie ou

éliminer les gazes. La température de l'opération et le taux de refroidissement dépendent du matériau recuit et du but du traitement. [Thomas, 1966]

Le recuit c'est l'agitation thermique des atomes due à l'énergie absorbée au cours de ce recuit, d'activer les phénomènes de retour à l'état initial « restauration », et augmenter la vitesse de ceux-ci, cela permet en effet un retour vers l'état d'équilibre. Ce retour, plus ou moins complet, s'effectue essentiellement selon trois processus : la restauration, la recristallisation, et le grossissement (coalescence) des grains ou encore recristallisation secondaire. Il comprend trois étapes :

- Un chauffage a une certaine température dite de recuit.
- Un maintien de durée variable à cette température.
- Un refroidissement lent qui peut se faire à l'air. [S.Mechri, 2007]

Le processus de recristallisation des métaux et alliages déformés plastiquement permet de recouvrer la ductilité et de contrôler la structure granulaire des matériaux métalliques. [Ganai Benchaabane,2009], la recristallisation se définit par deux procédés : la germination et la croissance. La germination est la formation d'un petit volume de matériau, à l'intérieur de la matrice déformée, délimite par un joint de grain fortement désorienté. [Humphreys et al, 1996]

Et la restauration est un processus thermiquement activé qui vise à stabiliser une microstructure hors équilibre et qui aboutit à un adoucissement du matériau. Elle est à distinguer du processus de recristallisation, en ce sens qu'elle conserve la texture initiale et ne génère pas de nouveaux grains. Elle s'effectue au niveau de la sous-structure et n'affecte que la densité de dislocations, les sous-joints et les sous-grains. Il est d'usage de distinguer deux types de restauration, même si les mécanismes fondamentaux sont similaires :

- La restauration dynamique qui s'opère au cours de la déformation,
- La restauration statique, mise en jeu après la déformation du matériau.

L'intérêt porte sur la restauration se limitera dans le cadre de notre étude a la restauration statique d'alliages d'aluminium déformés à froid. Quelques exemples d'alliages autres et de matériaux déformés à chaud seront toutefois présentés.

Les mécanismes de restauration sont encore très peu compris et dépendent inévitablement de la nature des alliages (pur, avec impuretés ou précipités), du mode de déformation et de la température de recuit. [Adeline Albou, 2010]

4.L'influence de traitement thermique sur les aciers perlitique tréfilés (expérimentalement) :

Storojeva et al (2003) ont étudié l'effet de recuit sur les aciers perlitiques tréfilés, le phénomène de récupération (recovery) devient dominant et consomme la majeure quantité de l'énergie stockée sous forme de défauts, la récupération des matériaux déformés commence rapidement par dislocation, réarrangement pour former une configuration plus énergétiquement favorable.

Après le traitement thermique à 1000°C pendant 5 minutes sur l'acier (0.71%C, 0.48%Mn, 0.225%Si), la microstructure a été restaurée, cependant peu des grains recristallisés ont été observés. La récupération (recovery) était le phénomène dominant, en raison de facteurs associés à la structure de curling qui inhibaient la recristallisation (inhibited recrystallization). [Ana Calorina et al ,2018]

Le traitement de recuit peut conduire au réarrangement de atomes de soluté et des dislocations générées et un changement dans le morphologie et distribution de la cémentite, affectant ainsi les propriétés mécaniques des aciers tréfilés comme Y. J. Li et al (2012), et J. Takahashi et al (2012) ont déterminé dans leurs recherches.

Que la température de recuit augmente, le mouvement des dislocations et la diffusion des atomes deviennent plus actifs, ce qui facilite le processus de récupération et le grossissement de la cémentite ; cela provoque par conséquent une grande variation des propriétés mécaniques à une température de recuit élevée. [Sung Hyuk Park et al, 2017], mais dans certains cas au cours du recuit, la phase cémentite de l'acier acquiert une morphologie sphérique qui est la plus stable des aciers, ce qui lui confère une bonne ductilité. [Ho Seon Joo et al, 2014]

CHAPITRE II

MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALS

Ce chapitre a pour but de présenter les différentes techniques expérimentales mises en œuvre lors de cette étude. La première section identifie le fil de départ et déterminer la composition chimique de matériau étudié, La deuxième section présentera les techniques expérimentales de préparation, de mesure et de caractérisations utilisées.

Section 1

Le matériau étudié et la préparation de l'échantillon.

II.1 Introduction :

Cette partie est consacrée pour présenter successivement le matériau étudié et sa composition chimique, associées à leur propre méthode de préparation des échantillons, depuis les techniques expérimentales utilisées.

II.2 Matériau étudié :

Pour réaliser cette étude nous avons choisi d'acier mi-dur (C68D-2) fourni par l'entreprise industriel (TREFISOUD- STE SE TREFILAGE ET FEB-Sétif) qui destinés pour la fabrication des matelas à ressorts. Dans notre travail nous avons utilisés trois fils d'aciers (fil machine et deux fils déformés).

II.2.1 Le fil machine:

Le fil machine est de diamètre 5.5 mm, il provient du laminage à chaud de billettes produites par coulée continue, refroidies à l'air. La surface du fil est recouverte d'une couche de calamine. Celle-ci est éliminées de la surface du fil avant l'opération de tréfilage.

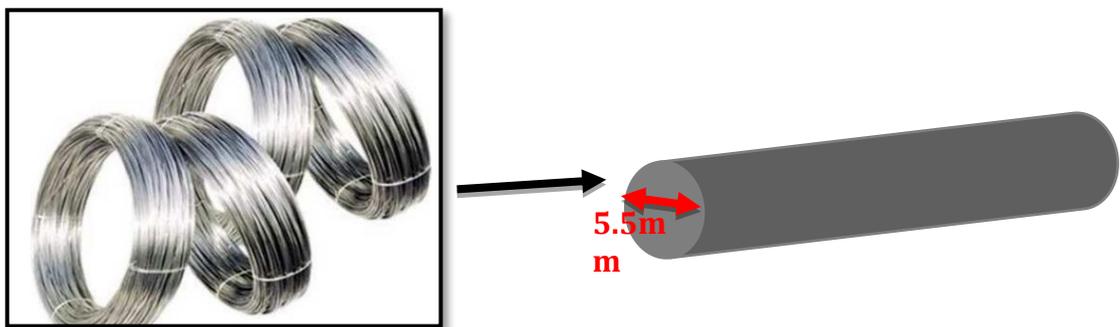


Figure II.1 : Matériau de départ (Fil machine).

II.2.2 La composition chimique :

L'étude a été réalisée sur aciers mi-dur contenant 0.68% en masse de carbone [Inspection certificat, TREFISOUD], les compositions exactes sont données dans le tableau. II.1.

Tableau II.1 La composition chimique de l'acier étudié :

CHEMICAL ANALYSIS (% WEIGHT) / Analisis Quimico (% PESO)										
Éléments	C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni	Mo	S	P	Al
Wt%	0.655-	0.649-	0.18-	0.048-	0.051-	0.036-	0.012	0.008	0.007	0.002
	0.675	0.650	0.201	0.145	0.100	0.083				

II.3 Préparation des échantillons :

II.3.1 Taux de déformation des fils tréfilés :

Dans cette étude on a mesuré les taux de déformation des fils tréfilés à partir de l'équation suivante :

$$\epsilon = [(S_0 - S) / S_0] \times 100 \% \dots\dots\dots(\text{II.1})$$

S₀ : section avant déformation (fil machine).

S : section après déformation (fil tréfilé).

Les différents taux de déformations qui ont calculés dans ce travail sont présentés dans le tableau suivant :

Tableau II.2 Les taux de déformations des fils :

Diamètre (mm)	Taux de déformation (%)
Fil machine = 5.5	0
Φ = 3.10	ε ₁ = 43.63
Φ = 2.32	ε ₂ = 57.81

II.3.2 Découpage et enrobage :

-Découpage : les échantillons (fil machine, deux fils tréfilés) ont été coupés à froid avec des coupes transversales et longitudinales de 1.5 cm de longueur.

-Enrobage : pour faciliter le polissage manuel des petits échantillons on fait l'enrobage à froid dans des résines époxy durcissant à froid (durcissement à l'air dans des moules plastiques). (Figure II.3).

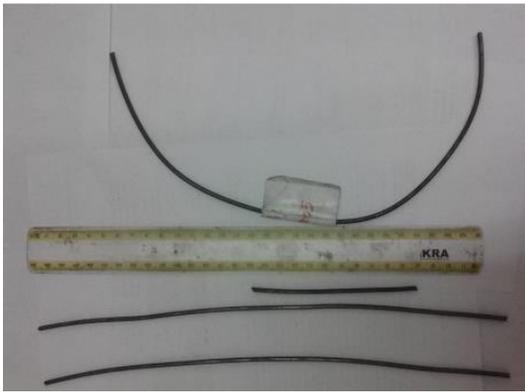


Figure II.2 : Les fils avant le découpage.

Échantillon enrobé

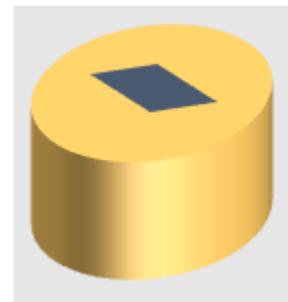


Figure II.3 : Échantillon enrobé.

II.3.3 Polissage mécanique :

-Le but de polissage : l'opération de polissage consiste à rendre une surface lisse et brillante par des mouvements relatifs et par une pression entre la pièce et l'outil avec ou sans abrasifs et sans enlèvement significatif de matière, [M. Y. Sadallah]. Le polissage se fait avec arrosage pour éliminer tout risque d'échauffement de l'échantillon et pour entraîner les grains d'abrasifs et les particules du métal arrachées. [A. Tlili, 2015].

-Les étapes de polissage :

-Dans notre étude on a examiné tous les échantillons enrobés par papiers abrasifs (au carbure de silicium de marque Buehler) des différentes granulométries de plus en plus fins (80,120,380,600,800,1000,1200, 2000,2500,3000,4000) avec la lubrification est effectuée à l'eau et après chaque polissage les échantillons sont nettoyés de tout résidu à l'aide de l'eau distillée puis séchés à l'air froid comprimé.

La durée de polissage est variable on peut l'estimer à 2 ou 3 mn par granulométrie (contrôle visuel).

Remarque : changer l'orientation de la pièce après chaque changement de papier de polissage pour Croiser les raies.

-Le polissage de finition : le but de cette étape c'est pour rendre les grains, les joint de grains, et autre composant de la microstructure visible, le polissage final se fait sur un disque tissu à l'aide de l'alumine pour l'obtention d'une surface dite « polie miroir », puis on a attaqué tous les échantillons chimiquement par réactif appelé Nital (dilution d'acide nitrique dans l'éthanol), on a attaqué par le Nital 3% :

- Éthanol $C_2H_6O = 97ml$
- Acide nitrique $HNO_3 = 3 ml$

La durée d'attaque est entre 10 et 50 secondes, (cette attaque c'est dans notre étude), et l'attaque pour l'autre matériaux est indiqué dans le tableau suivant [A. Tlili, 2015] :

Tableau II.3 : L'attaque chimique pour différents matériaux.

Métaux	Réactifs d'attaque	Condition d'attaque
Fer, fontes, aciers au carbone ou alliés	5 ml d'acide nitrique +95 ml d'alcool	Quelques secondes à une minute.
Aciers fortement alliés et Inoxydables.	4ml d'acide picrique 1ml d'acide chlorydrique 100 ml d'alcool	Quelques secondes à une minute.



Figure II.4 : Les papiers abrasifs.

Échantillon poli et attaqué

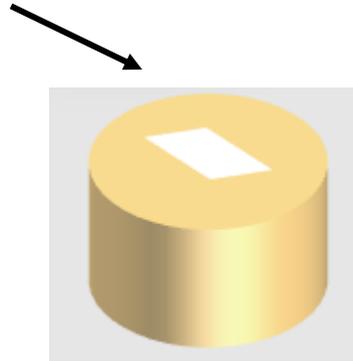


Figure II.5: Echantillon poli et attaque chimique.

II.4 Traitements thermique :

Les traitements thermiques ont été réalisés dans un four à électrique programmable de type Nabertherm D-2804. Nous avons chauffé les fils à une température de 950°C et 850°C, pendant de temps de maintien de 5 min, puis refroidissement dans le four.



Figure II.6. Four de traitement thermique type Nabertherm D-2804. (Université de Biskra).

Section 2

Technique expérimentales

II.5 Méthodes expérimentales :**II.5.1 Caractérisation de la microstructure :****II.5.1.1 La microscopie optique :**

La technique de microscopie optique est la plus ancienne utilisée. Elle est également celle dont il existe le plus de variantes. Le principe est le suivant, la préparation est éclairée par une lampe. Les molécules à observer vont interagir avec la lumière de plusieurs façons (Figure II.7) :

- Soit en absorbant certaines longueurs d'onde de la lumière. C'est la microscopie en lumière directe.
- Soit en provoquant un déphasage des différents rayons lumineux. C'est la microscopie en contraste de phase.
- Soit en émettant de la lumière à une autre longueur d'onde que celle d'origine. C'est la microscopie à fluorescence.

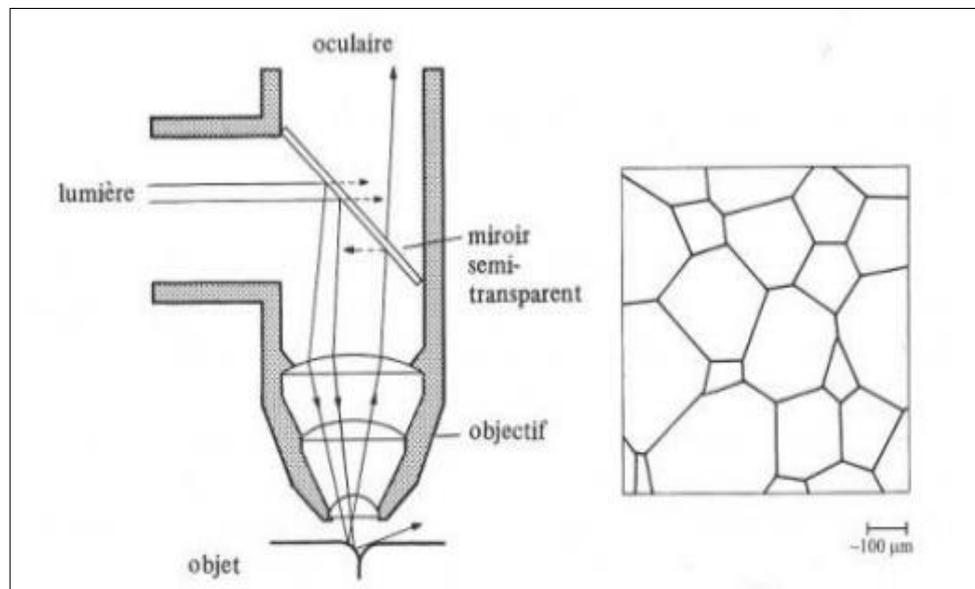


Figure II.7 : Observation des microstructures au microscope optique à réflexion d'une surface polie et attaquée chimiquement.

-Dans notre travail nous avons utilisé la microscopie optique comme première technique d'observation pour tous les échantillons de deux nuances d'acier avant et après les traitements thermiques en particulier pour caractériser la micrographie de structure de différents échantillons, et l'évolution de la microstructure.

- Nos échantillons ont été observés à l'aide d'un microscope optique en mode réflexion de type Optika équipé de la caméra Optika 4083.11 LT avec différents grossissements, au sein de Laboratoire de recherche en génie énergétique et matériaux de l'université Mohamed Khieder Biskra-Algérie. (Figure II.8).



Figure II.8 : Microscope optique métallographique Optika B-500 MET (Laboratoire LGEM).

II.5.1.2 Microscope électronique à balayage (MEB) :

La microscopie électronique à balayage (MEB) (SEM : Scanning Electron Microscopy) est une technique qui permet d'avoir des images topographiques et chimiques de la plus proche surface. [M. Sennour, 2002]

Les observations classiques 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 et rétrodiffusés. L'image obtenue dépend du type d'électrons émis recueillis :

- Les électrons secondaires ont 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 de l'alliage d'étude et leur taux de rétrodiffusion dépend du numéro atomique des éléments constitutifs de l'alliage étudié. Ceci permet de mettre en évidence des différences de composition chimique dans les échantillons. Il est notamment possible de révéler les différentes phases du matériau étudié.

[Laurino, 2012]

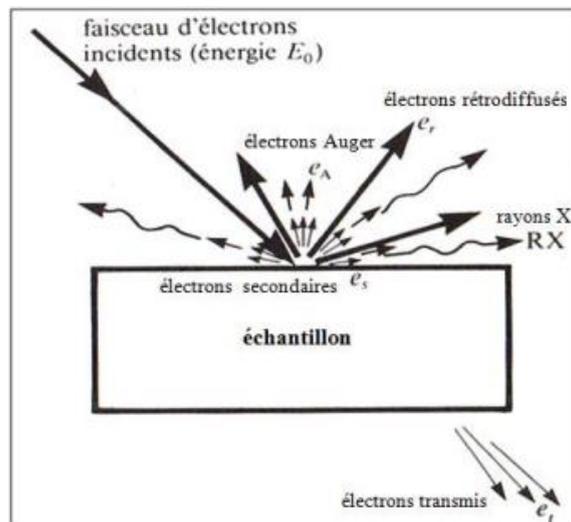


Figure II.9 : Représentation schématique de l'interaction entre un faisceau d'électrons et la surface d'un échantillon [F. Dimier, 2003]

II.5.1.3 Diffraction des rayons X :

La diffraction des rayons X est l'une des techniques permettant le suivi de la texture des grains déformés. Bien qu'il soit connu que les effets des déformations du réseau cristallin à l'échelle atomique se traduisent au niveau de la diffraction (rayons X) par une modification de la forme du pic de diffraction, présentant ainsi des textures globales du matériau. [Diha ,2014]

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] :

$$2d \sin\theta = n \lambda \dots\dots\dots(II.2)$$

d : la distance interréticulaire.

θ :(angle de Bragg) du faisceau par rapport aux plans considérés {hkl},

λ : longueur d'onde.

n : est un entier et représente l'ordre de diffraction. [Diha ,2014]

-Dans cette étude tous les échantillons ont été découpés longitudinalement puis polis jusqu'à l'étape utilisant sur une polisseuse vibrante de sorte à minimiser la zone endommagée de surface. On a utilisé un diffractomètre de type PAN alytical X' Pert PRO, au sein de Laboratoire l'université Mohamed Khider Biskra-Algérie. (Figure II.10)



Figure II.10 : Diffractomètre de type PAN alytical X' Pert PRO

II.5.2 Caractérisation des propriétés mécaniques :

II.5.2.1 Analyse micro-dureté Vickers (Hv) :

En général la dureté d'un matériau est une propriété mécanique caractérisée sa résistance à la déformation, sa mesure est basée sur la détermination des dimensions d'empreintes produites dans le matériau par enfoncement d'un pénétrateur, sous l'action d'une charge appliquée. Le rapport de la force appliquée F à la surface en cours S de l'empreinte donne la dureté.

$$H = F/S \dots\dots\dots(\text{II.3})$$

Les variations de micro dureté avec les différents taux de déformation et traitements thermiques, ont alors été déterminées à l'aide de la formule :

$$H_v = 1854,4 P/d^2 \dots\dots\dots(\text{II.4})$$

Où - P : la charge appliquée (g).

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

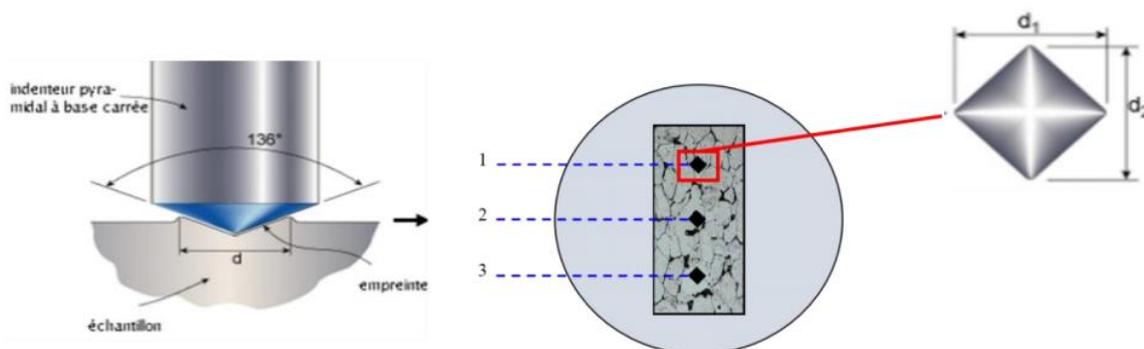


Figure II.11: Schéma explicatif de mesure la micro dureté Vickers. [Bletry]

-Dans notre étude les mesures de micro dureté ont été réalisées à l'aide du micro-duremètre Vickers du type Wolpert Wilson de laboratoire LGEM, et sous une charge de 500g appliquée pendant 20 secondes.

II.5.2.2 Essai de Traction :

La traction est un essai fondamental. Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniques telles que la limite d'élasticité "Re", la résistance à la rupture "Rm", l'allongement à la rupture "A%". [Debih,2018] Un essai de traction ($\sigma > 0$) ou de compression ($\sigma < 0$) réalisé à vitesse de déformation constante $\dot{\epsilon}$ sur un matériau réel donne des résultats en termes d'efforts et de déplacement, que l'on cherche ensuite à convertir en une courbe contrainte-déformation (σ en fonction de ϵ). Dans le cas des alliages métalliques et des polymères, on cherche à se ramener à un état de contrainte simple uniaxial. Les courbes

obtenues à l'aide de cet essai ont typiquement l'allure indiquée en figure II.12 lorsque le comportement du matériau observé est indépendant de la vitesse (comportement de plasticité indépendante du temps). [G. Cailletaud,2012]

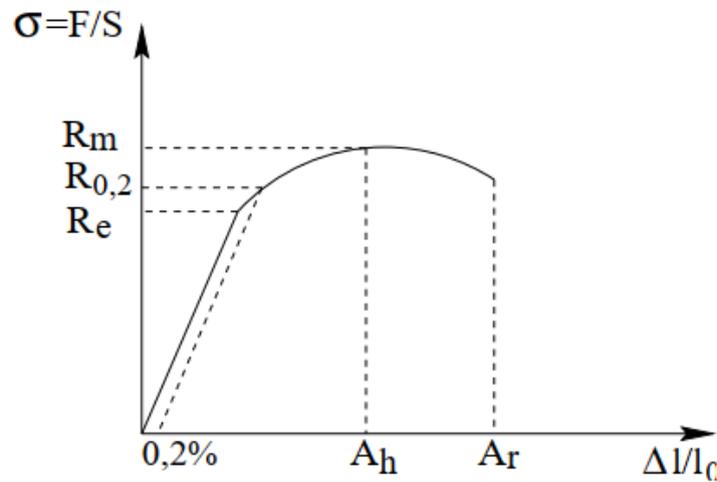


Figure II.12 : Schéma d'un essai de traction simple.

- R_e désigne la limite d'élasticité « vraie », ou limite de proportionnalité.
- $R_{0,2}$ désigne la limite d'élasticité conventionnelle, qui correspond à une déformation inélastique de 0,2%.
- R_m désigne la résistance à la traction,
- A_h désigne l'allongement correspondant à la contrainte maximale.
- A_r désigne l'allongement à la rupture.



Figure II. 13 : Machine de traction (Zwick Roell Z250) (Laboratoire de Tréfisoud)

Les caractéristiques mécaniques à déterminer lors de l'essai sont [Beribeche,2014] :

- Contrainte de limite d'élasticité σ_e .
- Contrainte de résistance à la rupture σ_R .
- Allongement A%.
- Module d'élasticité (module de Young) : E

En général la contrainte normale est déterminée par : $\sigma = F / S_0$

L'allongement ou (la déformation) s'écrit alors : $\varepsilon = \Delta l / l_0$

F : Charge instantanée.

S_0 : Section initiale de l'éprouvette.

L_0 : Longueur initiale.

l : Longueur après allongement.

Dans notre travail les essais sont réalisés selon traction simple uniaxiale machine de traction Zwick 600kN (Trefisoud).

II.5.2.3 Essai de torsion :

La torsion d'un fil est caractérisée par le sens et le nombre de tours par mètre. La mesure de torsion s'effectue par un torsiomètre équipé d'une pince mobile permettant d'avoir une distorsion jusqu'à la parallélisation des fibres suivie d'une torsion dans le sens inverse jusqu'à retrouver la longueur initiale.

Le coefficient de la torsion K est donné par Eq (II.5) :

$$K = T \sqrt{\frac{\text{Titre en tex}}{1000}} \dots \dots \dots (\text{II.5})$$

Avec T est la torsion en nombre de tours par mètres indiquée par le torsiomètre. [Dridi.S, 2010], cet essai est essentiellement utilisé à haute température pour connaître l'aptitude à la mise en forme des métaux. L'avantage de ce type d'essai est d'éviter la striction. Par contre, il est d'interprétation difficile, dans la mesure où l'état de contrainte et déformation n'est pas uniforme. [G. Cailletaud,2012].

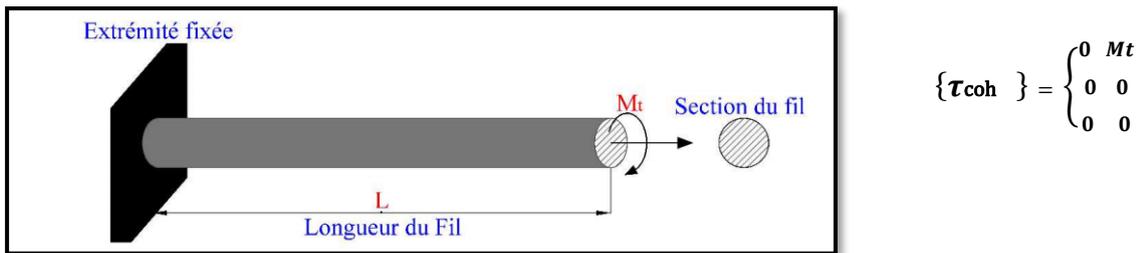


Figure.II.14 : Principe de torsion simple. [Nebber,2020]

II.5.2.4 Technique EBSD :

La texture cristalline, c'est-à-dire l'orientation cristallographique des grains, tout comme leur taille et leur forme, sont des paramètres qui déterminent les propriétés des matériaux polycristallins. La diffraction des rayons X ou des neutrons permet d'accéder à cette texture, alors que celle des électrons rétrodiffusés dans un microscope électronique à balayage est à même de caractériser simultanément la micro-texture et la microstructure. La diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD, Electron BackScatter Diffraction) ces différentes techniques de caractérisation sont succinctement décrites, et plusieurs exemples sont présentés afin d'illustrer l'intérêt de la caractérisation de la texture pour une bonne maîtrise des propriétés d'usage des matériaux. [Baudin,2012].

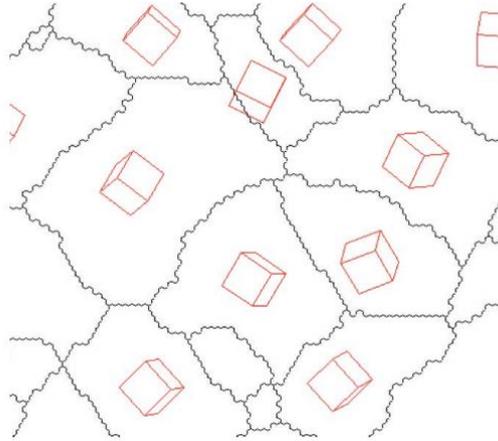


Figure II.15 : Description schématique de l'orientation des grains à partir de cubes dans un matériau de structure cristalline cubique.

La technique EBSD permet d'accéder, entre autres, à l'orientation cristallographique des grains dans le matériau, connaissant leur structure cristallographique. Dans la pratique, l'échantillon est placé dans un Microscope Électronique à Balayage (MEB) où un faisceau d'électrons est focalisé sur un grain. Lors des mesures, pour optimiser le rendement en électrons diffractés, l'échantillon doit être incliné de sorte que la normale à sa surface et le faisceau d'électrons incidents forment un angle de 70° . Une caméra numérique placée face à l'échantillon permet d'enregistrer en temps réel les diagrammes de diffraction des électrons rétrodiffusés, appelés diagrammes de Kikuchi ou EBSP (Electron Backscatter Patterns) (Figure II.16a). Le dispositif est complété par un logiciel d'indexation automatique de ces bandes de diffraction afin de remonter à l'orientation cristallographique correspondante. Une attention particulière doit être portée à la préparation des échantillons destinés à l'EBSD. Les échantillons ne doivent pas présenter de relief ou d'écaillage de surface induit par la préparation métallographique afin d'obtenir des diagrammes de Kikuchi de bonne qualité. Dans le principe, les électrons incidents qui frappent l'échantillon ont diffusés dans un large domaine angulaire. Les électrons rétrodiffusés par le matériau sont en condition de Bragg pour une famille donnée de plans réticulaires et forment deux cônes de diffraction symétriques par rapport au plan (hkl). L'intersection de ces deux cônes avec l'écran de phosphore de la caméra EBSD produit des hyperboles assimilables à deux droites parallèles formant la bande de Kikuchi.

Un ensemble de plans diffractant génère ainsi un diagramme constitué de plusieurs bandes (Figure II.16b). A partir de ce diagramme, il est dès lors possible de connaître l'orientation du

point analysé. Il suffit de déterminer la position d'une série de bandes de Kikuchi par analyse d'images en passant par une transformée de Hough et de les indexer par les indices de Miller du plan cristallin diffractant, ayant formé cette bande. L'indexation cohérente des différentes bandes de Kikuchi est réalisée à l'aide des angles entre ces bandes pour identifier les plans cristallographiques correspondants (connaissant la structure cristallographique de la phase à analyser). On en déduit l'orientation cristallographique du grain considéré dans le repère de l'échantillon.

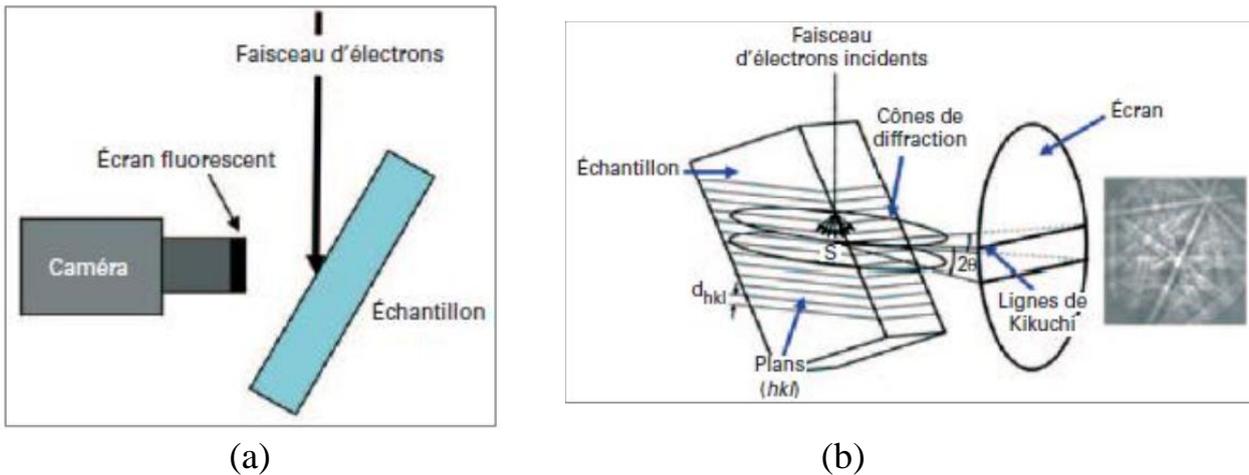


Figure II.16 : (a) Schéma du dispositif expérimental d'EBSD, (b) Schéma du principe de formation des diagrammes de Kikuchi [Baudin 2010].

Le dispositif expérimental est constitué d'un écran phosphorescent sur lequel les électrons rétrodiffusés forment le diagramme de diffraction et d'une caméra permettant l'acquisition en temps réel des diagrammes. Ces données sont ensuite exploitées par un logiciel d'indexation automatique qui calcule l'orientation cristallographique correspondante. L'ensemble de ces éléments ont représentés sur la Figure II. 17. Une des applications de la technique EBSD est la détermination de la distribution spatiale des orientations de l'échantillon en corrélation avec la microstructure. Dans ce cas, le système EBSD est utilisé en mode 'cartographie' dans lequel le faisceau d'électrons est dirigé sur la surface à analyser suivant une grille prédéfinie. En chaque nœud de la grille, le système procède à l'acquisition et à l'indexation du diagramme de Kikuchi. Le fichier de données contient alors pour chaque point analysé de nombreuses informations, que l'on peut classer suivant quatre catégories :

- Données spatiales : position (X, Y) du faisceau sur la grille
- Données cristallographiques : orientation cristallographique, structure cristalline

- Donnée microstructurale : indice de qualité (IQ) du diagramme de diffraction
- Données « qualité de mesure » : indice de confiance de l'indexation, écart entre les bandes détectées et simulées

L'indice de qualité du diagramme est un paramètre important du fichier de résultats car c'est lui qui va permettre la visualisation de la microstructure. L'IQ décrit l'intensité moyenne des bandes de diffraction par rapport au bruit de fond. Il est très sensible aux imperfections locales du cristal telles que les dislocations [Randle, 1992].

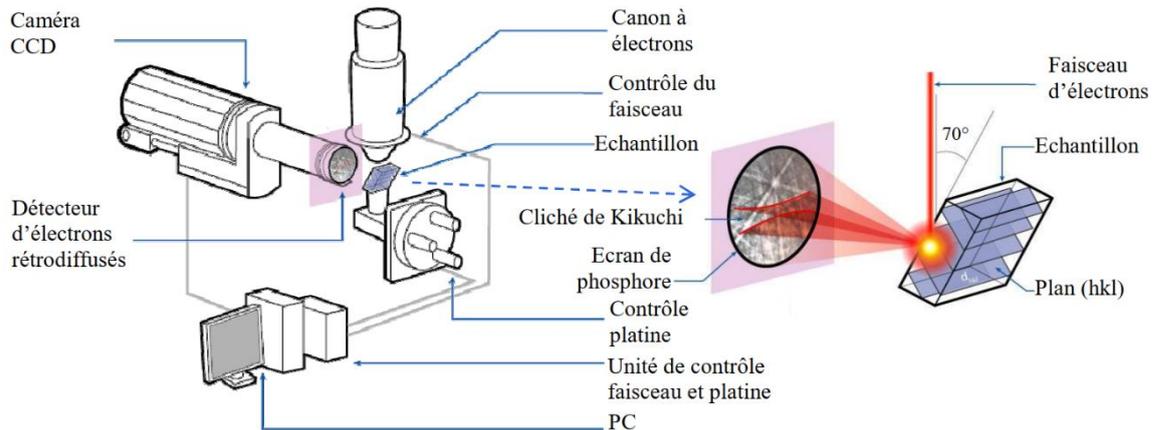


Figure II.17 : Principaux composants d'un système d'acquisition EBSD.

II.5.3. Préparation des échantillons pour EBSD :

La préparation de l'échantillon est une étape cruciale dans la réalisation d'une analyse EBSD de qualité. La surface de l'échantillon doit être polie miroir. Pour ce faire, plusieurs techniques peuvent être employées : polissage mécanique et chimique (suspension de silice colloïdale par exemple), polissage électrolytique, attaque chimique ou encore décapage ionique. Mais il est également important d'être attentif au fait que la préparation de l'échantillon peut introduire des artefacts dans la microstructure et des perturbations dans la mesure. Par exemple, la préparation d'un acier austénitique TRIP ne doit pas induire la formation de martensite lors du polissage.

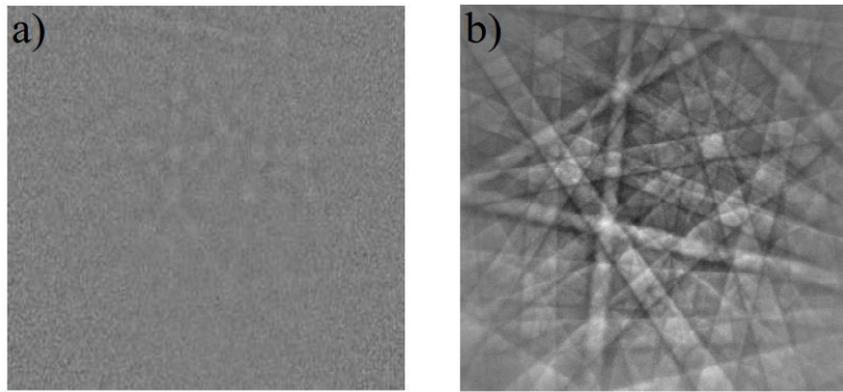


Figure II.18 : Clichés de diffraction sur un matériau déformé après polissage mécanique(a) et après une étape supplémentaire de décapage ionique (b). [D. Barbier,2015]

La technique EBSD est basée sur l'acquisition et l'analyse des clichés de diffraction de Kikuchi obtenus à partir de l'interaction entre un faisceau d'électrons et la surface d'un échantillon cristallin. L'analyse de ces clichés et plus précisément leur indexation, permet de déterminer l'orientation des grains constitutifs du matériau [Schwarzer, 2003]

- Un polissage électrolytique après le polissage mécanique est indispensable. Le but de ce polissage est d'éliminer l'écrouissage superficiel induit par le polissage mécanique. Cette étape délicate est importante pour l'obtention de bandes de diffraction de bonne qualité, permettant une bonne indexation des diagrammes de diffraction. [Nebber, 2020]

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.

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. [Quey, 2009]

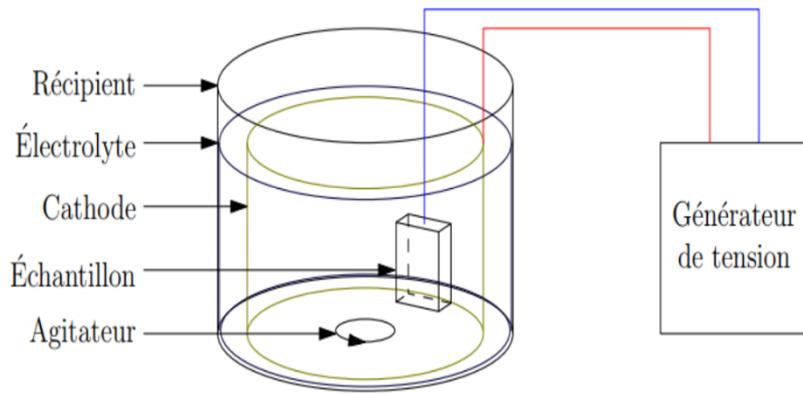


Figure.II.19 : Schéma du dispositif de Polissage électrolytique [Quey, 2009].

CHAPITRE III

RESULTATS ET DISCUSSION

Ce chapitre est consacré aux résultats expérimentaux obtenus et à leurs interprétations des deux états : fils tréfilés avant et après traitement de recuit. Où nous nous sommes intéressés à l'évolution de la microstructure et le comportement mécanique lors du tréfilage à froid des fils d'acier mi-dur. Ainsi à l'évolution de la microstructure et les propriétés mécaniques lors du traitement de recuit à 850°C et à 950°C pendant 5 minutes de maintien des fils tréfilés. Nous nous intéresserons par la suite à l'évolution de la texture cristallographique, notamment la fraction volumique des fibres (majoritaires, minoritaire) caractérisées par EBSD au cours de recuit des fils d'acier mi-dur tréfilés.

III.1 Analyses métallographiques :

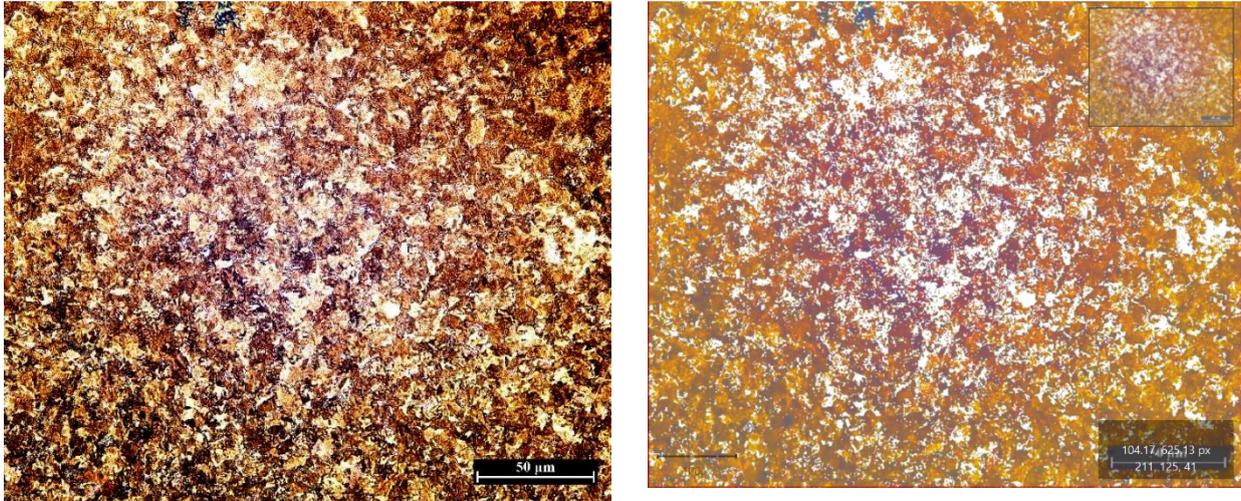
III.1.1 Observation Microstructurale par MO et MEB de l'états tréfilés :

1.Fil machine :

La Figure III.1. Décrite une observation microstructurale selon la section longitudinale du fil machine, par microscope optique et au MEB, elle révèle une structure perlite-ferritique. Les cartographies reconstruites par MEB, montre une hétérogénéité dans la taille des grains. Les grains perlitiques se présentent sous forme des colonies orientées de manière irrégulière, avec des formes alignées ou courbées. Une colonie de perlite est un bi-cristal de cémentite (θ) et de ferrite(α) [N. Ridley, 1984]

De nombreuses recherches ont rapportés une structure similaire avec une proportion différente de ferrite dans divers fils d'aciers contenant moins de 0.89 % de carbone. Par exemple, P. Kumar et al. (2011) ont observé cette structure dans des fils d'aciers avec une teneur en carbone de 0.8 % en poids. Ana Carolina et al. (2018) ont également observé cette structure dans des fils d'aciers SAE1070 avec une teneur en carbone de 0.712 % en poids. De même, M.C. Nebbar (2020) ont observé cette structure dans un fil d'acier médium carbone contenant 0.67 % de carbone.

(a)



Traitée par logicielle QuPath

(b)

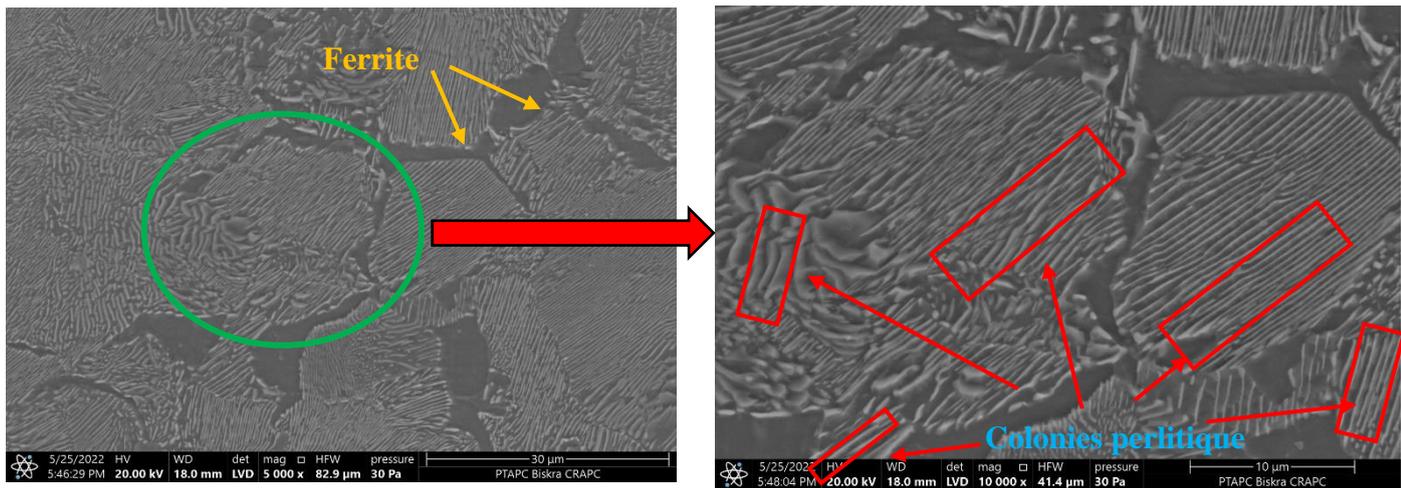


Figure III. 1 : Microstructure de section longitudinale de fil machine (a) : Micrographies optique, (b) : Micrographies MEB.

2.Fils tréfilés :

L'observation métallographique par MO et également par MEB montre que les grains de ferrite et de perlite s'allongent progressivement devenant plus longs et plus fins parallèlement les uns aux autres par rapport à l'axe de tréfilage pour les fils tréfilés respectivement à 43.63% et à 57.81% (Figure III.2-3).

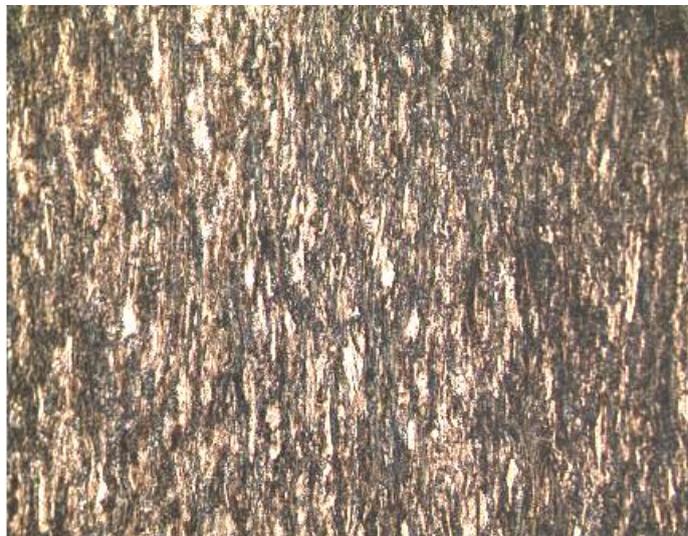
En revanche, dans une observation plus précise, comme on peut le voir sur la figure III.3.d, les colonies perlitiques sont alignées parallèlement selon la direction de tréfilage. Ces lamelles deviennent progressivement plus fines en fonction du taux de déformation, (marqué

d'un rectangle jaune).

Selon Ana C. Ribeiro Duarte et al [A. Carolina, 2018], ont observé ces morphologies des colonies perlitiques menant à une structure enroulée sur une coupe transversale d'un fil en acier en 0,7% C tréfilé à $\epsilon=02,52$. Jesús Toribio a également observé cette structure des lamelles de cémentite dans des aciers perlitiques fortement tréfilés à froid après six étapes de tréfilage [J. Toribio, 2017].

De plus, P. Kumar et al. [Kumar, 2011] et M. C. Nebbar [Nebbar, 2020] ont observé respectivement dans des fils d'aciers perlitiques de 0.8 % C déformés à $\epsilon=0.43$ et à $\epsilon=0.63$ et dans un acier à teneur moyenne en carbone de nuance C68D-2 tréfilé à 43.60 % respectivement, quatre formes de lamelles de cémentite lors du tréfilage en coupe longitudinale. Il s'agit de: lamelles pliées et courbées perpendiculaires à l'axe de tréfilage qui sont rarement observées. Dans notre étude ces résultats sont indiqués par un rectangle et d'un cercle jaune dans la figure III.3.d, par contre des lamelles fines et autres alignées le long de l'axe de tréfilage ne sont pas clairement prononcées dans cette étude (Figure III.3, d) comparèrent à celles observées par M. C. Nebbar [Nebbar, 2020].

(a)



(b)

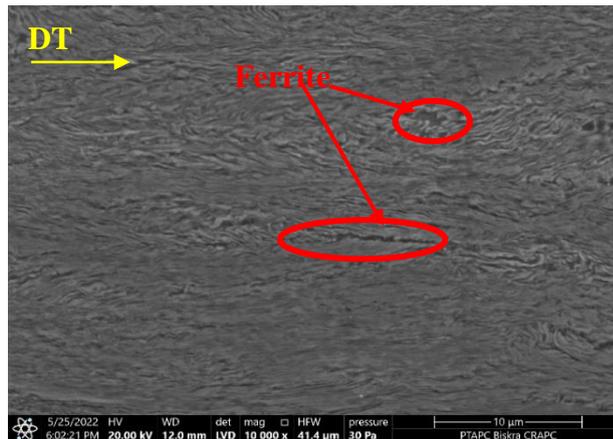
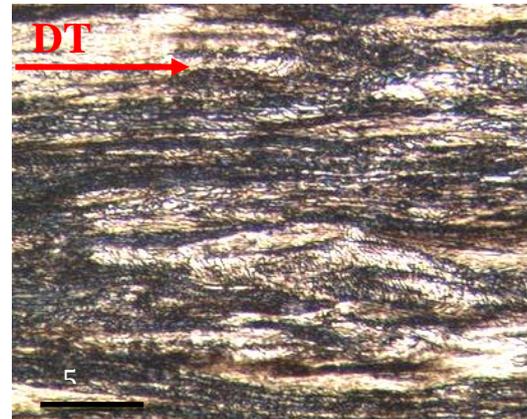
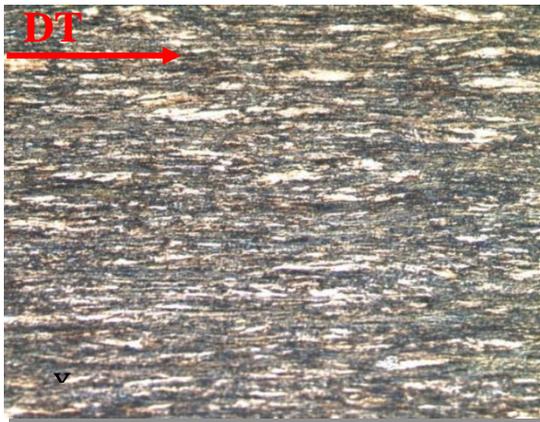


Figure III.2 : Microstructure de section longitudinale de fil tréfilé $\epsilon_1=43.63\%$, (a) : Micrographies optique, (b) : Micrographies MEB.

(c)



(d)

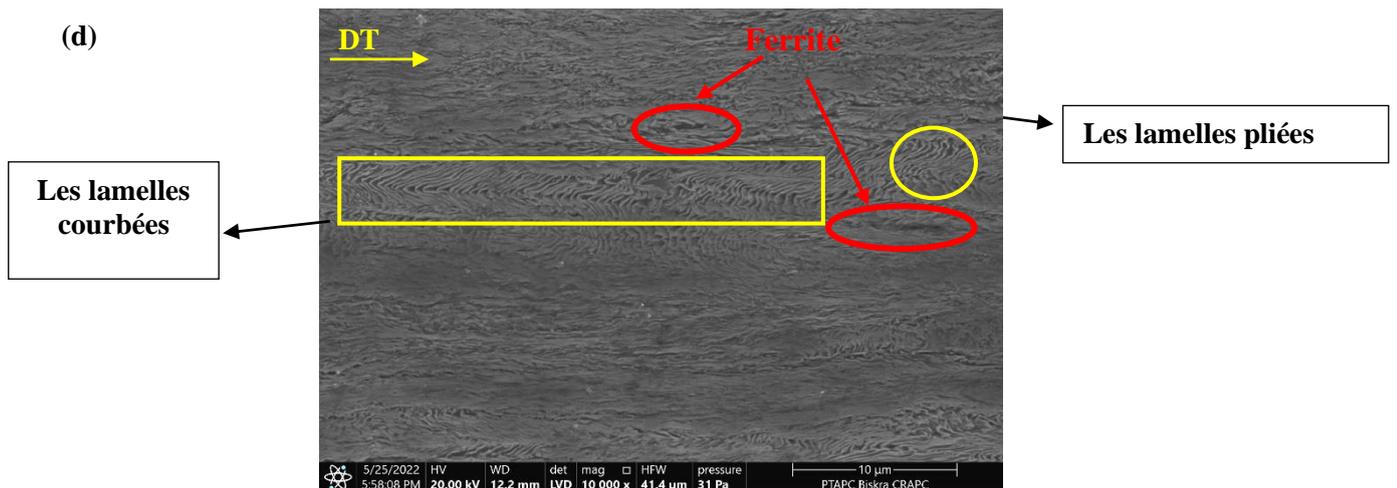


Figure III.3 : Microstructure de section longitudinale de fil tréfilé $\epsilon_2=57.81\%$, (c) : Micrographies optique, (d) : Micrographies MEB.

III.1.1.2 État de recuit :

Nous présentons dans cette partie les résultats des observations microstructurales des fils tréfilés après le traitement de recuit à 850°C et 950°C pendant 5 minutes de maintien suivi d'un refroidissement lent dans le four.

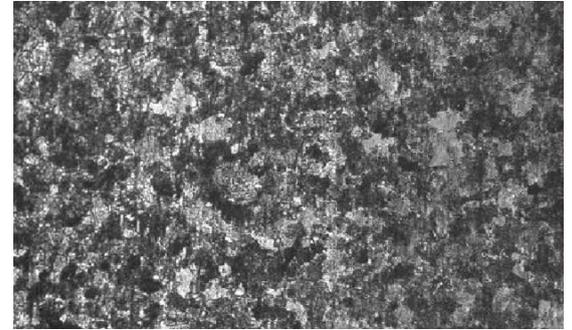
Les figures III.4-6, rassemble les cartographies des observations microstructurales réalisées par MO et par MEB des fils tréfilés et recuits à 850°C pendant 5 minutes de maintien. Le recuit provoque une diminution de la taille des grains causée par l'effet de traitement thermique, cette diminution est très importante pour le fil fortement déformé. D'autre part dans les figures III.7-8, on remarque une microstructure avec la présence majoritaire de la perlitique. La microstructure du fil machine présente des grains composés par des lamelles de cémentite avec des orientations aléatoires associée également avec des particules de cémentite, ces particules deviennent plus identifiables avec l'augmentation du taux de déformation (Figure III.8).

Fil machine $\epsilon = 0\%$

a

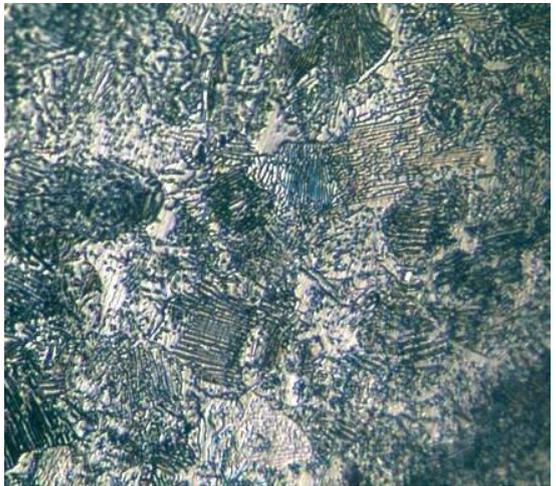
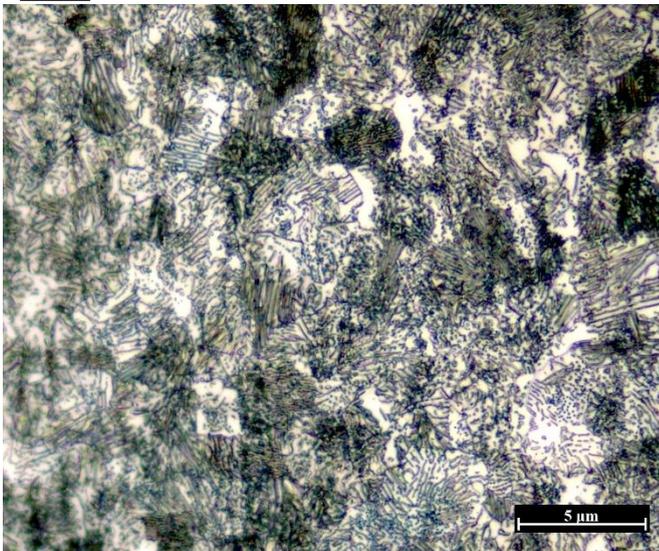


Grossissement x 200 traitée par
logicielle ImageJ.



Grossissement x 200 traitée par logicielle
ImageJ.

b

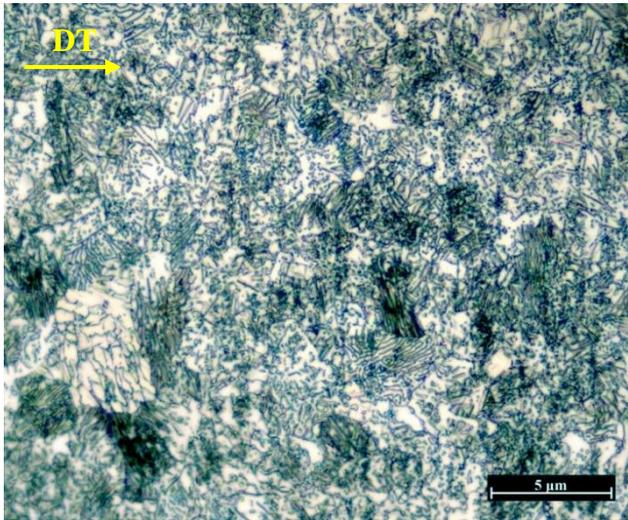


Grossissement x 1000 traitée par
logicielle ImageJ.

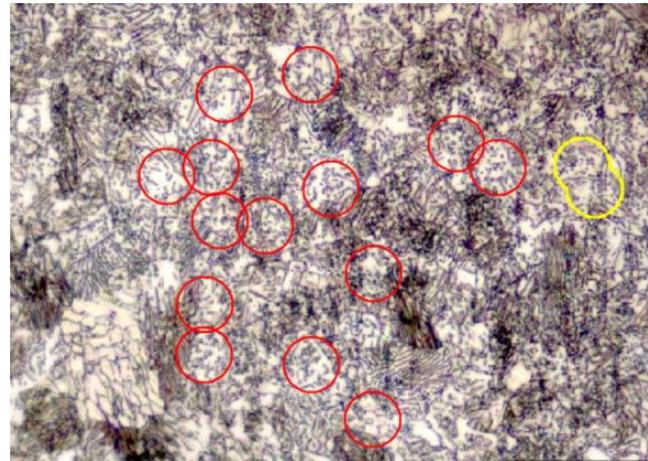
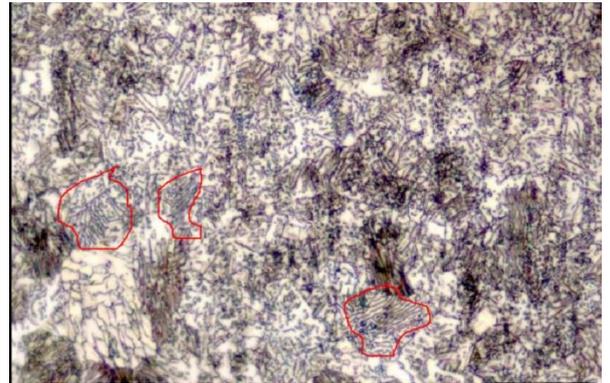
Figure III.4 : Microstructures par MO de fil machine recuit à 850°C pendant 5minutes.

Fil tréfilé $\epsilon_1 = 43.63\%$

d



Grossissement x 1000 et traitée par logicielle QuPath.

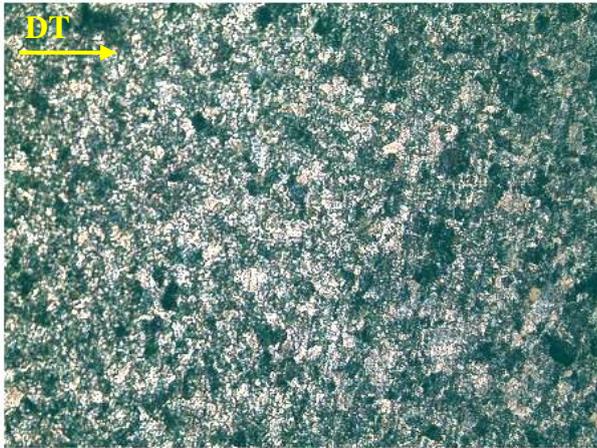


Grossissement x 1000 avec zoom et traitée par logicielle QuPath.

Figure III.5 : Microstructures par MO du fil tréfilé à 43.63% et recuit à 850°C pendant 5 minutes.

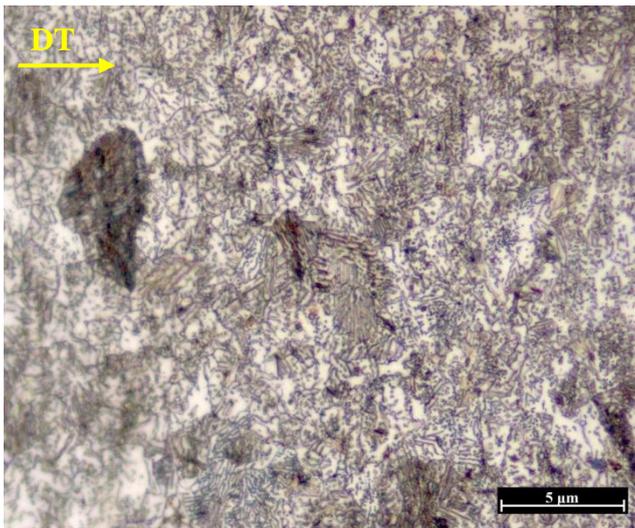
Fil tréfilé $\epsilon_2 = 57.81\%$

e

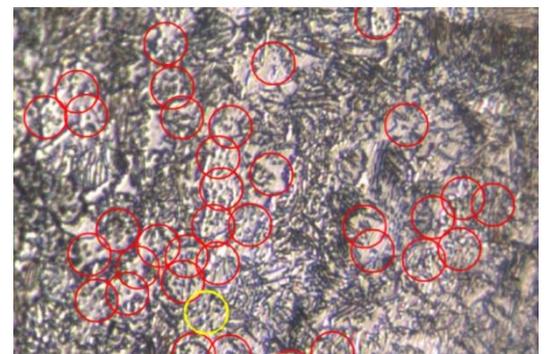
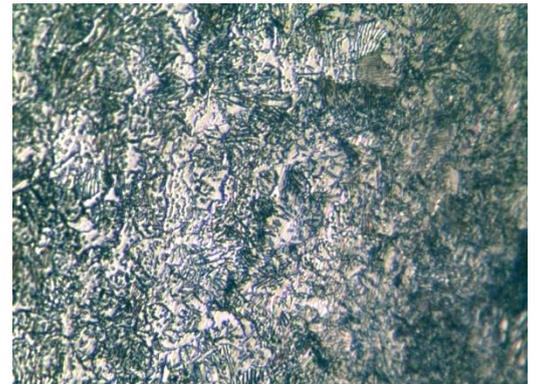


Grossissement x 200 traitée par
logicielle ImageJ.

f



Grossissement x 1000 avec
zoom et traitée par logicielle



Grossissement x 1000 et traitée par
logicielle QuPath.

Figure III.6: Microstructures par MO du fil tréfilé à 57.81% et
recuit à 850°C pendant 5 minutes.

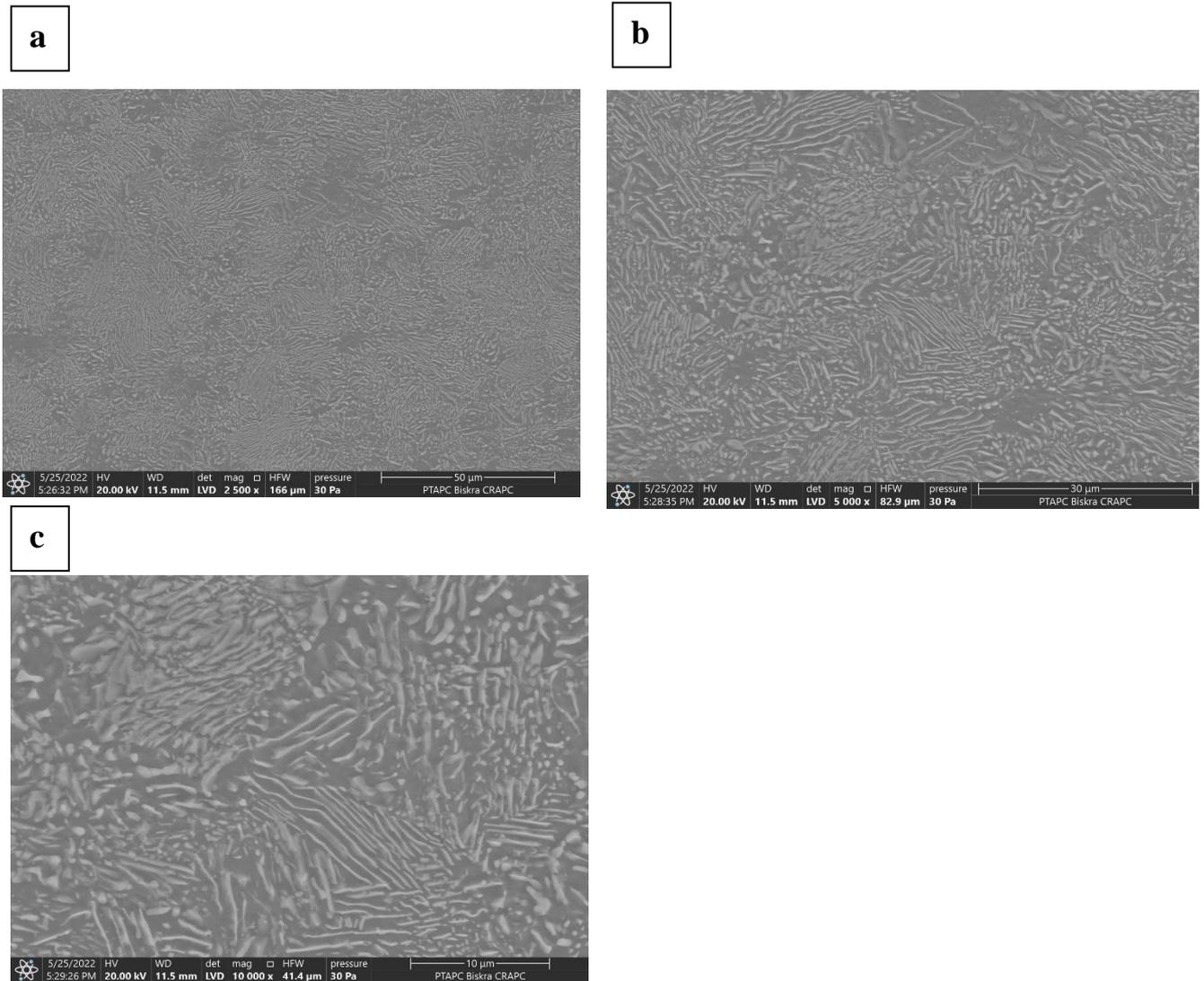


Figure III. 7 : Microstructures aux MEB du fil machine recuit à 850°C pendant 5 minutes.

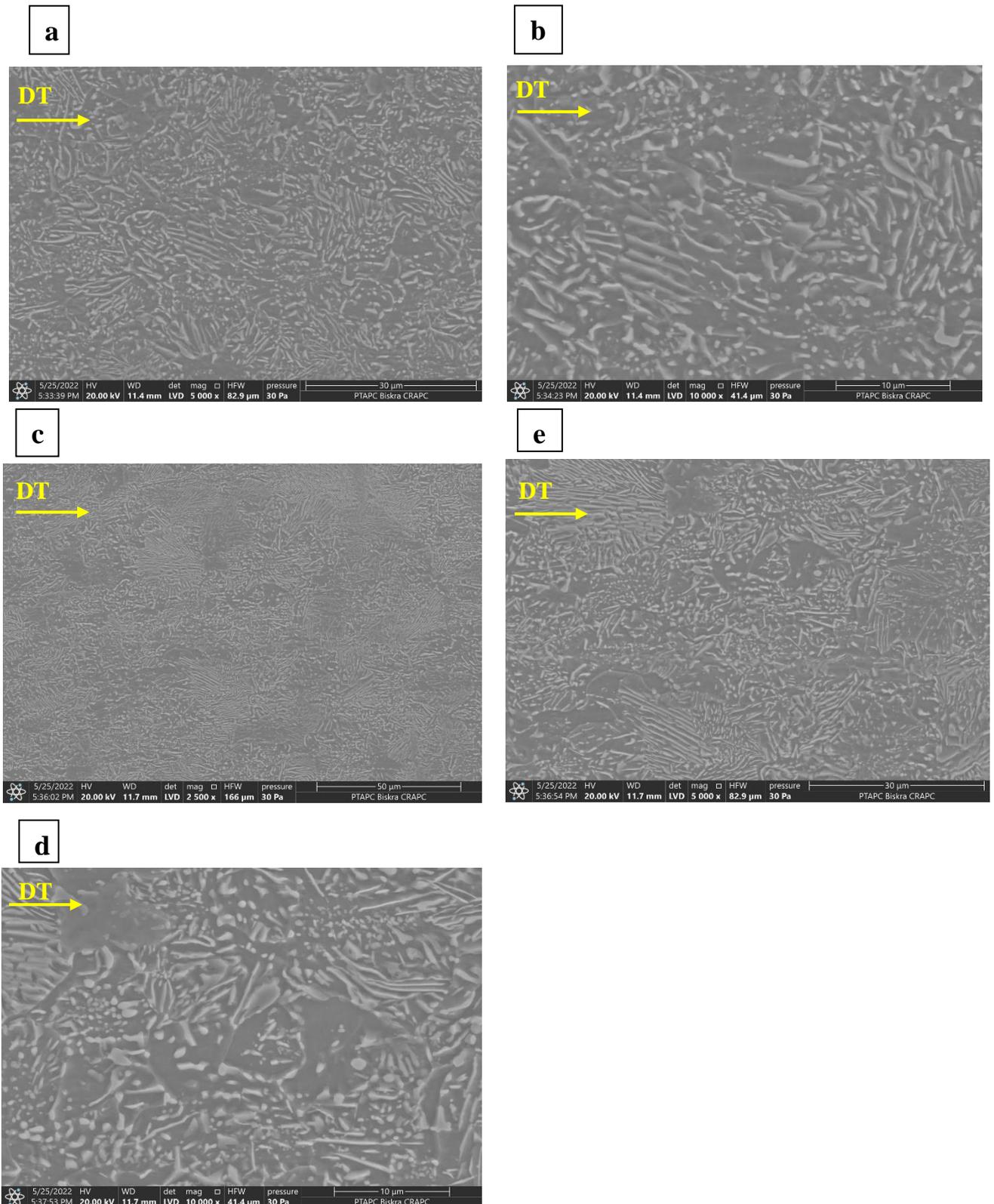


Figure III. 8 : Microstructures au (MEB) a, b fil tréfilé $\epsilon_1 = 43.63\%$; c, d, e fil tréfilé $\epsilon_2 = 57.81\%$, recuit à 850°C pendant 5 min.

Le recuit à 950°C pendant 5 minutes de maintien de fil machine provoque un changement intégral dans la microstructure plus particulièrement dans la cémentite par rapport à l'état déformé (Figure III.2-3). Les lamelles de cémentite adoptent une forme incurvée sans direction préférentielle (Figure III.9, a2), cette forme a été également observée par J. Turibio [J. Turibio, 2014] dans des aciers perlitiques fortement tréfilés à froid après six étapes de tréfilage. D'après cet auteur la phase de cémentite Fe₃C est la phase la plus dure et la plus cassante entourée par la phase de ferrite Fe plus douce et plus ductile. D'autre part des observations microstructurales par MO montre globalement les changements morphologiques dans la ferrite et de la cémentite après le traitement de recuit réalisé à 950°C pendant 5 minutes de maintien sur le fil machine (Figure III.10).

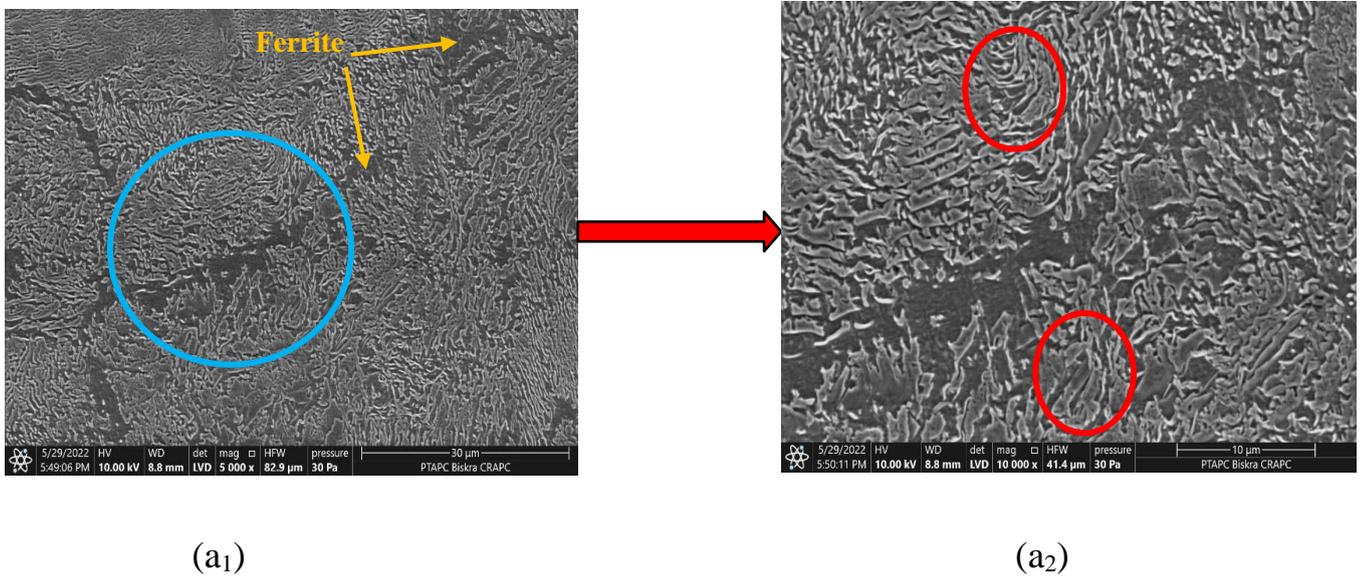


Figure III.9 : Micrographies aux MEB du fil machine recuit à 950 °C pendant 5 min (a₁ grossissement 30 µm, a₂ grossissement 10 µm).

Fil machine $\varepsilon = 0\%$

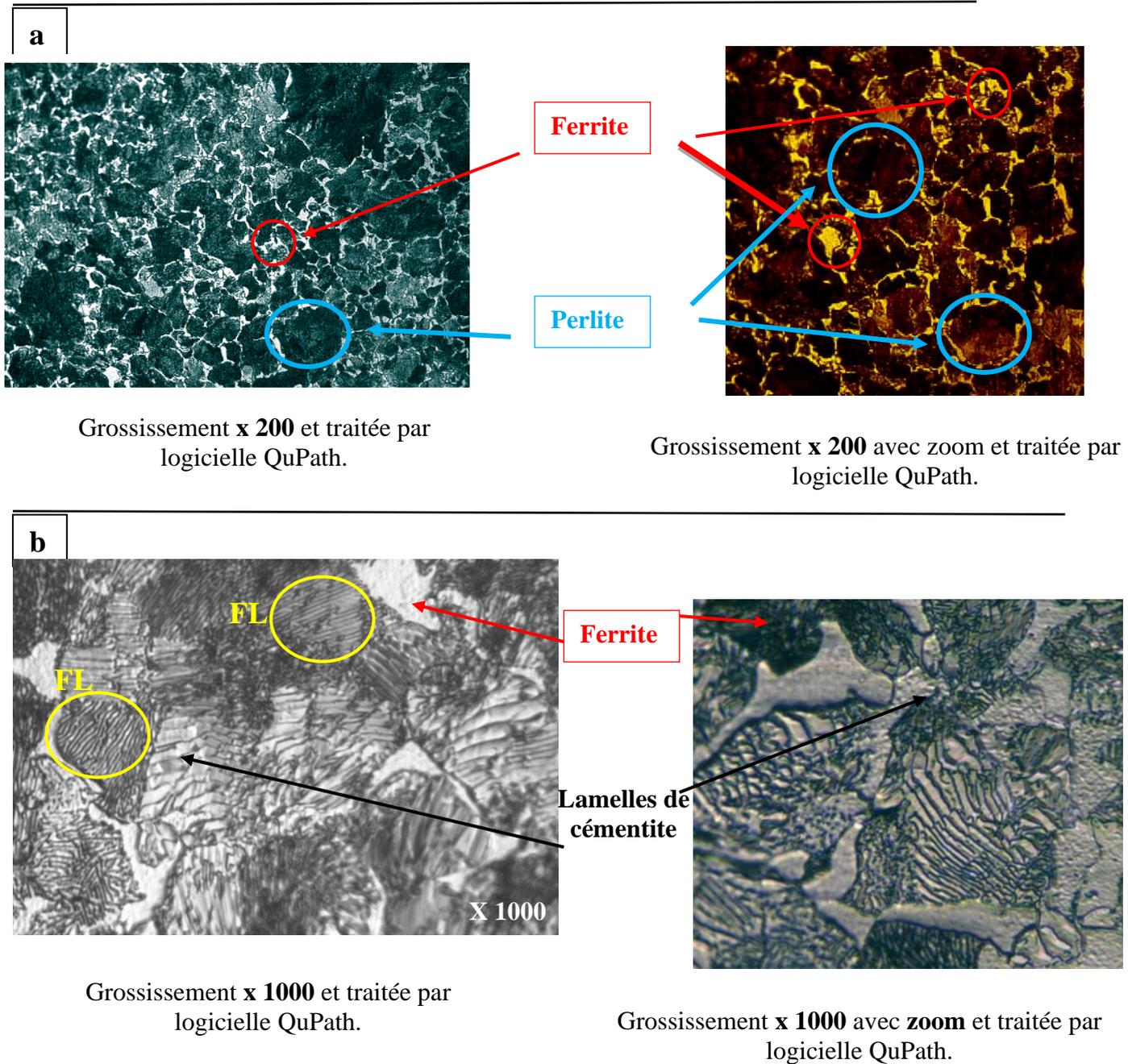


Figure III.10: Microstructures par MO de fil machine recuit à 950°C pendant 5 minutes.

D'autre part le recuit à 950°C pendant 5 minutes de maintien des fils tréfilés conduit à une diminution de la taille des grains part à part au fil machine notamment pour le fil fortement tréfilé (Figure III.13-14). Les observations aux MEB du fil tréfilé à 43.63 % et recuit à 950°C pendant 5 minutes montrent la formation des particules de cémentite sous forme sphérique au niveau des bords avec une diminution de la distance inter-lamellaire de la cémentite. Pour le fil tréfilé à 57.81 % et recuit à 950°C pendant 5 minutes on remarque également une diminution de la taille des grains de ferrite et une fragmentation des lamelles de cémentite qui se combinent les unes avec les autres pour former des structures de plusieurs micromètres (Figure III.11-12).

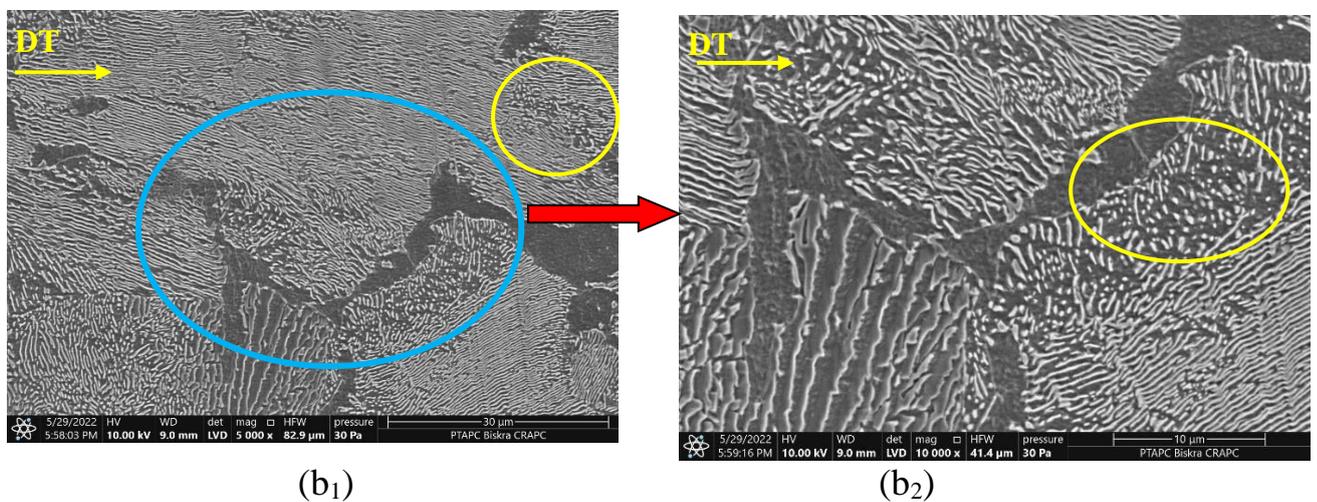


Figure III.11 : Micrographies aux MEB du fil tréfilé $\epsilon_1=43.63\%$, recuit à 950 °C pendant 5 min (b_1 grossissement 30 μm , b_2 grossissement 10 μm).

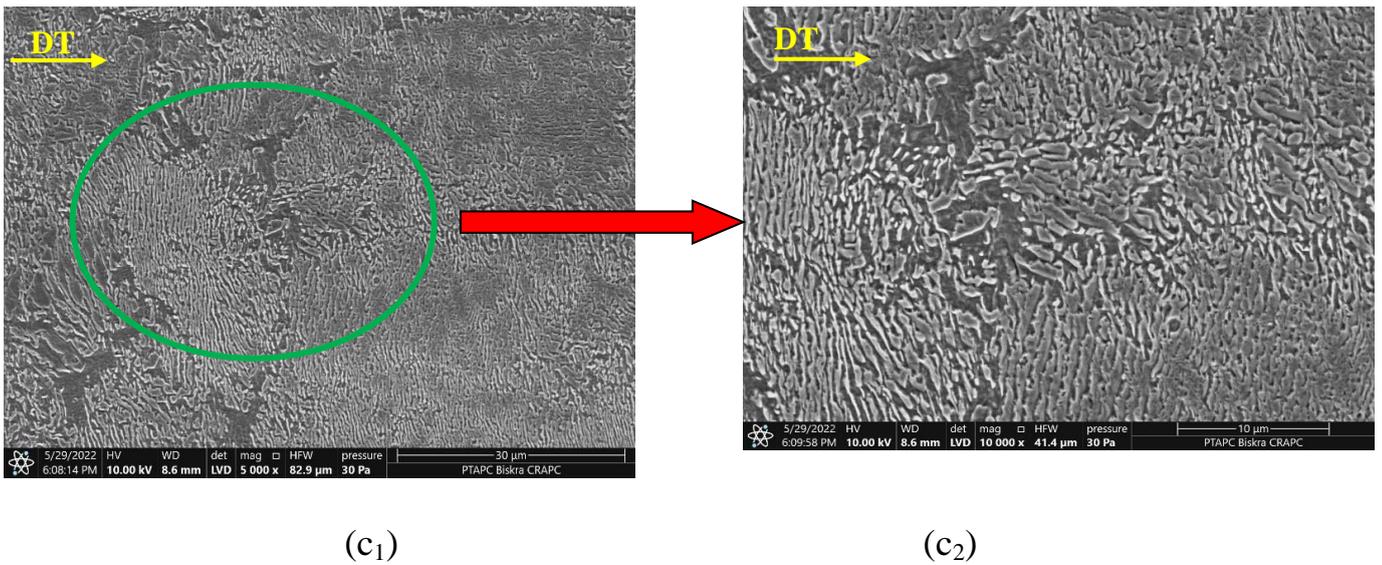
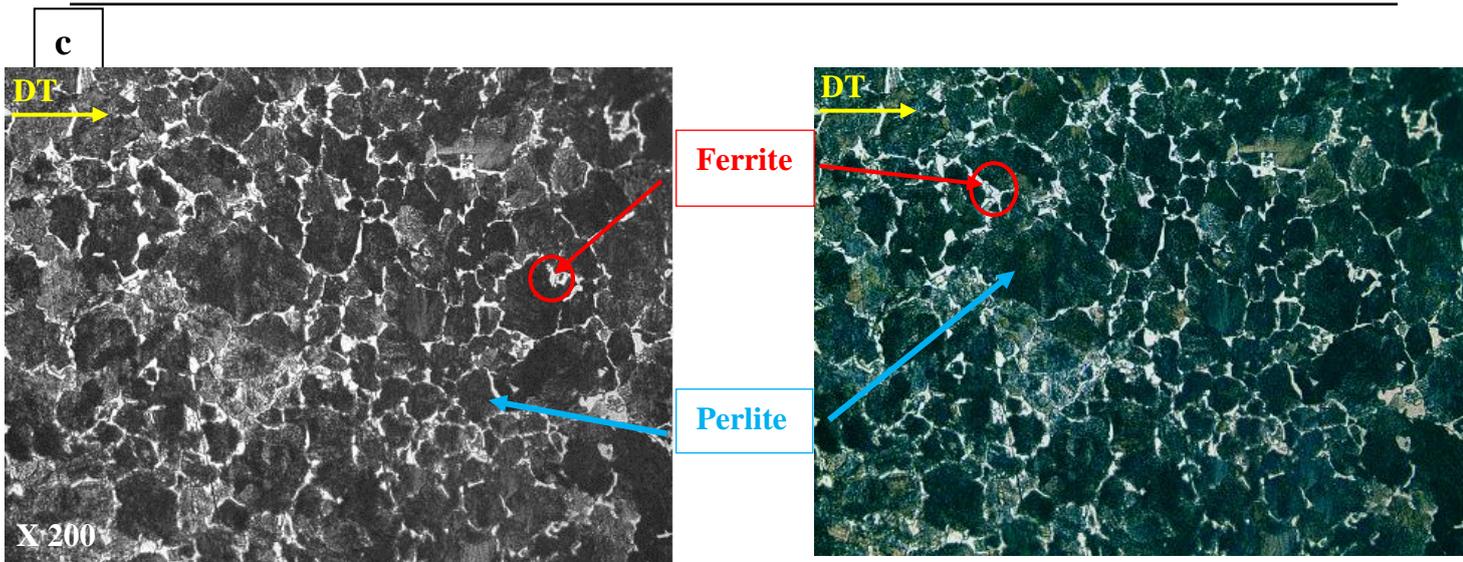


Figure III.12 : Micrographies aux MEB du fil tréfilé $\epsilon_1=57.81\%$, recuit à $950\text{ }^\circ\text{C}$ pendant 5 min (b_1 grossissement : $30\text{ }\mu\text{m}$, b_2 grossissement : $10\text{ }\mu\text{m}$).

Fil tréfilé $\epsilon_1=43.63\%$



Grossissement **x 200** et traitée par logicielle QuPath.

Grossissement **x 200** et traitée par logicielle QuPath.

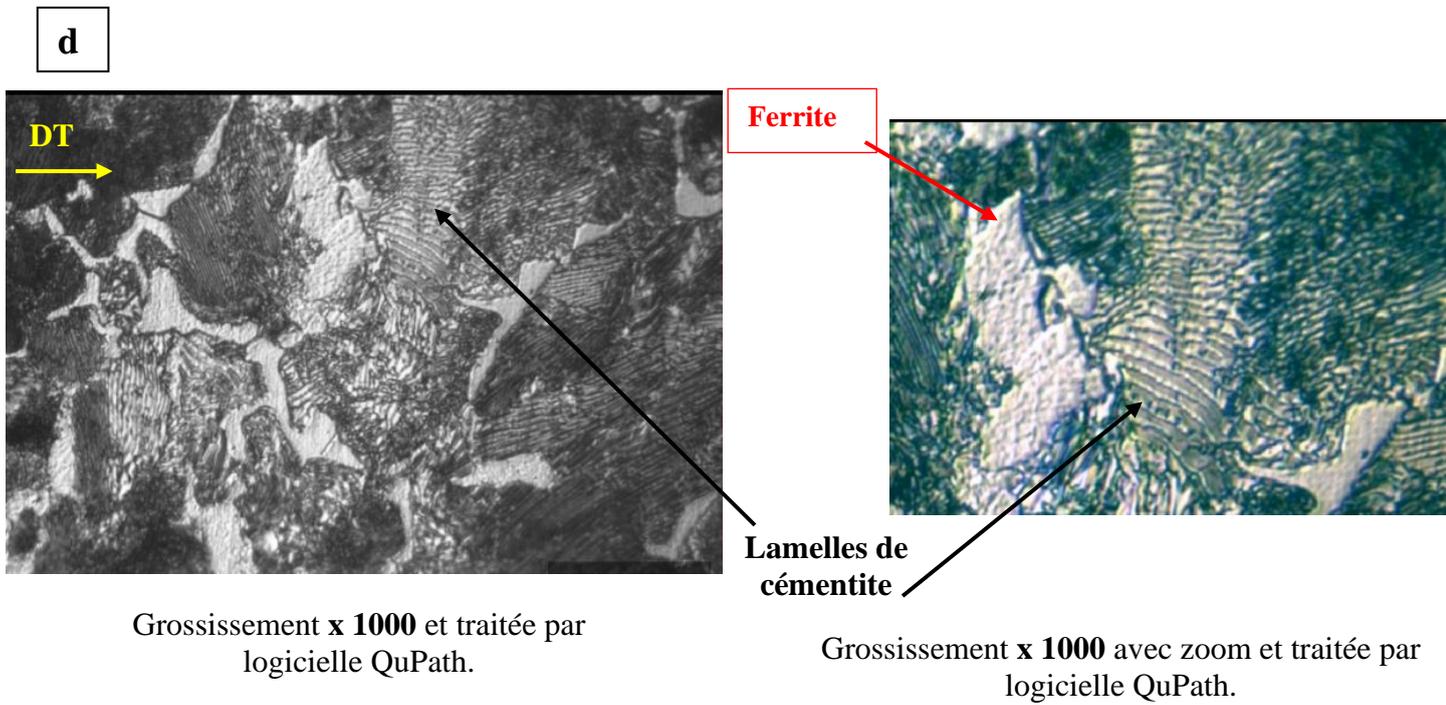
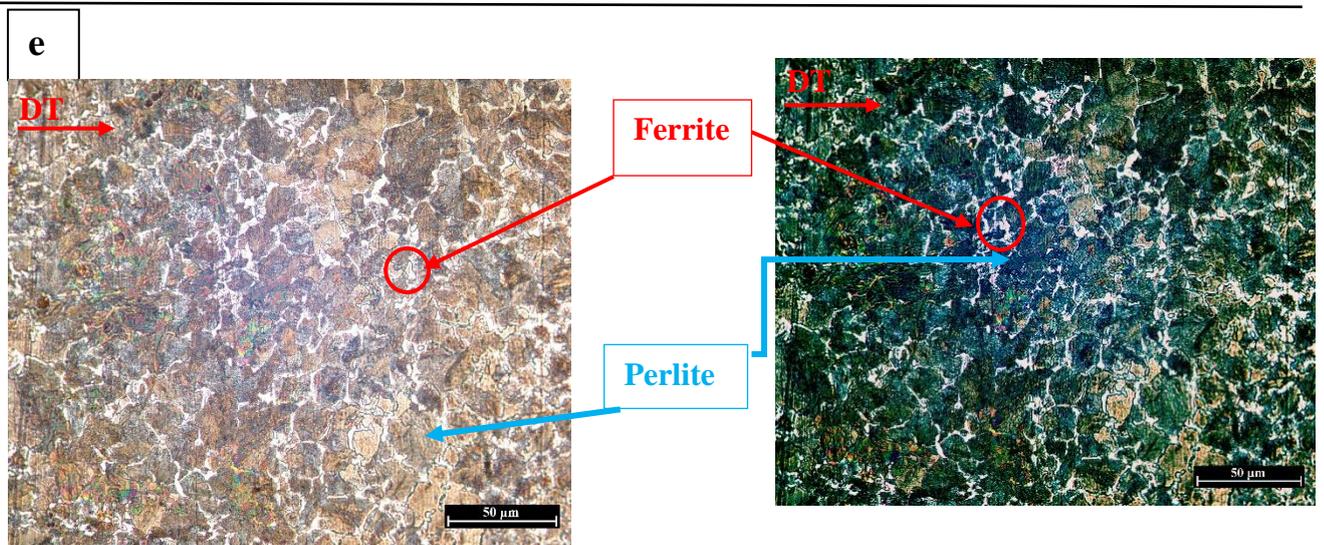


Figure III.13 : Microstructures par MO de fil tréfilé à 43.63% et recuit à 950°C pendant 5 minutes.

Fil tréfilé $\epsilon_2 = 57.81\%$



Grossissement x 200.

Grossissement x 200 traitée par logicielle QuPath.

f

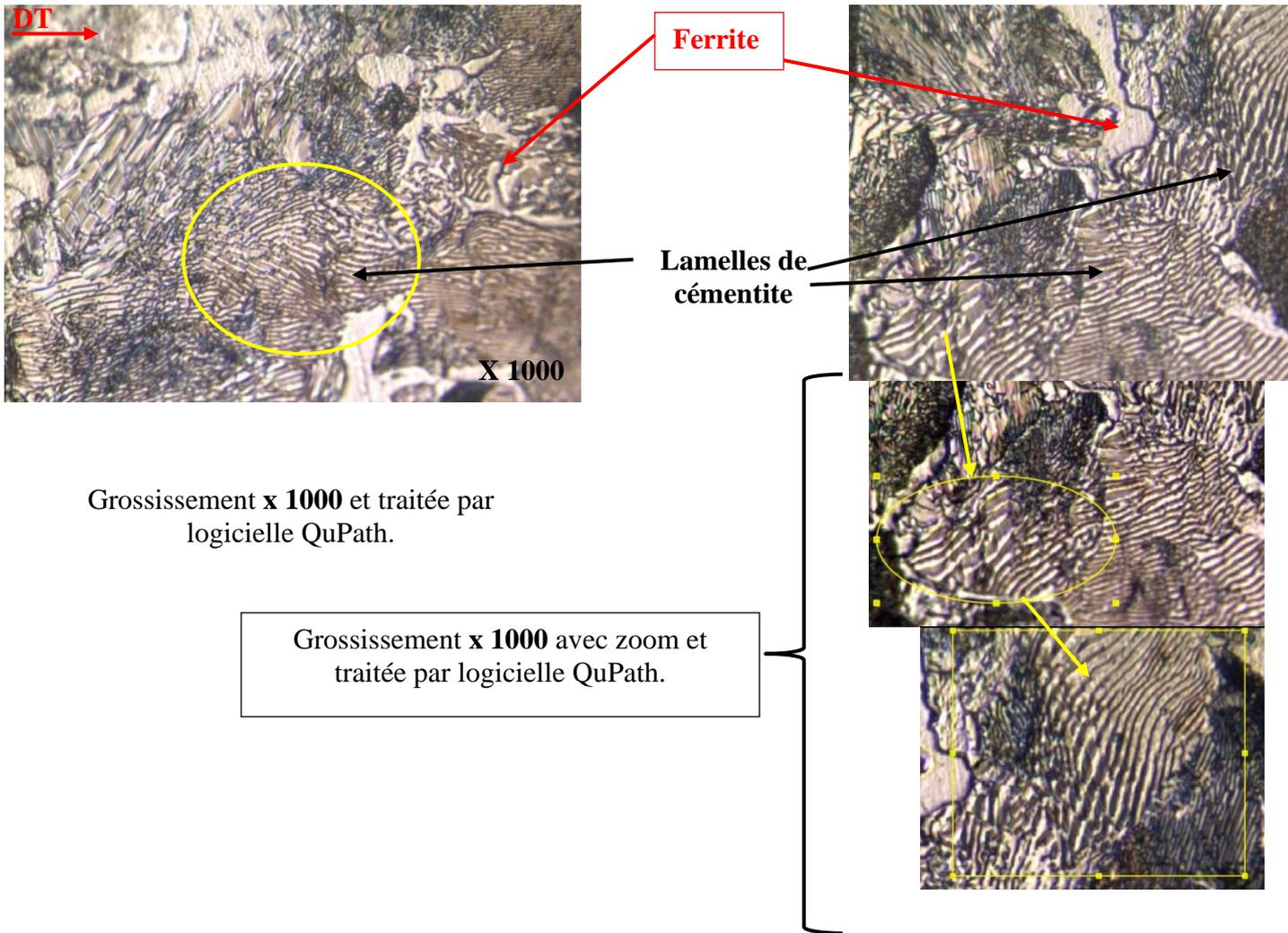


Figure III.14 : Microstructures par MO de fil tréfilé à 57.81 % et recuit à 950°C pendant 5 minutes.

III.2. Analyse par EBSD :

Pour étudier l'évolution microstructurale et texturale après traitement thermique des fils tréfilés nous avons analysé les données EBSD à l'aide du logiciel OIM Analyses.

III.2.1 Recuit à 950°C :

Les cartographies reconstruites par EBSD du fil machine et des fils tréfilés recuits à 950°C pendant 5 minutes sont présentées sur la figure III.15 montre une réduction de la taille des grains en fonction de la déformation (figure III.15, c) avec une distribution relativement hétérogène d'autre part les données des figures de pôle de ces fils montrent globalement une évolution d'une orientation aléatoire des grains pour le fil machine et également pour les fils tréfilés. Contrairement dans l'étude de M.C. Nebber (2020) sur l'acier mi-dur de nuance C68D-2 où il a observé une évolution d'une texture de fibre majoritaire $\langle 110 \rangle$ fibreuse autour de l'axe de tréfilage. L'intensité de cette texture augmente avec la déformation et est plus prononcée dans la zone centrale du fil fortement tréfilé.

De plus, nous pouvons noter qu'aucune des couleurs attribuées à différentes fibres de la texture engendrée par le procédé de tréfilage ne semble être dominante pour le fil machine et aussi pour les fils tréfilés après 5 minutes de recuit à 950°C. D'après ces figures de pôle analysées par l'OIM nous pouvons remarquer trois familles d'orientation plus dense, à savoir $\langle 001 \rangle$ (majoritaire), $\langle 111 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$, présentes dans tous les fils. Cependant, la famille la plus dense et qui augmente avec l'évolution du taux de déformation est la famille $\{001\}$, suivie de la famille $\{111\}$ et $\{110\}$. Pour le fil machine, l'intensité maximale est de 7.0 pour la famille $\{001\}$, pour le fil tréfilé à 43.63 % l'intensité maximale est de 6.1 pour la même famille et pour le fil tréfilé à 57.81 % l'intensité maximale est de l'ordre de 4.8. On peut également remarquer une diminution de l'intensité avec l'augmentation du taux de déformation (voir Figure III.16).

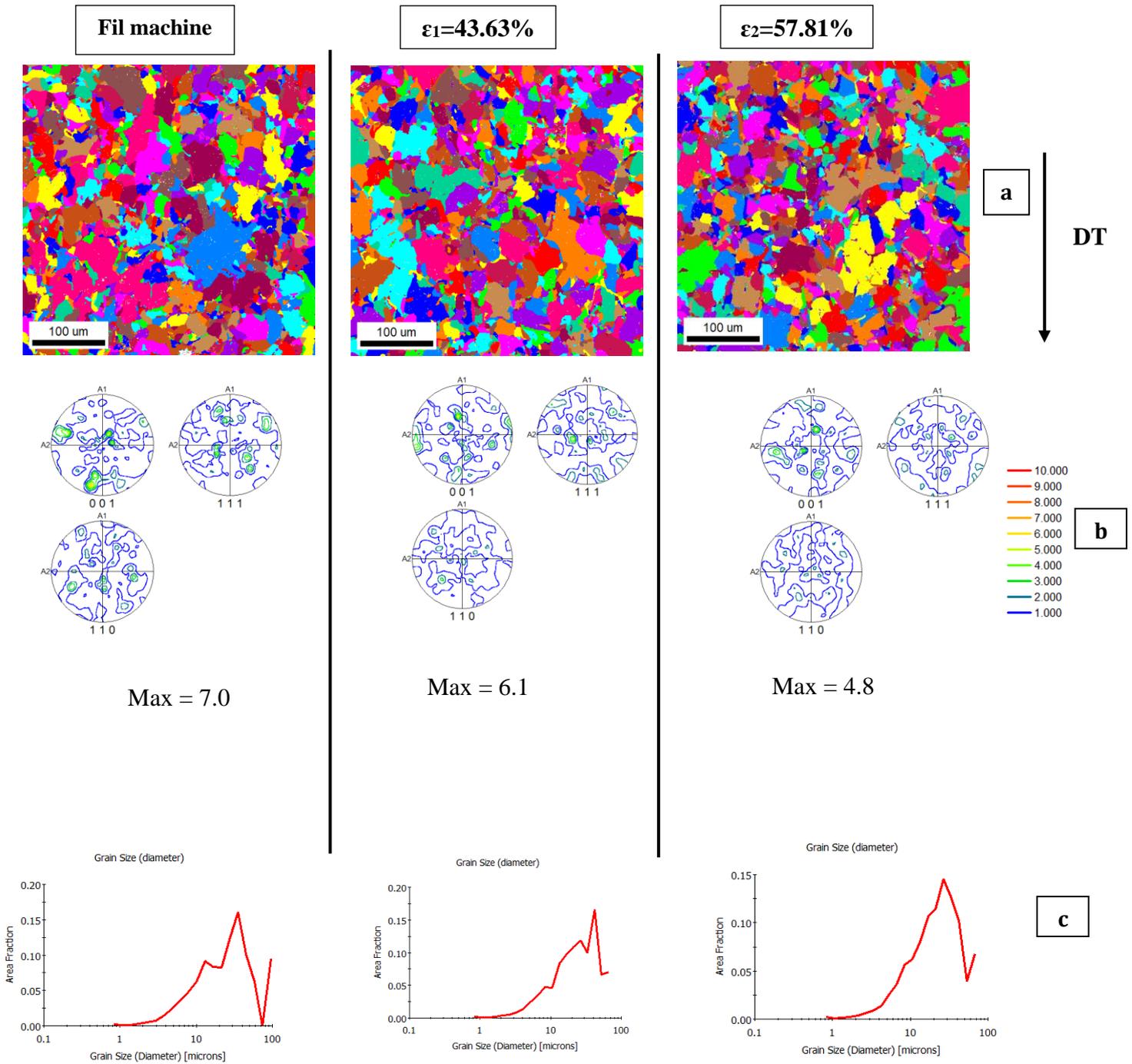


Figure III.15 : a : les cartographies reconstruites par EBSD, b : les figures de pôles et c : la taille moyenne des grains de fil machine et des fils tréfiles recuit à 950°C pendant 5 minutes.

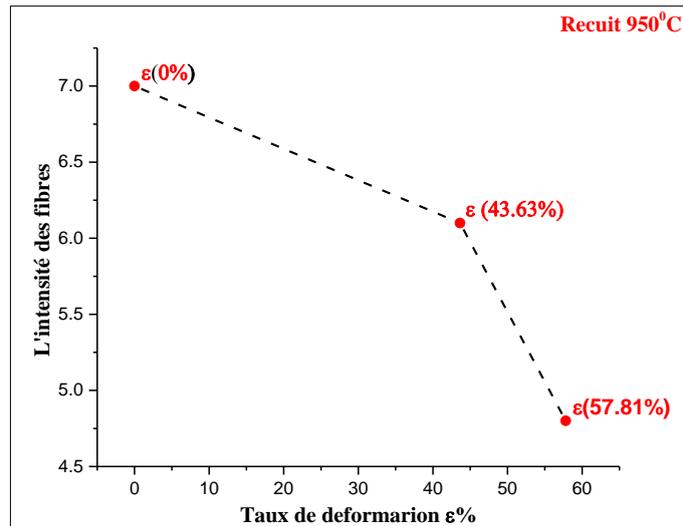
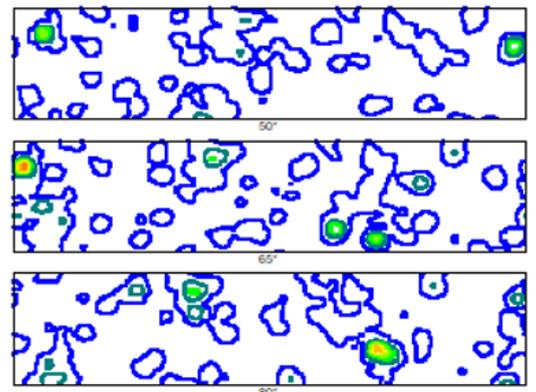
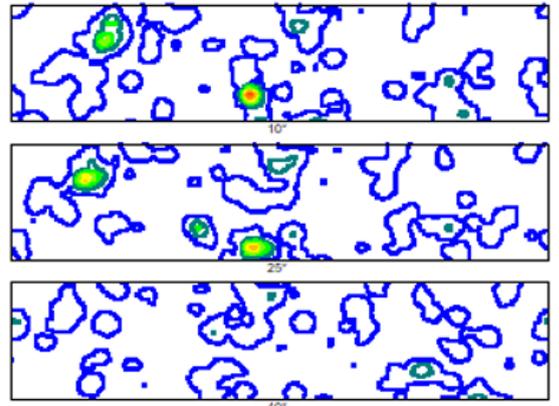
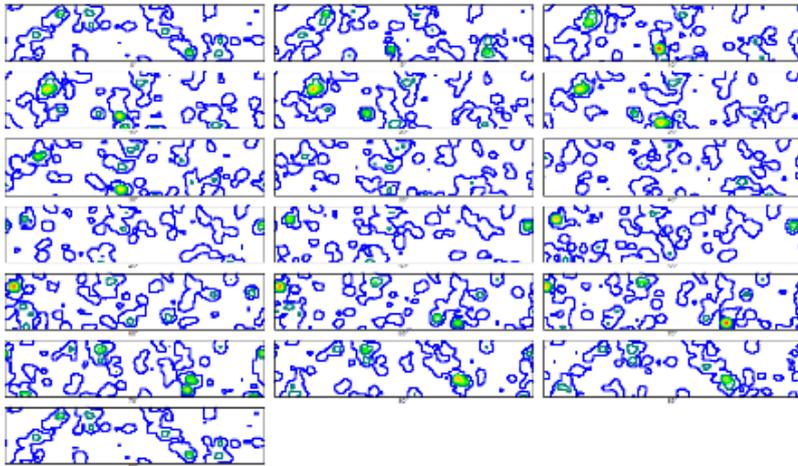


Figure.III.16 : Évolution de l'intensité des fibres des fils tréfilés et recuit à 950°C.

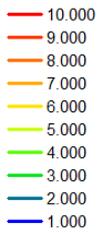
-Fonction de distributions des orientations cristallographiques (FDOC) :

La figure III.17 présente la fonction de distribution des orientations cristallographiques (FDOC) pour des différents degrés après recuit à 950°C pendant 5 minutes des fils tréfilés. On peut observer un développement de la texture $\langle 001 \rangle$ par rapport à $\langle 110 \rangle$ avec une densité plus élevée pour la famille $\{001\}$ suivie de $\{111\}$ et $\{110\}$. Pour le fil machine la texture est plus renforcée aux angles suivants: $\varphi=10^\circ, 25^\circ, 75^\circ$ et 80° avec un maximum de 42,1. En revanche pour le fil tréfilé à 43,63% la texture est plus renforcée aux angles de $\varphi=0^\circ, 60^\circ, 70^\circ$ et 90° avec un maximum de 24,1. Pour le fil tréfilé à 57,81%, la texture est plus prononcée aux angles suivants: $\varphi=25^\circ, 30^\circ, 55^\circ$ et 75° avec un maximum de 21,1. Contrairement à l'étude de M.C Nebbar [Nebbar, 2020] sur des fils tréfilés en acier mi-dur de nuance C68D-2, aucune texture fibreuse de la fibre majoritaire $\langle 110 \rangle$ n'a été observée après le recuit.

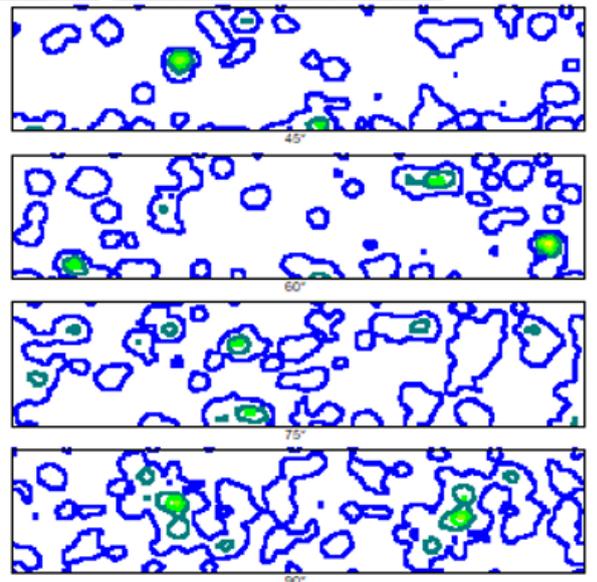
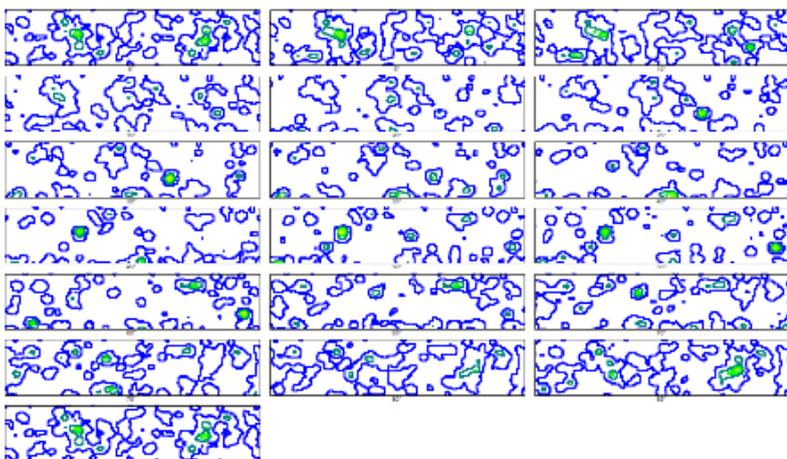
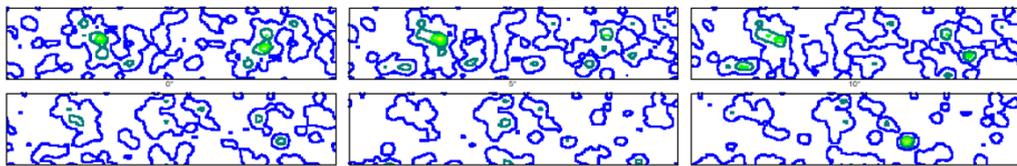
Fil machine



Max = 42.1



$\epsilon_1=43.63\%$



Max = 24.1

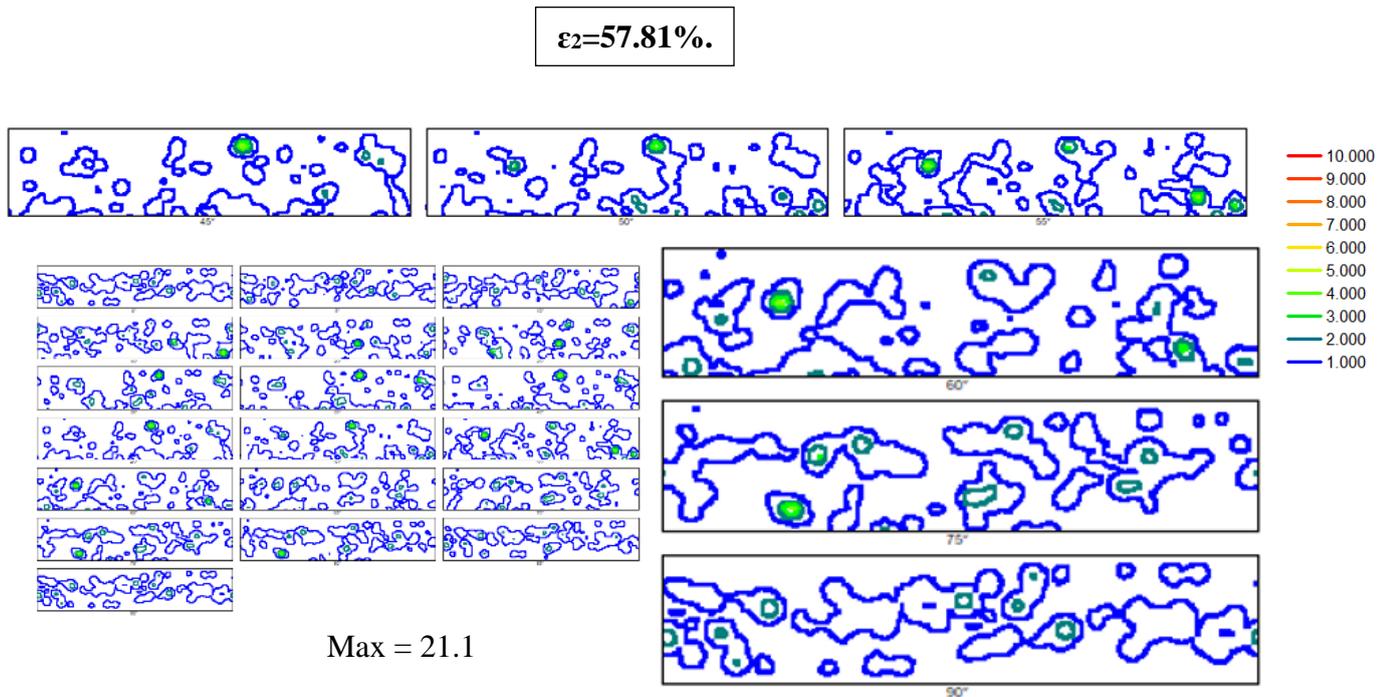


Figure III.17 : Fonction de distributions des orientations cristallographiques (FOD) de fil machine et des fils tréfilés recuit à 950°C pendant 5 minutes.

III.2.2 Recuit à 850°C :

La figure III.18 présente les cartographies reconstruites par EBSD, la taille moyenne des grains et les figures de pôle de fil machine et des fils tréfilés recuits à 850°C pendant 5 minutes de maintien.

Premièrement, en ce qui concerne les cartographies EBSD, on observe l'absence d'orientations préférentielles dominantes pour le fil machine, ce qui indique une orientation d'une texture aléatoire (isotropique). Cependant, cette orientation devient privilégiée dans la direction de tréfilage pour les fils tréfilés. Cette préférence s'accompagne d'une diminution de la taille moyenne des grains avec l'augmentation du taux de déformation. Deuxièmement, en ce qui concerne les figures des pôles, la fibre la plus observable est la fibre $\langle 110 \rangle$ qui est majoritaire pour tous les fils. Cependant, on observe également la présence des fibres $\langle 111 \rangle$ et $\langle 001 \rangle$ avec des intensités différentes. Pour le fil machine, la fibre $\langle 001 \rangle$ est la plus renforcée (avec une intensité maximale de 5,9). Pour le fil tréfilé à 43,63% la texture la plus dense est $\{111\} > \{110\} > \{001\}$ avec une intensité de 6,8. Concernant le fil tréfilé à 57,81% avec une intensité maximale de 11,4 la texture la plus renforcée est $\{110\} > \{111\} > \{001\}$. En revanche les intensités des fibres augmentent avec l'augmentation du taux de déformation.

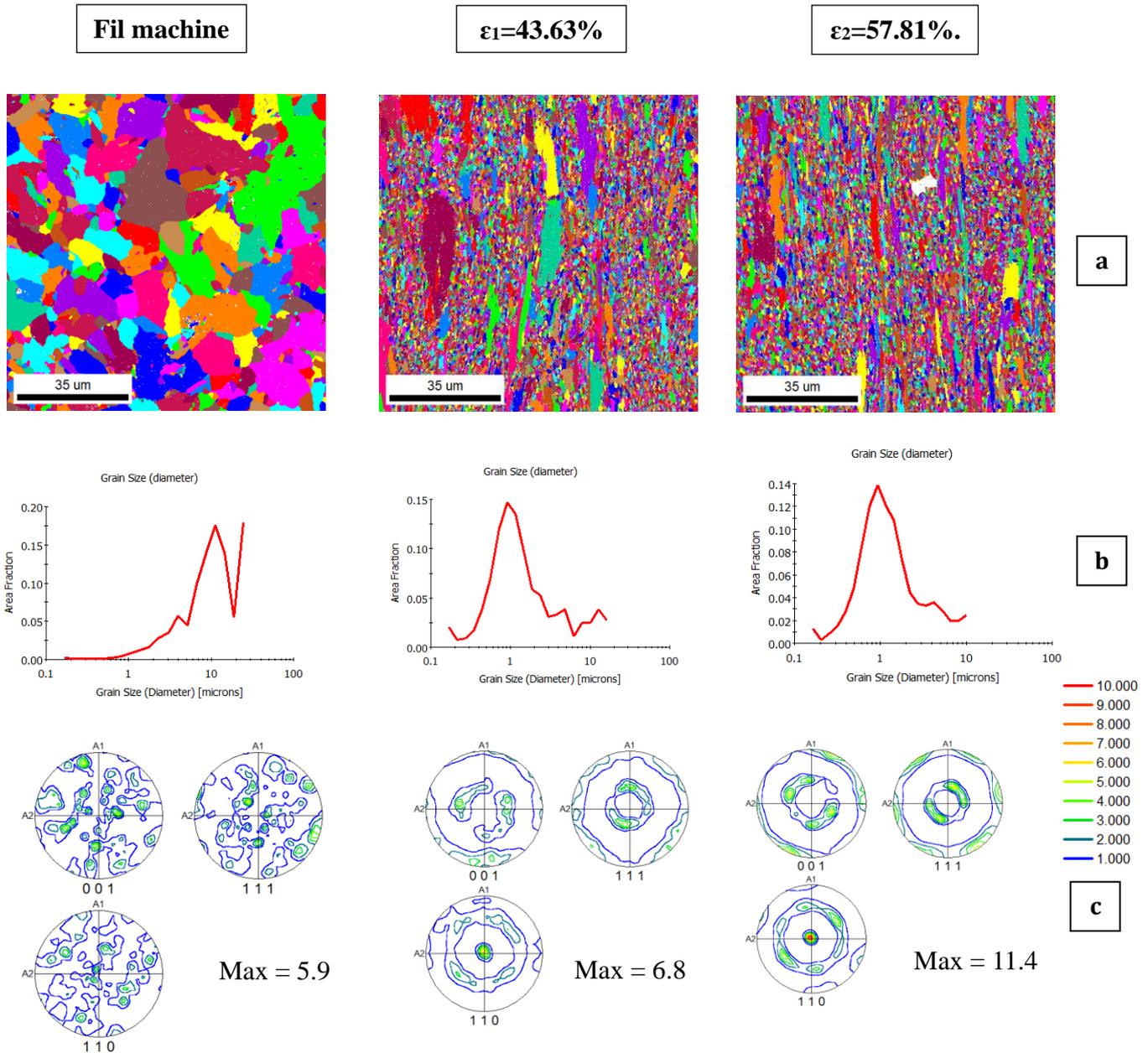


Figure III.18 : a) les cartographies EBSD, b) la taille moyenne des grains, c) figure des pôles, des fils tréfiles et fil machine recuit à 850°C pendant 5 min.

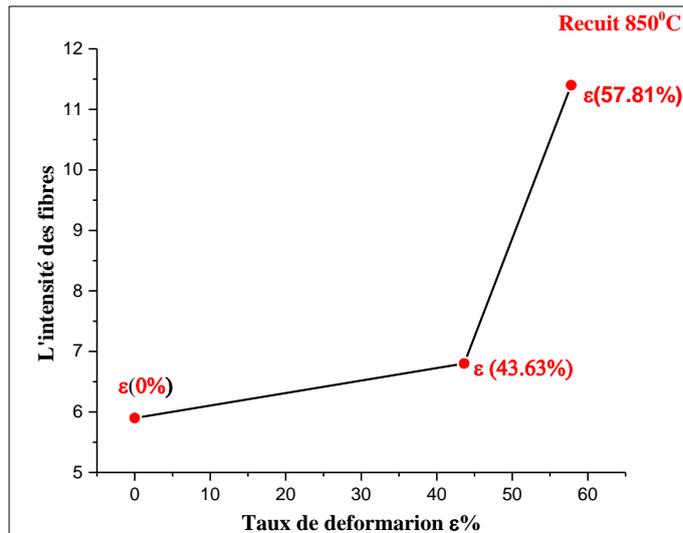
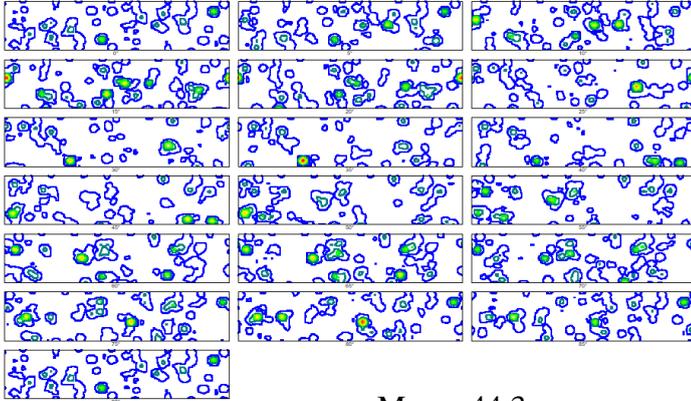
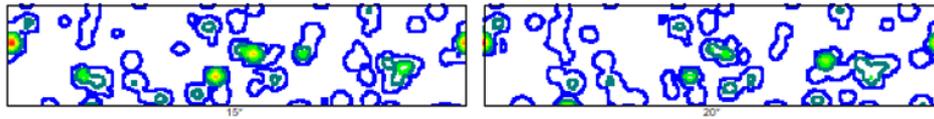


Figure.III.19 : Évolution de l'intensité de la texture des fibres des fils tréfilés recuit à 850°C pendant 5 min.

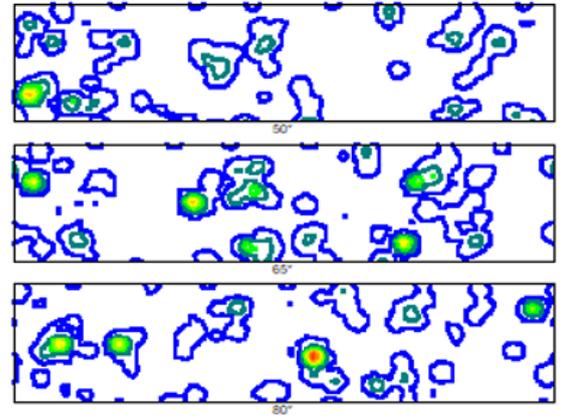
-Fonction de distributions des orientations cristallographiques (FDOC) :

La figure III.20, présente les coupes de fonction de distributions des orientations cristallographiques (FDOC) à $\phi_2 = 0^\circ$ et à $\phi_2 = 90^\circ$ du fil machine et des fils tréfilés et recuit à 850 °C pendant 5 minutes. Ces coupes des FDOC montrent clairement le développement d'une texture fibreuse autour de l'axe de tréfilage avec une fibre majoritaire $\langle 110 \rangle$. L'acuité de cette fibre majoritaire augmente avec la déformation. Pour le fil tréfilé à 57,81% l'intensité maximale est de 33,8 à $\phi_2 = 0^\circ, 5^\circ, 85^\circ$ et 90° (Figure III.20). En revanche, pour le fil tréfilé à 43,63% l'intensité de la fibre est d'environ 22,4 à $\phi_2 = 0^\circ, 5^\circ, 10^\circ, 85^\circ$ et 90° .

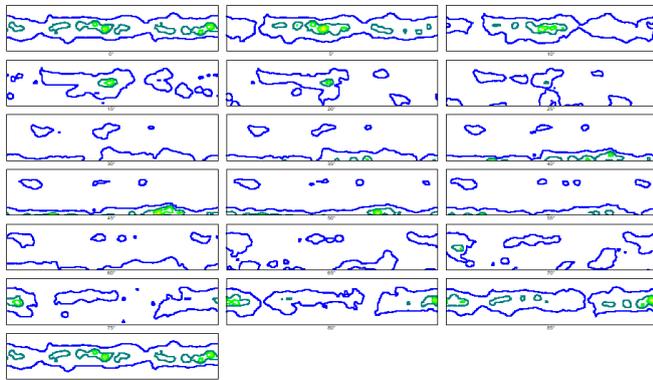
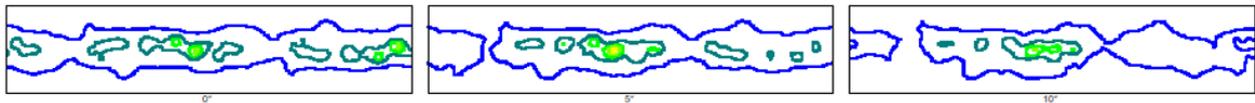
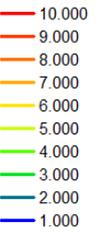
Fil machine



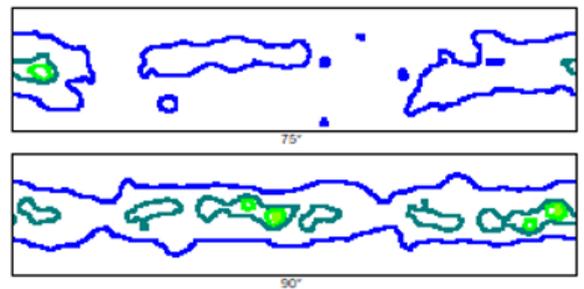
Max = 44.3



$\epsilon_1=43.63\%$



Max = 22.4



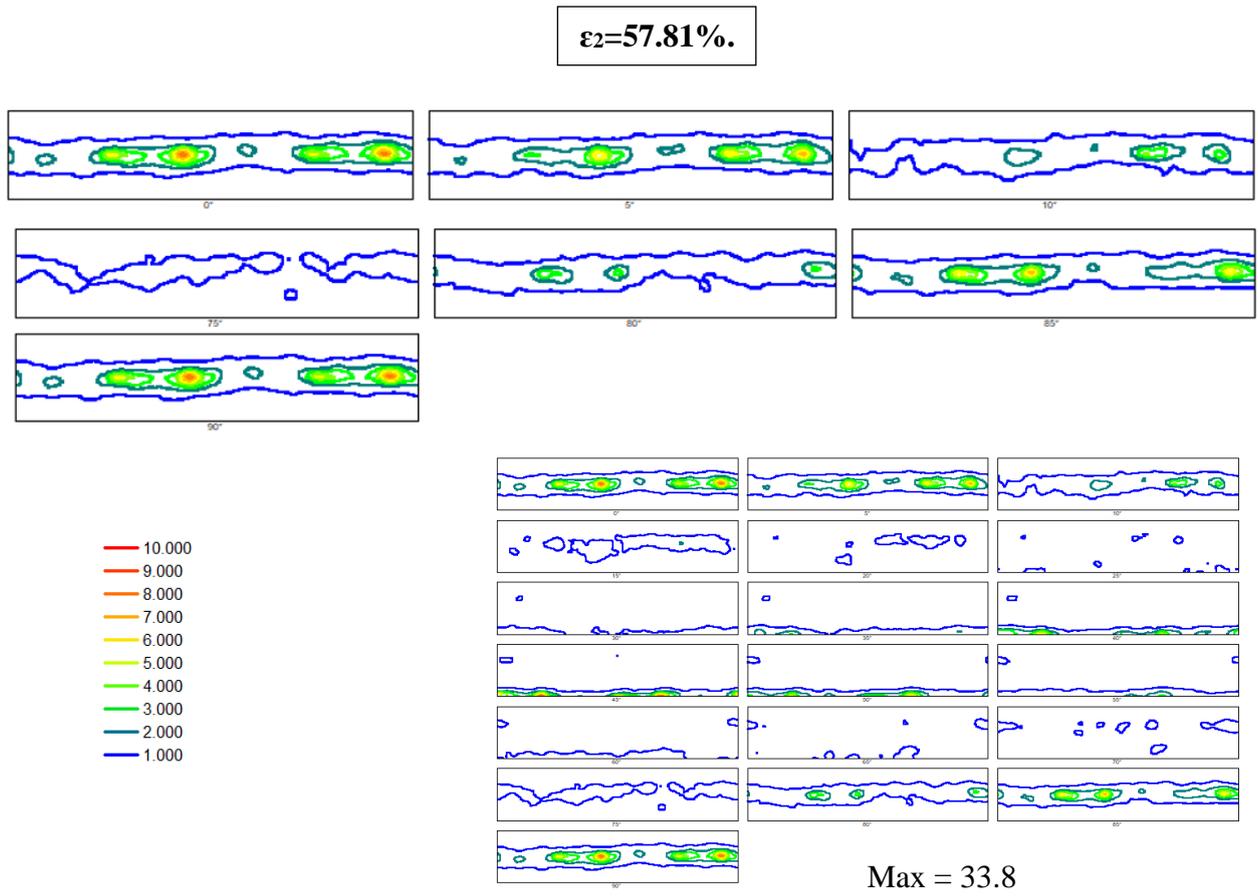


Figure III.20 : Fonction de distributions des orientations cristallographiques (FDOC) des fils tréfiles et fil machine recuit à 850°C pendant 5 min.

III.3 Essais mécanique :

III.3.1 Mesures de Micro-dureté :

Des tests de micro-dureté Vickers ont été effectués sur les fils tréfilés afin de suivre l'évolution de leurs propriétés mécaniques pendant le processus de tréfilage et également après le traitement de recuit de ces fils. Les mesures de dureté Vickers ont été réalisées en appliquant une charge de 500 g et une force de 4900 mN, avec un temps de maintien de 10 secondes.

-État tréfilé:

La figure III.21 présente l'évolution de la micro dureté des fils en acier mi-dur en fonction du taux de déformation. On peut constater une augmentation de la micro dureté en fonction de la déformation. Cette augmentation est due à l'accumulation des défauts cristallins, ce qui entraîne un durcissement des fils cependant. Il est important de noter que cette évolution n'est pas linéaire et peut être influencée par d'autres facteurs, tels que la densité de dislocations et la formation des défauts supplémentaires dans la structure.

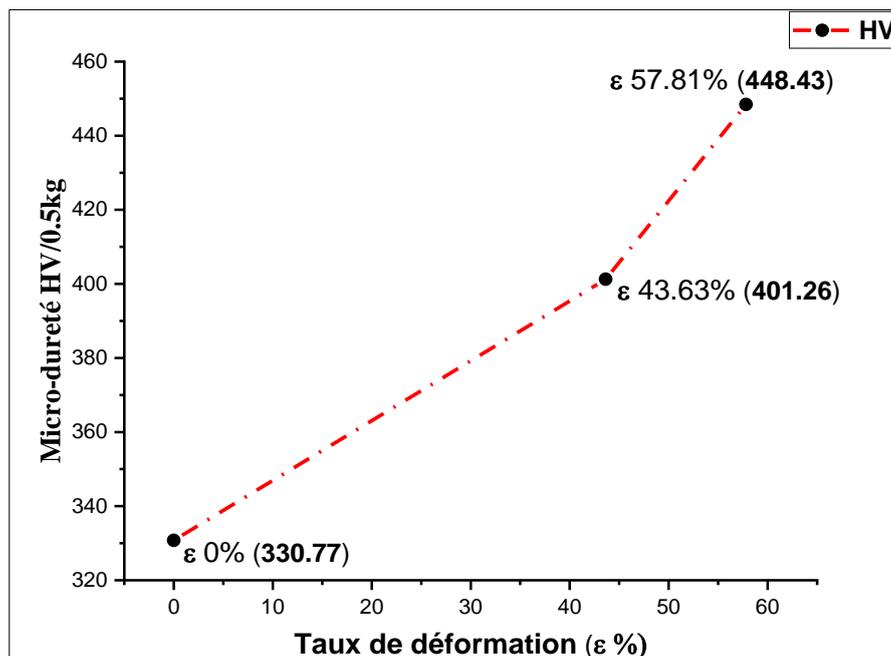


Figure III.21 : Évolution de la micro-dureté en fonction de taux de déformation des fils en acier mi-dur.

-États recuit :

Les figures III.22 et III.23, illustrent la variation de la micro dureté en fonction du taux de déformation de fil machine et des fils tréfilés et recuits respectivement à 850°C et à 950°C pendant 5 minutes de maintien. Les deux courbes montrent qu'après une déformation de 43.63% une élévation remarquable de la micro dureté, suivi par une chute importante après 57.81% de déformation. Cette diminution de la micro dureté après les deux traitements de recuit réalisés au fil fortement tréfilé est exprimée par la dissolution et la fragmentation de lamelle de cémentite ainsi que la réduction importante de la densité de dislocation causée essentiellement par l'énergie stockée introduite dans les grains déformés par le procédé de tréfilage. D'autre part-on constate que les valeurs de la micro dureté pour le fil machine et les fils tréfilés après 5 minutes de maintien à 850°C sont légèrement inférieurs à ceux après le recuit à 950°C % pendant 5 minutes (Figure III.24).

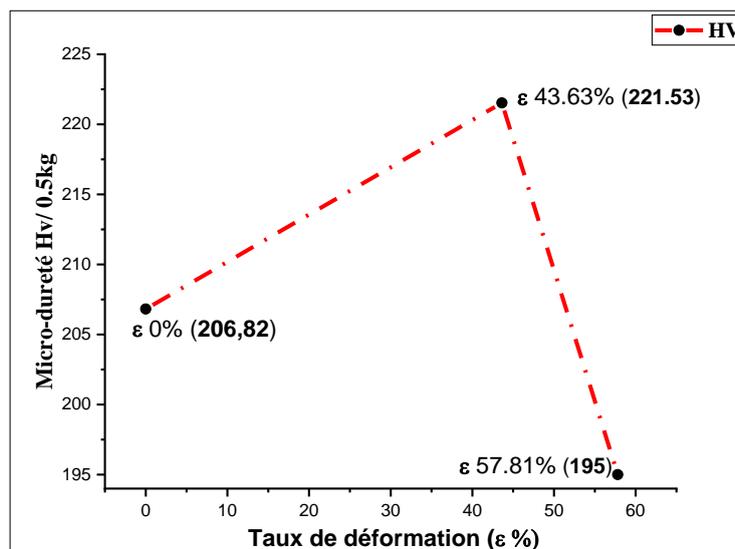


Figure III.22 : Évolution de la micro dureté en fonction de taux de déformation des fils tréfilés recuits à 850°C pendant 5 minutes.

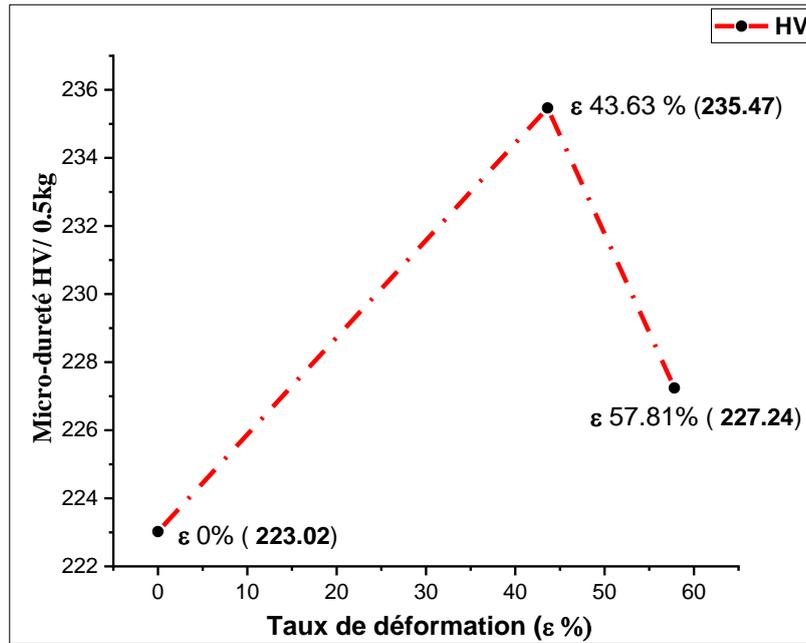


Figure III.23 : Évolution de la micro dureté en fonction de taux de déformation des fils tréfilés et recuits à 950°C pendant 5 minutes.

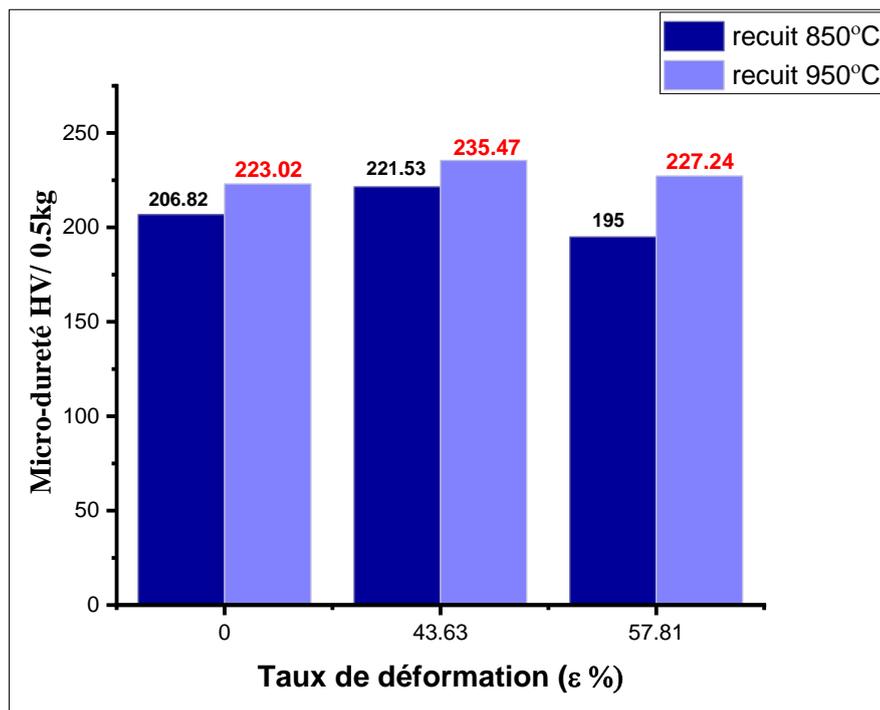


Figure III.24 : Représentation en histogrammes de l'évolution de la micro dureté en fonction de taux de déformation des fils tréfilés recuits à 850°C et à 950°C pendant 5 minutes.

III.3.2 Essais de traction :

-Êtas tréfilés :

La figure III.25 illustre l'évolution de la résistance à la traction des fils en fonction du taux de déformation par tréfilage. On constate une augmentation de la résistance mécanique maximale en fonction de la déformation due à l'écroutissage du matériau par la déformation plastique par le tréfilage (durcissement mécanique du matériau). L'effet de déformation plastique par tréfilage se traduit par une augmentation du module d'élasticité et de la résistance à la traction, ainsi qu'une diminution de l'allongement à la rupture. En d'autres termes, le matériau devient plus rigide et plus résistant mais moins ductile.

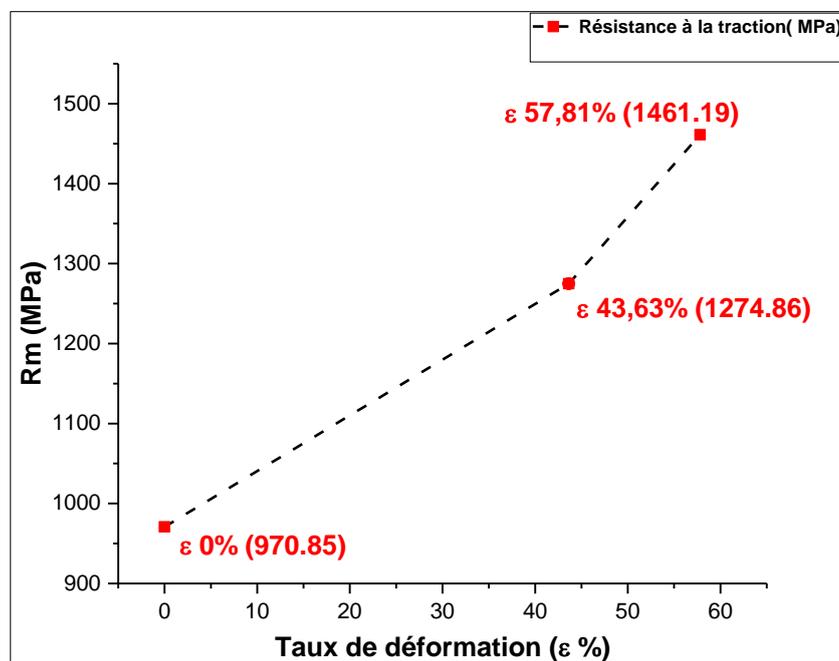


Figure III.25 : Évolution de résistance à la traction des fils en fonction de taux de déformation par tréfilage.

-Étas de recuit:

Après un traitement thermique à 950°C pendant 5 minutes de maintien, la courbe de l'évolution de résistance à la traction montre une diminution remarquable de la résistance à la traction du fil tréfilé à 43.63% part à port au fil machine (Figure III.26). Usuellement le recuit provoque une diminution de la résistance à la traction de fil machine et des fils tréfilés (Figure III.27). Cette diminution de la résistance à la traction a été attribuée à la formation des grains de carbure grossissant et sphéroïdes aux joints des grains et aux jonctions triples, [Jaya et al, 2017]. Ce qui suggère que le processus de déformation peut augmenter les effets du traitement thermique.

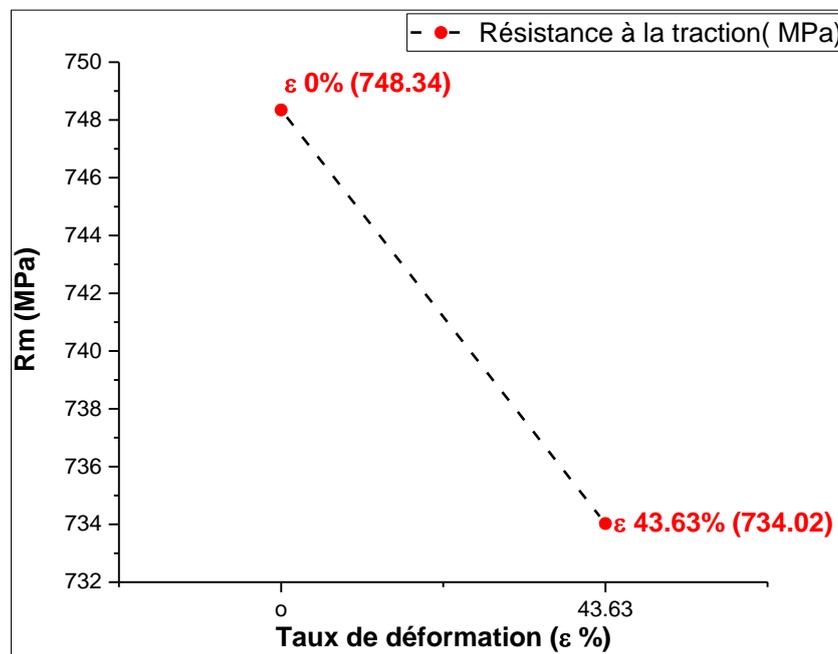


Figure III.26 : Évolution de résistance à la traction en fonction de taux de déformation du fil tréfilé recuit à 950°C pendant 5 minutes.

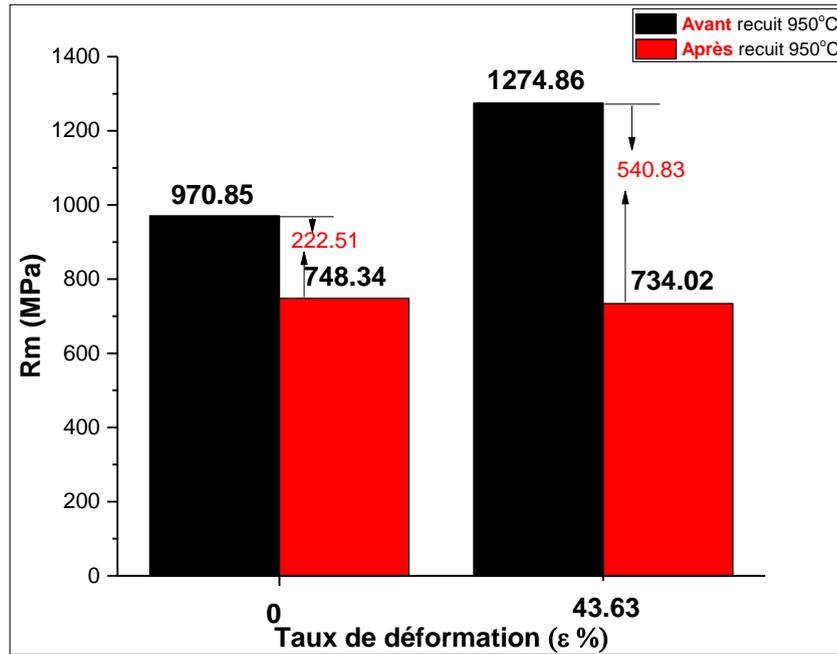


Figure III.27 : Représentation en histogrammes de l'évolution de la résistance à la traction en fonction de taux de déformation des fils tréfilés avant et après recuit à 950°C.

III.3.3 Essais de torsion :

-Étas tréfilés :

Les essais de torsion effectués sur des fils tréfilés non traités ont montré que le nombre des tours augmente avec l'évolution du taux de déformation en raison de l'effet de tréfilage. Le nombre des tours atteint une valeur minimale de 12 pour le fil machine et une valeur maximale de 37 pour le fil déformé à 57.81 % (Figure III.28). Ces résultats sont en accord avec ceux obtenus par M.C. Nebber (2020) pour les fils tréfilés en acier mi-dur de nuance C68D-2.

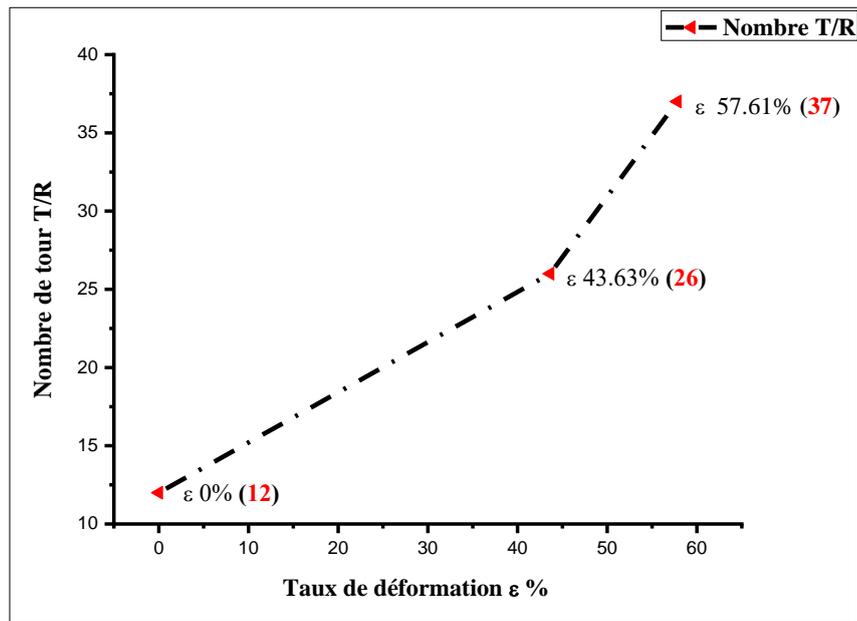


Figure III.28 : Évolution de nombre des tours par rupture en fonction de taux de déformation.

-État de recuit:

Après le recuit à 950°C pendant 5 minutes du fil machine et de fil tréfilé à 43.63%, nous avons constaté également une augmentation du nombre des tours pour le fil tréfilé par rapport au fil machine en raison de l'effet combiné de tréfilage et de traitement de recuit (Figure III.29). Cependant le phénomène de dissolution de la cémentite lors de recuit à 950°C pendant 5 minutes de maintien de fil machine et du fil tréfilé à 43.63% a entraîné globalement une diminution du nombre des tours (Figure III.30).

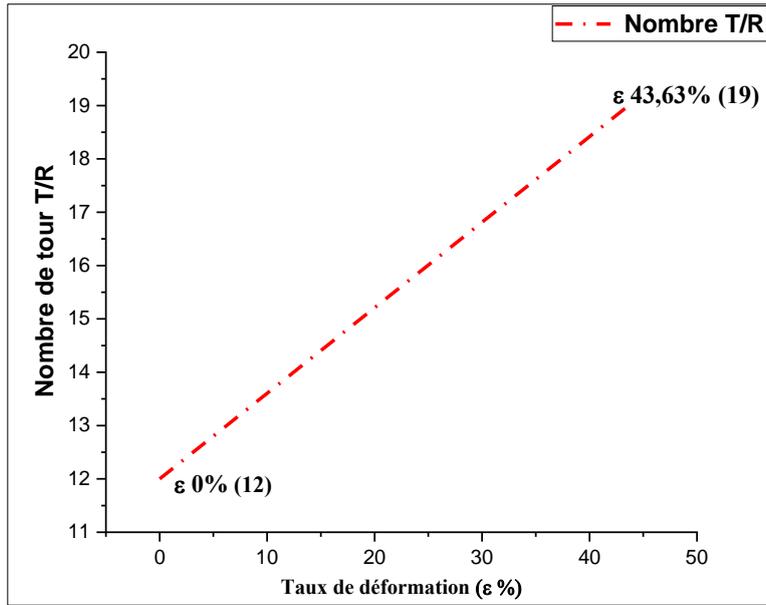


Figure III.29 : Évolution de nombre des tours par rupture en fonction de taux de déformation de fil tréfilés recuit à 950°C pendant 5 minutes.

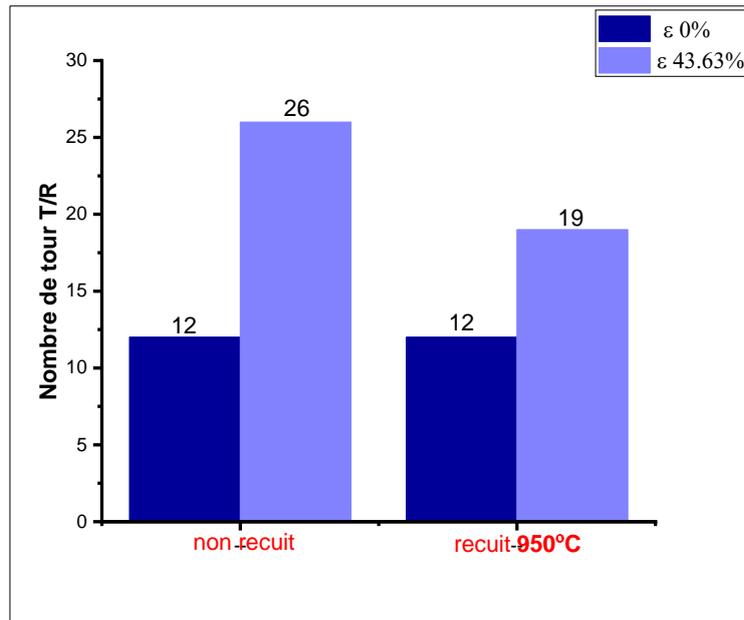


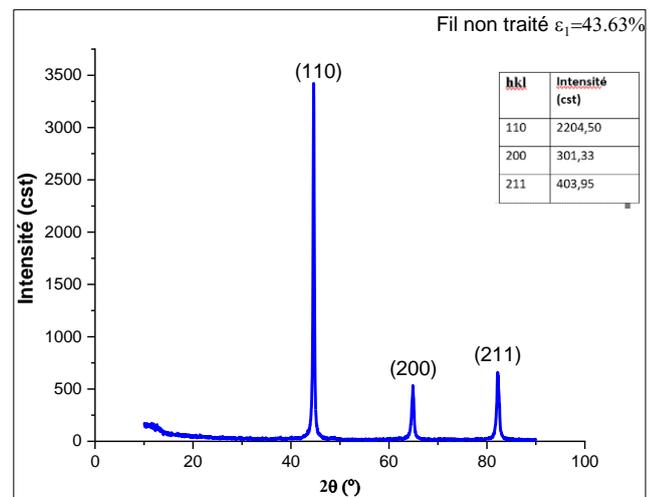
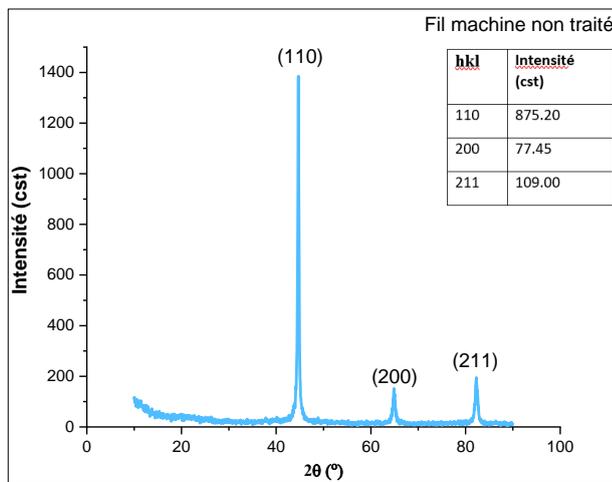
Figure III.30 : Représentation en histogrammes de l'évolution de nombre des tours par rupture en fonction de taux de déformation dans des fils tréfilés avant et après recuit à 950°C.

III.3.4. Analyse par la diffraction des rayons X :

Afin d'étudier les changements structuraux dans les fils tréfilés et recuits à 850°C et 950°C pendant 5 minutes de maintien, des essais par la diffraction des rayons X ont été réalisés en configuration θ -2 θ .

-État tréfilé :

Les diagrammes de diffraction RX de fil machine et des fils tréfilés présentent les mêmes pics de (Fe- α) : (110), (200) et (211), mais avec une variation dans l'intensité. On observe une augmentation de l'intensité pour le fil tréfilé à 43.63% qui atteint une valeur maximale de 2204,50 pour le pic (110), 303,33 pour le pic (200) et 403,95 pour le pic (211), par rapport au fil machine et le fil déformé à 57.81% (figure III.31). Cette variation de l'intensité des pics est liée aux contraintes résiduelles et à la densité de dislocations dans la structure cristalline introduites par la déformation plastique par tréfilage. Ces résultats sont en accord avec l'étude menée par M.C. Nebber [Nebber,2020] sur les fils en acier mi-dur de nuance C68D-2 tréfilés, qui a signalé une augmentation des pics (110), (211), (200) en fonction de la déformation.



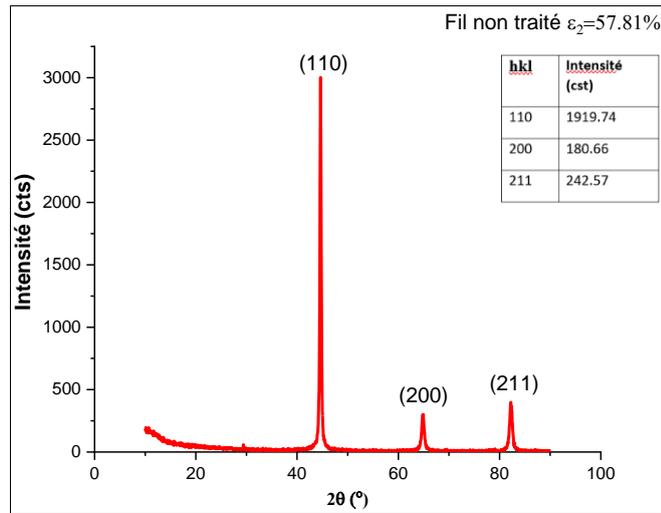


Figure III.31 : Spectres des rayons X de fil machine et des fils tréfilés.

-État de recuit :

Les diagrammes de diffraction RX pour le fil machine et les fils tréfilés recuits respectivement à 850°C et 950°C pendant 5 minutes de maintien sont présentés dans les figures III.32-33. On peut observer que le pic (110) reste le plus intense pour les deux recuits. Il prend des valeurs maximales de 4259.65 pour le fil machine et de 3534.41 pour le fil déformé à 43.63 % après le recuit à 950°C. On peut également signaler l’augmentation de l’intensité du pic (211) qui atteint une valeur maximale de 500.94 pour le fil tréfilé à 43.63 % après le recuit à 850°C et de 838.39 pour le fil machine après le recuit à 950°C.

Le tableau III.1 présente la comparaison de l’intensité des pics de diffraction des rayons X pour tous les fils déformés avant et après les recuits à 850°C et à 950°C pendant 5 minutes de maintien.

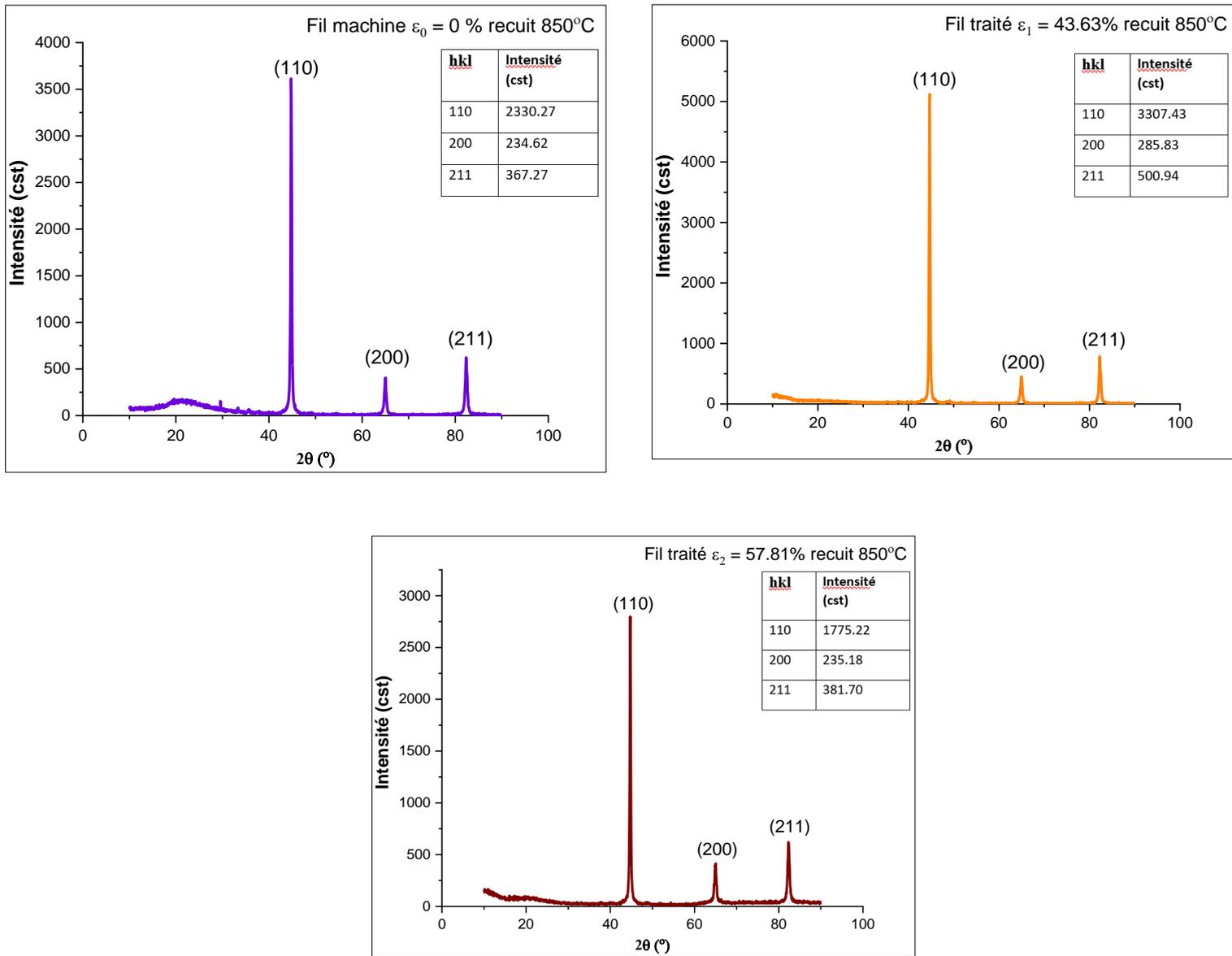


Figure III.32 : Spectres des rayons X de fil machine et des fils tréfilés recuit à 850°C pendant 5 min.

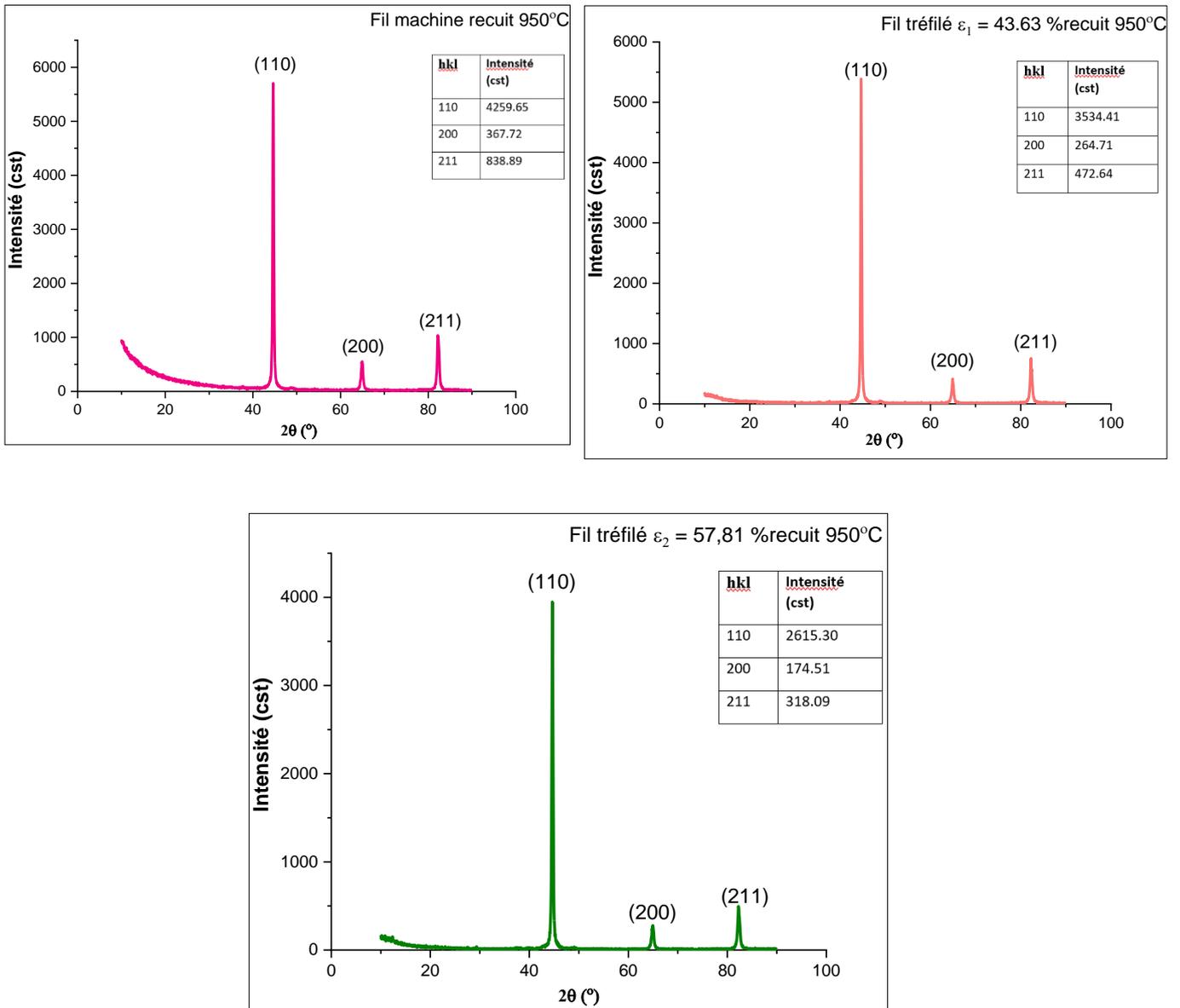


Figure III.33 : Spectres des rayons X de fil machine et des fils tréfilés recuit à 950°C pendant 5 minutes.

	Fil machine			$\epsilon_1=43.63\%$			$\epsilon_2=57.61\%$		
	Non recuit	850°C	950°C	Non recuit	850°C	950°C	Non recuit	850°C	950°C
(110)	875.20	2330.27	4259.65	2204.50	3307.43	3534.41	1919.74	1775.22	2615.30
(200)	77.45	234.62	367.72	301.33	285.83	264.71	180.66	235.18	174.51
(211)	109.00	367.27	838.89	403.95	500.94	472.64	242.57	381.70	318.09

Tableau III.1 : Comparaison de l'intensité des pics de diffraction des rayons X pour tous les fils déformés avant et après les recuits à 850°C et à 950°C pendant 5 minutes de maintien.

CONCLUSION GÉNÉRALE

Conclusion générale & Perspectives

Cette étude porte sur des fils d'aciers mi-durs de nuance C68D-2 destinés à la fabrication de matelas à ressorts. L'objectif de ce travail de thèse était d'une part de mettre en évidence la relation entre l'évolution microstructurale et les propriétés mécaniques, principalement le comportement en traction et torsion des fils tréfilés et d'autre part l'effet des traitements thermiques notamment le traitement de recuit à 850°C et 950°C pendant 5 minutes de maintien sur l'évolution de la microstructure, la texture cristallographique et des propriétés mécaniques de ces fils déformés. La démarche adoptée a consisté à caractériser tout d'abord les étapes de déformation à froid, puis à suivre l'évolution des propriétés structurales, texturales et mécaniques au cours du recuit. Nous allons résumer les résultats acquis lors de cette étude et dégager les questions qui suscitent encore des réflexions.

1. L'état avant le traitement thermique :

-La microstructure de fil machine qui illustrée par le microscope optique est une structure perlitique-ferritique, les fils tréfilés montrent une structure déformée dans le long de l'axe du tréfilage qui caractérisé par différentes formes des lamelles de cémentite : pliées et courbée qui sont perpendiculaires à l'axe du fil.

-La morphologie de fil machine qui apparait par la microscopie électronique à balayage (MEB) illustre une inhomogénéité de la taille des grains qui caractérisé par des colonies perlitiques orientées irrégulièrement sur la forme alignées ou courbée et ou pliées à l'axe de déformation.

-L'analyse par DRX montre une augmentation dans l'intensité pour le fil ($\epsilon_1=43.63\%$) pour tous les pics (110), (200) et (211) par rapport le fil déformé 57.81% et fil machine.

-Les résultats des propriétés mécaniques de fil machine et des fils tréfilés constate une augmentation de la micro-dureté, la résistance mécanique et la torsion avec le taux de déformation.

2. L'état de traitement thermique :

-Le traitement thermique à 850°C pendant 5 min provoque une diminution de la taille moyenne des grains avec l'augmentation de taux de déformation avec la présence des

particules de cémentite parmi les grains, la présence de ces particules augmente avec l'évolution de taux de déformation (la structure majoritairement perlitique). Par ailleurs, le recuit à 950°C pendant 5 min fait un changement complet de la structure de fil machine qui apparait des lamelles de cémentite forme incurvée sans direction préférentielle, mais à fil tréfilé 43.63%, nous avons observé des particules de cémentite sous forme sphérique dans le bord des grains, et à fil fortement tréfilé 57.81% il y a une diminution de taille des grains ferrite et fragmentation dans les lamelles de cémentite.

-Les résultats d'analyse par la diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) montrent une texture aléatoire de fil machine qui recuit à 950°C. De plus, les cartographies des fils tréfilés montrent une diminution de taille des grains avec l'augmentation de taux de déformation, et orientation aléatoire des grains pour tous les fils. Par contre, le traitement thermique à 850°C illustre une texture aléatoire pour le fil machine mais une texture vers la direction de tréfilage pour les fils déformés, ce qui conduit à diminution de la taille des grains avec l'augmentation de taux de déformation.

-L'analyse de figure de pôles et FDOC par EBSD ont montré que les fils recuit à 950°C composantes de la texture $\langle 001 \rangle$ (majoritaire), et $\langle 111 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ (minoritaires). On plus, l'acuité de l'intensité diminué avec l'augmentation de taux de déformation. Par contre, à 850°C, la fibre majoritaire est $\langle 110 \rangle // ND$ avec la conservation des fibres $\langle 111 \rangle$ et $\langle 001 \rangle$ en l'intensités différentes, alors que l'intensités des fibres augmente avec l'augmentation de taux de déformation.

-L'analyse de diffraction de RX ont illustré que le pic le plus dense (110) pour les deux températures, avec l'augmentation remarquable de pic (211) par rapport l'état non traité.

-Les valeurs des mesures de la micro dureté des fils tréfilés et recuits à 950°C sont plus élevées à ceux des fils tréfilés et recuits à 850°C. On plus les deux recuits conduit à la diminution de la résistance mécanique. Les essais de torsion effectués sur des fils tréfilés non traités ont montré que le nombre de tours augmente avec l'évolution du taux de déformation en raison de l'effet de tréfilage.

Perspectives :

Cette étude a permis de caractériser l'évolution des propriétés structurale, texturale et mécaniques dans les fils d'acier mi-dur tréfilés industriellement et après des traitements de recuit. Pour approfondir la compréhension de ces mécanismes, plusieurs axes de recherche sont proposés:

1- Étude de la variation de l'énergie stockée après chaque taux de déformation par tréfilage, en utilisant 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.

2- L'analyse des fils tréfilés par MEB, EBSD et par diffraction de RX, nous a permis de faire des constats respectivement sur la taille des grains et sur l'énergie stockée en fonction du taux de déformation. Pour essayer d'expliquer les différences observées entre ces déformations, il sera utile de mener une caractérisation de la sous-structure de déformation par Microscopie électronique en transmission (MET).

3- D'après la littérature, la texture de recristallisation est due au développement préférentiel des premiers germes présents dans la structure déformée. Pour cette raison, une caractérisation locale par MET des premiers stades de la recristallisation, permet de déterminer les mécanismes mis en jeu lors de la germination et de la croissance des nouveaux grains et également de détecter la morphologie des lamelles et la forme des particules de cémentite pendant les traitements thermiques de recuit.

4- Il sera intéressant dans les prochaines études d'essayer d'autres techniques d'analyse et de caractérisation: analyses par HRTEM (High Résolution Transmission Electron Microscopy), TAP (Tomographic Atom Probe) et APFIM (Atom Probe Field Ion Microscopy) pour étudier le phénomène de dissolution de cémentite pendant le traitement thermique.

REFERENCES
BIBLIOGRAPHIQUES

Références bibliographiques

[A. Tlili,2015]

Adnene TLILI, Travaux pratiques sciences des matériaux,2015.

[A. Vancostenoble,2015]

Alix VANCOSTENOBLE, Étude des mécanismes de corrosion sous contrainte d'aciers ferrito-perlitiques en milieu aqueux confiné contenant du co2 dissous, 2015.

[A.K. Bouzidi et al ,2020]

A. Kistrane-BOUZIDI, M. Zidani, M.C. Nebbar, T. Abid, A.L. Helbert, F. Brisset and T. Baudin, Mechanical Properties and Texture Evolution of High-Carbon Steel Wires during Wire Drawing: Strand Manufacturing, International Journal of Engineering Research in Africa, 2020.

[Abbas Saadia, 2019]

Saadia ABBAS, Contribution à l'étude et la caractérisation de la texture et microstructure d'alliages non Ferreux hyper déformés par ARB, Thèse de Doctorat, 2019.

[Adeline Albou, 2010]

Adeline ALBOU, Influence de l'orientation cristalline sur les microstructures de déformation et l'adoucissement d'alliages Al-Mn, Thèse doctorat, l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne, 2010.

[Ana Carolina et al, 2018]

Ana CAROLINA RIBEIRO DUARTEA, Rachel Santos Mendesa, Manuela Fontanaa, Fabiane Roberta Freitas da Silva, Gabriel Gonçalves Pessoa de Castroa, Jefferson Fabrício Cardoso Linsa, Microstructural evolution of a pearlitic steel subjected to thermomechanical processing, Materials Research.21(2): e20161065, 2018.

[Argon,2008]

ARGON, A.S, Strengthening mechanisms in crystal plasticity, New York: Oxford University Press, 2008.

[Arrieta et al, 2016]

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

[Barbier,2015]

D. BARBIER, Analyse de microstructures par la technique EBSD, Arcelor Mittal Research ,2015.

[Baci, 2011]

Lamine BACI, Étude structurale des fils de cuivre et d'aluminium tréfilés, Thèse doctorat, Biskra, 2011.

[Bayarassou Mokhtar ,2018]

Mokhtar BAYARASSOU, Effet des traitements de vieillissement sur l'évolution de la structure et les propriétés mécaniques des fils en alliages d'aluminium (AGS) tréfilés à L'ENICAB, Thèse doctorat, Biskra, 2018.

[Baudin ,2012]

Thierry BAUDIN Daniel Chateigner, Claude Esling, Luca Lutterotti et Magali Morales, Analyse des textures cristallographiques et des microstructures, Reflets de la Physique n°44-45, 2012.

[Baudin, 2010]

T. BAUDIN, Analyse EBSD -Principe et Cartographies d'Orientations, Techniques de l'ingénieur, 2010.

[Bletry]

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

[Bensaada, 2005]

Said BENSAADA, Phénomènes de recristallisation, de précipitation et de dissolution discontinue dans les alliages Ni-1.4 at % In, Ni-6.2T.%In, Al-15at.% Zn, Al-30 mass. %Zn, Cu-4.5 at. % In, et Mg-8 mass. % Al. Thèse de doctorat, Université El-Hadj Lakhdar Batena, 2005.

[Bessais.L, 2017]

BESSAIS.L, Étude et caractérisation de la réaction de recristallisation des fils d'aluminium tréfiles industriellement à E.N.I.CA. Biskra, Thèse de doctorat, 2017.

[Beribeche, 2014]

Abdelatif BERIBECHÉ, Comportement des fils métalliques lors d'un essai de fluage, Thèse de doctorat, Université de Biskra, 2014.

[Chery,1998]

Cheryl FAYE HARRIS-POINTER, A study of the microstructural and mechanical properties of novel spring steels, Thèse de Doctorat, 1998.

[Diha,2014]

Abdallah DIHA, Étude du fluage des fils d'aluminium tréfilés, Thèse de doctorat, Université de Biskra, 2014.

[Djimaoui,2019]

Toufik DJIMAOUI, Étude du comportement structural et mécanique des fils tréfilés en acier doux destinés à la fabrication des électrodes de soudure à TREFISOUD, thèse de doctorat, Université Mohamed Kheider – Biskra, 2019.

[Dridi.S,2010]

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

[E. Brandaleze, 2015]

E. BRANDALEZE. Structural Evolution of Pearlite in Steels with Different Carbon Content under Drastic Deformation during Cold Drawing. Procedia Materials Science, (8), p. 1023–1030,2015.

[E. Braun, 1979]

Egon BRAUN, Multistage wire drawing machine, Material processing and technology Vol. 493, pp.1-10,1979.

[E. Pessard et al ,2013]

Etienne PESSARD, Franck Morel, Anne Morel, Prise en compte du rôle des inclusions non métalliques dans le comportement anisotrope en fatigue d'aciers forges, 2013.

[Elodie,2018]

Élodie BOUCARD, Étude de l'influence de l'état métallurgique de l'austénite sur la microstructure de transformation de phase dans les aciers bas carbone, Thèse de doctorat, Université de Lorraine, 2018.

[Elwazri et al, 2005]

A.M. Elwazri, P. Wanjara, S. Yue, The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel, Materials Science and Engineering A 404 91–98, 2005.

[Forfert,2007]

Forfert, B. Etude expérimentale de la torsion directe et inverse de fils d'acier. Thèse de doctorat, Université Paul Verlaine de Metz,2007.

[F. Dimier,2003]

F. DIMIER, Thèse de doctorat, L'école nationale supérieure des Mines. Paris, 2003.

[G. Cailletaud, 2012]

G. CAILLETAUD, Mécanique des matériaux solides, MINES ParisTech, 2012.

[G. Benchabane, 2009]

Ghania BENCHABANE, Les mécanismes de recristallisation et de croissance des grains dans les métaux et alliages métalliques légers, Thèse doctorat, Université Mohamed Khider-BISKRA, 2009.

[Genin,2007]

Christelle GENIN, Optimisation de systèmes colloïdaux en phase aqueuse pour la lubrification en conditions extrêmes : application au tréfilage, Thèse de doctorat, L'école centrale de lyon, 2007.

[Gil Sevillano J, 1974]

GIL SEVILLANO J. PhD thésis, Katholieke Universiteit Leuven, Belgium ; 1974.

[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.

[Helen,2011]

Helen FAY, Films lubrifiants supramoléculaires organisés : de la microstructure aux propriétés tribologiques, Thèse de Doctorat, École doctorale des sciences chimiques, Université de Bordeaux 1,2011.

[Hensger,1977]

K.E. HENSGER, Strukturveränderung beim erwärmten plastisch verformter metallen, MWT, Bergakademie Freiberg, p.87-95, 1977.

[Ho Seon Joo et al, 2014]

Ho SEON JOO, Sun Kwang Hwang, Hyun Moo Baek, Yong-Taek Im, Il-Heon Son, Chul Min Bae, Manufacturing of medium carbon steel wires with improved spheroidization by non-circular drawing sequence, 11th International Conference on Technology of Plasticity, ICTP 2014, 19-24 October 2014, Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan, Procedia Engineering 81 682 – 687, 2014.

[Hosford WF, 1964]

HOSFORD WF. Trans Met Soc AIME 1964; 230: 12.

[Houda Yahiaoui ,2013]

Houda YAHIAOUI, Effet de l'espacement inter lamellaire sur le comportement sous chargements monotone et cyclique de l'acier perlitique C70, Thèse de doctorat, 2013.

[Howell ,1998]

HOWELL P.R., The pearlite reaction in steels: Mechanisms and crystallography, Elsevier science Inc, 40, pp. 227-260, 1998.

[Humphreys et al, 1996]

F.J. HUMPHREYS, M. Hatherly, Recrystallization and related Annealing Phenomena, Pergamon,1996.

[Humphreys et al, 2004]

HUMPHREYS, F.J. and M. Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Phenomena. 2nd ed, Oxford: Elsevier,2004.

[Jaya et al ,2017]

B.N. JAYAA, S. Gotoa, b, G. Richter, c, C. Kirchlechner, d, G. Dehm, Fracture behavior of nanostructured heavily cold drawn pearlitic steel wires before and after annealing, Materials Science & Engineering A 707 164-171, 2017.

[J P. Houin et al ,1981]

J P. HOUIN, A. Simon and G. Beck, Relationship between structure and mechanical properties of pearlite between 0.2% and 0.8%C, 1981.

[J. P. Eberhart,1989]

J.P. EBERHART, Analyse structurale et chimique des matériaux, Ed Dunod 1989.

[J. Takahashi et al ,2012]

J. TAKAHASHI, M. Kosaka, K. Kawakami, and T. Tarui, Acta Mater. 60, 387 ,2012.

[J. Toribio et al, 1998]

J. TORIBIO, E. Ovejero. Scripta Mater ;39 :323, 1998.

[J. Toribio,2017]

J. TORIBIO, Structural integrity of progressively cold-drawn pearlitic steels: from raffaello sanzio to Vincent van gogh, structural Integrity Procedia, Vol.3, pp.3-10, 2017.

[J.P. Mercier,2002]

J.P. MERCIER, G. Zambelli, W. Kurz, Introduction à la science des matériaux, Presses Polytechniques et universitaires romandes, 2002.

[J.Toribio,2014]

J. TORIBIO, B. González, J.C. Matos, F.J. Ayaso, Role of the microstructure on the mechanical properties of fully pearlitic eutectoid steels, Frattura ed Integrità Strutturale, 30 424-430,2014.

[J. Toribio, 2004]

Toribio J. Relationship between Microstructure and Strength in Eutectoid Steels [J]. Materials Science and Engineering A, 387-389: 227-230,2004.

[J.W. Christian, 2002]

J.W. CHRISTIAN, The Theory of Transformations in Metals and Alloys, Pergamon, Elsevier, 3rd ed, 2002.

[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

[L. Storojeva et al, 2003]

L.STOROJEVA, R. Kaspar, D. Ponge, Ferritic-Pearlitic steel with deformation induced spheroidized cementite, 2003.

[Lamontagne,2014]

Aude LAMONTAGNE, Étude 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.

[Langford G, 1970]

LANGFORD G. Metall Trans ;1 :465, 1970.

[Languillaume et al ,1997]

LANGUILLAUME J, Kapelski G, Baudalet B. Cementite dissolution in heavily cold drawn pearlitic steel wires. Acta mater ;45 :1201–12. 1997.

[Laverroux,1993]

LAVERROUX, M, Mise en forme des aciers inoxydables par tréfilage, la revue de métallurgie CIT, p.1293-1302,1993.

[Levreau, 2005]

Carole LEVREAU, E. Felder, M. Mantel, Truong Dinh, Une méthode d'identification de la rhéologie du métal et du lubrifiant lors du tréfilage'', 40^{ème}, colloque annuel du Groupe Français de Rhéologie, 2005.

[Levreau, 2006].

Carole LEVREAU, Compréhension et modélisation des mécanismes de lubrification lors du tréfilage des aciers inoxydables avec les savons secs, Thèse de doctorat, École nationale supérieure des mines de paris, 2006.

[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.

[M. Shtun et al, 2008]

M. SHTUN, S. T. Kyaw and K. Tlwin, Effect of Heat treatment on microstructures and mechanical properties of spring steel, Journal of Metals, Materials and Minerals, Vol. 18, (2) pp 191-192, 2008.

[M. Houzé, 2002]

M.HOUZÉ, Influence des traitements thermiques sur le pouvoir thermoélectrique des aciers de cuve : effet des évolutions microstructurales des zones fortement ségréguées, Thèse doctorat, Lyon ,2002.

[Massé,2010]

Thomas MASSÉ, Study and optimization of high Carbon steel flat wires, Thèse doctorat, l'École nationale supérieure des mines de Paris, 2010.

[Montesin et al, 1990]

T. MONTESIN, J.J. Heizmann Revue de métallurgie, p 217-232, Avril ,1990.

[N. Ridley, 1984]

N. RIDLEY, Metallurgical and Materials Transactions A 15 (6) 1019–1036,1984.

[Nam, 2002]

Nam W J, Bae C M, Lee C S. Effect of Carbon Content on the Hall-Petch Parameter in Cold Drawn Pearlitic Steel Wires [J]. Journal of Materials Science, 37(11): 2243-2249, 2002.

[Nebber et al, 2019]

M.C. NEBBER, 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 of Engineering Research in Africa, ISSN: 1663-4144, Vol. 41, pp 1-7,2019.

[Nebber, 2020]

M.C. NEBBER, Étude de l'évolution microstructure, texturale et de comportement mécanique des fils en acier mi-dur tréfilés industriellement, thèse de doctorat, Université Mohamed Kheider – Biskra, 2019.

[Oberg, E,1996]

OBBERG, E et al, Machinery's Handbook (25 th ed.), Industrial Press Inc. 1996.

[Olive,2008]

Gilles OLIVE, Chimie des Matériaux, École Industrielle et Commerciale de la ville de Namur, 2008.

[P.F. Willemse et al, 1982]

P.F. WILLEMSE, B.P. Naughton, C.A. Verbraak, X-ray residual stress measurements on cold drawn steel wire, Materials Science and Engineering, p25-37, vol. 56,1982.

[P. Coulomb, 1972]

P. COULOMB, Les textures dans les matériaux cubique, Dunod eds, Paris ,1972.

[Phelippeau, 2005]

A. PHELIPPEAU, S. Pommier, I. Zakharchenko, R. Levy-Tubiana, T. Tsakalakos, M. Clavel, M. Croft, Z. Zhong and C. Prioul, Cold drawn steel wires—processing, residual stresses and ductility Part II: Synchrotron and neutron diffraction, Journal compilation Fatigue Fract Engng Mater Struct 29, 255–265, 2006.

[Quey, 2009]

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

[Randle V,1992]

RANDLE V, Microtexture determination and its application,1992.

[Raphaëlle,2001]

Raphaëlle KRUMMEICH, Contribution micromécanique comportement multi-échelles d'un matériau composite élastoplastique lamellaire application à l'étude des effets du recyclage sur la tréfilabilité d'un acier perlitique industriel, Thèse de doctorat, Université de Metz, 2001.

[Renu Kumari]

Renu KUMARI, Materials Engineering & Metallurgy BPE 402) B. Tech, 5th Semester (Production Engineering) Veer Surendra Sai University of Technology, Burla, Sambalpur, Odisha.

[Raji et al, 2013]

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 5(1): 118-122, ISSN: 2040-7459; e-ISSN: 2040-7467, 2013.

[Richeton,2006]

Thiebaud RICHETON, Dynamique et complexité de la déformation plastique : étude par émission acoustique, Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble - INPG, Français, 2006.

[S. Mechri, 2007]

S. MECHRI, Mémoire de magistère, Université de Constantine. 2007.

[Song et al, 2006]

Hyung Rak SONG, Eui Goo Kang, Chul Min Bae, Choong Yeol Lee, Duk Lak Lee, and Won Jong Nam, The Effect of a Cr Addition and Transformation Temperature on the Mechanical Properties of Cold Drawn Hyper-Eutectoid Steel Wires, Metals and materials International, Vol. 12, No. 3 pp. 239~243, 2006.

[S. Zidani, 2006]

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

[Sung Hyuk Park et al, 2017]

Sung HYUK PARK, Taekyung Lee, Sang-Hoon Kim, and Chong Soo Lee, Effects of Drawing Strain and Post-annealing Conditions on Microstructural Evolution and Tensile Properties of Medium- and High-Carbon Steels, Met. Mater. Int., Vol. 23, No. 6, pp. 1176~1187, 2017.

[Schwarzer et al, 2009]

Robert A. SCHWARZER, David P. Field, Brent L. Adams, Mukul Kumar, and Adam J. Schwartz, Present State of Electron Backscatter Diffraction and Prospective Developments, Electron Backscatter Diffraction in Materials Science, Springer Science+Business Media, LLC 2009

[Technique d'ingénieure M652]

[Techniques de l'Ingénieur, M645]

SIMONNET, G. Tréfilage de l'acier M645, In Traité des matériaux métalliques, Techniques de l'Ingénieur, p.2-11,1996.

[Thomas, 1966]

THOMAS G. Digges, Samuel J. Rosenberg, and Glenn W. Geil, Heat treatment and properties of iron and steel, National Bureau of Standards Monograph 88, Issued November 1, 1966.

[V. Novikov,1977]

V. NOVIKOV, grain growth and control of microstructure and texture in polycrystalline materials, CRC press, Boca Roton, FL.USA, p.24-29, 1977.

[V. Novikov,2003]

V. NOVIKOV, Concise Dictionary of Materials Science, Florida, CRC Press, 2003.

[Vega,2007]

Guillaume VEGA, Abdelkader Haddi, Abdellatif Imad Modélisation numérique de mise en forme par tréfilage, 2007.

[Vega,2009]

G. VEGA, A. HADDI, A. IMAD, Influence des conditions du tréfilage sur le comportement thermomécanique dans le cas d'un fil en cuivre,2009.

[Y. J. Li et al ,2012]

Y. J. LI, P. P. Choi, S. Goto, C. Borchers, D. Raabe, and R. Kirchheim, Acta Mater. 60, 4005 ,2012.

[Zaoui Moussa,2009]

Moussa ZAOUI, Influence des traitements thermiques sur la rupture fragile des constructions soudées, cas des soudures épaisses, Thèse de doctorat, 2009.

[Zelin, 2002]

Michael ZELIN, Microstructure evolution in pearlitic steels during wire drawing, Acta Materialia 50 4431–4447, 2002.

[Zhang,2009]

M.-X. ZHANG, P.M. Kelly, The morphology and formation mechanism of pearlite in steels, Elsevier Inc, 2009.

[Zhou, 2014]

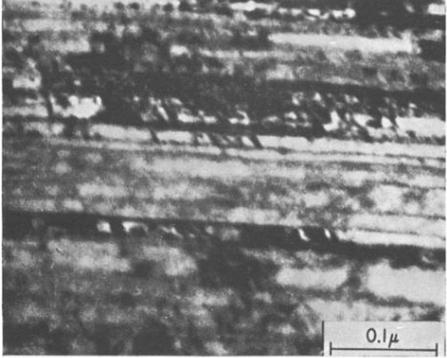
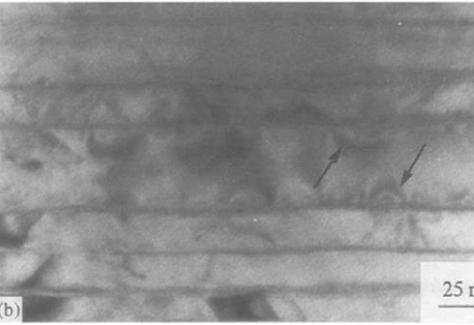
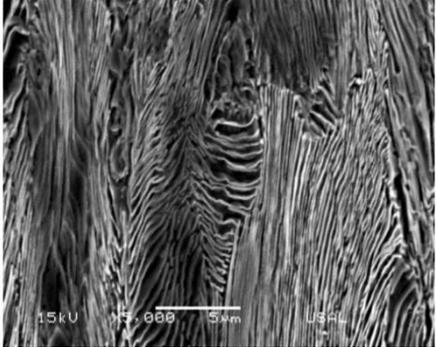
Lichu ZHOU, Yufei Zhao, Feng Fang, Effect of Reserved Texture on Mechanical Properties of Cold Drawn Pearlitic Steel Wire, Advanced Materials Research Vol. 936 pp 1948-1952, 2014.

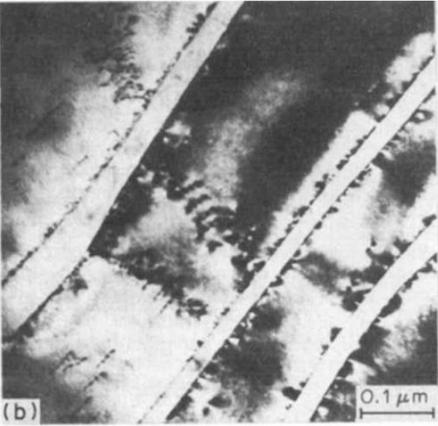
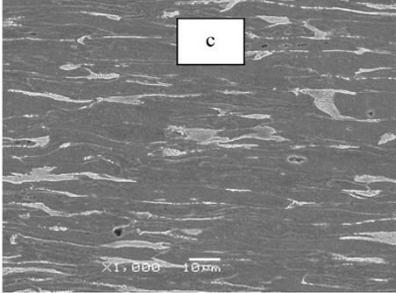
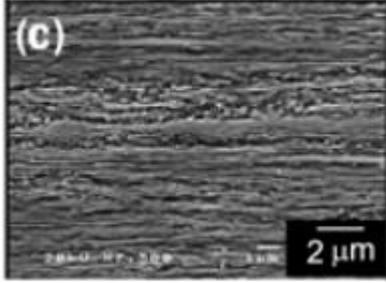
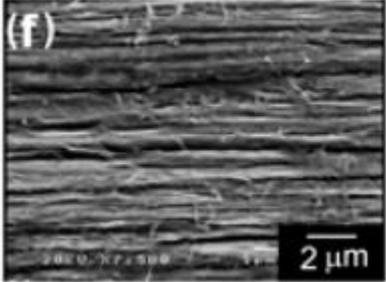
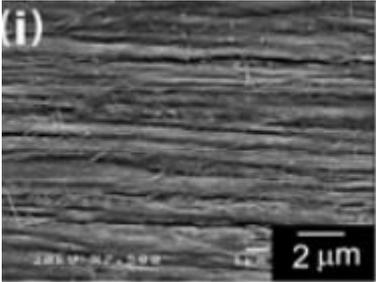
[Zidani et al. ,2010]

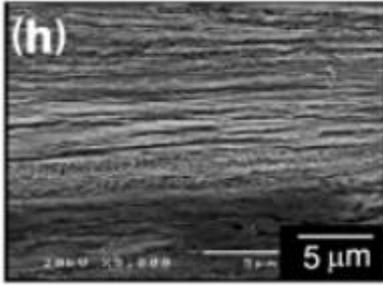
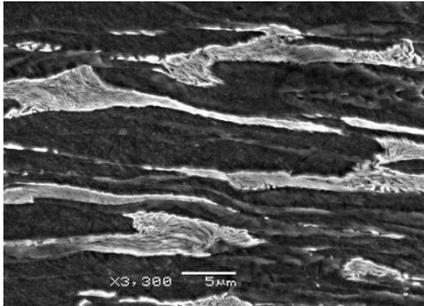
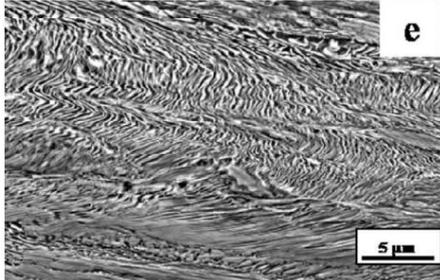
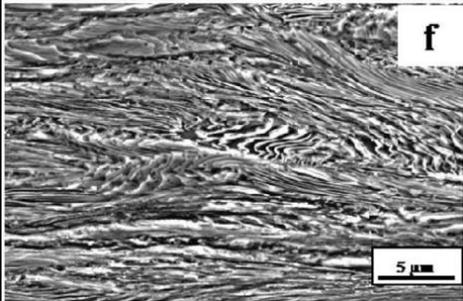
M.ZIDANI, S.Messaoudi, T.Baudin, D.Solas, M.H.Mathon, Deformation textures in wire drawn pearlitic steel, International Journal of Material Forming, Vol.3, pp.7-11, 2010.

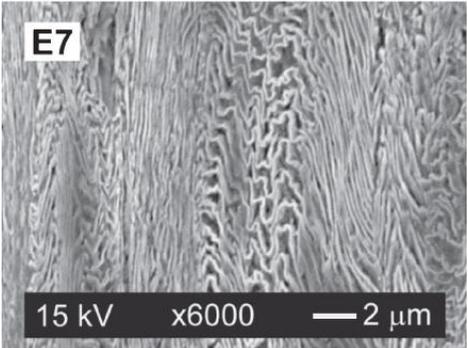
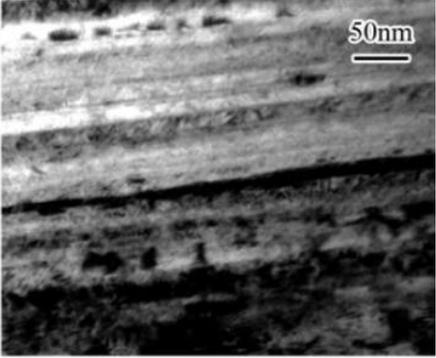
ANNEXES

Tableau résumé les microstructures dans les bibliographiques pour les aciers tréfilés :

Auteurs	Composition chimique	Taux de déformation	Microstructure	Remarque
J. D. EMBURY and R. M. FISHER <u>1966</u>	0.93 %C, 0.37 %Mn	0.005 in	 <p>MET d'acier perlitique tréfilé</p>	<ul style="list-style-type: none"> -La microstructure allongé sur l'axe de trefilage. - Murs de dislocation enchevêtrés. - Fragmentation de cémentite.
J. LANGUILLAU ME, G. KAPELSKI and B. BAUDELET <u>(1997)</u>	0.7 wt%C, 0.6%Mn, 0.25%Si,	$\epsilon=3.5$ ou $\epsilon=97\%$ (Selon l'auteur)	 <p>MET d'acier perlitique deformé</p>	
Toribio. <u>1997</u>	pearlitic pseudocolony	Sise tour de tréfilage		

<p>M. DOLLAR, I. M. BERNSTEIN and A. W. THOMPSON <u>1988</u></p>	<p>C-0.80, Mn-0.84, Si-0.17</p>	<p>$\epsilon=0.023$</p>	 <p>(b)</p> <p>0.1 μm</p>	<p>Lamelles presque parallèles à l'axe de déformation.</p>
<p>Z. BOUMERZOUG, N. LEHRAKI, M. ZIDANI <u>2005</u></p>	<p>d'acier doux, 0.05 %C.</p>	<p>$\epsilon=80\%$</p>	 <p>c</p> <p>$\times 1,000$ 10 μm</p>	<p>MEB d'acier doux tréfilé</p>
<p>Hyung Rak Song, Eui Goo Kang, Chul Min Bae, Choong Yeol Lee, Duk Lak Lee, and Won Jong Nam. <u>2006</u></p>	<p>0.96 C%, 0.394 Mn%, 0.193 Si, 0.006S <u>Température de transformatio n= 616°C</u></p>	<p>$\epsilon =2.0$</p>	 <p>(c)</p> <p>2 μm</p>	
<p>Hyung Rak Song, Eui Goo Kang, Chul Min Bae, Choong Yeol Lee, Duk Lak Lee, and Won Jong Nam. <u>2006</u></p>	<p>0.98 C%, 0.409 Mn%, 0.211 Si, 0.201Cr, 0.004 Si% <u>Température de transformatio n= 616°C</u></p>	<p>$\epsilon =2.0$</p>	 <p>(f)</p> <p>2 μm</p>	
<p>Hyung Rak Song, Eui Goo Kang, Chul Min Bae, Choong Yeol Lee, Duk Lak Lee, and Won Jong Nam. <u>2006</u></p>	<p>0.98 C%, 0.409 Mn%, 0.211 Si, 0.201Cr, 0.004 Si% <u>Température de transformatio n= 576°C</u></p>	<p>$\epsilon =2.0$</p>	 <p>(i)</p> <p>2 μm</p>	

Hyung Rak Song, Eui Goo Kang, Chul Min Bae, Choong Yeol Lee, Duk Lak Lee, and Won Jong Nam. <u>2006</u>	0.98 C%, 0.409 Mn%, 0.211 Si, 0.201Cr, 0.004 Si% <u>Température de transformatio n= 576°C</u>	$\varepsilon = 1.5$		
Zidani <u>2006</u>	0.12 C%, 0.55 Mn%. 0.25 Si%,	$\varepsilon = 80,5\%$		
Pankaj KUMAR, Nilesh Prakash GURAO, Arunansu HALDAR and Satyam SUWAS <u>2011</u>	0.8 C%, 0.63 Mn%, 0.1 S%, 0.014 P%	$\varepsilon = 0.43$		
Pankaj KUMAR, Nilesh Prakash GURAO, Arunansu HALDAR and Satyam SUWAS <u>2011</u>	0.8 C%, 0.63 Mn%, 0.1 S%, 0.014 P%	$\varepsilon = 0.63$		

<p>Jesús Toribio1, Beatriz González1 and Juan-Carlos Matos</p> <p><u>2014</u></p>	<p>0.789% C, 0.681% Mn, 0.210% Si, 0.218% Cr and 0.061% V.</p>			
<p>Jun Takahashi</p> <p><u>2017</u></p>	<p>Fe-0.92C- 0.48Mn-0.22Si mass%</p>	<p>$\varepsilon = 4.61$</p>	 <p>MET d'acier perlitique tréfilée</p>	
<p>M.C. NEBBARM. ZIDANI, T. DJIMAOU, T. ABID, H. FARH, T. ZIAR, A.L. HELBERT, F. BRISSET, T.BAUDIN</p> <p><u>2019</u></p>	<p>0.675C%, 0.649 Mn%, 0.18 Si%, 0.008 P%,</p>	<p>$\varepsilon = 43.60 \%$</p>	