

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE MOHAMED BOUDIAF - M'SILA

FACULTE DES SCIENCES
DEPARTEMENT PHYSIQUE
N° : PH/MAT/07/2022



DOMAINE : Sciences de la matière
FILIERE : Physique
OPTION : Physique des Matériaux

Mémoire présenté pour l'obtention
Du diplôme de Master Académique
Par: Romaiassa Manel MAHFOUDI

Intitulé

**Étude de l'Effet de la Déformation à Froid sur
les Propriétés Mécaniques des Fils tréfilés en
Acier Perlitique**

Soutenu le / /2022 devant le jury composé de:

Pr. Hocine BELHOUCHE	Université de M'SILA	Président
Dr. Tahar ABID	Université de M'SILA	Rapporteur
Pr. Abdelhakim BOURSAS	Université de M'SILA	Examineur

Année universitaire : 2021/2022

Remerciements

Tous d'abord je tiens à remercier ALLAH le tout puissant et miséricordieux de m'avoir donné la force et le courage de mener à bien ce modeste travail.

J'exprime mes profondes gratitude et respectueuses reconnaissances à Monsieur le Dr. Tahar ABID pour son encadrement, conseils et sacrifices afin de donner le meilleur et pour son suivi durant la période de préparation de mon mémoire de fin d'étude.

Je remercie vivement le Pr. Hocine BELHOUCHE professeur à l'université de M'sila pour avoir accepté de présider le jury de soutenance et pour l'intérêt qu'il a porté à mon travail.

Que le Pr. Abdelhakim BOURSAS professeur à l'université de M'sila, trouve ici l'expression de ma sincère gratitude pour avoir accepté d'être l'examineur de ce mémoire.

J'adresse mes sincères remerciements à tous les professeurs qui par leurs conseils et leurs efforts durant toutes les années passées nous y sommes, vraiment un grand remerciement pour leurs qualités d'enseignement qui nous a été dispensé.

Dédicace

Je dédie ce modeste travail à mes plus chers êtres au monde :

A mes chères parents : ma mère et mon père pour leur amour, leur tendresse,

Et pour leur soutien durant toutes les étapes de ma vie. J'espère qu'un jour, je pourrai leur rendre un peu de ce qu'ils ont fait pour moi, que Dieu leur prête tout le bonheur.

A tous mes chères sœurs et mon seul frère. Pour leurs encouragements et leur soutien moral et physique.

A tous ceux qui m'ont enseigné au long de mon cursus universitaire. Pour tout leur amour, leur soutien, leur encouragement, leur assistance et leur présence dans ma vie.

A tous mes chers ami (e)s

Merci de votre présence, soutien et de m'avoir encouragée à aller plus loin.

A tous les autres que je n'ai pas cités mais à qui je pense aussi. A toute ma famille

Table des matières

Liste des figures.....	<i>i</i>
Liste des tableaux.....	<i>ii</i>
Introduction générale.....	<i>iii</i>
Chapitre I : Aciers à Haut Carbone pour Torons de précontrainte	
I.1 Introduction	2
I.2 Aciers.....	2
1.3 Classification des aciers.....	3
1.4 Les aciers au carbone: structures et propriétés... ..	3
I.4.1 Les aciers ferrito-perlitique.....	6
I.4.2 Les aciers pour armature de béton	7
I.5 Les aciers perlitique.....	7
I.5.1 Transformations perlitique	8
I.5.1.1 Effet de la vitesse de refroidissement	10
I.5.2 La microstructure perlitique	11
I.6 Relations microstructure-propriétés mécaniques	12
I.6.1 Effet de la taille de l'ancien grain austénitique ou nodules perlitique.....	12
I.6.2 Effet de l'espacement interlamellaire.....	12
I.7 Fils d'aciers à haut carbone pour torons de précontrainte.....	13
I.7.1 Obtention des fils à haut carbone.....	13
I.7.2 Fil machine en acier à haut carbone pour fabrication des torons de précontrainte.....	14
I.7.2.1 Couche de calamine	14
I.7.2.2 Contrôle du fil machine	15
I.8 Torons à sept fils pour béton précontraint.....	15

Chapitre II : Fils tréfilés en aciers perlitiques : Evolution de la Microstructure et Comportement Mécanique

A – Déformation plastique à froid

II. Déformation plastique.....	17
II.1.1 Généralités.....	17
II.1.2 Définition.....	17
II.1.3 Les modes de déformation plastique	19
II.1.3.1 Déformation par glissement	19
II.1.3.2 Déformation par maclage.....	20
II.2 Tréfilage des fils en acier à haut carbone	20
II.2.1 Définition	20
II.2.2 Paramètres de tréfilage de l'acier au carbone.....	21
II.2.2.1 Préparation de surface.....	21
II.2.2.2 Outils et équipement industriels du tréfilage.....	22
II.2.2.3 Lubrification en tréfilage.....	23
II.2.2.4 Filière.....	24

B - Evolution de la Microstructure et Comportement Mécanique

II.3 Evolution de la microstructure au cours de tréfilage.....	24
II.3.1 Introduction.....	24
II.3.2 Microstructure perlitique.....	25
II.3.3 Evolution de la microstructure	25
II.3.3.1 Alignement de la microstructure.....	25
II.3.4 Evolution de la distance inter -lamellaire.....	29
II.3.5 Texture de tréfilage des aciers	29
II.3.6 Comportement mécanique au cours de tréfilage	30

Chapitre III Matériaux et Techniques expérimentales

III.1 Matériau étudié.....	33
III.2 Gamme et paramètres de tréfilage utilisés pour obtention du fil diamètre 5.00mm	34
III.3 Techniques expérimentales utilisées.....	35
III.3.1 Prélèvement et préparation des échantillons	36
III.3.2 Examen de la microstructure.....	36
III.3.2.1 Microscope optique	36
III.3.2.2 Microscope électronique à balayage - MEB	37
III.3.3 Caractérisation mécaniques	39
III.3.3.1 Tests de traction	39
III.3.3.2 Essai de torsion simple	40
III.3.3.3 Essai de pliage alterné.....	41

Chapitre IV Résultats et discussions

IV.1 Observations au microscope électronique à balayage	44
IV.1.1 Etat de réception (fil machine)	44
IV.2 Etat tréfilés	45
IV.3 Evolution de la microstructure en fonction du taux de déformation.....	46
IV.3.1 Microscope électronique à balayage -MEB.....	46
IV.4 Caractérisation mécanique -Essais mécaniques.....	49
IV.4.1 Essais de traction	49
IV.4.2 Tests de torsion	56
IV.4.3 Tests de pliage alterné.....	58
Conclusion et Perspectives.....	62
Références bibliographiques.....	65

Listes des figures

Figure I.1: Diagramme fer - carbone	4
Figure I.2 : Microstructure de l'acier eutectoïde (0.76% C).....	5
Figure I.3: Microstructure de l'acier hypoeutectoïde (0.6 % C).....	5
Figure I.4: Microstructure de l'acier hypereutectoïde (0.91 % C).....	6
Figure I.5: (a) Micrographie d'une microstructure perlitique lamellaire non déformée (b) Représentation schématique d'un ex-grain austénitique.....	8
Figure I.6 : Diagramme TRC schématique situant pour un acier eutectoïde le domaine perlitique	9
Figure I.7: Effet de la température de transformation sur l'espacement interlamellaire de l'acier perlitique (0.81% C).....	10
Figure I.8: Effet de la vitesse de refroidissement et de la teneur en carbone sur la transformation perlitique	11
Figure I.9: Effet de l'espacement interlamellaire sur les caractéristiques mécaniques de l'acier hypereutectoïde (0.91% C)	13
Figure II.1: Schéma d'une courbe de traction	17
Figure II.2: La propagation d'un pli le long d'un tapis, analogue au mouvement d'une dislocation coin	18
Figure II.3: Déplacement d'une dislocation coin d'un cristal	18
Figure II.4: Modification de la forme d'un grain sous l'effet du glissement a) avant déformation b) après déformation	19
Figure II.5: Le principe de tréfilage.....	21
Figure II.6: Composition chimique de la calamine de l'acier	22
Figure II.7 : Tréfileuse multi passes.....	23
Figure II.8 : schématisation des zones de tréfilage d'éléments géométrique	24
Figure II.9 : Représentation schématique des distances inter-lamellaire vraie et apparente.....	25
Figure II.10 : Micrographie MEB des fils d'acier : a) état non tréfilé, b) état tréfilé.....	26
Figure II.11 : Illustration schématique de cinq chemins d'alignement de la structure perlitique : a) alignement, b) rotation, c) pliage.....	26
Figure II.12 : Micrographie MEB des fils tréfilés en acier hypoeutectoïde (0.52% C).....	27
Figure II.13 : Micrographie MEB des fils tréfilés hypereutectoïde (0.8% C) a) Etat initiale b) Etat tréfilé.....	28

Figure II.14 : Evolution de la distance inter-lamellaire au cours de tréfilage.....	29
Figure II.15 : Evolution de la résistance à la traction au cours de tréfilage	30
Figure II.16 : Nombre de tours avant la rupture en fonction de taux de déformation par tréfilage	31
Figure III.1 : Schéma de procédé de tréfilage en neuf passes pour obtention du fil tréfilé diamètre 5.0 mm.....	35
Figure III.2 : Polissage mécanique et attaque chimique des échantillons.....	36
Figure III.3 : Microscope optique	37
Figure III.4 : Représentation schématique de l'interaction entre un faisceau d'électron et la surface d'un échantillon.....	39
Figure III.5 : Machine de traction (Zwick Roell 600).....	40
Figure III.6 : Principe de torsion simple	41
Figure III.7 : Machine de torsion Type –Metro Com 65403010-	41
Figure III.8 : a) Machine de pliage alterné Type -TARNO- Laboratoire de TRIFISOUD b) schéma indiquant le sens opposé de pliage.....	42
Figure IV.1 : a) Microstructure révélant la structure perlitique majoritairement non résolvable b) Visualisation des petites surfaces de perlite résolvable (x 500).....	45
Figure IV.2 : Microstructure optique montrant les colonies de perlite allongés et alignés avec la direction de tréfilage	46
Figure IV.3 : Micrographies MEB section longitudinale des échantillons en fil état de réception et fil tréfilé à haute déformation	48
Figure IV.4 : Courbe de traction contrainte du fil machine –état de réception (diamètre 14.0 mm).....	49
Figure IV.5 : Courbes de traction : contrainte –déformation des fils tréfilé à différents déformations de tréfilage	51
Figure IV.6 : Courbes de traction –courbes superposées (fils tréfilés à différentes déformation montrant la variation des allures de traction en fonction de différentes déformations.....	52
Figure IV.7 : Evolution de la résistance (R_e , R_m) en fonction de déformation de tréfilage	55
Figure IV.8 : Evolution de l'allongement ($A\%$) en fonction de déformation de tréfilage	56
Figure IV.9 : Evolution de nombre de torsion N , en fonction de déformation de tréfilage	57
Figure IV.10 : Evolution de nombre de pliage N_p en fonction de déformation de tréfilage.....	59

Liste des tableaux

Tableau I.1: Relations empiriques microstructure-caractéristiques mécaniques.....	12
Tableau II.1 : Les systèmes de maillage pour différentes structures.....	20
Tableau III.1: Composition chimique en (% massique).....	33
Tableau III. 2 : Réductions en % et déformations de tréfilage pour l'obtention du fil tréfilé 5.0 mm à partir du fil machine 14.0 mm.....	34
Tableau IV.1 : Propriétés mécaniques des fils tréfilés aux différentes réductions et déformations de tréfilage (ϵ_i).....	53
Tableau IV.2 : Nombre de torsion des fils tréfilés à différentes déformations de tréfilage (ϵ_i).....	56
Tableau IV.3 : Nombre de pliage alterné des fils tréfilés à différentes déformations de tréfilage (ϵ_i).....	59

Introduction

Depuis leur mise au point, les fils en aciers à haute teneur en carbone et de haute résistance ne cessent de se placer comme des matériaux potentiels et quasiment présents dans tous les domaines de construction, bâtiment et ouvrages d'arts. En effet, ils constituent une gamme variée des nuances d'aciers qui sont largement utilisés dans les différents secteurs d'industrie, construction à cause de leur abondance et leur meilleur compromis des propriétés mécaniques. Ces alliages ferreux possèdent un ensemble de propriétés qui en font les plus utilisés dans le domaine des industries de transformations des produits longs utilisant les procédés de mise en forme à l'état solide comme le tréfilage, l'étrépage, etc. Toutefois, ces procédés influencent considérablement et permettent d'offrir et d'obtenir des produits dotés d'une large gamme de propriétés mécaniques suite aux modifications microstructurales, texturales et comportements mécaniques engendrés. Également, il est possible d'améliorer davantage les caractéristiques et les propriétés des ces produits par application des traitements thermiques appropriés afin d'utiliser et orienter ces alliages pour d'autres destinations spécifiques.

Le présent travail faisant l'objet d'une étude portant sur les fils tréfilés en acier dur à haut carbone fabriqués au niveau de la ligne de tréfilage de la division Torons de l'entreprise nationale de tréfilage et fabrication des produits de soudage TREFISOUD .

Les fils tréfilés en acier dur sont élaborés à partir d'un fil machine de nuance C82D-2 ayant une teneur en carbone de 0,82 %, cette haute teneur en carbone diminue la plasticité du fil et l'aptitude à déformation plastique lors de tréfilage, d'où la nécessité de prendre tant de précautions lors de l'opération de tréfilage afin d'améliorer la tréfilabilité et d'obtenir des produits finis de torons à sept fils destinés pour béton précontraint et répondant aux exigences des utilisateurs de ces produits notamment les ouvrages d'art ,viaduc et ponts

Le tréfilage est un procédé de mise en forme à l'état solide utilisant principalement la capacité à la déformation plastique des aciers. Afin d'obtenir des produits répondant à des caractéristiques mécaniques appropriées, les tréfileurs cherchent constamment de cerner l'influence de tous les paramètres intervenant lors de la mise en forme du fil. Les industriels se sont alors orientés vers l'amélioration des lubrifiants bruts, la diminution des inclusions, l'homogénéisation de la matière, la réduction de la ségrégation et des impuretés parasites.

L'intérêt principal de ce travail est de mener une étude sur l'effet de la déformation plastique à froid sur l'évolution des propriétés mécaniques et de la microstructure des fils tréfilés en acier de structure perlitique de nuance C82 D-2 ayant une teneur typique en carbone 0,82 % destinés pour béton précontraint en vue d'améliorer la qualité et satisfaire les exigences des

utilisateurs de ces produits dans les ouvrages d'art tels que la construction des ponts, viaduc etc..

Pour réaliser notre étude, une variété de techniques expérimentales et de caractérisation ont été réalisées à savoir : la microscopie optique (MO), la microscopie électronique à balayage (MEB) et la caractérisation mécanique basée sur les essais de traction, de torsion et pliage.

Le présent mémoire comprend quatre chapitres :

Dans le chapitre I, quelques aspects généraux ayant trait aux aciers à haut carbone sont présentés. En premier lieu, les différents types d'aciers classés selon la composition chimique et la nature des microstructures engendrées par les traitements thermiques et dans un second temps, les aciers perlitiques et leurs différentes caractéristiques, phases en présence sont exposées, en fin le fil machine en acier haut carbone et les torons à sept fils destinés pour le béton précontraint sont évoqués.

Le chapitre II porte sur les fils tréfilés en acier à haut carbone obtenus par le procédé de tréfilage, en effet, ce chapitre propose de faire une synthèse des connaissances acquises sur la théorie de mise en forme par déformation plastique à froid principalement de tréfilage du fil en acier haut carbone dur et également l'évolution de la microstructure perlitique et le comportement mécanique au cours de tréfilage.

Dans le chapitre III, les différentes techniques expérimentales à savoir, la métallographie, le microscope électronique à balayage MEB et les essais mécaniques, tels que les essais de traction, les tests de torsion et le test de pliage alternée sont introduites d'un point de vue théorique et expérimental.

Le chapitre IV, traite les résultats obtenus et interprétations. Finalement, nous couronnons ce mémoire par une conclusion générale qui résume l'ensemble des résultats obtenus et suggère des perspectives à étudier dans le futur.

Chapitre I

Aciers à haut carbone pour Torons de Précontrainte

Chapitre I : Aciers à haut carbone pour Torons de Précontrainte

I.1 Introduction

Les aciers sont des alliages fer-carbone qui comportent aussi une concentration appréciable d'autres éléments. Il existe des milliers d'alliages de ce type dont la composition est différente, de même que les traitements qu'ils ont subis. Les propriétés mécaniques dépendent de la teneur en carbone, laquelle est normalement inférieure à 1% masse. On classe quelques-uns des aciers les plus courants selon leur concentration en carbone, à savoir les aciers à faible teneur en carbone. Chaque groupe se subdivise en sous-groupes selon la concentration des autres éléments d'alliage. Les aciers au carbone ordinaires ne contiennent que des concentrations résiduelles. Les aciers sont des alliages fer-carbone qui comportent aussi une concentration appréciable d'autres éléments. Il existe des milliers d'alliages de ce type dont la composition est différente, de même que les traitements qu'ils ont subis en impuretés autres que le carbone et un peu de manganèse. Quant aux aciers alliés, on leur ajoute davantage d'éléments d'alliage en concentration précises [1].

I.2 Aciers

L'acier est un alliage fer-carbone contenant moins de 2 % de carbone et d'autres éléments d'addition. Le fer contenu dans l'acier provient soit de minerai, soit du recyclage. Pour transformer la fonte en acier, il suffit de la débarrasser de son carbone excédentaire en le brûlant avec de l'oxygène.

La composition chimique de l'acier liquide obtenu à partir de la fonte ou par fusion de fer recyclé doit ensuite être ajustée en fonction des propriétés de mise en œuvre et d'utilisation souhaitées. L'acier liquide est ensuite solidifié, généralement sous une forme assez massive, puis mis en forme habituellement par laminage à chaud et éventuellement par laminage à froid pour les tôles les plus minces. Les tôles minces peuvent être revêtues d'une couche très fine d'un autre métal, par exemple d'étain pour le fer-blanc ou de zinc pour les tôles galvanisées, voire enduites d'un revêtement organique (vernis, peinture...) avant d'être livrées. En règle générale, tous les aciers peuvent être transformés en fil par tréfilage. Dans la pratique on utilise les aciers dans différents états structuraux pour répondre à des besoins divers. On distingue :

– les aciers utilisés à l'état ferrito-perlitique où entièrement perlitique

- les aciers utilisés à l'état martensitique revenu;
- des aciers particuliers utilisés dans divers états structuraux : les aciers inoxydables

I.3 Classification des aciers

Il est habituel de classer les aciers en plusieurs groupes correspondant à différentes particularités de composition ou d'emploi.

Différentes classifications sont utilisées pour décrire la gamme des aciers. Elles font référence à la composition chimique, aux modes de transformation, aux propriétés ou aux emplois. C'est ainsi que la norme NF EN 10020 considère deux classements :

D'une part :

- les aciers de base : aciers ne faisant l'objet d'aucune prescription nécessitant des précautions spéciales durant la fabrication ;
- les aciers de qualité : aciers répondant à des prescriptions plus sévères que celles relatives aux aciers de base et demandant donc certaines précautions lors de la fabrication ; toutefois de tels aciers ne satisfont à aucune exigence concernant la réponse au traitement thermique et l'état inclusionnaire ;
- les aciers spéciaux : aciers présentant une plus grande pureté que les aciers de qualité et généralement destinés à subir un traitement thermique pour lequel ils assurent une régularité de réponse ; l'ajustement soigné de leur composition et les conditions spéciales de leur élaboration leur confèrent des propriétés particulières de mise en œuvre et d'emploi

D'autre part :

- les aciers non alliés : aciers pour lesquels la teneur minimale imposée ou 70 % de la teneur maximale imposée en chaque élément est inférieure aux limites fixées par la norme.
- les aciers alliés : aciers pour lesquels la teneur minimale imposée ou 70 % de la teneur maximale imposée en chaque élément est égale ou supérieure aux limites fixées par la norme.

1.4 Les aciers au carbone - structures et propriétés

Les aciers au carbone ne contiennent aucun élément d'alliage autre que le carbone. L'addition de carbone augmente la résistance à la traction, à la dureté et à la corrosion, mais diminue la ductilité et la malléabilité

Du point de vue pratique, la teneur en carbone de l'acier peut varier entre 0.05% et 1.35%, donnant ainsi diverses nuances. Outre le carbone, il existe dans l'acier, en proportions infimes, d'autres éléments tels le manganèse, Mg, le phosphore, P, le soufre, S, et le silicium. Les aciers au carbone se divisent en trois sous-familles: les aciers doux, les aciers à moyenne teneur en carbone et les aciers à forte teneur en carbone

- Les aciers hypoeutectoïdes ont une teneur en carbone comprise entre 0,02 et 0,8 % de structure ferrito-perlitique (Figure I.3) ;
- Les aciers eutectoïdes ont une teneur en carbone voisine de 0,8 % de structure entièrement perlitique (Figure I.2) ;
- Les aciers hypereutectoïdes ont une teneur en carbone comprise entre 0,8 % et 1,5% et une structure de perlite et de cémentite primaire (Figure I.4)

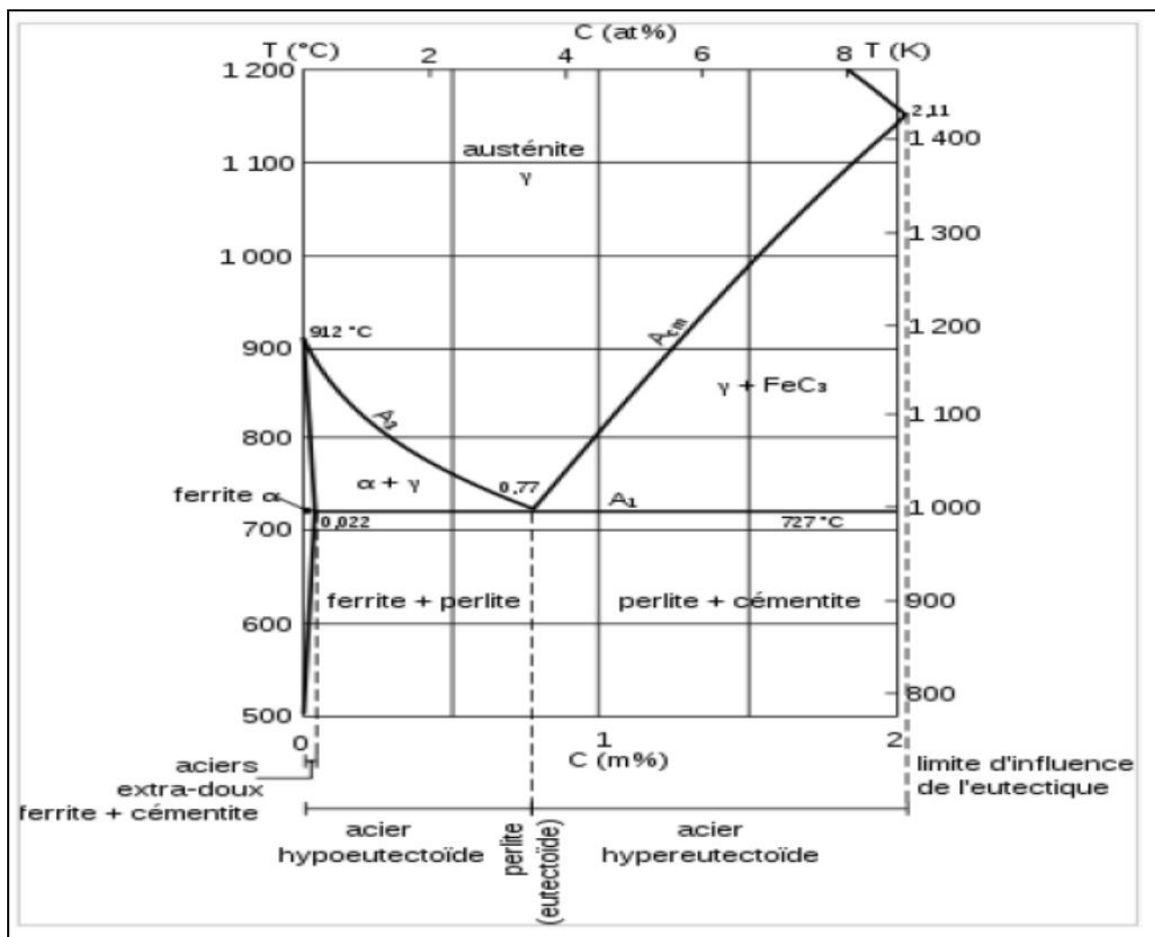


Figure I.1 : Diagramme fer-carbone [1]

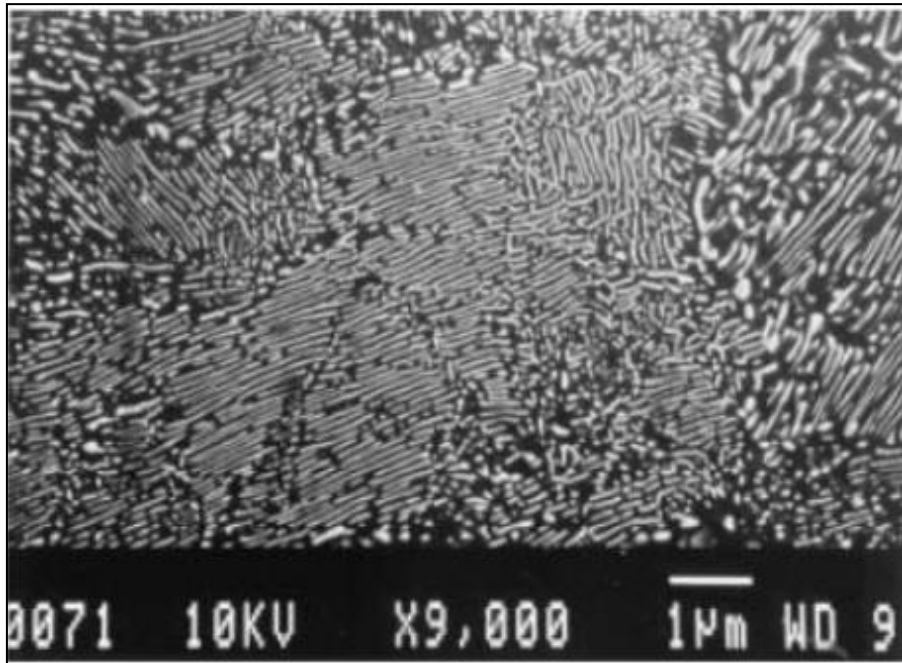


Figure I.2 : Microstructure de l'acier eutectoïde (0,76% C) [2].

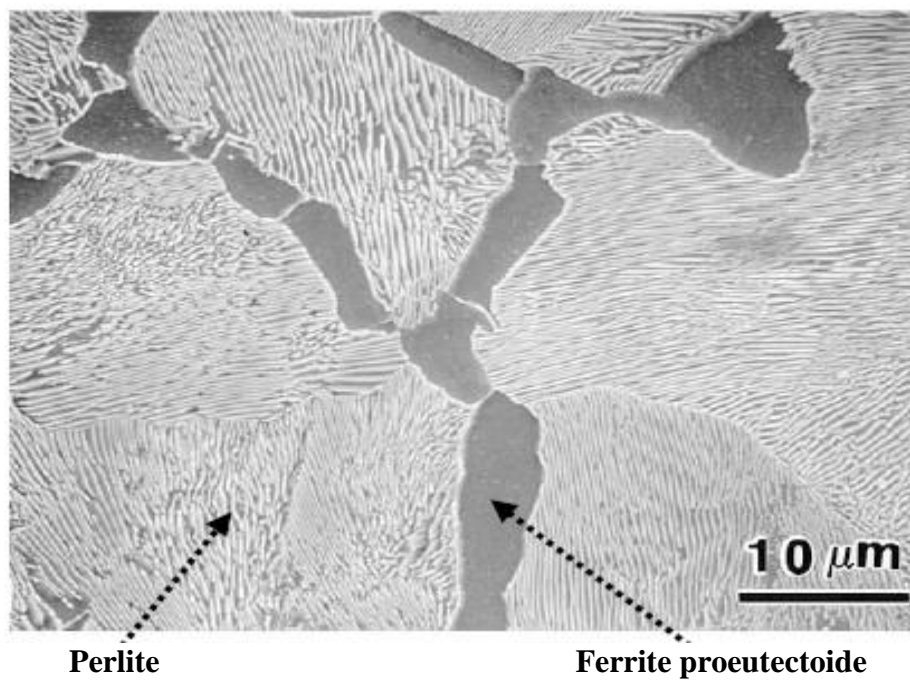


Figure I.3 : Microstructure de l'acier hypoeutectoïde (0,6% C)[3].

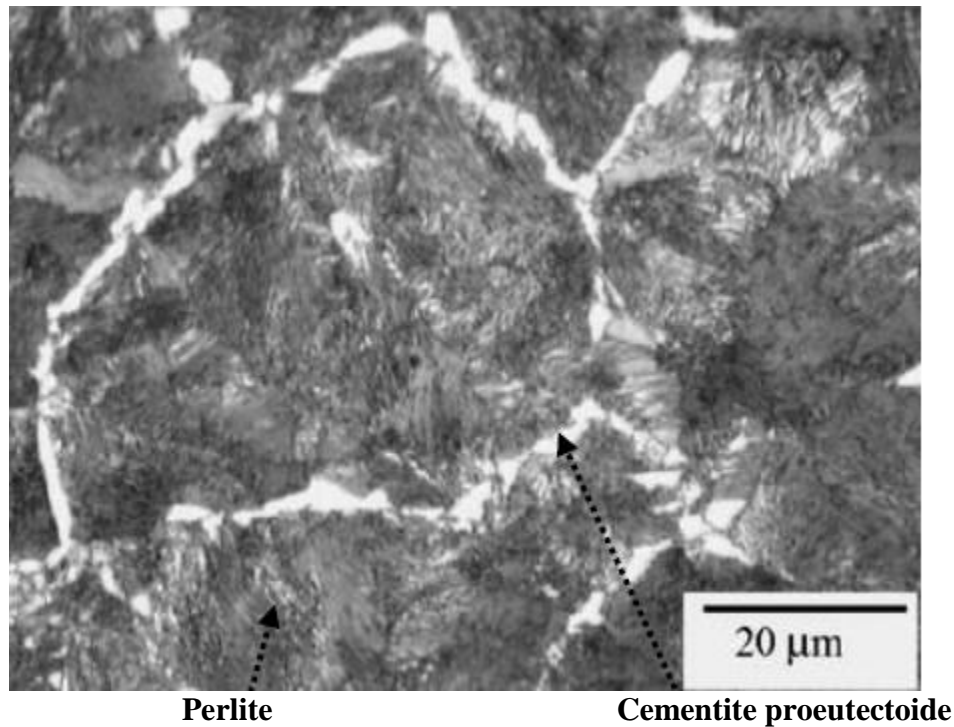


Figure I.4 : Microstructure de l'acier hypereutectoïde (0,91%C)[4].

1.4 Les aciers ferrito-perlitique

Les aciers utilisés à l'état ferrito-perlitique sont des alliages fer/carbone ne contenant généralement pas d'éléments d'alliage (à l'exception d'additions nécessaires à l'élaboration; $Mn \leq 1,65 \%$ – $Si \leq 0,5 \%$ – éventuellement $Al \leq 0,1 \%$).

L'état structural d'emploi, qui est aussi l'état de livraison, est obtenu généralement en fin de fabrication à l'aide d'un refroidissement à l'air succédant soit à une austénitisation classique (traitement dit de « normalisation ») soit à un laminage (à l'état austénitique) judicieusement conduit (dit « laminage normalisant »). Leur état structural ne confère pas à ces aciers une résistance mécanique élevée mais il leur donne une grande plasticité qui assure une bonne sécurité d'emploi malgré des mises en œuvre faisant souvent appel à des déformations plastiques importantes et au soudage. Cette dernière opération est, par ailleurs, facilitée par la stabilité de la structure et par une limitation de la teneur en carbone.

Parmi ces aciers on trouve : Les aciers de construction métallique et Les aciers pour armature du béton

I.4.1 : Aciers pour armatures de béton

Les armatures incorporées aux bétons sont passives ou actives, mise en tension pour la précontrainte du béton, par opposition à passive.. Les armatures passives (béton armé) sont constituées d'aciers non alliés à l'état brut de laminage à chaud, parfois traités, parfois écrouis, définis par les normes NF A 35-015, 35-016, 35-017 et 35-019; elles peuvent être livrées à l'état galvanisé (NF A 35-016). Leurs limites d'élasticité minimale vont de 215 à 500 N/mm² tandis que leurs allongements minimaux à rupture varient de 25 à 8 %. Les armatures actives (béton précontraint) doivent répondre à des exigences particulières (notamment résistance à la relaxation). Elles sont réalisées en aciers spéciaux non alliés à teneur en carbone élevée (entre 0,60 et 0,85 %) le plus souvent écrouis et vieillis pour permettre d'améliorer la résistance à la relaxation.

I.5 Les aciers perlitiques

Dans le cas simple des alliages binaires fer-carbone sans élément d'addition, la perlite est le résultat de la décomposition de l'austénite au point eutectectoïde, 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- α) et de cémentite (Fe₃C). Cette structure perlitique contient 89% en masse de ferrite et 11% en masse de cémentite. Le diagramme fer-carbone simplifié correspondant est illustré sur la figure I.1. La ferrite (Fe- α) 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. La cémentite Fe₃C est un composé défini cristallin de maille primitive orthorombique 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. 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 eutectectoïde d'équilibre [5].

La structure lamellaire se développe sous forme de colonies selon la théorie de la germination croissance à partir des joints de grains austénitiques. Des germes de cémentite se forment le long du joint déclenchant ainsi la germination de ferrite dans les zones appauvries en carbone. La croissance simultanée des deux phases nécessite alors la redistribution du carbone en avant

du front de croissance de la perlite. L'orientation des lamelles est la même au sein d'une colonie mais varie d'une colonie à l'autre comme illustré sur la micrographie I.5(a) et (b) qui montre une illustration de la colonie perlitique et définition des dimensions caractéristiques de la perlite λ : distance entre deux lamelles de cémentite ou encore distance interlamellaire ; T : largeur d'une lamelle de cémentite).

Les différentes caractéristiques de la microstructure perlitique peuvent être contrôlées par les paramètres du traitement thermique à l'origine de sa formation. Ainsi, la température d'austénitisation permet de modifier à la fois la taille des colonies (directement liée à la taille des grains austénitiques) et la distance interlamellaire. En effet, plus cette température est élevée plus les colonies sont de taille importante et plus la distance interlamellaire est faible. De la même façon, il est possible de modifier l'espace interlamellaire en modifiant la vitesse de refroidissement. Plus cette vitesse est élevée, plus la distance interlamellaire est faible et inversement

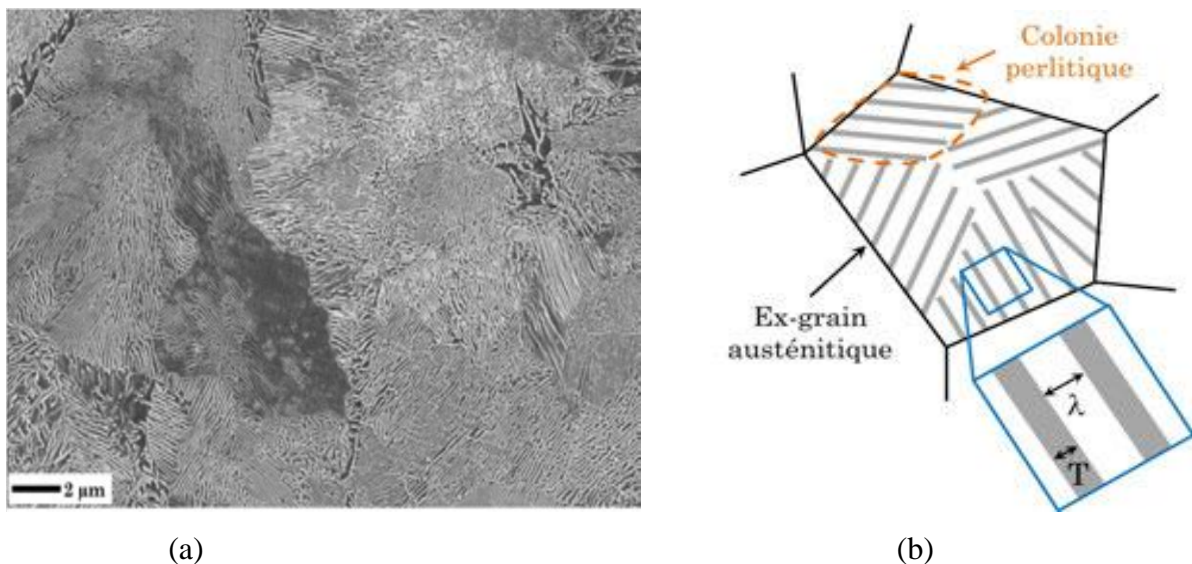


Figure I.5: (a) Micrographie d'une microstructure perlitique lamellaire non déformée
(b) Représentation schématique d'un ex-grain austénitique

I.5.1 Transformation perlitique

La transformation perlitique apparaît pour des conditions de température (figure I.6) relativement proche de la température eutectoïde à l'équilibre thermodynamique Ae_1 (par rapport à la bainite par exemple) et selon un mécanisme diffusif. 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. Dans le cas d'une transformation isotherme, la composition et la température choisies déterminent l'espacement interlamellaire.

La longueur de diffusion du carbone au front de croissance décroît avec la température et une perlite obtenue à 600°C possède un espacement interlamellaire inférieur à une perlite transformée sur une isotherme à 700 °C par exemple.

Le processus employé pour transformer l'acier brut en fil perlitique est le laminage sur train à fil d'un acier austénisé, en refroidissement continu. Il est donc nécessaire de bien comprendre les conditions de transformation pour obtenir la microstructure désirée.

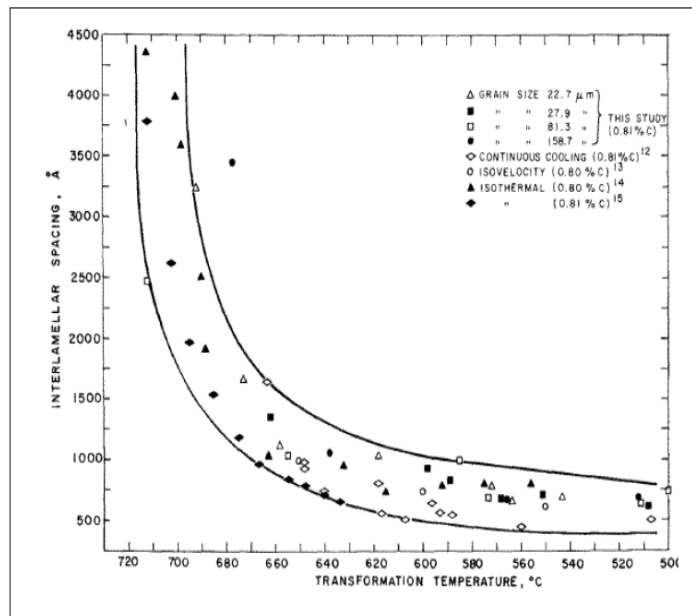


Figure I.6 : Diagramme TRC schématisant le domaine perlitique

L'effet de la température de transformation perlitique sur l'espacement interlamellaire pour les aciers eutectoïdes, hypoeutectoïdes et hypereutectoïdes est montré à travers les résultats de la littérature regroupés dans le Tableau I.1.

Marder et al. [6] ont montré que l'espacement interlamellaire de l'acier perlitique (0,81%), est contrôlé principalement par la température de transformation perlitique, contrôlée à son tour par la vitesse de refroidissement. Les auteurs mettent en évidence des espacements interlamellaires allant de 50 à 450 nm pour des températures de transformation perlitique variant de 500 à 710°C (Figure I.7). Ceci a été confirmé par les travaux de Hyzak et al. [7]

pour l'acier eutectoïde (0,81%C) ayant subi d'autres cycles thermiques et également par Dollar et al. [8] sur l'acier perlitique AISI 1080.

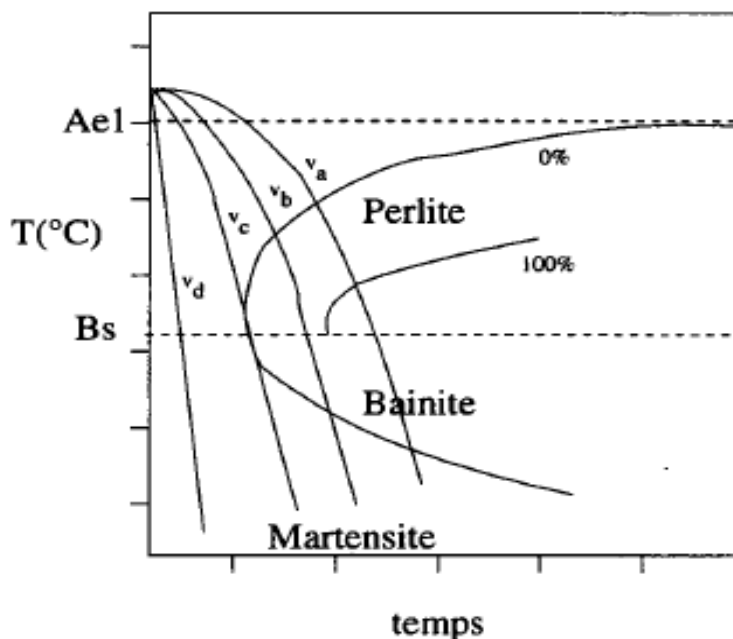


Figure I.7 : Effet de la température de transformation sur l'espacement interlamellaire de l'acier perlitique 0,81 %C.

I.5.1.2 Effet de la vitesse de refroidissement

La vitesse de refroidissement contrôle la taille des nodules perlitiques et de l'espacement interlamellaire pour les aciers eutectoïdes. Marder et al. [Mar '75 -9] montrent à travers leur travaux, relatifs à l'effet de la vitesse de refroidissement sur la morphologie de l'acier perlitique (0,81%), que la perlite est d'autant plus fine (espacement interlamellaire et nodules perlitiques) que la cinétique de refroidissement est plus rapide. Les auteurs expliquent ce résultat en se basant sur l'effet de la vitesse de refroidissement sur la température de transformation perlitique. Elwazri et al. [4] confirment ce résultat et présentent une interprétation basée sur la relation vitesse de refroidissement-température de transformation perlitique. Ils précisent que lorsque la température de transformation est basse (vitesse de refroidissement plus rapide), la diffusivité est ralentie ce qui a pour conséquence la réduction de la distance de diffusion qui conduit à la réduction de l'espacement interlamellaire. Par ailleurs, il a été montré qu'à travers le contrôle de la vitesse de refroidissement, des structures entièrement perlitiques peuvent être obtenues pour des aciers au carbone ayant des teneurs en carbone comprises entre 0,2 et 0,8%. La variation de la vitesse en fonction de la teneur en

carbone obtenue par Houin et al. [10] permet de délimiter les domaines des structures perlitiques pour les divers aciers au carbone (Figure I.8).

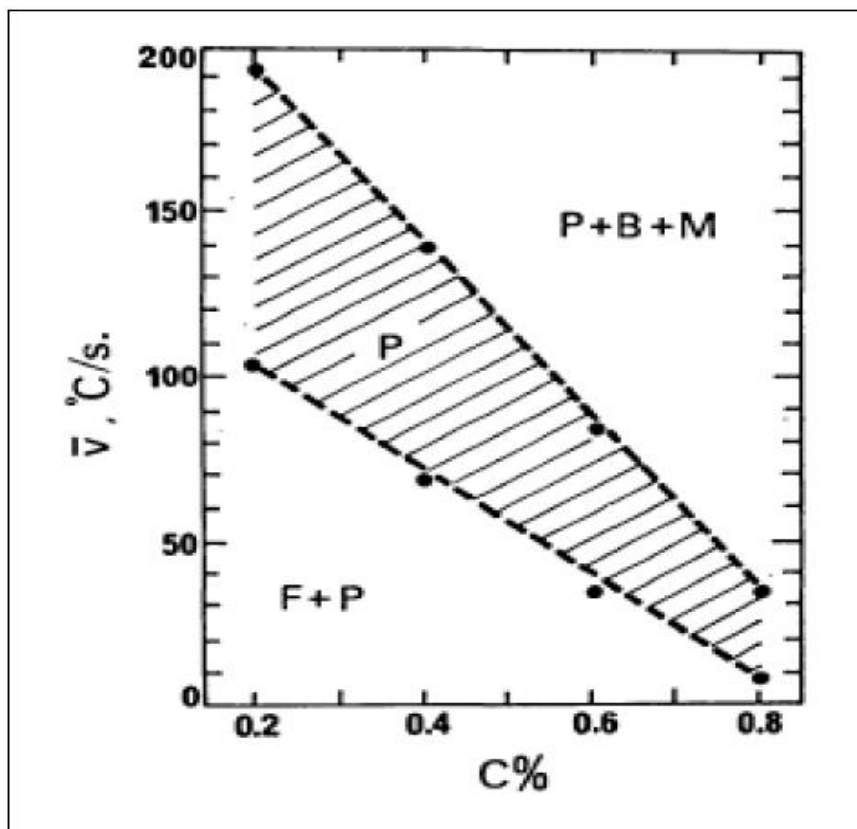


Figure I.8: Effet de la vitesse de refroidissement et de la teneur en carbone sur la transformation perlitique (F : ferrite, P : perlite, B : bainite, M : martensite)

I.5.2 La microstructure perlitique

La microstructure perlitique est complexe et difficilement discernable à cause de l'espacement interlamellaire qui est trop fin pour être résolu au microscope optique et la perlite apparaît uniformément foncée [11]. En effet, cette microstructure composite de ferrite ductile et de cémentite à haute résistance dépend de la nature de l'interface entre la ferrite et la cémentite de la perlite qui est fortement liée au processus de croissance de la perlite dans l'austénite, et donc à la nature du front de croissance. Elle constitue pratiquement la microstructure de base pour les rails et la microstructure de départ pour les applications de fils à haute résistance.

Les propriétés d'usage des aciers perlitiques dépendent fortement des paramètres microstructuraux comme la taille de l'ancien grain austénitique, la taille des nodules perlitiques [6] [7], l'espacement interlamellaire, la fraction volumique de cémentite et sa

morphologie [12]. Ces caractéristiques microstructurales sont contrôlées principalement par les cycles thermiques subi par l'acier au carbone après son élaboration.

I.6 Relations microstructure-propriétés mécaniques

Les caractéristiques mécaniques de traction, de dureté et de ténacité des aciers perlitiques dépendent étroitement des caractéristiques microstructurales comme la taille de l'ancien grain austénitique [6; 7], la taille des nodules perlitiques [6], l'espacement interlamellaire [8; 4; 7; 6 13], la fraction volumique de la cémentite et sa morphologie [12].

Plusieurs relations empiriques reliant les propriétés mécaniques à la microstructure des aciers perlitiques (Re-Sp et Rm-Sp) ont été établies. Dans ce cas, des lois de type Hall-Petch modifié ont été recommandées par Dollar et al. et Marder et al. [6; 8] comme le montre le Tableau I.1. Les différentes relations de type Hall-Petch obtenues pour les aciers eutectoïdes, hypoeutectoïdes et hypereutectoïdes sont regroupées dans le Tableau I.1.

Acier	Re- P/Re- Sp/Re- d	Rm/Rp-Sp
AISI 1080	$\sigma_y = 205 + 0,06 Sp^{-1}$	-
0,81 %C	$\sigma_y = 52,2 + 2,18Sp^{-1/2} + 0,4 P^{-1/2} - 2,88d^{-1/2}$	-
0,81 %C	$\sigma_y = 142 + 0.05 Sp^{-1}$	$Rp = \sigma_0 + k. Sp^{-1}$

Tableau I.1 Relations empiriques microstructure-caractéristiques mécaniques.

I.6.1 Effet de la taille de l'ancien grain austénitique ou nodules perlitiques

Dans leur étude relative à l'effet de la morphologie de la perlite sur la résistance de l'acier perlitique (0,81% C), Marder et al. [6] ont montré que la limite d'élasticité et la résistance à la rupture sont indépendantes de la taille de l'ancien grain austénitique ou de celles des nodules perlitiques (Nd).

I.6.2 Effet de l'espacement interlamellaire (Sp)

Egalement, Marder et al. [6] ont étudié l'effet de la morphologie de la perlite sur la résistance en traction de l'acier perlitique 0,81% C. Ils ont montré que la limite d'élasticité et la contrainte à la rupture de la perlite sont inversement proportionnelles à l'espacement interlamellaire. Les auteurs présentent des valeurs de Re (limite élastique) allant 250 à 800 MPa et Rp(limite d'élasticité

conventionnelle) allant de 700 à 1900 MPa pour des espacements interlamellaires compris entre 62,5 et 230 nm .Hyzak et al. [7] montrent que l'espacement interlamellaire est la caractéristique microstructurale la plus influente sur la limite d'élasticité de l'acier eutectoïde (0,81% C). Ils présentent des valeurs de limites d'élasticité qui varient de 620 MPa à 422 MPa lorsque l'espacement interlamellaire passe de 115 à 270 nm. Des résultats similaires ont été obtenus par Elwazri et al. [4] sur l'acier hypereutectoïde (0,91%C) (Figure I.9). Les auteurs expliquent ce résultat par le libre parcours moyen des dislocations. En effet, lorsque l'espacement interlamellaire augmente le mouvement des dislocations est plus libre dans la ferrite conduisant à une déformation plus importante de la perlite.

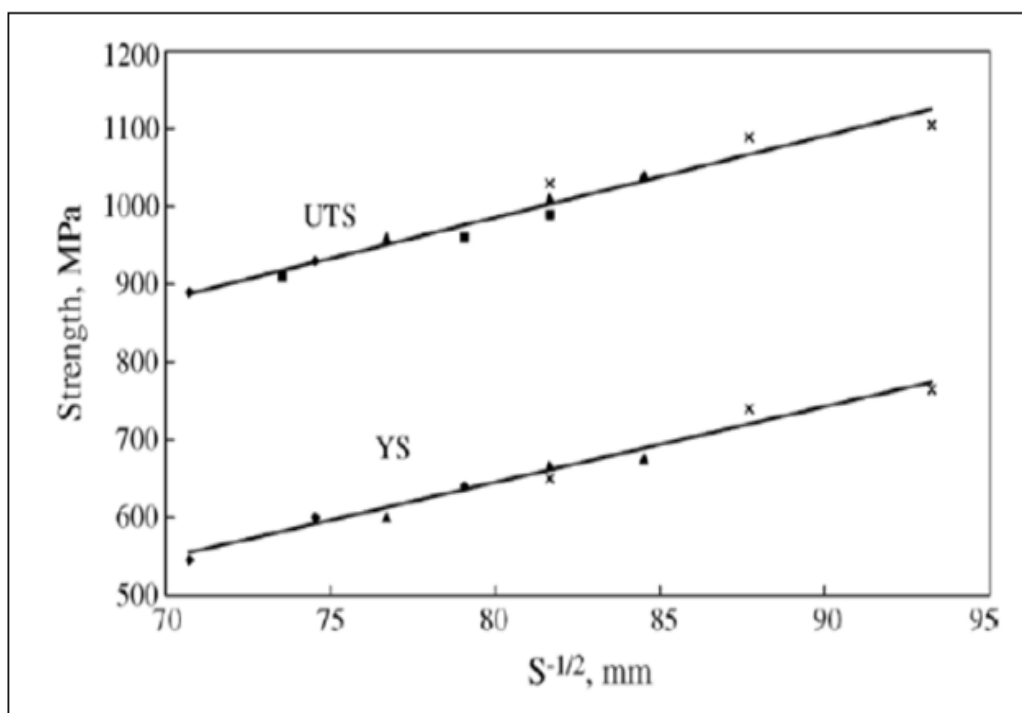


Figure I.9 : Effet de l'espacement interlamellaire sur les caractéristiques mécaniques de l'acier hypereutectoïde (0,91 % C)

I.7 .Fils d'aciers à haut carbone pour torons de précontrainte

I.7.1 Obtention des fils d'acier à haut carbone

En règle générale, tous les aciers peuvent être transformés en fil par tréfilage. L'expérience conjointe des sidérurgistes et des tréfileurs a fait rechercher les caractéristiques optimales que doit avoir la matière première pour une bonne aptitude à la déformation à froid.

Les recherches et les mises au point ont abouti à l'élaboration de normes qui définissent les caractéristiques chimiques, les états de surface, la santé interne du matériau. En Europe, en

particulier, des normes spécifiques ont été établies en fonction de l'utilisation de l'acier à l'état tréfilé [14].

1.7.2 Fil machine en acier à haut carbone pour fabrication des torons de précontrainte

Le fil machine est défini comme un produit de section pleine, laminé sur un train approprié et enroulé à chaud en couronnes à spires non rangées. La forme de la section peut être circulaire, carrée, hexagonale, octogonale, demi-ronde, rectangulaire ou autre. La forme la plus couramment utilisée est la forme circulaire de diamètres 5,5 à 30 mm.

Les performances accrues de trains de laminage permettent d'obtenir des couronnes pouvant atteindre 3 tonnes constituées par une seule longueur de fil machine.

Sur les trains modernes, le fil machine atteint, à la sortie de la dernière cage et donc avant enroulement, une température située aux environs de 1000 °C. Après mise en spires, le fil machine subit un refroidissement modulable pour permettre d'obtenir une structure apte aux déformations ultérieures. Au cours de ce refroidissement, le fil machine se recouvre d'une couche d'oxydes dont la qualité est elle-même fonction de la température initiale et de la température de refroidissement. Divers procédés sont actuellement employés pour permettre de moduler la vitesse de refroidissement, avant mise en couronnes, en fonction de la nuance de l'acier, afin d'obtenir la structure la plus apte aux déformations ultérieures. De même, la couche d'oxyde en est modifiée tant en quantité qu'en composition.

1.7.2.2 Couche de calamine

L'oxyde qui s'est formé au cours du refroidissement, et qui reste adhérent à la surface du fil machine, est dénommé calamine. Celle-ci est formée de trois composants :

- FeO ou *wüstite* (en contact avec le métal) : environ 90 % ;
- Fe₃O₄ ou *magnétite* : environ 5 % ;
- Fe₂O₃ ou *hématite* : environ 5 %.

Les calamines les plus adhérentes comportent une forte proportion de Fe₃O₄. Les calamines dont l'épaisseur est supérieure à 14 µm présentent des caractéristiques d'adhérence faible. Par contre, pour les épaisseurs inférieures à 14 µm, l'adhérence varie en fonction du taux de décomposition de la wüstite, qui est un composé non stœchiométrique Fe_{1-x}O devenant métastable au-dessous de 570 °C

1.7.2.3 Contrôle du fil machine

Avant d'être tréfilé, il est nécessaire de bien cerner la qualité du fil machine reçu, laquelle conditionne :

- l'aptitude à la déformation ;
- l'utilisation en fonction des transformations ultérieures du fil ;
- les traitements à appliquer pour satisfaire aux deux conditions précédentes.

Les différentes mesures ou les examens porteront sur :

- les mesures dimensionnelles de la section : écart par rapport à la cote nominale, ovalisation;
- l'évaluation du taux de calamine ;
- les caractéristiques mécaniques (résistance à la traction R , limite l'élasticité conventionnelle R_p , allongement A , striction Z) ;
- l'état de surface : fissuration, rugosité ;
- les défauts externes : criques, repliures, pinçures, incrustations, rayures, empreintes, pailles, brûlures ;
- la santé interne : état inclusionnaire, ségrégation, structure, décarburation.

1.8 Torons à sept fils pour béton précontrainte

Le toron pour béton précontraint à faible relaxation est un câble à (7) sept brins utilisé principalement pour le renforcement du béton dans les ouvrages d'art tel que les piliers de pont et les paliers de stationnement, les plateformes, les lampadaires, etc.

Le câble est fabriqué en respectant la norme ASTM A416 qui requiert généralement l'utilisation d'acier à haute teneur en carbone et à résistance élevée afin de répondre aux propriétés mécaniques finales désirées. Le câble subit un traitement thermo mécanique appelé stabilisation, à basse température pour répondre aux exigences en matière de relâchement de contraintes et ductilité. Le produit fini est une bobine de 3,3 tonnes aux normes de l'industrie qui peut être expédié sur une palette en bois.

Les torons «clairs» à (7) sept fils en acier sont utilisés dans la construction en béton précontraint aussi bien en pré-tension qu'en post-tension telle que : les ponts, tabliers et câbles de suspension, les viaducs, les murs de soutènement, les réservoirs de stockage de gaz liquéfié, les dômes des centrales nucléaires, les hangars, les plates formes pétrolières, les aéroports etc.

**Chapitre II : Fils Tréfilés en
Acier à Haut carbone -
Evolution de la
Microstructure et
Comportement mécanique**

II.1. la déformation plastique

II.1.1 Généralités

Tout solide auquel est appliqué un effort mécanique se déforme. Différents essais de laboratoire (traction, compression, torsion...) permettent d'étudier les modes de déformation des matériaux d'un point de vue macroscopique et phénoménologique, et de déterminer leurs lois de comportement. Lors de tels essais, tant que le matériau est soumis à une contrainte inférieure à une valeur spécifique (appelée limite d'élasticité), il va se comporter de manière réversible : si l'on effectue une décharge (annulation de la contrainte appliquée), le matériau recouvre sa forme initiale. A l'inverse, si l'on contraint le matériau au-delà de sa limite d'élasticité, une déformation persiste après la décharge : c'est la déformation plastique [15] (Fig. II.1). La déformation plastique est donc (essentiellement) irréversible. En général, elle est isochore : le volume de l'objet qui se déforme reste inchangé tout au long du processus de déformation plastique.

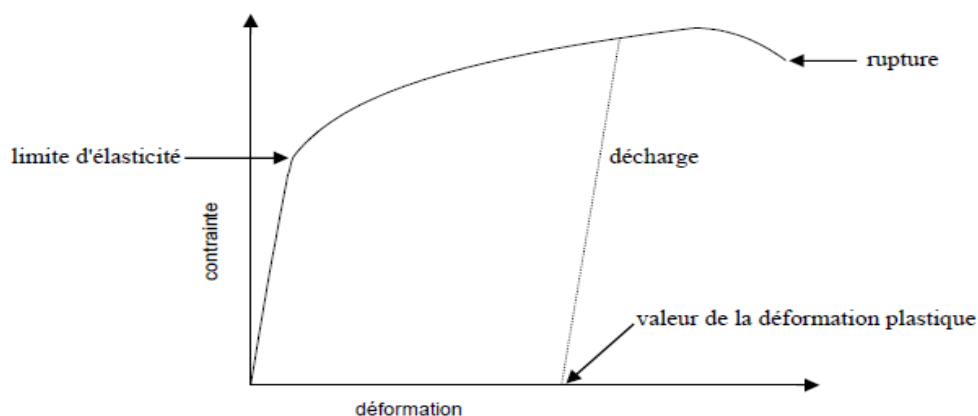


Figure II.1 : schéma d'une courbe de traction

II.1.2 définition

La déformation plastique des corps cristallins peut se produire grâce aux mouvements de défauts topologiques à 1 dimension, les dislocations. Ces perturbations unidimensionnelles de l'arrangement des atomes permettent le glissement de plans cristallins : à l'image d'un tapis qu'on déplace par création puis propagation d'un pli (Fig. I.2), il est énergétiquement plus favorable pour un cristal de se déformer en y créant des dislocations puis en les propageant.

Un tel déplacement n'implique en effet à chaque étape que peu de liaisons interatomiques et nécessite donc moins d'effort qu'un glissement instantané et rigide d'une moitié du cristal sur l'autre

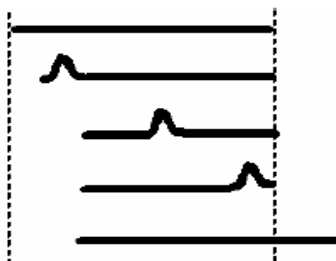


Figure II.2 :La propagation d'un pli le long d'un tapis, un tapis, analogue au mouvement d'une dislocation coin.

Les dislocations constituent en quelque sorte des vecteurs de la déformation plastique : lorsqu'elles se déplacent, le cristal se déforme par cisaillement. La déformation élémentaire propagée lors du déplacement d'une dislocation peut être représentée par un vecteur b appelé vecteur de Burgers. On dit que la dislocation est coin si le vecteur de Burgers est perpendiculaire à la ligne de dislocation, et qu'elle est vis s'il est parallèle et qu'elle est mixte dans les autres cas. La figure II.3 schématise le déplacement d'une dislocation coin dans un cristal. Lorsque la dislocation traverse le cristal d'une part à d'autre, la partie inférieure de celui-ci glisse de la distance b par rapport à la partie supérieure. Ainsi, lorsqu'une dislocation traverse le cristal jusqu'à sa surface, elle y laisse une marche de hauteur b .

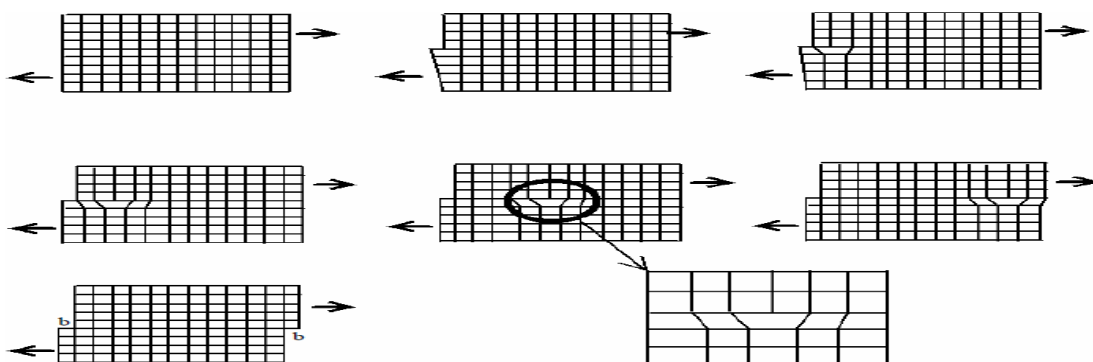


Figure II.3 : Déplacement d'une dislocation coin dans un cristal.

La contrainte macroscopique nécessaire pour amorcer le mouvement général des dislocations est la limite d'élasticité. Cependant, le déplacement d'une dislocation dépend directement de la contrainte locale (résultat de la contrainte externe appliquée et des contraintes internes dues aux autres défauts du matériau) ainsi que de l'agitation thermique.[15]

II.1.3 Les modes de déformation plastique

La déformation plastique des métaux et des alliages introduit dans les réseaux des défauts supplémentaires, des dislocations, des lacunes et éventuellement des macles. Le matériau écroui est caractérisé par une densité très élevée de dislocation [Simonnet, 1996]. Les déplacements relatifs des atomes sous l'effet des contraintes externes se font principalement par glissement ou par maclage selon le matériau et les conditions expérimentales de la déformation [Penelle, 1976] et [Mousy, 1990]. Ces deux derniers, étant les deux mécanismes essentiels de déformation plastique à froid auxquels on peut ajouter pour certains matériaux la transformation martensitique, qui résulte d'une modification de structure cristalline sous contrainte mécanique ou thermique.[16]

II.1.3.1. Déformation par glissement La possibilité de la déformation plastique par glissement le long des plans et des directions privilégiées est liée ; d'une part à une forte densité atomique le long de ces plans et de ces directions et d'autre part à la présence des défauts dans le réseau.

Les défauts sont de nature diverse à savoir:

-Défaut d'origine purement cristallographique où les atomes manquent par ci et par là (lacune de Smekal), des domaines complets peuvent être vides d'atomes (défaut de Griffith). Il peut exister des anomalies de distribution dites : dislocations.

-Des défauts provoqués par des impuretés (inclusions) ou atomique (solution solide) [Roos, 1981]. A l'échelle microscopique, la déformation plastique à froid est due essentiellement au mouvement des dislocations par glissement. Ce mode de déformation conduit à une modification de la forme des grains qui génère une structure fibreuse [17] (Fig.II.4)

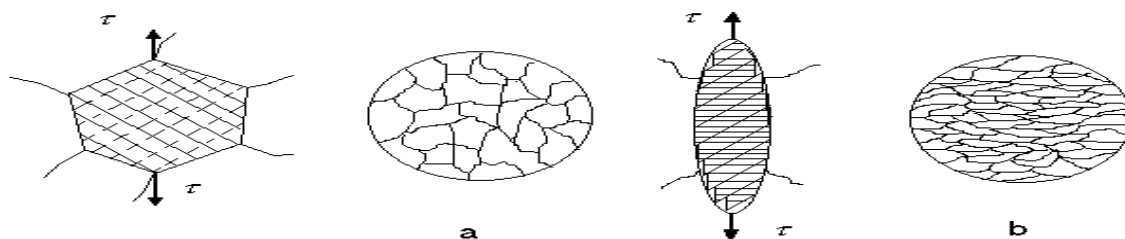


Figure II.4 :Modification de la forme d'un grain sous l'effet du glissement

a) avant déformation; b) après déformation.

II.1.3.2 Déformation par maclage

Le maclage est un mode de déformation beaucoup plus compliqué que le glissement. Dans ce cas, les atomes des matériaux se déplacent de telle manière que le réseau non transformé et le réseau maclé deviennent symétriques par rapport à un plan de macle (Tableau II.1). Les macles apparaissent comme un mode de déformation complémentaire de glissement et ce mode existe fréquemment dans les métaux c.c ($Fe \alpha$) à une température inférieure à la température ordinaire.

structure	Direction de macle	Plan de macle
c.f.c	$\langle 112 \rangle$	(111)
c.c	$\langle 111 \rangle$	(112)
h.c	$\langle 101 \rangle$	(1012)

Tableau II.1. Les systèmes de maclage pour différentes structures

La différence entre la déformation par maclage et par glissement, c'est que pour le glissement, les dislocations se propagent dans un même plan, par contre, le maclage exige la propagation d'une dislocation sur chaque plan successif. Il semble qu'il contribue plutôt au relâchement des contraintes engendrées par les hétérogénéités des déformations plastiques. Le maclage peut aussi contribuer à une rotation du cristal qui permet au glissement facile de se poursuivre.[18]

II.2 Tréfilage des fils en acier à haut carbone

II.2.1 définition

Le tréfilage est une technique de mise en forme à froid des métaux qui permet de réduire la section d'un fil, par déformation plastique, en le tirant à travers l'orifice calibré d'une filière sous l'action d'une force de traction et en présence d'un lubrifiant (figure I.5).

Cette technique permet d'obtenir des fils de diamètres inférieurs à 5 mm et de s'affranchir ainsi des limites technologique et économique d'un procédé de déformation à chaud, à savoir de respecter des tolérances serrées sur les diamètres et de conférer, éventuellement, des caractéristiques mécaniques adaptées par écrouissage. Les matériaux les plus utilisés dans le cadre d'applications industrielles sont l'acier, le cuivre, l'aluminium et le tungstène. Les applications des produits mis en œuvre par cette technique (qui peuvent être utilisés en l'état,

assemblés ou transformés) sont nombreuses : clôtures, armatures pour béton, électrode de soudage, câbles, agrafes, vis et boulons, ressorts, aiguilles, anneaux, boucles et crochets, armatures de pneumatiques.[19]

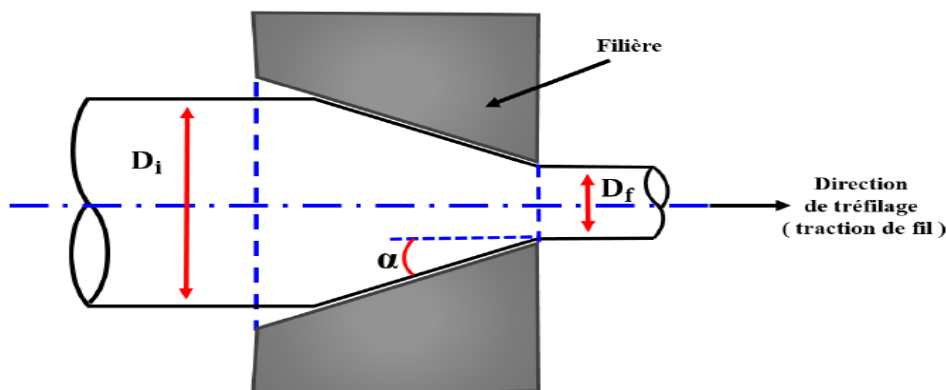


Figure II.5 : Le principe de tréfilage

II.2.2 Les paramètres de tréfilage de l'acier au carbone

L'opération de tréfilage est faite en plusieurs passes, avec en général un taux d'écroutissage de 20 % à chaque passe. La force de traction est créée par enroulement du fil sur un tambour.

L'opération industrielle de tréfilage se compose de quatre étapes élémentaires: - Préparation de surface,-Tréfilage ,- Nettoyage et Traitement thermique [20]

II.2.2.1 La préparation de surface

Le matériau de départ utilisé pour le tréfilage est appelé fil machine, de diamètre de l'ordre de 5mm à 6 mm pour les aciers, il provient du laminage à chaud de billettes produites par coulée continue et se présente sous forme de couronnes, refroidies à l'air. La surface du fil est recouverte d'une couche d'oxydes métalliques, appelée aussi calamine, dont l'épaisseur est en fonction de la température de sortie du fil. A cause de son caractère abrasif, de sa dureté et de son absence de ductilité. La calamine se forme à partir de la superposition de trois couches d'oxydes (figure 1.6) [21]

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

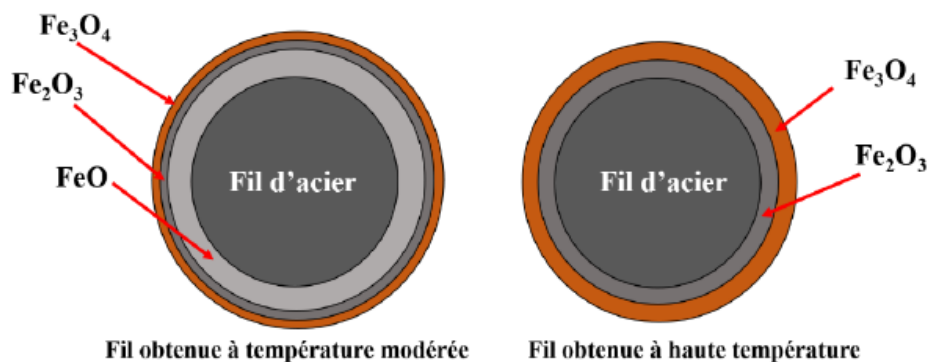


Figure II.6 : composition chimique de la calamine de l'acier

Cette couche doit être éliminée avant le tréfilage, différents procédés de nettoyage de surface peuvent être employés: par action chimique (décapage), mécanique (décalaminage) ou action combinée des deux. [22]

a-Méthode chimique (décapage)

Décapage chimique, généralement réalisé en solution d'acide chlorhydrique, parfois d'acide sulfurique, qui élimine la calamine et autres oxydes présents à la surface de l'acier.[23]

b- Méthode mécanique (décalaminage)

Décalaminage mécanique en sollicitant le fil par cambrage en faisant appel à la fragilité de cet oxyde. Souvent, cette technique n'est pas suffisante pour éliminer les résidus de calamine ou la calamine secondaire, et elle est généralement suivie par un brossage, un grenailage ou un polissage avec des bandes abrasives [24]

II.2.2.2 Outils et équipements industriels du tréfilage :

Dans une machine de tréfilage multi passes (figure II.7) : le fil est tracté, entre chaque filière, par des cônes (cabestans) qui transmettent la force nécessaire au tréfilage par frottement. Le fil, les filières, et les cabestans sont complètement immergés (ou arrosés) dans un bain d'huile ou d'émulsion d'huile qui joue le rôle de lubrifiant et d'échangeur thermique.

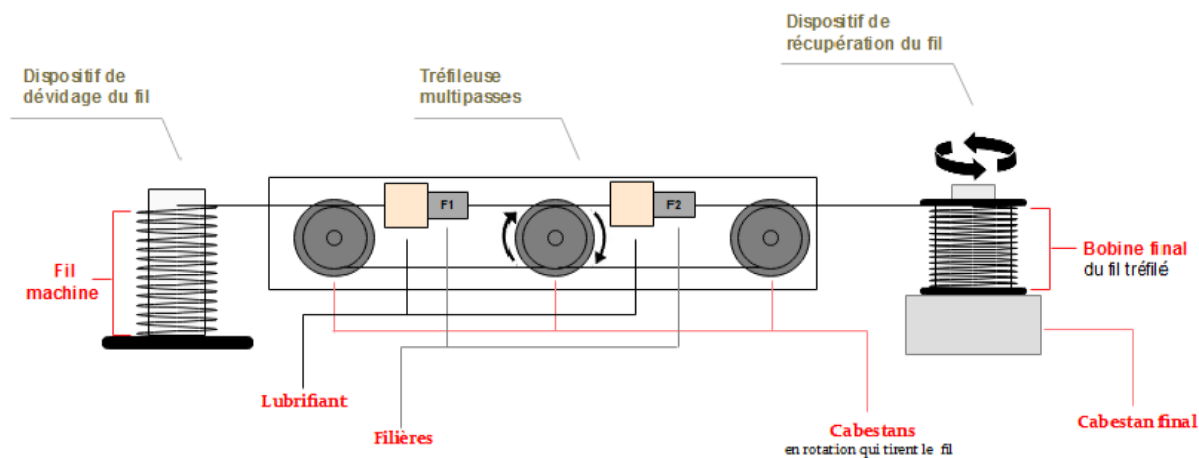


Figure II.7 : Tréfileuse multi passes [25]

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

II.2.2.3 La lubrification en tréfilage

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

- Limiter l'effort à exercer pour obtenir la déformation du métal .
- Assurer un régime de lubrification stable .
- Eviter l'apparition de défauts en surface du fil.[26]

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 [27]

II.2.2.4 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. Une monture en acier ou en aluminium vient enserrer le noyau pour lui permettre de résister aux fortes pressions appliquées au cours du tréfilage [28]

Les paramètres géométriques de filière jouent un rôle primordial dans l'opération de tréfilage. La figure II.8 donne les éléments géométriques couramment utilisés dans le procédé de tréfilage et met en évidence trois zones principales :

- Zone I admission du lubrifiant ;
- Zone II cône de travail
- Zone III portée calibrante. [29]

Globalement, la qualité du tréfilage dépend de plusieurs paramètres extrinsèques au matériau à tréfiler, nous citons entre autres : le demi angle du cône de travail (α), le taux de réduction la portée calibrante (P), le coefficient de frottement à l'interface fil – filière (μ) la contre traction (σ_b) due au cabestan de tirage précédent la contrainte de tréfilage (σ_f). [30].

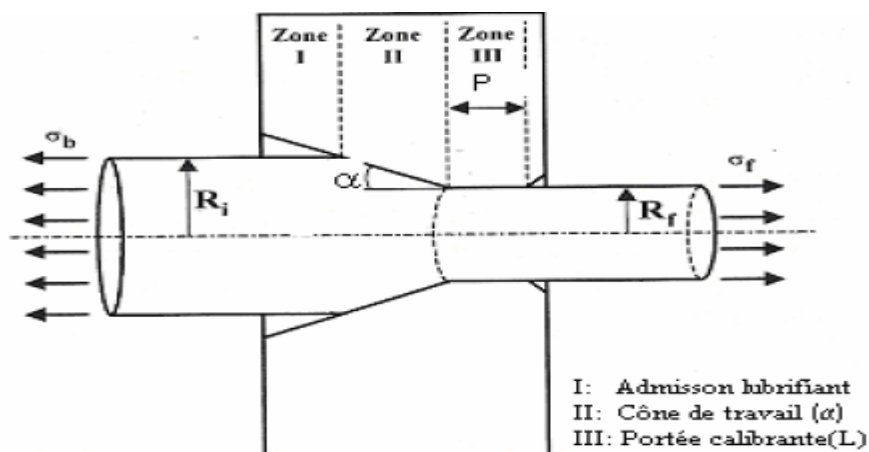


Figure II.8: schématisation des zones de tréfilage d'éléments géométriques.[31]

II.3 Evolution de la microstructure au cours de tréfilage

II.3.1 Introduction

Le tréfilage d'un acier perlitique entraîne de nombreuses modifications microstructurales aussi bien au sein de la ferrite que dans la cémentite. Ces évolutions sont supposées conduire

à une microstructure hors équilibre après déformation provoquant le phénomène de vieillissement post-tréfilage.

II.3.2 Microstructure perlitique

Il apparaît donc nécessaire, au préalable, de caractériser la microstructure en sortie de tréfilage afin de définir l'état microstructural de référence, en vue de s'intéresser aux mécanismes liés au vieillissement des aciers. Au cours de passage de fil d'acier à travers des filières, la microstructure et les propriétés mécaniques vont subir des changements importants.[32]

L'évolution de la microstructure des aciers au cours de procédé de tréfilage été un sujet de nombreuse études depuis les travaux de Embury et Fisher.[33] [34].

II.3.3. Evolution de la microstructure perlitique

Languillaume et al (1997) [35] ont étudié l'influence de procédé de tréfilage sur la structure d'un acier perlitique à 0.7% masse de carbone ayant subi une déformation d'environ $\epsilon = 3.5$. La microstructure à l'état brut de déformation est très fine, la distance inter-lamellaire valant environ 20 nm, et contient des déformations élastiques internes élevés. Le résultat majeur concerne la cémentite qui subit au cours du tréfilage une dissolution au moins partielle. La dissolution de la cémentite est interprétée par la déstabilisation de cette phase du fait de l'augmentation de son énergie libre provenant de l'amincissement des lamelles ainsi que de la création de marches de glissement au cours de tréfilage.

II.3.3. 1 Alignement de la microstructure :

Au cours de tréfilage, les lamelles de la cémentite s'alignent parallèlement à l'axe du fil. Embury et fisher [36] ont été les premiers qui ont mis en évidence une inclinaison des lamelles de perlite vers l'axe de tréfilage dès $\epsilon = 0,7$ (Figure II.9).

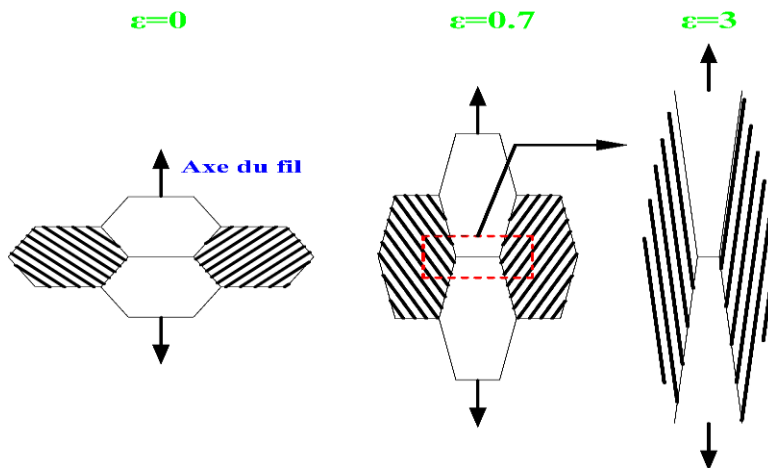


Figure II.9 : Représentation schématique de développement de la microstructure perlitique au cours de tréfilage

L'alignement de la microstructure se fait par une rotation et par pliage des lamelles qui sont perpendiculaires à l'axe du fil (Figure II.10). Cet alignement est dû à un cisaillement dans la ferrite parallèlement au plan des lamelles. A partir de ces deux phénomènes, cinq chemins pour aligner la microstructure perlitique (figure II.11).

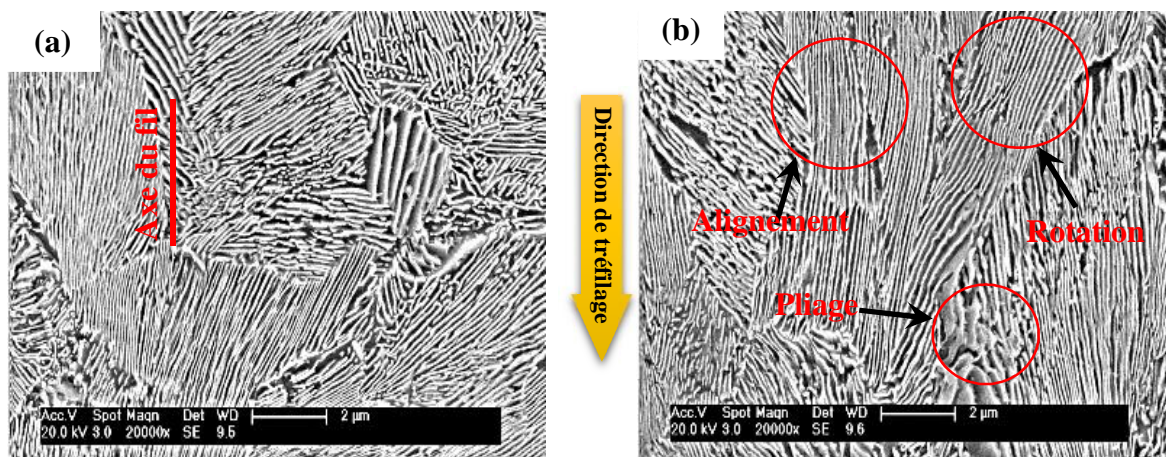


Figure II.10. Micrographies MEB des fils d'acier : a) état non tréfilé et b) état tréfilé à $\epsilon=0.5$

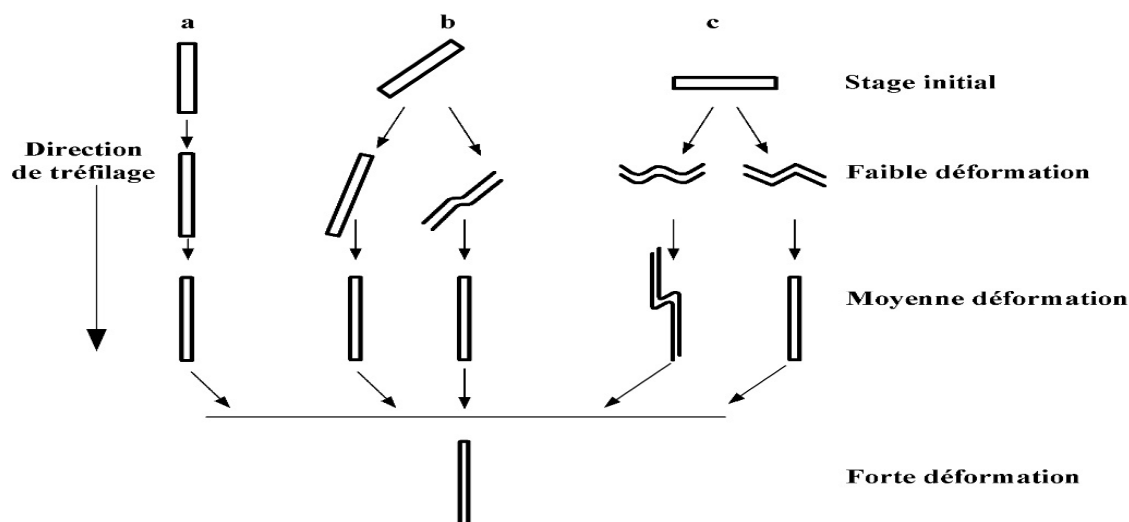
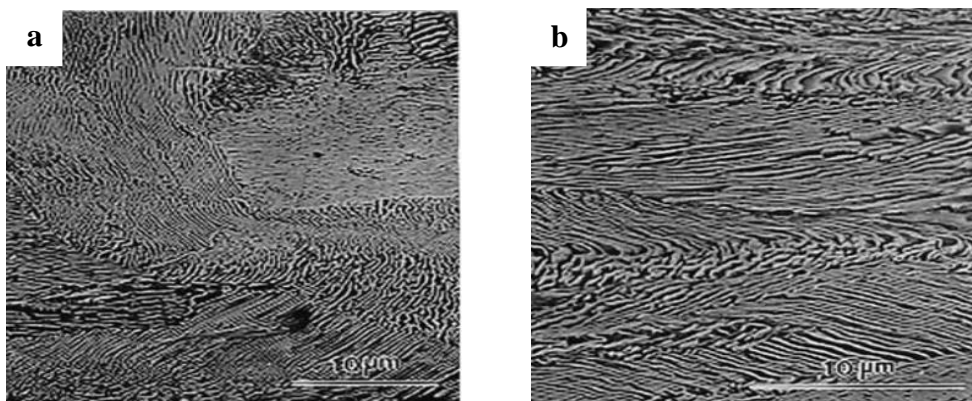


Figure II.11. Illustration schématique de cinq chemins d’alignement de la structure perlitique : a) alignement, b) rotation et c) pliage

Une courbure de la microstructure dans le plan transversal du fil est également observée.

W.J.Nam (2002) et J.Turibio (2004) ont étudié l’évolution de la microstructure au cours de tréfilage des aciers hypoeutectoïdes. Les changements morphologiques de la perlite générés lors du tréfilage sont : Les lamelles de cémentite sont initialement orientées aléatoirement, les lamelles qui sont initialement parallèles à l’axe du fil s’alignent progressivement le long de l’axe de fil avec l’augmentation de taux de tréfilage. Ces lamelles sont déformées, amincies et prennent une forme fibreuse (texture métallographique ou morphologique), tandis que les lamelles qui sont orientés d’une manière verticale par rapport à l’axe du fil ont été pliées après tréfilage.[37] [38] [39]



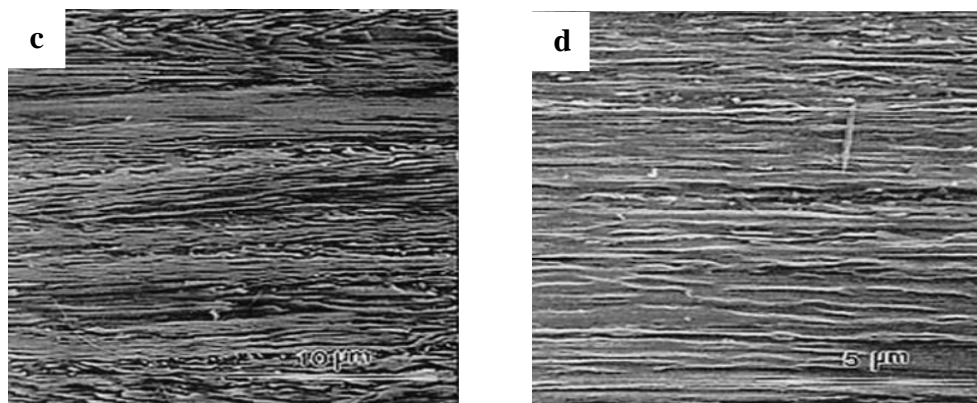


Figure II. 12: Micrographies MEB des fils tréfilés en acier hypoeutectoïde (0.52% C)

a) $\epsilon = 0.6$, b) $\epsilon = 1.19$, c) $\epsilon = 2.06$ et d) $\epsilon = 2.63$.

Après une déformation de $\epsilon = 2,06$ sur la figure II.12-c, la plupart des lamelles de cémentite sont alignées le long de l'axe de tréfilage et seront des lamelles fibreuse à $\epsilon = 2,63$ (figure12-d).

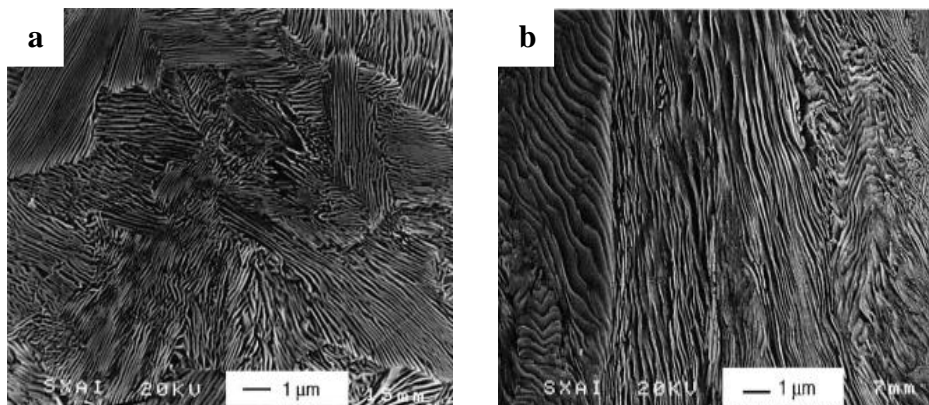


Figure II.13: Micrographies MEB des fils tréfilés en acier hypereutectoïde (0.8% C)

a) Etat initiale b) Etat tréfilé

II.3.4. Evolution de la distance inter-lamellaire :

La distance inter-lamellaire est le paramètre morphologique principal de la perlite. A l'état brut de laminage, la distance inter-lamellaire est essentiellement fonction de la composition de l'acier et du processus de refroidissement lors du laminage.

Zelin (2002) [39] a étudié l'évolution de la microstructure d'un acier perlitique au cours de tréfilage où il a trouvé que la distance inter-lamellaire diminue (figure II.14) Cette diminution dépend de l'inclinaison des lamelles par rapport à l'axe du fil. Les lamelles parallèles verront leur distance inter-lamellaire fortement diminuée en comparaison de celles qui sont presque perpendiculaires à l'axe du fil. J.Likes (1963) [40] a proposé une méthode statistique de détermination de la distance inter-lamellaire dans la perlite.

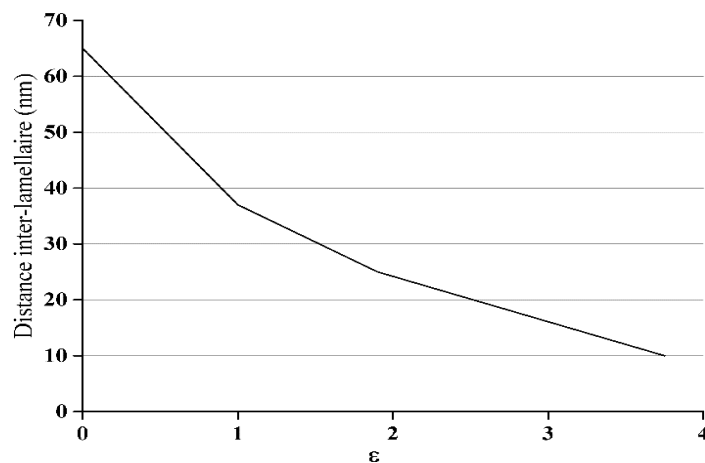


Figure II.14 : Evolution de la distance inter-lamellaire au cours de tréfilage

II.3.5 Texture de tréfilage des aciers

Lorsque 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.[41]

Au cours du tréfilage, les très grandes déformations plastiques atteintes confèrent au fil une texture cristallographique. Il a été montré que le tréfilage des métaux de structure cubique centré, et en particulier des aciers perlitiques, provoque un alignement préférentiel de la direction cristallographique [110] des grains avec l'axe du fil. Au

contraire, dans le plan transversal, il n'y a pas systématiquement d'orientation privilégiée. Dans le cas où celle-ci est inexistante, on parle de texture de fibre $\langle 110 \rangle$. Il se peut aussi que des plans de la famille $\{hkl\}$ s'orientent de façon privilégiée perpendiculairement à la direction radiale du fil. Dans ce cas- là, on parle de texture cylindrique, cyclique ou encore circulaire que l'on note $\{hkl\} \langle 110 \rangle$.

Au cours du tréfilage, les très grandes déformations plastiques confèrent au fil une texture cristallographique. Il est bien connu qu'une texture cristallographique de type axial $[110]$ se développe pendant le tréfilage des aciers.[42]

II.3.6 Comportement mécanique au cours de tréfilage

Lors de la déformation à froid, les propriétés mécaniques, telles que la limite élastique et la résistance à la traction, augmentent en raison de l'accumulation des contraintes plastiques dans les matériaux. L'orientation cristallographique est le facteur responsable de changement des propriétés mécaniques lors de la déformation [43].

Phelippeau et al (2005) [44] ont étudié l'évolution de la micro-dureté Vickers, la résistance à la traction et l'allongement à la rupture de deux nuances d'acier au cours de tréfilage. Ils ont montré que la micro-dureté et la résistance à la traction augmentent avec le taux de déformation et par contre pour l'allongement à la rupture qui diminue au cours de tréfilage [45].

Elwazri et al (2005) [46] a montré que les propriétés de résistance sont liées à la distance inter-lamellaire dans les aciers perlitiques. Nam et al (1995) [47] ont montré qu'un bon alignement des lamelles de cémentite le long de l'axe du fil au cours de tréfilage donne une bonne résistance à la traction aux fils tréfilés.

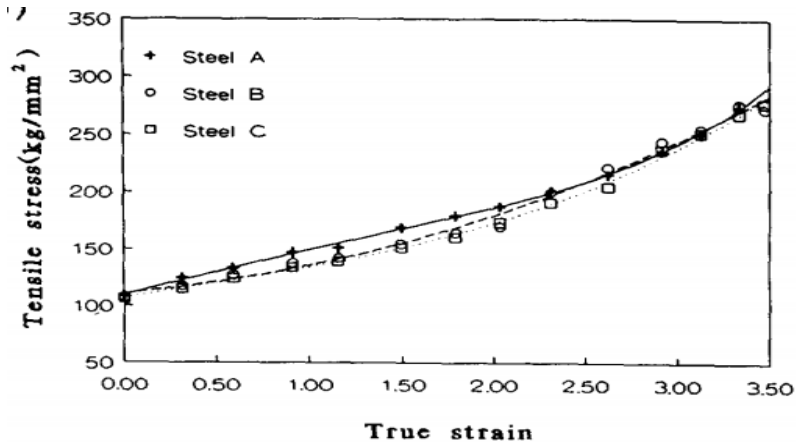


Figure II.15 Evolution de la résistance à la traction au cours de tréfilage des aciers perlitiques [48].

Zelin (2002) a étudié l’effet de tréfilage des aciers perlitiques sur le nombre de tours avant la rupture des fils par l’essai de torsion et a montré que ce dernier est en fonction du taux de déformation (FigureII.16). Une augmentation de nombre de tours avant la rupture du fil après une déformation inférieur à 2 et puis une diminution qu’est attribuée aux certains facteurs : des contraintes élastiques élevées aux interfaces lamellaires et des contraintes locales accompagnées des ruptures des lamelles de cémentite (le facteur le plus important).[49]

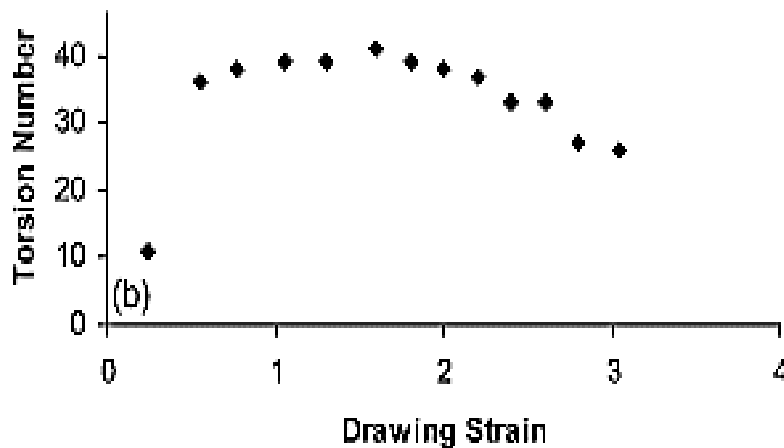


Figure II. 16 : Nombre de tours avant la rupture en fonction de taux de déformation par tréfilage

Chapitre III

Matériaux et Techniques

Expérimentales

L'étude de l'effet de la déformation plastique à froid sur l'évolution des propriétés mécaniques et la microstructure au cours du procédé de tréfilage pour l'obtention des fils tréfilés en acier à haut carbone a été réalisée en utilisant des techniques et méthodes expérimentales bien adaptées à savoir : le microscope optique, le microscope électronique à balayage, essais de traction, essais de torsion, et essais de pliage alterné .

Le présent chapitre est consacré à la présentation du matériau étudié, à partir de sa composition chimique jusqu'au protocole industriel d'élaboration et de tréfilage des fils, la gamme de tréfilage appliquée, la préparation des échantillons et enfin les techniques expérimentales utilisées.

III.1 Matériau étudié

Le matériau choisi dans ce travail est un fil en acier à haut carbone, de nuance C82 D2, dont la composition initiale en éléments d'addition est donnée dans le tableau III.3 (en % mass.). La structure finale obtenue est une structure perlitique, constituée principalement de la perlite majoritaire.

Ce matériau de départ, proprement appelé fil-machine est de diamètre 14.0 mm utilisé pour obtenir des fils tréfilés par déformation plastique à froid utilisant le procédé de tréfilage au sein de l'entreprise de tréfilage et fabrication des produits de soudage sise à El- Eulma -Sétif . Ce fil machine est obtenu par le laminage à chaud des billettes produites par coulée continue et refroidies par le procédé Stelmor et est livré sous forme de couronnes. La surface du fil est recouverte d'une couche d'oxydes métalliques, appelée calamine, dont l'épaisseur est fonction de la température de sortie du fil.

Eléments (%)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Al
GS145908	0.82	0.208	0.661	0.006	0.019	0.047	0.251	0.037	0.001

Tableau III.1: Composition chimique en (% massique).

III.2 Gamme et paramètres de tréfilage utilisés pour obtention du fil de diamètre 5.00mm ;

Le matériau étudié proprement dit, fil tréfilé de diamètre 5 mm est obtenu par déformation plastique à froid par le procédé tréfilage à l'aide d'une tréfileuse marque GCR Eurodraw. Le fil machine de diamètre initial de 14.0 mm ,état de réception, est tréfilé jusqu'à une déformation réelle totale d'environ 2,05 en neuf passes sous différentes réductions de tréfilage à froid allant jusqu'à 87.25 % conformément à la gamme de tréfilage établie par le constructeur de la machine tableau 2 . La vitesse d'entrée est de 5 m/s et celle de sortie est de 10 m/s, le processus de tréfilage a été réalisé à température ambiante en procédant au refroidissement continu à l'eau froide des tambours et en utilisant des savons à base de stéarate de sodium et de calcium comme lubrifiant et des filières en carbure de tungstène. Le taux de réduction (en %) par tréfilage et la déformation réelle [50] sont calculées comme suit : Réduction en % = $1 - (d_i/d_0)^2$ et $\epsilon = 2 \ln ((d_0/d_i))$: Déformation réelle

Où - d_0 : désigne le diamètre fil machine : $d_0 = 14.0$ mm

- d_i : désigne le diamètre fil tréfilé (pour chaque passe de tréfilage)

N° de passes	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Diamètres (d_i) (mm)	12.25	10.74	9.47	8.41	7.48	6.74	6.05	5.50	5.0
Réduction (%)	23.43	41.14	58.82	64.00	71.45	76.82	81.32	84.56	87.25
Déformation vraie	0.26	0.52	0.78	1.01	1.25	1.46	1.67	1.86	2.05

Tableau III. 2 : Réductions en % et déformations de tréfilage pour l'obtention du fil tréfilé

5.0 mm à partir du fil machine 14.0 mm

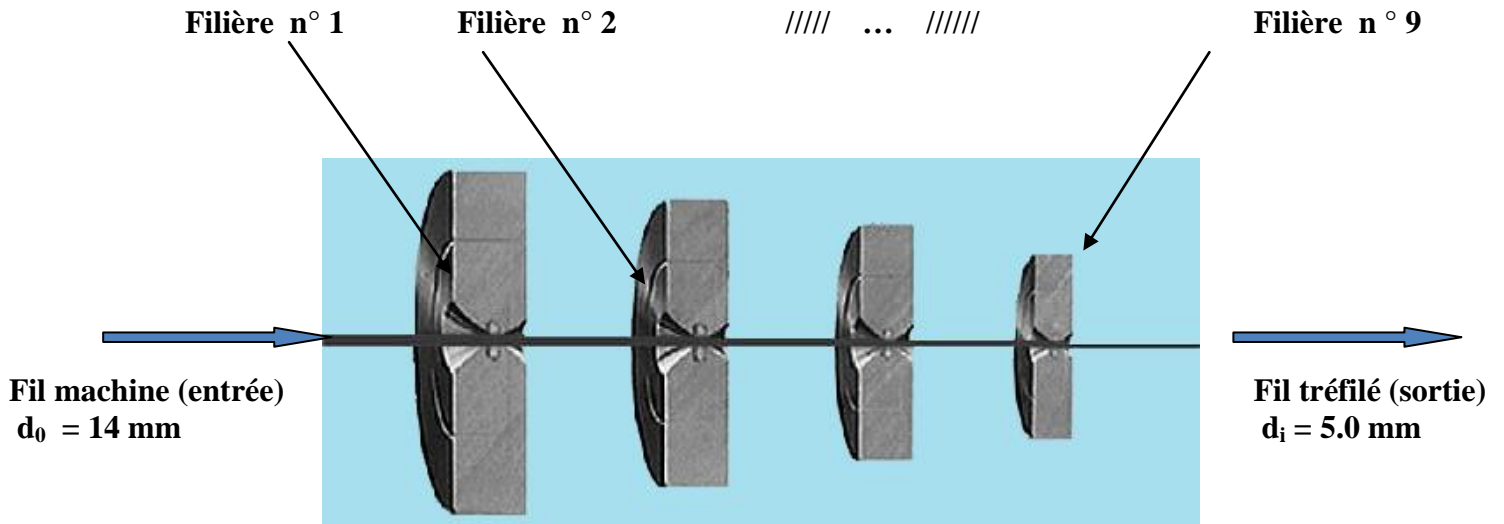


Figure III.1 : Schéma de procédé de tréfilage en neuf passes pour obtention du fil tréfilé diamètre 5.0 mm

III.3 Techniques expérimentales utilisées

Afin de réaliser notre étude, nous avons utilisé des techniques expérimentales bien adaptées à ce genre d'investigation et auxquelles on a eu accès. Nous partons avec l'idée principale qu'il faut se consacrer à l'étude de l'effet de taux de déformation sur l'évolution des propriétés mécaniques des fils tréfilés ainsi que l'évolution de la microstructure au cours du tréfilage.

L'examen et l'évolution de la microstructure ont été réalisés comme suit :

- Microscopie optique : Laboratoire de résistance des matériaux département génie mécanique de l'université Mohamed Mohammed Boudiaf Msila -Algérie.
- Microscopie électronique à balayage : Laboratoire d'analyse de la microstructure et la texture du centre de recherche scientifique et technique en analyses physico-chimiques CRAPC- Biskra - Algérie.
- Caractérisation mécanique

Les essais mécaniques à savoir : essais de traction, test de torsion et essais de pliage alterné ont été réalisés au niveau de laboratoire Essais Mécaniques au sein de la société nationale de tréfilage et de fabrication des produits de soudage des fils - TREFISOUD-El-Eulma - Algérie

III.3.1 Prélèvement et préparation des échantillons :

Le prélèvement des échantillons s'effectue de telle façon qu'il faudrait éviter la déformation structurale due à l'échauffement lors de la découpe. La longueur des échantillons est de 10 mm. Les échantillons sont enrobés dans une résine synthétique.

a) Polissage Mécanique

L'opération qui suit est le procédé de polissage, qui consiste à faire passer l'échantillon à examiner sur différents papiers abrasifs au carbure de silicium (SiC) de granulométrie décroissante et la lubrification est effectuée à l'eau. Le polissage final se fait sur un disque tissé à l'aide de la pâte diamantée.

Les grades successivement utilisés : 120 → 400 → 800 → 1200 → 2.000 → 3000 → 4000. Le polissage est terminé à la pâte diamantée de granulométrie 3 μm puis 1 μm jusqu'à l'obtention d'un poli miroir (Figure III.2).

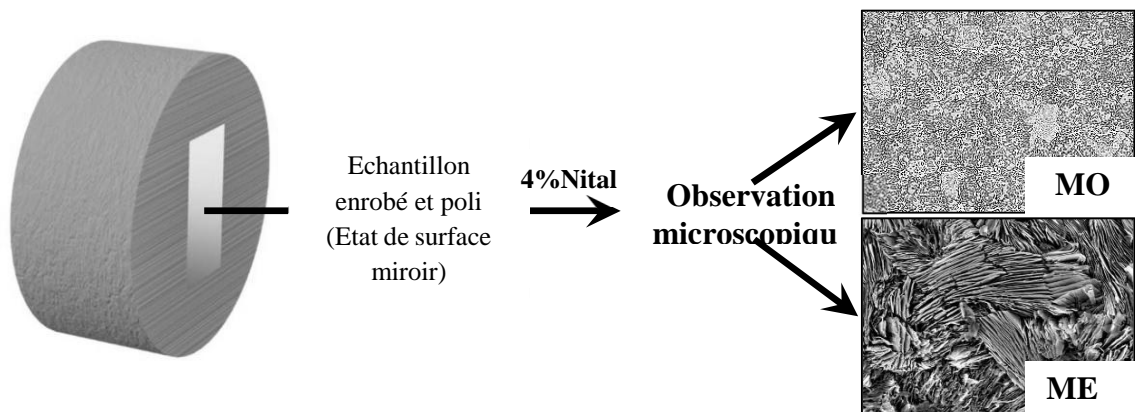


Figure III.2. Polissage mécanique et attaque chimique des échantillons

III.3.2 Examen de la microstructure

III.3.2.1 Microscopie Optique

La microscopie optique a été utilisée dans cette étude pour but de caractériser le type, la morphologie et l'homogénéité de la microstructure. Les échantillons d'aciers ont été observés au microscope optique en mode réflexion de type NMM-820TRF équipé de la caméra avec différents grossissements. C'est un appareil optique muni de lentilles qui permettent le grossissement de l'image pour déterminer la microstructure du matériau étudié.

Notre microscope est doté d'une camera photographique qui permet la prise d'un grand nombre d'images avec différents grossissements.

Le principe de microscope optique est basé sur l'augmentation du pouvoir séparateur de l'œil. Ce pouvoir séparateur est de l'ordre de grandeur de la longueur d'onde vraie λ / n . Il permet l'observation par réflexion d'une surface métallique parfaitement plane, obtenue par polissage mécanique. La métallographie optique, par un grossissement jusqu'à X1000

permet d'appréhender la morphologie des grains avec leurs tailles et formes. L'utilisation de l'attaque chimique peut révéler des traces d'impuretés non observées. Egalement, l'attaque chimique consiste à révéler la morphologie des précipités.



Figure III.3 Microscope optique NMM-820TRF

III.3.2.2 Microscope électronique à balayage (MEB)

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une technique de microscopie basée sur le principe des interactions électrons-matière (Figure III.4). Un faisceau d'électrons balaie la surface de l'échantillon à analyser qui, en réponse, réémet certaines particules. Différents détecteurs permettent d'analyser ces particules et de reconstruire une image de la surface. Dans la pratique, les MEB les plus conventionnels, c'est-à-dire, équipés de détecteurs d'électrons secondaires permettent d'atteindre une résolution de l'ordre de 20 nm et un grossissement (bien que ce facteur soit moins important) qui peut aller jusqu'à 300 000 fois [51].

La microscopie électronique à balayage est utilisée principalement pour analyser la topographie de la surface d'un matériau étudié. Comparativement au microscope optique, le MEB est caractérisé surtout par sa résolution élevée et sa profondeur de champ importante.

Le principe du MEB est de balayer un échantillon par une sonde électronique fine. Cette dernière est projetée sur l'échantillon à analyser. L'interaction entre la sonde électronique et l'échantillon génère des électrons secondaires qui ne proviennent que de la zone superficielle (quelques nanomètres), de basse énergie qui sont accélérés vers un détecteur d'électrons secondaires qui amplifie le signal. A chaque point d'impact correspond ainsi un signal électrique. L'intensité de ce signal électrique dépend à la fois de la nature de l'échantillon au point d'impact qui détermine le rendement en électrons secondaires et de la topographie de l'échantillon au point considéré. Il est ainsi possible, en balayant le faisceau sur l'échantillon, d'obtenir une cartographie de la zone balayée. Le microscope électronique à balayage est caractérisé par :

- La sonde électronique a un diamètre au niveau de l'échantillon de 3 à 10 nm. C'est la résolution limite du microscope.
- Le grandissement est égal au rapport de la largeur de balayage sur l'écran (valeur fixe) sur la largeur de balayage de l'objet. Il peut atteindre 100000 fois. Mais il existe un grandissement efficace qui est le rapport entre le pouvoir séparateur de l'oeil (ϵ) sur le diamètre de la sonde (d_s).
- Une des particularités du microscope à balayage est sa grande profondeur de champ, qui est de l'ordre du "mm" pour un grossissement de 100. Il peut atteindre 10 μm pour un

grossissement de 100000. Ceci permet l'observation facile de reliefs importants comme ceux des surfaces de ruptures.

Dans notre cas, nous avons utilisé un microscope électronique à balayage (VEGA3 TESCAN) avec une tension d'accélération de 20 KV afin d'observer l'évolution de la microstructure, la morphologie des phases présentes et les dimensions des grains et particules nanométriques.

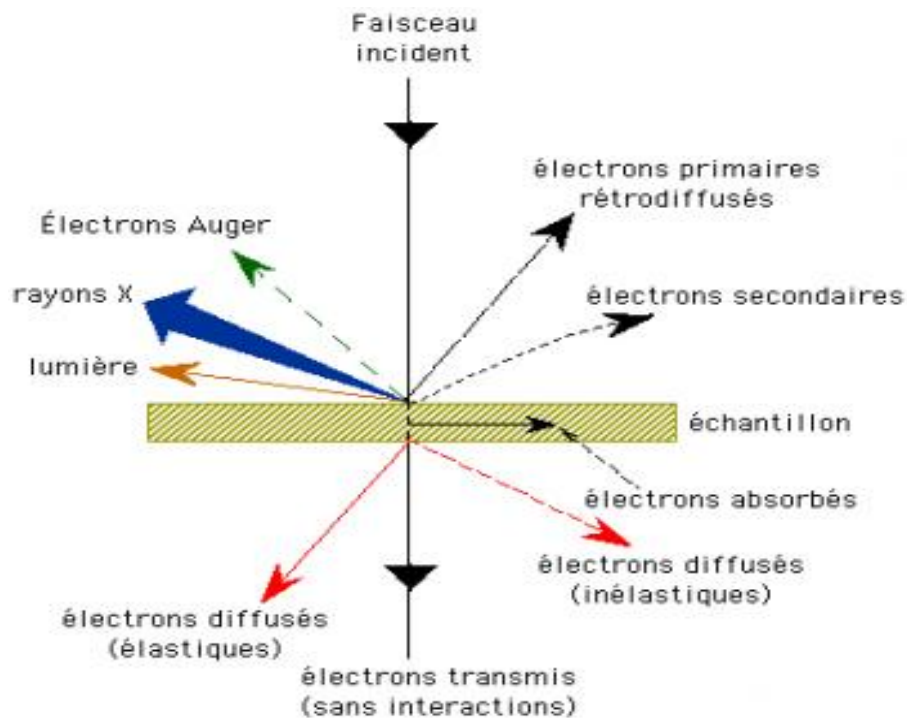


Figure III.4 : Représentation schématique de l'interaction entre un faisceau d'électrons et la surface d'un échantillon.

III.3.3 Caractérisation mécanique

III.3.3.1 Essais de traction

L'essai de traction est l'essai mécanique le plus fréquemment utilisé. Il consiste à soumettre le fil d'acier à étudier à deux efforts F de tension de sens opposés et de même valeurs absolues. La ligne d'action étant confondue avec l'axe de symétrie ou de rotation de l'éprouvette. On mesure instantanément l'allongement Δl , correspondant.

Une machine de traction est constituée d'un bâti portant une traverse mobile. L'éprouvette de traction, vissée ou enserrée entre des mors, selon sa géométrie, est amarrée à sa partie inférieure à la base de la machine et à sa partie supérieure à la traverse mobile (dans le cas d'une machine mécanique) ou au vérin de traction (dans le cas d'une machine hydraulique). Le déplacement de la traverse vers le haut réalise la traction. Une machine de traction comporte une cellule de charge, qui permet de mesurer l'effort appliqué à l'éprouvette et le déplacement de l'éprouvette peut être suivi de diverses façons. Les dispositifs expérimentaux sont généralement asservis et peuvent être pilotés à vitesse de montée en charge, à charge constante, à vitesse de déformation constante, etc. selon ce qui peut être proposé par le système de pilotage. Tous les essais ont été réalisés conformément à la norme ISO 6892-1: 2019 [52] qui spécifie la méthode et les conditions d'essai à l'aide d'une machine de type (Zwick Roell 600) au niveau du laboratoire Chimie métallurgie de l'entreprise nationale TREFISOUD (Figure III.5)



Figure III.5 : Machine de traction (Zwick Roell 600)

III 3.3.2 Essai de torsion simple

Essai de torsion simple (figure III.6) consiste à mesurer le nombre de tours de torsion avant rupture, sur une longueur normalisée égale à 100 fois le diamètre du fil. La norme internationale ISO 7800:2003 [53] spécifie une méthode d'essai pour déterminer l'aptitude d'un fil métallique, de diamètre ou de dimension caractéristique compris entre 0,1 mm et 10 mm inclus, à supporter une déformation plastique lors d'une torsion simple dans une direction. En général, l'essai est effectué à température ambiante, entre 10 °C et 35 °C. Les essais effectués dans des conditions contrôlées, si cela est exigé, doivent être réalisés à une température de (23 ± 5) °C.

L'essai de torsion le plus usuel, (figure III.7) consiste à tordre le fil dans un seul sens jusqu'à la rupture, à repérer la capacité de déformation en comptant le nombre de tours, qui est ensuite rapporté à la longueur de l'éprouvette ; de cette façon c'est l'allongement de rupture de la fibre extérieure qui est mesuré.

L'essai de torsion est particulièrement sensible aux défauts superficiels qui jouent un grand rôle dans la plupart des emplois des fils métalliques.

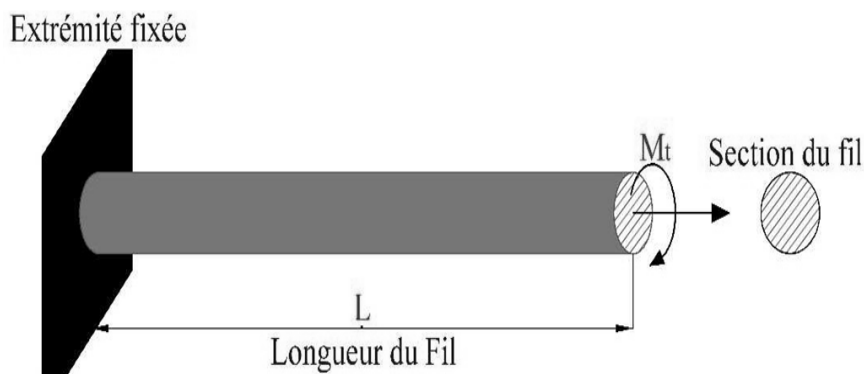


Figure III.6 : Principe de torsion simple.



Figure III.7 : Machine de torsion Type - Metro Com 65403010 - Laboratoire TREFISOUD

III 3.3.3 Essai de pliage alterné

L'essai de pliage consiste à infléchir plusieurs fois à 90° , tantôt dans un sens, tantôt dans l'autre, une éprouvette maintenue par une extrémité, le pli s'enroulant sur un support cylindrique de rayon spécifié. Le but de l'essai est de déterminer de l'aptitude des fils métalliques, de diamètre ou d'épaisseur de 0,3 à 10 mm inclus, à supporter la déformation plastique imposée par un pliage alterné. La norme internationale ISO 7804-1984 : matériaux métalliques- fils essai de pliage alterné spécifie la méthode d'essai et les fourchettes de diamètres ou d'épaisseurs auxquelles s'applique [54].

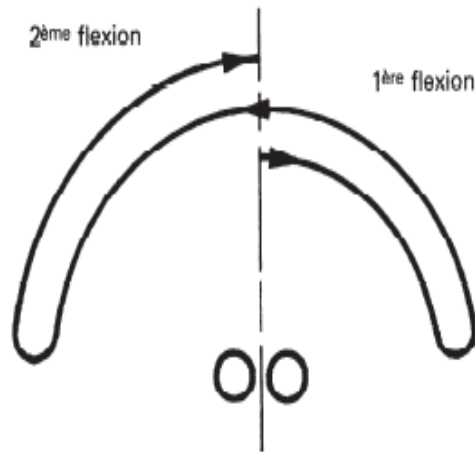
La longueur de fil à utiliser comme éprouvette doit être aussi rectiligne que possible; il peut cependant présenter un léger cintrage dans le plan dans lequel sont effectués les essais de pliage. Si un redressage est nécessaire, il doit être effectué à la main.

En général, l'essai se déroule à température ambiante, entre 10 et 35°C . Les essais effectués sous température contrôlée doivent avoir lieu à $23 \pm 5^\circ\text{C}$. Le déroulement de l'essai consiste à plier l'éprouvette à 90° alternativement dans un sens puis dans l'autre. Un pliage consiste en une flexion de l'extrémité libre de l'éprouvette à 90° et son retour en position initiale. Plier ensuite dans le sens opposé comme l'indique la figure III. 8 a) et b)

Ne pas interrompre l'essai entre deux pliages successifs. Répéter l'essai autant de fois qu'il est spécifié dans la norme de produit ou jusqu'à l'apparition d'une fissure visible sans moyen grossissant.



a)



b)

Figure III.8 : a) Machine de pliage alterné Type TARNO - Laboratoire TREFISOUD
b) Schéma indiquant le sens opposé de pliage

Chapitre IV

Résultats et Discussions

Introduction

Dans ce chapitre on présente les résultats obtenus et leurs interprétations, En premier lieu on présente les microstructures et micrographies des fils étudiés (différents états), notamment celles obtenues par le microscope électronique à balayage afin de mettre en évidence l'évolution microstructurale du fil d'acier en fonction de taux de déformation à froid engendré par le tréfilage. En second lieu, on s'intéresse aux résultats des propriétés mécaniques des fils étudiés (étude du comportement mécanique), à savoir, les essais de traction, les essais de torsion et les essais de pliage alterné qui permettent d'évaluer les grandeurs mécaniques, comme la limite élastique, la résistance à la rupture, l'allongement, la torsion et la capacité de déformation par détermination du nombre de pliage alterné des fils tréfilés étudiés, etc.

Evolution de la microstructure au cours d tréfilage

IV.1. Observations au microscope électronique à balayage

IV.1. 1. Etat de réception (Fil machine)

L'observation au microscope optique du fil machine d'acier à haut carbone, nuance C82D-2 à l'état de réception révèle une microstructure perlitique majoritairement non résolvable, figure IV.1 a), b). En effet, on peut remarquer que la microstructure est composée de la perlite lamellaire, également, elle montre des petites surfaces de perlite résolvable sous forme des colonies. Chaque colonie de perlite a sa propre direction lamellaire. Les lamelles de cémentite sont présentées par la couleur claire et la ferrite par la couleur sombre. La microstructure globale est homogène sans aucun signe de déformation plastique et les grains sont équiaxes avec des orientations des lamelles de cémentite aléatoires [55].

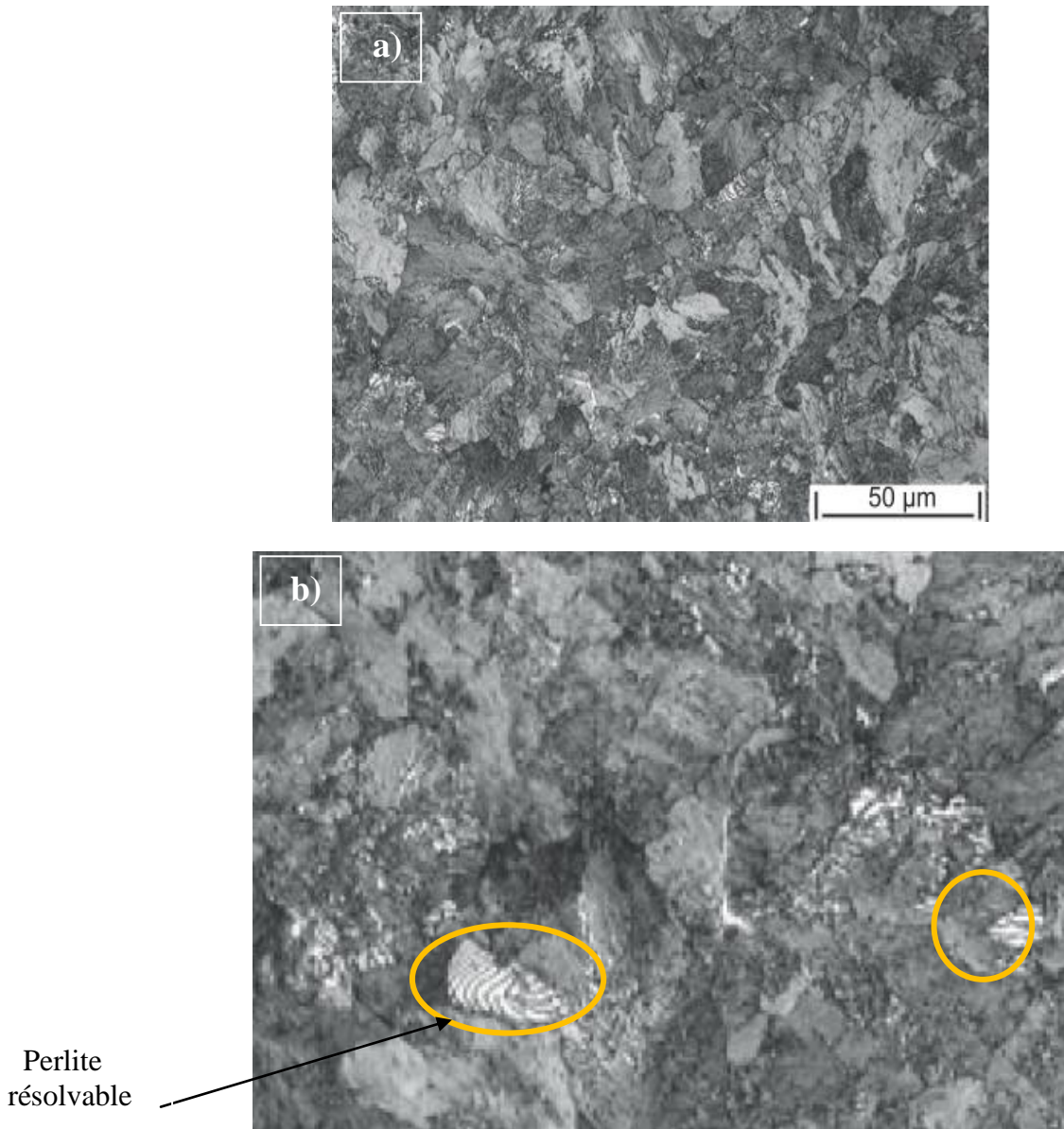


Figure .IV.1 : a) Microstructure révélant la structure perlitique majoritairement non résolvable b) Visualisation des petites surfaces de perlite résolvables ($\times 500$)

IV.2. Etats tréfilés

Les micrographies des fils tréfilés pour les deux différents taux de déformation sont présentées dans figure IV.2. Il y a lieu de constater que les micrographies obtenues révèlent que la morphologie (colonies perlitiques) des fils tréfilés est complètement non différente à

celle de fil machine. Après le tréfilage, la structure perlitique se révèle également non résoluble, et les colonies de perlite ont subi de changement remarquable en morphologie lamellaire et se sont caractérisés par une orientation progressive selon la direction de tréfilage (DT) et parallèlement à l'axe du fil (AF) [36,39].

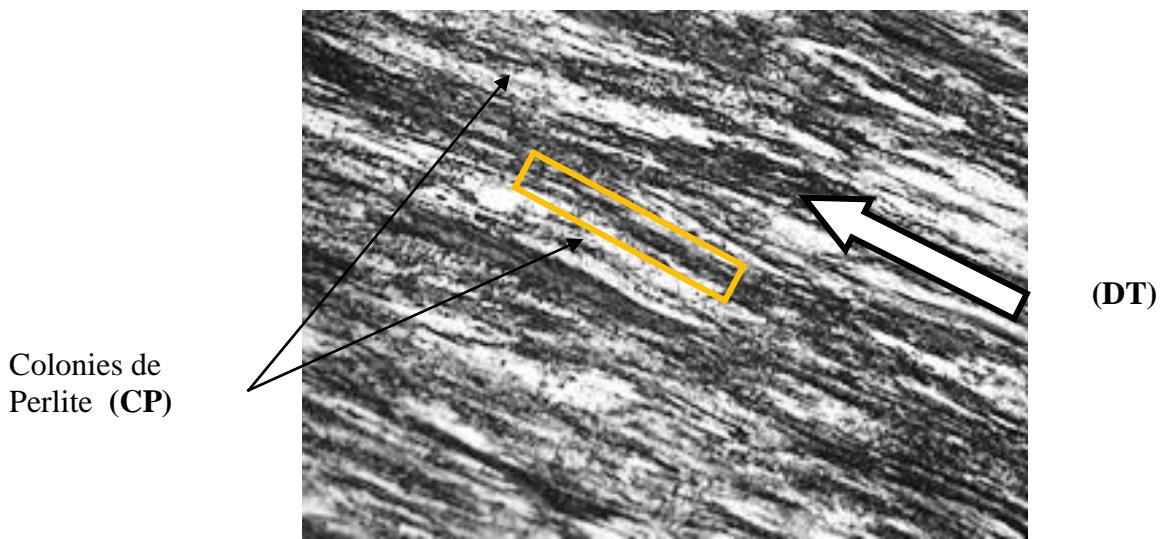


Figure IV.2 : Microstructure optique montrant les colonies de perlite allongés et alignés avec la direction de tréfilage (DT) fil tréfilé ($\epsilon = 2.05$)

IV.3 Evolution De la Microstructure en fonction du taux de déformation

IV.3.1 Microscope électronique à balayage -MEB

L'observation au microscope électronique à balayage (MEB) du fil machine d'acier C82D-2 à l'état de réception montre une microstructure perlitique (figure IV.3. a). En effet, on peut remarquer que la microstructure est composée de la perlite lamellaire majoritaire sous forme des colonies avec des grains de différentes tailles et cela confirme la microstructure révélée par le microscope optique. Chaque colonie de perlite à sa propre direction lamellaire, dont les lamelles de cémentite sont révélées en couleur clair, et la ferrite en couleur sombre. La microstructure globale ne présente aucun signe de déformation plastique avec des orientations des lamelles de cémentite aléatoires.

Zidani et al. [12] ont noté que cette orientation aléatoire des lamelles de cémentite conduit à une microstructure hétérogène dans la section des fils en acier ferrito perlitique [55,56,57].

La figure IV.3. b montre la micrographie des fils tréfilés au taux de déformation le plus élevé $\varepsilon = 2.05$. En effet, il y a lieu de constater que lors de tréfilage, les colonies de perlite s'étirent et s'alignent avec la direction de tréfilage (DT), cet allongement s'accroît au fur et à mesure de l'augmentation du taux de déformation.

O. Modi et al. [58] ont observé que lors du tréfilage, les lamelles de la cémentite sont tournées autour de l'axe de tréfilage et leur épaisseur diminue au fur et à mesure que la déformation de tréfilage augmente, ce phénomène conduit généralement à l'obtention de la structure fibreuse [55,56].

Egalement, on peut remarquer que le tréfilage a une forte influence sur l'espacement interlamellaire. Cela, est clairement constaté dans le cas du fil ayant subi un taux de déformation plus élevé ($\varepsilon = 2,05$), où l'espacement interlamellaire de la cémentite est clairement diminué .

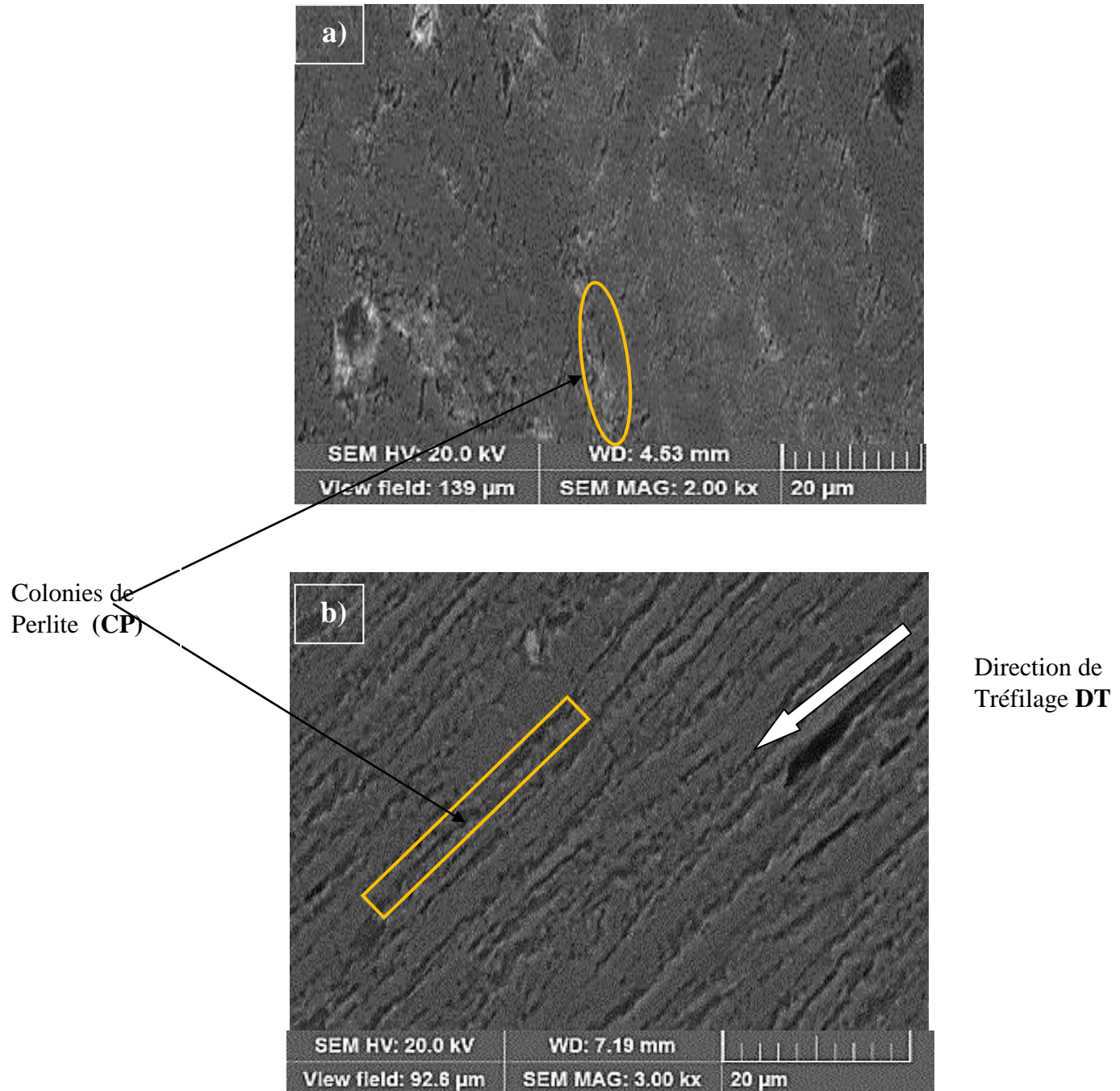


Figure IV. 3 : Micrographies MEB section longitudinale (SL) des échantillons en fil état de réception et fil tréfilé à haute déformation :
a) fil machine (14.0 mm) : $\varepsilon = 0.00$
b) fil tréfilé (5.0 mm) : $\varepsilon = 2.05$

IV.4 Caractérisation mécanique - Essais mécaniques :

IV.4.1:- Essais de Traction

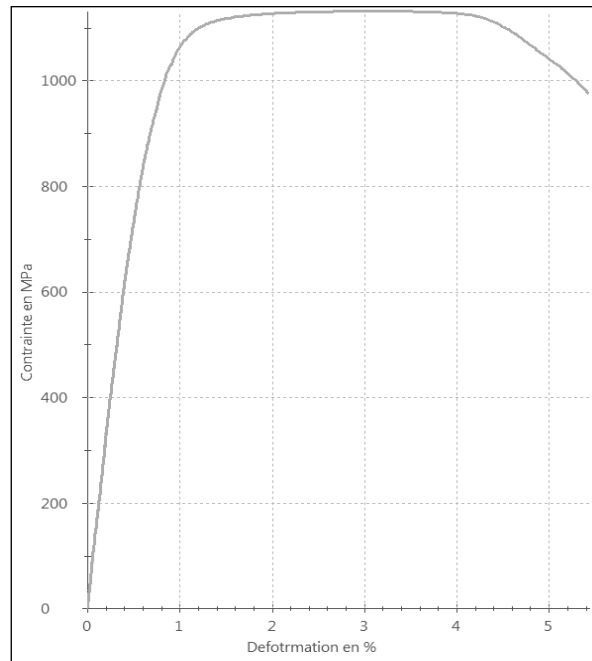
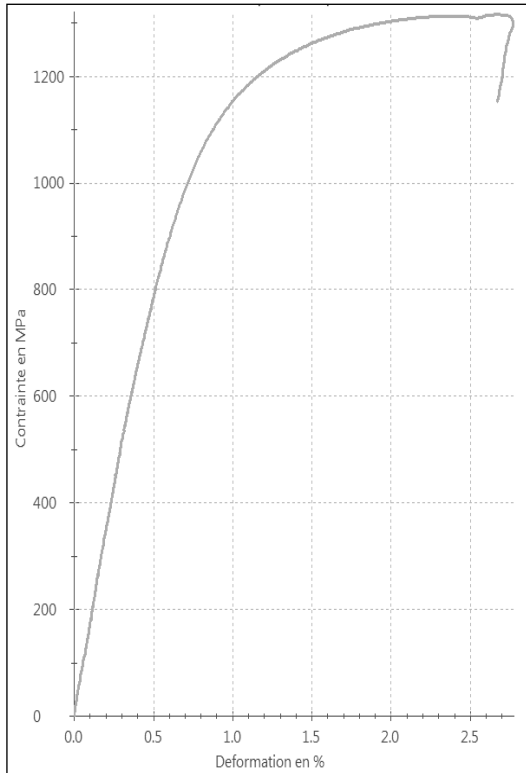
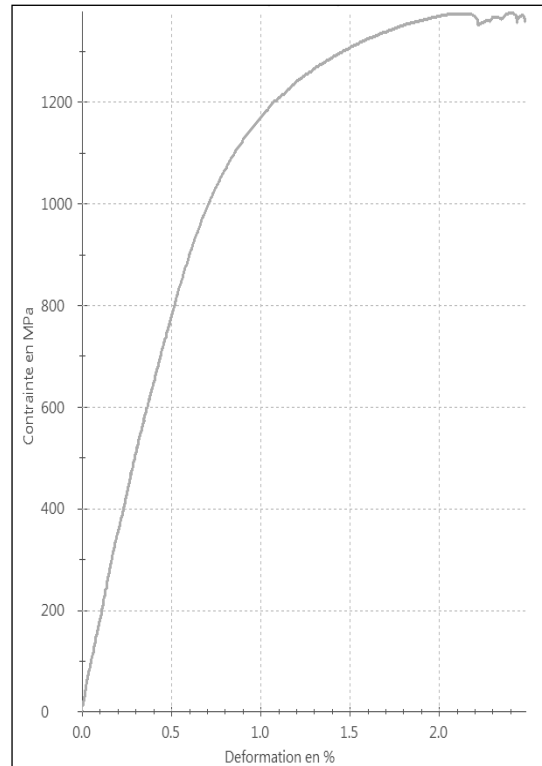


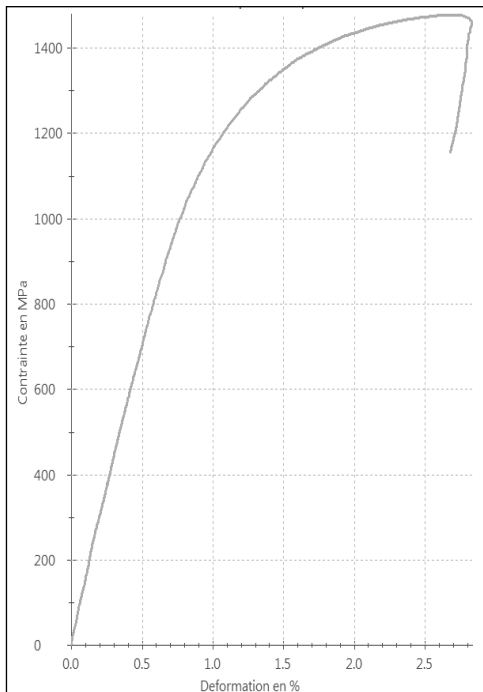
Figure IV. 4 : Courbe déformation en fonction contrainte du fil en état de réception (diamètre 14.0 mm)



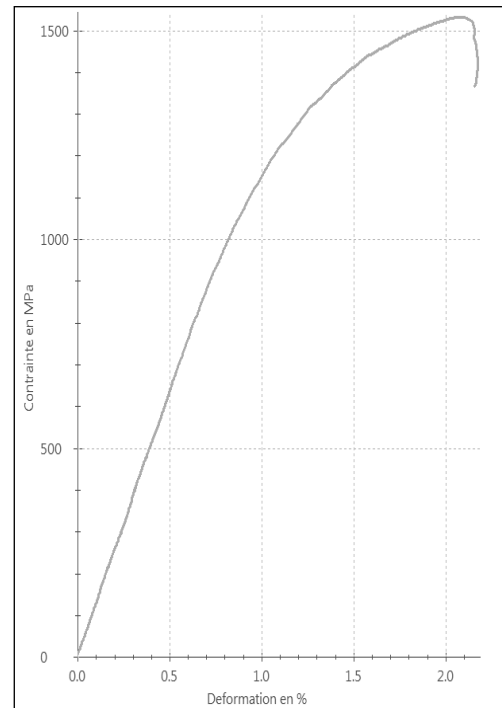
$\epsilon_1 = 0.25$



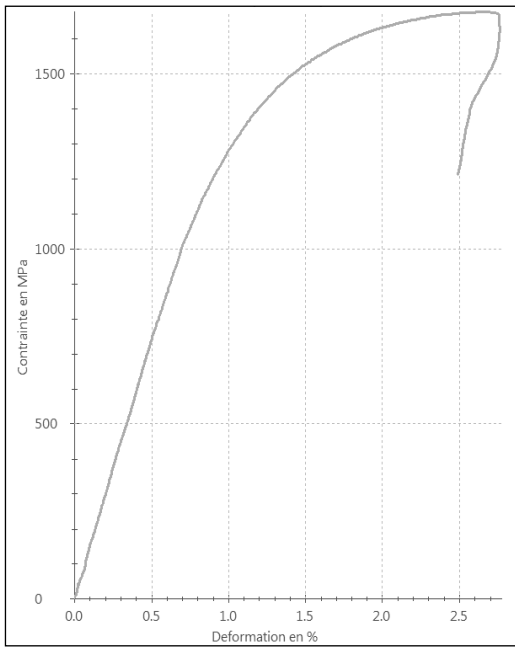
$\epsilon_2 = 0.52$



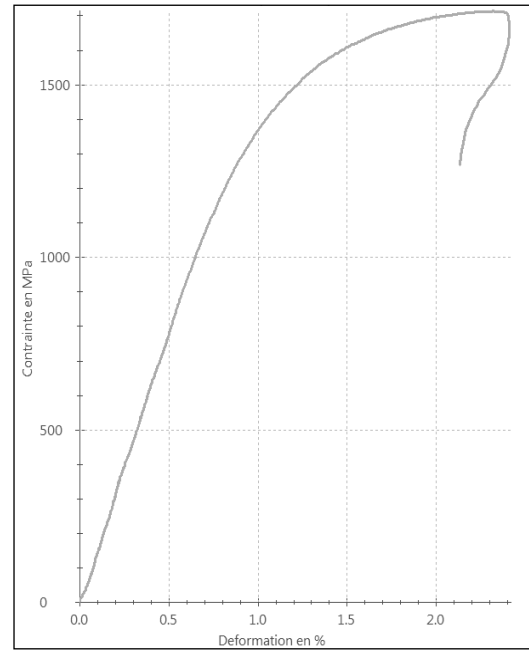
$\epsilon_3 = 0.78$



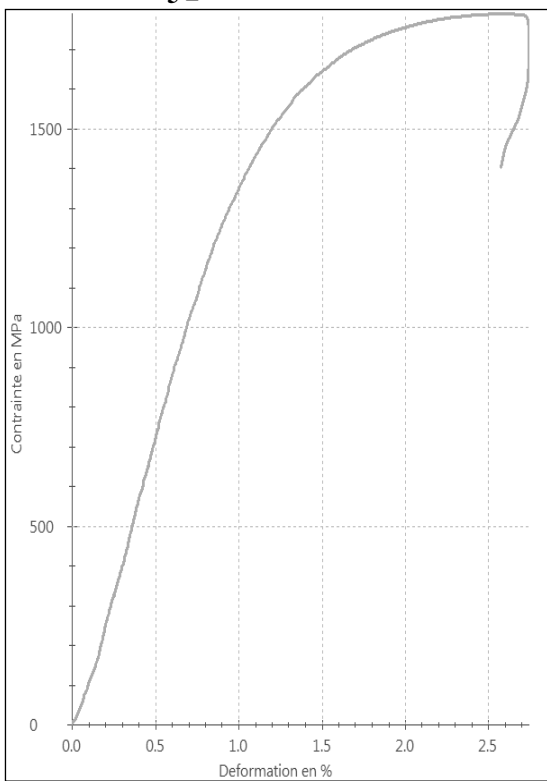
$\epsilon_4 = 1.01$



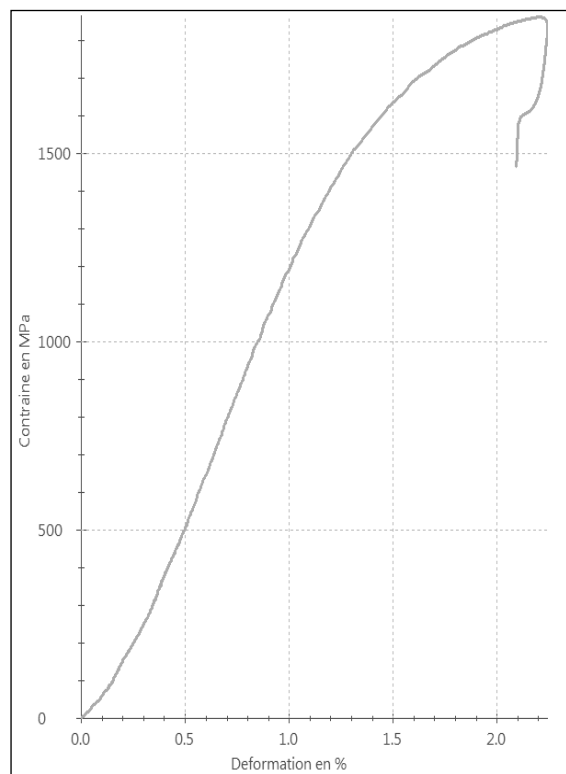
$\epsilon_5 = 1.25$



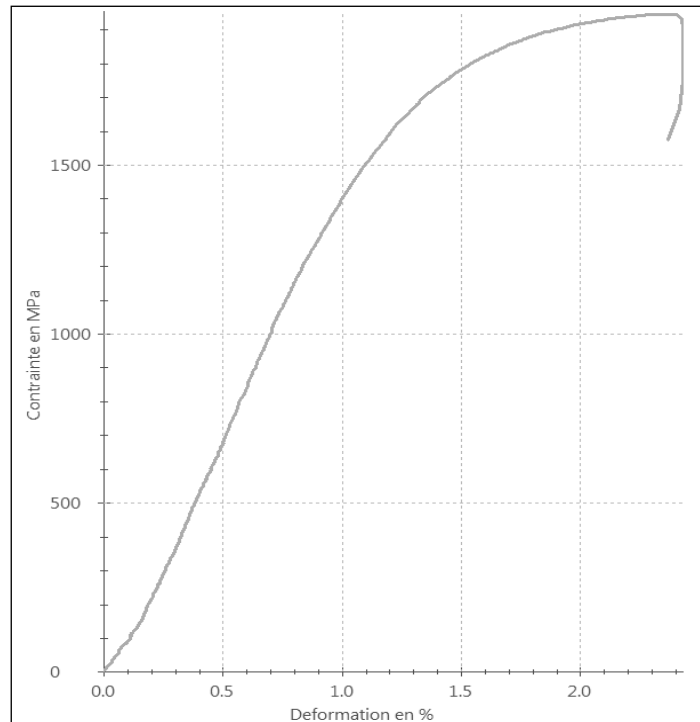
$\epsilon_6 = 1.46$



$\epsilon_7 = 1.67$



$\epsilon_8 = 1.87$



$$\epsilon_9 = 2.05$$

Figure IV. 5 : Courbes de traction : contrainte-déformation des fils tréfilés différents déformations de tréfilage

($\epsilon_1 = 0.25$, $\epsilon_2 = 0.52$, $\epsilon_3 = 0.78$, $\epsilon_4 = 1.01$, $\epsilon_5 = 1.25$, $\epsilon_6 = 1.46$, $\epsilon_7 = 1.67$, $\epsilon_8 = 1.87$, $\epsilon_9 = 2.05$)

Dans un premier temps et dans le but d'évaluer l'effet de la déformation à froid durant le processus de tréfilage des fils d'acier à haut carbone, il convient d'examiner l'évolution des propriétés mécaniques en fonction du taux de déformation. Les figures IV.4 et IV.5 représentent les courbes de traction contrainte-déformation obtenues à température ambiante pour le fil machine état de réception, diamètre 14.0 et les fils tréfilés à différentes réductions de tréfilage. En effet, il y a de constater la non apparition du palier caractérisant la limite élastique dans les différentes courbes de la Fig. IV.6, et par conséquent la limite d'élasticité à 0,2 % est considérée comme la limite d'élasticité des fils tréfilés. Egalement, on peut distinguer clairement sur la figure IV.6 la variation de l'allure des courbes de traction superposées en fonction de la déformation de tréfilage. Les courbes prennent des allures plus étalées au fur et à mesure de l'augmentation du taux de déformation.

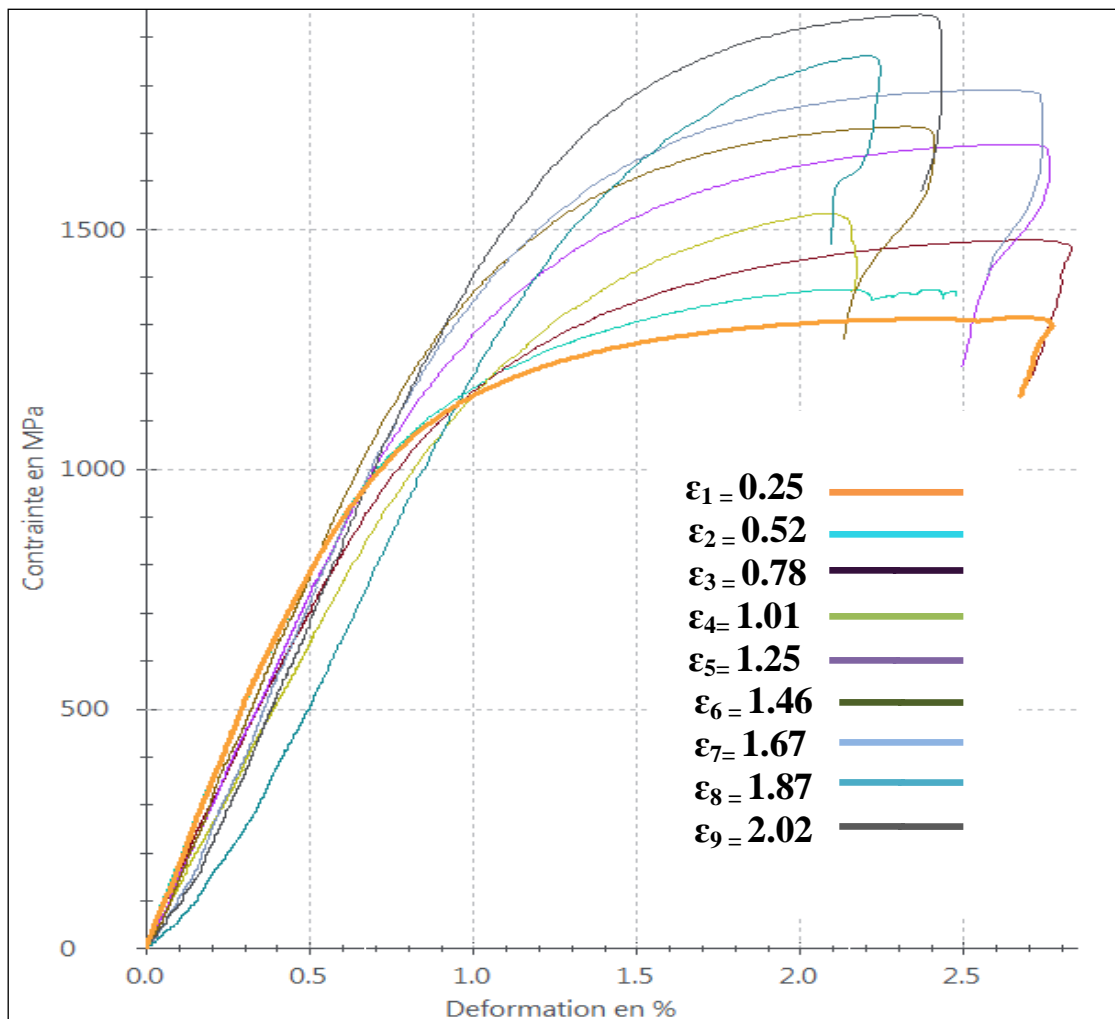


Figure IV. 6 : Courbes de traction - courbes superposées (fils tréfilés à différentes déformations (ϵ_i) montrant la variation des allures de traction en fonction de différentes déformations

Diamètres (di)	Réduction (%)	Déformation (ϵ)	Re (MPa)	Rm (MPa).	A (%)
14.0	0	0	987	1127	3.2
12.25	23.43	0.26	1073	1314	2.9
10.74	41.14	0.52	1076	1373	2.7
9.47	58,82	0.78	1168	1480	2.7
8.41	64.00	1.01	1285	1529	2.6
7.48	71.45	1,25	1356	1667	2.4
6.74	76.82	1.46	1432	1716	2.3
6.05	81.32	1.67	1510	1784	2.3
5.50	84.56	1.86	1530	1863	2.2
5.0	87.25	2.05	1739	1951	2.1

Tableau IV .1 : Propriétés mécaniques des fils tréfilés à différentes réductions et déformations de tréfilage ϵ_i

Les propriétés mécaniques, la limite d'élasticité (Re), la résistance à la traction ultime (Rm) et l'allongement A(%) des fils tréfilés à différentes réductions et déformations de tréfilage sont indiquées dans le tableau IV .1.

Les figures IV.7, IV.8 montrent l'évolution de la résistance à la traction et de l'allongement en fonction des différents taux de déformation de tréfilage. Avant tréfilage et déformation à froid, le fil en acier haut carbone tel que reçu présente une limite d'élasticité de 987 MPa et une résistance à la traction de l'ordre de 1127 MPa avec un allongement de 3.2 %.

Cependant, à partir de la première réduction de 23,43 %, correspondant à la plus faible déformation $\epsilon=0.26$, la limite d'élasticité a été initialement augmentée à 1073 MPa et la résistance ultime à 1314 MPa, contrairement à l'allongement ayant diminuée de 3.2 à 2.9 %.

De même, il y a lieu de voir clairement qu'au fur et à mesure les taux de réduction et le taux de déformation augmentent la résistance et la ductilité ont progressivement augmenté et diminué, respectivement.

Cela est nettement distingué à forte réduction de 87.25 % et à haute déformation $\varepsilon = 2.05$ taux, où la limite élastique et la résistance ultime à la traction ont atteint respectivement ses valeurs maximales 1769 et 1951 MPa ; En revanche, l'allongement a diminué jusqu' à 2.1 %. En concluant, avec une augmentation de la déformation de tréfilage, la résistance et la ductilité ont progressivement augmenté et réciproquement diminué.

Cela peut s'expliquer par l'évolution de la microstructure perlitique lamellaire au cours de tréfilage. En effet, on peut remarquer des changements notables dans la microstructure en fonction de la déformation de tréfilage [59-60].

Il a été démontré par S. Gondo [61] que l'angle lamellaire diminuait avec l'augmentation de la déformation, pour des déformations de tréfilage inférieures à 1,5. Pour des déformations supérieures à 1,5, les lamelles étaient parallèles à la direction d'étirage. L'espacement lamellaire a diminué proportionnellement au diamètre du fil tréfilé. Egalement, en ce qui concerne la densité de dislocations et de certains défauts internes qui se multiplient avec l'augmentation des déformations de tréfilage.

En résumé, l'augmentation significative de la résistance à la traction est une conséquence directe de l'augmentation de la densité de dislocations multipliées au cours du tréfilage.

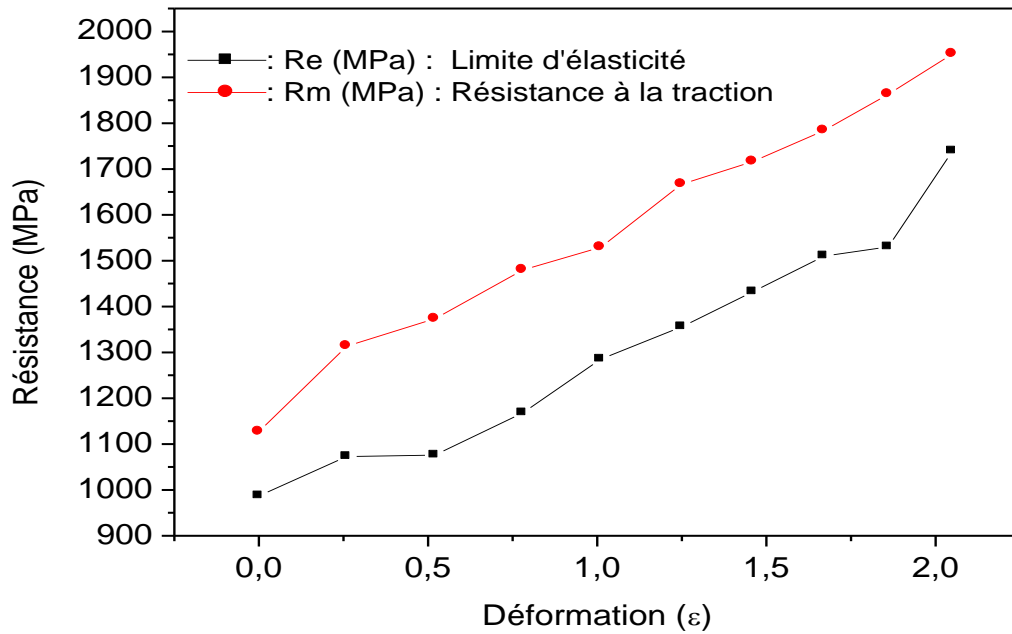


Figure IV. 7 : Evolution de la résistance (Re, Rm) en fonction de déformation de tréfilage (ϵ)

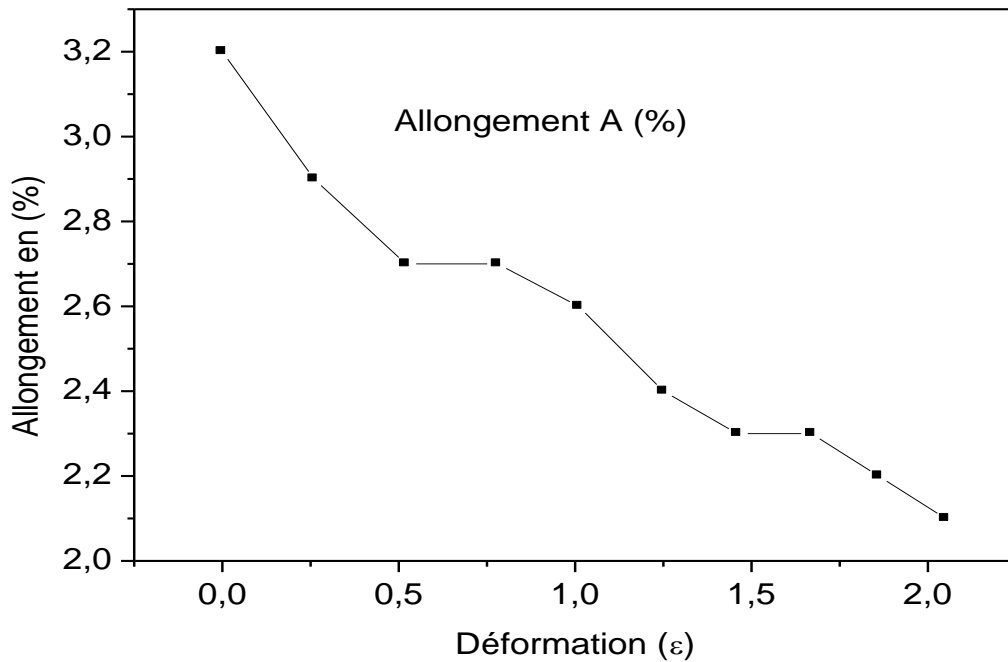


Figure IV.8 : Evolution de l'allongement (A %) en fonction de déformation de tréfilage (ϵ)

IV.4.2 Tests de torsion

N° de passes	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Diamètres(d_i) (mm)	12.25	10.74	9.47	8.41	7.48	6.74	6.05	5.50	5.0
Déformation (ϵ_i)	0.26	0.52	0.78	1.01	1.25	1.46	1.67	1.86	2.05
N_t Nombre de tours	--	8	15	17	16	11	16	17	18

Tableau IV.2 : Nombre de torsion des fils tréfilés à différentes déformations de tréfilage (ϵ_i)

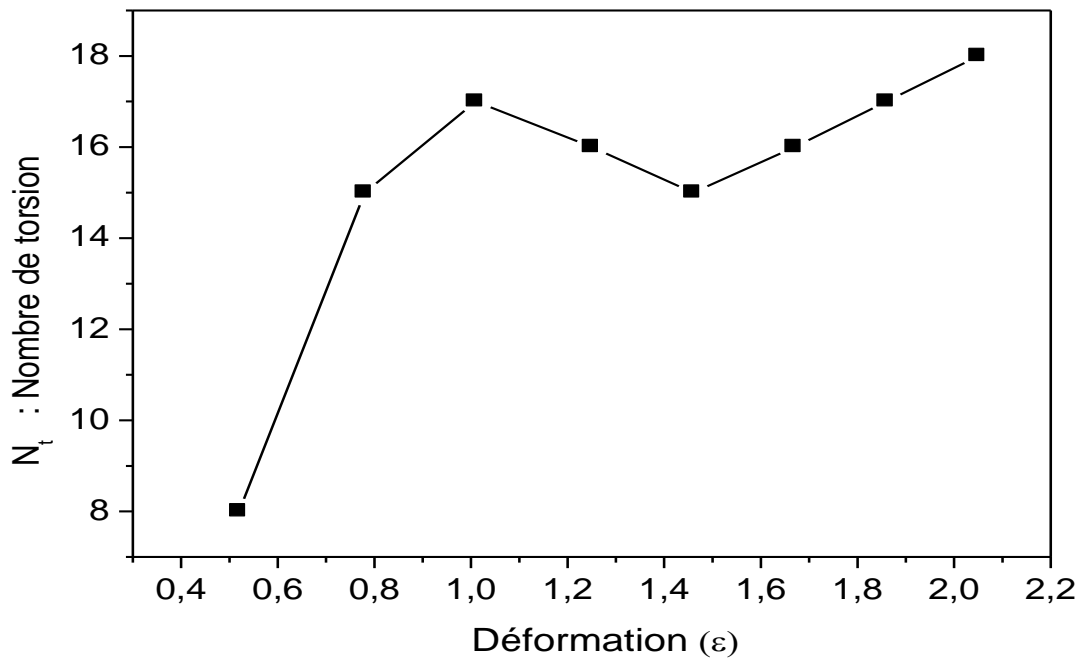


Figure IV.9 : Evolution de nombre de torsion N_t en fonction de déformation de tréfilage (ϵ_i)

D'autre part, lorsque la capacité à la déformation à froid est limitée par les conditions de surface, les tests de torsion et les essais de pliage peuvent être de meilleurs indicateurs de l'aptitude au tréfilage autrement dit la tréfilabilité. En effet, les tests de torsion et de pliage maximisent les contraintes à la surface du fil, ce qui entraîne le développement de fractures et la généralisation de l'aptitude à la déformation à la surface.

Dans le tableau IV.3 on présente le nombre de torsion N_t obtenu pour les fils tréfilés à différentes réductions et déformations de tréfilage. Il y a lieu d'évoquer que les nombres de torsion enregistrés répondent aux exigences de la norme en vigueur qui stipule de nombre N_t supérieur à 10 pour satisfaire une bonne aptitude à la déformation plastique des fils tréfilés.

La figure IV.9 montre l'évolution de nombre de torsion N_t en fonction de déformation de tréfilage (ϵ_i). On peut voir que le nombre de tors de torsion avant rupture varie progressivement avec le taux de déformation de tréfilage et inversement à la réduction du diamètre du fil. De ce fait, lors de la première passe de tréfilage, le nombre de torsion indiquant la déformation à la rupture en torsion est progressivement augmenté jusqu'à atteindre la valeur de 17 à la médiane déformation de l'ordre de 1.01 et à la réduction de

64.00 %, puis diminue et atteint son maximum à haute déformation (2,05) à la réduction totale de 87.25 %. De ce fait, on peut retenir qu'avec l'augmentation de la déformation de tréfilage, la rupture de torsion est progressivement augmentée.

IV.4.3 Tests de pliage alterné

Dans le tableau IV.4 on présente le nombre de pliage alterné N_p obtenu pour les fils tréfilés à différentes réductions et déformations de tréfilage. De même, il y a lieu de signaler que les nombres de pliage enregistrés répondent aux exigences de la norme en vigueur qui fixe le nombre N_p supérieur à 4 pour assurer une bonne aptitude à la déformation plastique des fils tréfilés. La figure IV.10 montre l'évolution de nombre de torsion N_p en fonction de déformation de tréfilage (ϵ_i). On peut constater que le nombre de pliage avant rupture varie progressivement avec le taux de déformation de tréfilage. En effet, après la première passe de tréfilage, le nombre de pliage est progressivement augmenté jusqu'à atteindre la valeur maximale 17 à la médiane déformation de l'ordre de 1.01 et à la réduction de 64.00 %, puis diminue et se stabilise à haute déformation (2,05) à la réduction totale de 87.25 %.

A l'issue de ces résultats, on peut conclure que l'aptitude au tréfilage du fil d'acier perlitique à haut carbone révèle un niveau élevé de déformation auquel le fil tréfilé peut être déformé plastiquement avant la rupture. Cela s'explique donc par la bonne capacité de déformation plastique du fil au cours du tréfilage.

N° de passes	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Diamètres(d_i) (mm)	12.25	10.74	9.47	8.41	7.48	6.74	6.05	5.50	5.0
Déformation	0.26	0.52	0.78	1.01	1.25	1.46	1.67	1.86	2.05
N_p nombre de pliage	--	--	4	7	10	10	9	8	8

Tableau IV.3 : Nombre de pliage alterné des fils tréfilés à différentes déformations de tréfilage (ϵ_i)

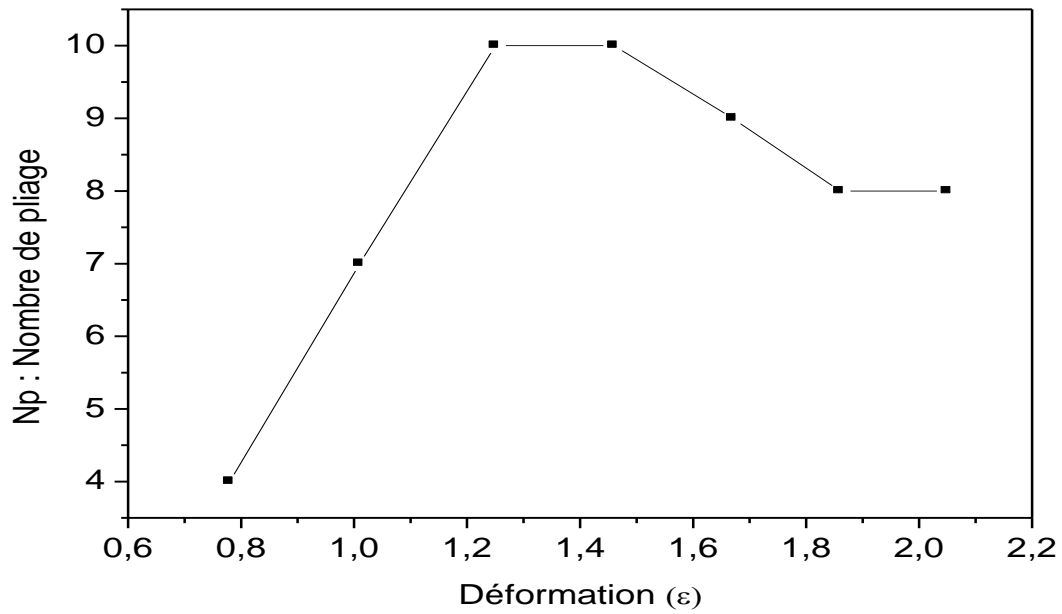


Figure IV.10 : Evolution de nombre de pliage N_p en fonction de déformation de tréfilage (ϵ_i)

Conclusion et Perspectives

Conclusion

Le présent travail porte sur l'étude de l'effet de la déformation plastique à froid sur les propriétés mécaniques des fils tréfilés en acier perlitique à haute teneur en carbone destinés pour la fabrication des fils à haute résistance et des torons de précontrainte. L'objectif de cette étude était de réaliser une synthèse des récents travaux de recherches accomplis sur ces aciers à haute teneur en carbone qui ont fait l'objet de nombreuses investigations scientifiques à cause de leurs propriétés mécaniques nettement améliorées, aciers à haute résistance, qui ont fait de ces aciers des matériaux incontournables pour de multiples applications aussi bien dans la construction des ouvrages d'art que dans celui du secteur du bâtiment. Egalement, cette synthèse a été consolidée par une étude expérimentale afin de suivre l'évolution de comportement mécanique propriétés mécaniques et de la microstructure des fils tréfilés en acier à haut carbone de composition chimique (en % massique) : 0.82 % C ; 0.661%Mn ; 0.208 % Si ; 0.006 % P ; 0.019 % S ; 0.25 % Cr ; 0.037% Ni ; 0.001% Al et 0.047 % Cu . Pour ce faire, nous avons utilisé principalement des techniques expérimentales, bien adaptées à ce genre de travaux d'investigations scientifiques à savoir, le microscope optique , le microscope électronique à balayage (MEB) , et la caractérisation mécanique par les essais de traction, test de torsion et test de pliage alterné.

Les principaux résultats de ce travail peuvent se résumer de la manière suivante :

D'une manière globale, il a été démontré que l'évolution de la microstructure et les propriétés mécaniques du fil d'acier à haut carbone sont bien sensibles à la déformation à froid. Les résultats expérimentaux montrent que le taux de déformation

a une influence déterminante sur la microstructure, le comportement mécanique et par conséquent sur la tréfilabilité

L'observation au microscope électronique à balayage MEB du fil machine d'acier C82D-2 à état de réception révèle une microstructure majoritairement perlitique, composée de la perlite lamellaire majoritaire sous forme des colonies avec des grains de différentes tailles

- La micrographie du fil tréfilé à haute déformation ($\epsilon = 2,05$) révèle que les colonies de perlite s'étirent et s'alignent avec de l'axe de tréfilage (DT) et que cet allongement s'accroît au fur et à mesure de l'augmentation du taux de déformation, aussi, les lamelles de la cémentite sont tournées autour de l'axe de tréfilage et leur épaisseur diminue en fonction de la déformation de tréfilage, ce phénomène conduit généralement à l'obtention de la structure fibreuse.

-Avec l'augmentation de la déformation de tréfilage, la résistance augmente progressivement et la ductilité diminue réciproquement. Cela est expliqué par la multiplication des défauts internes notamment l'augmentation de la densité de dislocations au cours du tréfilage.

-Il y a lieu d'évoquer que les nombres de torsion enregistrés N_t répondent aux exigences de la norme en vigueur et marque la bonne aptitude à la déformation plastique des fils tréfilés. Également, en ce qui concerne le nombre de pliages N_p .

-L'aptitude au tréfilage autrement dit, la tréfilabilité du fil d'acier perlitique à haut carbone révèle un niveau élevé de déformation auquel le fil tréfilé peut être déformé plastiquement avant la rupture. Cela s'explique donc par la bonne capacité de déformation plastique du fil au cours du tréfilage.

Perspectives

D'une manière générale, il serait plus intéressant de suivre l'évolution de la microstructure et de la texture des fils tréfilés en fonction des différents taux de déformation de tréfilage afin d'étudier les paramètres régissant cette évolution, notamment, l'espacement lamellaire de la cémentite dans la perlite majoritaire. Cette suggestion nous amène à proposer dans des études ultérieures sur cet acier hautement technique à utiliser de manières complémentaires plusieurs techniques, notamment, la technique EBSD, diffraction d'électrons rétrodiffusés, qui semble très prometteuse pour l'étude de l'évolution de la texture.

Références

Références

- [1] Guy Murry, Aide-mémoire Métallurgie (métaux, alliages, propriétés), 2^e édition, Dunod, Paris, 2004, 2010, pp. 261-270
- [2] Caballero F.G., Capdevila C., Garcia de Andre C. (2001), Influence of scale parameters of pearlite on the kinetics of anisothermal pearlite-to austenite transformation in a eutectoid steel. *Scripta mater*, 42 pp. 1159-1165.
- [3] Houin P., Simon A., Beck G. (1981), Relationship between Structure and Mechanical Properties of Pearlite between 0.2% and 0.8%C. *Transactions ISIJ*, 21, pp. 726-731.
- [4] Elwazri A.M.,Wanjara P.,Yuea S. (2005), The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel. *Materials Science and Engineering*, 404, pp. 91-98.
- [5] Bain E. Functions of the alloying elements in steel, page 127. American Society for Metals,1939.
- [6] Marder A. R., Bramfitt B. L. (1976), The Effect of Morphology on the Strength of Pearlite. *Metallurgical Transactions A*, 7A, pp. 365-372.
- [7] Hyzak J. M., Bernstein I. M. (1976), The Role of Microstructure on the Strength and Toughness of Fully Pearlitic Steels. *Metallurgical Transactions*, 7A, pp. 1217-1224.
- [8] Dollar M., Berveiller M., Thompson A.W. (1988), Influence of deformation substructure on flow and fracture of fully pearlitic steel. *Acta Materialia*, 36, pp. 311-320.
- [9] Marder A.R., Bramfitt B.L. (1975), Effect of Continuous Cooling on the Morphology and Kinetics of Pearlite. *Metallurgical Transactions A*, 6, pp. 2009-2014.
- [10] Houin P., Simon A., Beck G. (1981), Relationship between Structure and Mechanical Properties of Pearlite between 0.2% and 0.8%C. *Transactions ISIJ*, 21, pp. 726-731.
- [11] M.I. Heddar, Mémoire d'Ingénieur d'état, Université de Annaba,2019
- [12] Lei C., Gotoh M., Horimoto Y., Hirose Y. (2007), Effect of Microstructure of Cementite on Interphase Stress State in Carbon Steel. *Journal of iron and steel research international*, 14, pp. 31-38.
- [13] Modia O.P., Deshmukhb N., Mondala D.P., Jha A.K., Yegneswarana A.H., Khairac H.K. (2001), Effect of interlamellar spacing on the mechanical properties of 0.65% C steel. *Materials characterization*, 46, pp. 347-352

- [14] DOC M645. Techniques de l'ingénieur
- [15]- Thiebaud Richeton. Dynamique et complexité de la déformation plastique : étude par émission acoustique. Mécanique [physics.med-ph]. Institut National Polytechnique de Grenoble - INPG, 2006.
- [16] mokrani kenza ,Microstructure et caractérisation d'un acier BS2,Mémoire de master , Université Mohamed Kheider Biskra , 2019
- [17] - Mosbah Zidani, cours de formation doctorale , metallurgie 2020
- [18]- Toufik Djimaoui , Etude 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
- [19]- Aude Lamontagne. Etude des mécanismes physiques responsables des évolutions microstructurales des aciers perlitiques au cours du tréfilage et du vieillissement post-tréfilage. Matériaux. INSA de Lyon, 2014
- [20] D. Bernaud B et A.Raharinaivo , comportement en tordion des fils tréfilés , institut français des sciences et techniques des réseaux ,1988
- [21]M Zidani, Texture et recristallisation lors de recuits du fil d'acier doux (0,06% c) tréfile à froid , Thèse de Doctorat , Université Mohamed Kheider Biskra , 2006
- [22]Carole Levrau , Compréhension et modélisation des mécanismes de lubrification lors du tréfilage des aciers inoxydables avec les savons secs , Thèse de Doctorat, Ecole nationale supérieure des mines de PARIS , 2006
- [23]-Michel Colombie , Matériaux métallique , 2^{eme} édition ,
- [24]-André Lefort , Tréfilage de l'acier , Techniques de l'Ingénieur ,2010
- [25]-Guillaume VEGA , Optimisation de la mise en forme par tréfilage : approche expérimentale, modélisation et simulation numérique , Thèse de Doctorat , Université de Lille 1 , 2009
- [26]-Carole Levrau , Compréhension et modélisation des mécanismes de lubrification lors du tréfilage des aciers inoxydables avec les savons secs , Thèse de Doctorat, Ecole nationale supérieure des mines de PARIS , 2006
- [27]-Benoît Beausir , Plasticité cristalline des matériaux hexagonaux sous cisaillement : application au magnésium , Thèse de Doctorat , l'Université Paul Verlaine et de l'Université de Sherbrooke , 2007
- [28]-Aude Lamontagne , Etude des mécanismes physiques responsables des évolutions microstructurales des aciers perlitiques au cours du tréfilage et du vieillissement posttréfilage, Thèse de Doctorat , l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon , 2014

- [29]-G. Vega et al , Comportement mécanique en grandes déformations : cas du tréfilage d'un cuivre , 9ième Congrès de Mécanique, F.S Semlalia, Marrakech ,
- [30]-Ning Yu et J-Paul L.E Roy , Tréfilage des fils cuivreux ultra-fins , Techniques de l'Ingénieur ,2014
- [31]-K. Lücke and M. Holscher, Textures and Microstructures, p.585, (1991)
- [32]-J.D. Embury, R.M.Fisher, "The Structure and Properties of Drawn Pearlite", Acta Metallurgica, Vol.14, pp.147-159, 1966.
- [33]- A. Lamontagne," Etude Des Mécanismes Physiques Responsables Des Evolutions Microstructurales des Aciers Perlitiques au Cours du Tréfilage et du Vieillissement Post-Tréfilage", Thèse de Doctorat en Matériaux, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon-France, 2014.
- [34]- J.L. Mccall, P. M. French," Metallography as a Quality Control Tool", SpringerUS, 1980.
- [35] J. Languillaume, G. Kapelski, B. Baudalet," Cementite Dissolution in Heavily Cold Drawn Pearlitic Steel Wires", Acta Materialia, Vol.45, pp.1201-1212, 1997.
- [36]- J.D.Embury, R.M.Fisher, "The Structure and Properties of Drawn Pearlite", Acta Metallurgica, Vol.14, pp.147-159, 1966.
- [37] J. G.Sevillano, L.M.Muñoz, J. F.Fuster," Ciels de Van Gogh et propriétés mécaniques", Le Journal de Physique IV, Vol.8, pp. 155-165, 1998.
- [38]- 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.
- [39]- M. Zelin," Microstructure Evolution in Pearlitic Steels During Wire Drawing",Acta Materialia, Vol.50, pp. 4431-4447, 2002
- [40]- J. Likes," Détermination de la Distance Interlamellaire de Perlite", Revue de Statistique Appliquée, Tome. 11, pp. 95-103, 1963.
- [41]- C. Schuman," Etude de l'Evolution de la Texture Cristallographique d'Aciers Extra Doux au cours du Tréfilage et d'une Opération Particulière de Laminage. Thèse de doctorat en Sciences de l'ingénieur, Institut Supérieur de Génie Mécanique et Productive, Metz-France 1994.
- [42]- S. 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.
- [43]- H.Hu, "Texture of Metals", Texture, Vol.1, pp.238-255, 1974.

- [44]- A. Phelippeau, S. Pommier, T. Tsakalakos, M. Clavel, C. Prioul," Cold Drawn Steel Wires—Processing, Residual Stresses and Ductility—Part I: Metallography and Finite Element Analyses", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol 29, pp.243-253, 2006.
- [45]- P. Kumar, N. P. Gurao, A. Haldar, S.Suwas," Progressive Changes in the Microstructure and Texture in Pearlitic Steel during Wire Drawing", *ISI International*, Vol. 51, pp.679-684, 2011.
- [46]- A.M. Elwazri, P.Wanjara," The Effect of Microstructural Characteristics of Pearlite on the Mechanical Properties of Hypereutectoid Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol.404, pp. 91-98, 2005.
- [47]- G.Vega, "Optimisation de Mise en Forme par Tréfilage : Approche Expérimentale, Modélisation et Simulation Numérique", Thèse de Doctorat en Sciences et Génie des Matériaux, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2010. Université de Lille1-France, 2009.
- [48]- G. Vega, A. Haddi, A. Imad," Influence des Conditions du Tréfilage sur le Comportement Thermomécanique dans le Cas d'un Fil en Cuivre", 19ème Congrès Français de Mécanique, 2009.
- [49]- M.C. Nebbar, M. Zidani, T. Djimaoui,, T. Abid, H. Farh, T. Ziar, A.L. Helbert, F. Brisset, T.Baudin," Microstructural Evolutions and Mechanical Properties of Drawn Medium Carbon Steel Wire", *International Journal of Engineering Research in Africa*, Vol. 41, pp. 1-7, 2019.
- [50] P. Enghag , *Steel wire technology*, printed by Repro Orebro University Sweden, Edition (2003) pp (123-156)
- [51] Sur le web, <http://fr.wikipedia.org/MEB>
- [52] Norme Internationale ISO 6892-1, Matériaux métallique -Essai de traction 3^e édition 2019-11
- [53] Norme Internationale ISO 7800, Matériaux métallique, Fils -Essai de torsion 2^e édition 2003-09
- [54] Norme Internationale ISO 7801, Matériaux métallique ; Fils -Essai de pliage alterné torsion, 1^e édition 1984-05
- [55] M. Zidani, M.C. Nebbar, T. Djimaoui, S. Messaoudi, et al, Mechanical behavior and texture evolution study of medium carbon steel wires during industrial wire-drawing process, in: *Proc.28th Int. Conf. Metall. Mater. Met. Brno, Czech Republic*, EU,(2019) pp(344–348).

- [56] S. Tandon, S. p. Deshmukh, R. S. Mishra, and K.Krishnamurthy and R. Tayloe, " Fracture criteria prediction in wiredrawing using finite element modeling", *Wire Journal International*, January, 2006,pp(58-62).
- [57] N. Liu. Thesis: Microstructure and mechanical properties of cold drawn steel wires (2012) *Edith Cowan University*
- [58] O.P. Modi, N. Deshmukh, D.P. Mondal, A.K. Jha, A.H. Yegneswaran, H.K. Khaira, Effect of interlamellar spacing on the mechanical properties of 065% C steel, *Mater. Charact.*46 (2001) pp (347–352).
- [59] M.C. Nebbar, M. Zidani, S. Messaoudi, T. Abid, A. Kirsan-Bouzid B, T.Baudin. Wire drawing effect on microstructural and textural evolution in medium carbon steel wires, *Defect and Diffusion Forum*, 406 (2020) pp(505-510)
- [60] T. Djimaoui, M. Zidani, M.C. Nebbar, T. Abid, H.Farh, A.L. Helbert, F. Brisset, T.Baudin.. Study of microstructural and mechanical behavior of mild steel wires cold drawn at TREFISOUD. *International Journal of Engineering Research in Africa*, 36, (2018) pp(53-59).
- [61] S. Gondo, (2019) Thesis, Ductility measurement method of a drawn fine high carbon steel wire and effective microstructure for high ductility, *Waseda University*,(2019) pp (120 124)

ملخص

- يركز العمل الحالي على تأثير التشوه على الخواص الميكانيكية لأسلاك فولاذية عالية الكربون. الهدف الرئيسي هو إجراء ملخص للأعمال الحديثة ودراسة تطور البنية المجهرية والسلوك الميكانيكي لسلك فولاذي عالي الكربون مسحوب ، باستخدام اختبارات الشد (كاختبار المقاومة واللف والانحناء) والفحص المجهرى الضوئي والمجهر الماسح الإلكتروني.
- تشير النتائج إلى أن الخواص الميكانيكية وتطور البنية المجهرية للأسلاك الفولاذية عالية الكربون حساسة جدًا للتشوه على البارد
 - يتم توضيح تغير البنية المجهرية اعتمادًا على تغير معدل التشوه ، حيث من الواضح أنه بعد عملية القلد هناك إعادة توزيع ومحاذاة للحبوب على طول اتجاه السحب .
 - كذلك ، تزداد المقاومة عند الشد بزيادة إجهاد السحب بسبب تزايد كثافة العيوب الداخلية ، وتقليص التباعد بين الصفائح وتدقيق حجم الحبوب الناتج عن سحب الأسلاك
 - تبين قابلية سحب الأسلاك الفولاذية عالية الكربون عن مستوى عالٍ من التشوه الذي قد يحدث في السلك المسحوب بشكل بلاستيكي قبل الكسر

الكلمات الافتتاحية :

فولاذ عالي الكربون ، بيرليت ، مقاومة الشد ، رقم الالتواء ، تشوه بلاستيكي ، اختبار الانحناء ، قلد سلك

RESUME

Le présent travail porte sur l'étude de l'effet de la déformation à froid sur les propriétés mécaniques des fils tréfilés en acier perlitique à haute teneur en carbone. L'objectif principal est de faire une synthèse des travaux récents et d'étudier l'évolution de la microstructure et du comportement mécanique des fils tréfilés d'acier à haute teneur en carbone, en utilisant le microscope optique, microscope électronique à balayage (MEB) et les essais mécaniques, tels que, l'essai de traction, tests de torsion et tests de pliage pour caractérisation mécanique.

Les résultats obtenus indiquent que les propriétés mécaniques et l'évolution de la microstructure des fils d'acier à haute teneur en carbone sont bien sensibles à la déformation à froid. La microstructure est clarifiée en fonction du taux de déformation. On constate qu'après tréfilage il y a une redistribution et alignement des grains selon la direction de tréfilage (DT) . Egalement, la résistance à la traction et la limite élastique augmentent avec l'augmentation de la déformation de tréfilage suite de la multiplication et de l'augmentation de la densité des dislocations, de la réduction de l'espacement inter lamellaire et de l'affinement de la taille des grains induits au cours de tréfilage.

En concluant, la tréfilabilité des fils tréfilés en acier à haute teneur en carbone révèle un niveau élevé de déformation auquel le fil tréfilé peut être déformé plastiquement avant la rupture.

Mots clés : Acier à haute teneur en carbone, structure perlitique, résistance à la traction, nombre de torsion, déformation plastique test de pliage, tréfilage.

ABSTRACT

The present work focuses on the effect of the cold strain on the mechanical properties of a perlitic high carbon steel wires. The main aim is to make a synthesis of recent works and to study the evolution of microstructure and mechanical behavior of a high carbon steel wire drawn, using the tensile tests (as strength, twist and bend test) and microscopy examination ,optical and scanning electron microscope

The results indicate that the mechanical properties and microstructure evolution of high carbon steel wires are well sensitive to cold deformation. The microstructure is clarified in dependence on the strain level. It can be seen clearly that after wire drawing there is a redistribution of grains along the wire drawing direction (WD) and the size of grains is refined.

As well, tensile strength increases by increasing the drawing strain due to the multiplication and increase of dislocations density, reduction of inter lamellar spacing and the refinement of grains size induced by the wire drawing

As a result, drawability of high carbon steel wire reveals a high level of deformation at which the wire drawn may be plastically deformed prior to fracture.

Keywords: high carbon steel , perlitic structure, tensile strength , twist number , bending test plastic deformation , wire drawing ,