

République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère de l'Enseignement Supérieur et
de la Recherche Scientifique
Ecole Nationale Supérieure Polytechnique



وزارة التعليم العالي
و البحث العلمي
المدرسة الوطنية العليا المتعددة التقنيات

Département de Métallurgie

Projet de fin d'études

Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en métallurgie

Thème

**CARACTÉRISATION STRUCTURALE ET MÉCANIQUE
D'UN FIL D'ACIER APRES TRÉFILAGE**

Dirigé par :

Mr. A.KASSER

Etudié par :

MERDAS Ishak

SOUTENU DEVANT LE JURY :

Mr. F. HELLAL

Professeur (ENSP)

Président

Mr. A. KASSER

PhD (ENSP)

Promoteur

Mr. E. SALHI

Professeur (ENSP)

Examineur

Mr. A. DAIMELLAH

Charge de cours (ENSP)

Examineur

Promotion: 2008/2009

ENSP, 10 Avenue Hassen Badi – El Harrach, Alger.

Dédicaces

Je dédie ce travail

A mes parents qui me sont les plus chers au monde.

A mes frères et mes sœurs.

A toute ma famille.

A tous mes amis et surtout Saka, Fouad et Abidine.

A tous mes collègues.

A tous mes amis de la cité universitaire Revoil, surtout BOUCHTAOUI Mohaned et mes copains de chambre : Hahid et Mammer.

A tous ceux qui m'ont aidé de loin et de près.

A l'équipe nationale de football qui m'a fait remonter le moral après avoir battu l'équipe égyptienne sur le score de « 3 - 1 ».

Ishak.

REMERCIEMENTS

Qu'il me soit permis de remercier et d'exprimer ma profonde gratitude en premier lieu à Dieu, mon créateur, de m'avoir donné toute la force nécessaire pour accomplir ce modeste travail et je tiens à remercier mes parents pour m'avoir aidé dans la mesure de leur possible.

Je remercie ici Mr. T. ABID, métallurgiste et cadre à l'entreprise TREFISOUD (Société de Tréfilage et de Fabrication des Produits de Soudage) pour m'avoir confié un travail aussi intéressant. Je tiens à remercier également l'ensemble du personnel technique et administratif de l'entreprise TREFISOUD.

Je suis particulièrement sensible à la confiance et l'honneur que m'a accordé monsieur A. KASSER, enseignant à l'Ecole Nationale Supérieure Polytechnique d'Alger, en acceptant de diriger ce travail et pour son attention, sa bienveillance et son appui sans faille qui ont été pour moi des encouragements décisifs pour mener à terme cette étude. Ses suggestions et son soutien m'ont été très précieux. Je lui exprime ici ma vive et respectueuse gratitude.

Je voudrais particulièrement remercier les membres du jury dont Mr. HELLAL pour avoir accepté la présidence du jury ainsi que les examinateurs Mr. SALHI et Mr. DAIMELLAH pour m'avoir honoré d'être membre de mon jury de soutenance.

Je remercie l'ensemble des enseignants (es) ayant participé à ma formation d'ingénieur en métallurgie, ainsi que tout ceux ou celles qui m'ont aidé à l'aboutissement de ce projet.

Je voudrais exprimer également mes remerciements aux travailleurs d'AMC (Entreprise Nationale des Appareils de Mesure et de Contrôle) ainsi qu'à monsieur Seddiq Ouallam du CSC (Centre de Soudage et Contrôle) pour m'avoir aidé dans la réalisation des essais de traction.

Enfin, je ne peux omettre de remercier ici Mr. BOUCHTAOUI Mohaned, étudiant en métallurgie à l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger et Mr. A. Abdelhafid, étudiant en interprétariat et traduction à la Fac Centrale d'Alger, pour m'avoir beaucoup aidé dans l'aboutissement de ce projet.

Ishak.

Résumé

Ce sujet porte sur l'étude structurale et mécanique, d'un fil tréfilé en acier, de nuance C80D. Ce fil est destiné à être utilisé comme armature dans la fabrication de structures en béton précontraint. Le matériau de départ est donc un acier micro allié dont les propriétés mécaniques sont relativement assez bonnes. La déformation à froid par tréfilage continu sans traitement thermique intermédiaire entre les passes, permet au matériau de gagner en dureté et en résistance grâce à l'écrouissage cumulé en passant d'une passe à une autre. L'objectif de cette étude consiste donc à mesurer certaines propriétés mécaniques du métal comme la dureté et la résistance à la traction en fonction de la nouvelle microstructure acquise par le matériau grâce au tréfilage. Quelques traitements d'adoucissement ont été réalisés en laboratoire, afin d'en mesurer la perte en propriétés, si le fil étiré avait subi des recuits de recristallisation entre les passes. D'après nos résultats, il s'avère que de tels traitements entraîneraient d'importantes pertes en propriétés et que seul un traitement de stabilisation est nécessaire afin d'en réduire les contraintes résiduelles sans altérer profondément la dureté et la résistance maximale acquise par le matériau durant le tréfilage.

Mots clés

Acier d'armature de précontrainte du béton, tréfilage, traitement de stabilisation, durcissement par écrouissage.

الملخص

هذا الموضوع مبني على الدراسة البنيوية و الميكانيكية لسلك مقلد من الفولاذ، صف C80D. هذا السلك سيستخدم كدعامة أثناء تصنيع هياكل من الاسمنت المجهد . المادة الأولية هي عبارة عن فولاذ ضعيف الامتزاز ذو خصائص ميكانيكية نسبيا مرتفعة. التشويه على البارد بالقلد المستمر من دون معالجة حرارية تتوسط مراحل القلد، يسمح للمادة بكسب صلابة و مقاومة بفضل التكثيف المتراكم بالعبور من مرحلة قلد لأخرى . الهدف من هذه الدراسة يتمثل إذا في قياس بعض الخصائص الميكانيكية للمعدن كالصلابة و المقاومة لعملية الجر بدلالة البنية المجهرية الجديدة المكتسبة من طرف المادة بفضل عملية القلد . من بين معالجات التلدين التي قمنا بانجازها على مستوى المخبر، لكي نقيس درجة ضياع الخصائص، هي إخضاع السلك المسحوب لإعادة الإحماء وإعادة التبلور بين مراحل القلد . انطلاقا من النتائج المتحصل عليها، توصلنا إلى انه من المؤكد أن بعض المعالجات تؤدي إلى ضياع كبير و مهم للخصائص و أن المعالجة الاستقرارية هي فقط الضرورية لكي نقلل من الضغوط المتبقية من دون ان نبدل بشكل عميق الصلابة و المقاومة العظمى المكتسبة من طرف المادة أثناء عملية القلد.

كلمات مفتاحية

فولاذ دعم الإجهاد السابق للاسمنت، القلد، المعالجة الاستقرارية، التقسية بالكثيف.

Summary

This topic covers the study of microstructure and mechanical properties of a steel wire produced by cold drawing. The material of a grade C80D, is mainly used during the reinforcement of concrete in civil engineering structures. The aim of this work is then to measure some mechanical properties such as hardness and tensile strength as a function of the microstructure which itself is governed by the rate of work hardening due to continuous cold drawing. Some softening heat treatments were performed for the steel in order to estimate the losses in properties if such treatments were performed between passes on the material. This study showed that only a stabilizing heat treatment at the end of last pass is necessary in order to reduce the residual stresses without major changes to the good properties gained by work cold hardening during cold drawing.

Keywords

Reinforcing steel; wire drawing, stress relieving, peen hardening.

Liste des tableaux

Tableau I-1 : Les différentes classes d'aciers	4
Tableau I-2 : Influence des éléments d'addition sur les caractéristiques mécaniques des aciers	8
Tableau II-1 : Le module d'élasticité (d'après Smithells)	10
Tableau II-2 : valeurs du coefficient de Poisson d'après Smithells	11
Tableau II-3 : Les systèmes de glissement dans les structures cristallines CFC et CC	13
Tableau III-1 : Domaines d'application, et types de traitements et de mise en œuvre	18
Tableau V-1 : La composition chimique du fil machine de la nuance C80D (selon la norme EN10016-2)	36
Tableau V-2 : La composition chimique de notre fil machine	37
Tableau V-3 : les caractéristiques mécaniques de notre fil machine	38
Tableau V-4 : Poids de la couche de phosphate	41
Tableau VI-1 : Numérotation et lieu des échantillons prélevés pour l'observation microscopique et l'essai de dureté	49
Tableau VII-1 : le changement de température du fil tréfilé après chaque passe de réduction..	54
Tableau VII-2 : Taux de réduction et de déformation après chaque passe de tréfilage	55
Tableau VII-3 : Variation des caractéristiques mécaniques du fils tréfilé en fonction du taux de déformation (ϵ)	61
Tableau VII-4 : Dureté du fil tréfilé après traitement de recristallisation ($T = 580^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{rec}} = 3$ min)	63
Tableau VII-5 : Dureté du fil tréfilé après traitement de recristallisation ($T = 580^{\circ}\text{C}$, $\epsilon = 1,38$ min)	64

Liste des figures

Figure I-1 : Diagramme d'équilibre fer-carbone métastable	3
Figure I-2 : Influence des éléments d'alliage sur la température de l'eutectoïde dans chaque système fer-carbone-élément d'alliage	6
Figure I-3 : Influence du manganèse sur l'étendue du domaine de stabilité de la phase gamma dans le système fer-carbone-manganèse	6
Figure I-4 : Diminution du domaine γ en fonction de la teneur en chrome	7
Figure I-5 : Durcissement du fer par effet de solution solide	7
Figure II-2 : lignes et bandes de glissement	12
Figure II-3 : Déplacement élémentaire d'un bloc cristallin sur un plan de glissement	13
Figure II-4 : Grandeurs cristallines associées à une dislocation courbe	14
Figure II-5 : déformation par maclage – Schéma bidimensionnel	15
Figure II-6 : Effet de la taille de grain sur la limite d'élasticité nominale en traction dans les aciers au carbone à structures ferritiques (structure cristalline cubique centrée)	16
Figure III-1 : Les traitements thermiques des aciers et l'échelle des températures	19
Figure III-2 : Structure de cellules de dislocations dans un alliage d'aluminium	20
Figure III-3 : Exemples schématiques de courbes contrainte-déformation au cours de la recristallisation dynamique	21
Figure III-4 : Recristallisation dynamique : (a) structure déformée restaurée et non recristallisée. (b) germination de nouveaux grains et croissance	22
Figure III-5 : Recristallisation statique : (a) grain, (b) courbe contrainte-déformation	23
Figure III-6 : (a) Microstructure d'un alliage de Cu présentant des gains écrouis et recristallisés. (b) Cinétique de la recristallisation statique	24
La figure III-7 : Schématisation des différents processus de restauration et recristallisation	25
Figure IV-1 : Courbes d'écrouissage de fils d'acier patentés en fonction des teneurs en carbone	29
Figure IV-2 : Profil d'une filière	30

Figure IV-3 : Décomposition des forces au cours de l'écoulement en filière	31
Figure IV-4 : rupture « cup and cone » d'un fil tréfilé	32
Figure IV-5 : défauts en chevrons sur fil tréfilé	33
Figure IV-6 : Machine multiple continue	34
Figure IV-7 : Machine multiple à accumulation	34
Figure V-1 : Schéma présentant des photos sur le processus de fabrication du fil tréfilé	35
Figure V-2 : Photo de l'analyseur carbone/ soufre utilisé	36
Figure V-3 : Photo de la machine de traction utilisée	38
Figure V-5 : Schéma présentant des photos sur le processus de décapage chimique et de phosphatation	39
Figure V-6 : Photo de la balance utilisée	42
Figure V-7 : microstructure du fil machine, après décapage et phosphatation et avant tréfilage, X 200	42
Figure V-8 : Schéma présentant des photos sur le processus de tréfilage	43
Figure V-9 : Photos représentant les différents composants de la machine à tréfiler	45
Figure V-10 : Photos représentant les équipements de la ligne de stabilisation	47
Figure VI-1 : les deux manières de coupage des échantillons	48
Figure VI-2 : Photo de la scie mécanique utilisée	48
Figure VI-3 : photo du pyromètre utilisé	50
Figure VI-4 : les trois positions du prélèvement de la température	50
Figure VI-5 : photo de la polisseuse utilisée pour le polissage de finition	51
Figure VI-6 : photo du microscope optique utilisé	52
Figure VI-7 : Dimensions de l'empreinte selon l'essai de la dureté Vickers	52
Figure VI-8 : photos du four à moufle utilisé	53
Figure VII-1 : microstructure du fil machine avant tréfilage ; X 200	56

Figure VII-2 : microstructure du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=0,20$ (coupe en long), X 200	56
Figure VII-3 : microstructure du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=0,75$ (coupe en long), X 200	56
Figure VII-4 : microstructure du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=1,38$ (coupe en long), X 200	57
Figure VII-5 : microstructure du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=1,38$ (avant traitement de stabilisation), X 200	57
Figure VII-6 : courbe de traction du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=0,20$	58
Figure VII-7 : courbe de traction du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=0,57$	59
Figure VII-8 : courbe de traction du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=1,08$	59
Figure VII-9 : courbe de traction du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=1,38$	60
Figure VII-10 : courbe représentant la variation de $\sigma_e(0.2\%)$ et σ_{max} en fonction des taux de déformations (ϵ)	61
Figure VII-11 : courbe représentant la variation de la dureté en fonction des taux de déformations (ϵ)	62
Figure VII-12 : Courbe représentant la variation de la dureté du fil tréfilé après un traitement de recristallisation, en fonction des taux de déformations	64
Figure VII-13 : Courbe représentant la variation de la dureté du fil tréfilé en fonction du temps de recristallisation	65
Figure VII-14 : microstructure du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=1,38$ (X 200)	66

SOMMAIRE

INTRODUCTION GÉNÉRALE	1
-----------------------------	---

PARTIE A : ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE I : LES ACIERS

I-1. Histoire de l'acier	2
I-2. Généralités sur le diagramme d'équilibre fer-carbone	2
I-3. Les différentes classes d'aciers	4
I-3-1. Les aciers spéciaux	4
I-3-1-1. Aciers spéciaux non alliés	4
I-4. Influence des éléments d'addition	5
I-4-1. L'influence sur le durcissement du fer	7
I-4-2. Influence des éléments d'addition sur les caractéristiques mécaniques des aciers	8

CHAPITRE II : LE COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MÉTAUX SOUS CONTRAINTES

II-1. Introduction	9
II-2. La déformation élastique	9
II-2-1. Mécanisme de la déformation élastique	10
II-2-2. Coefficient de Poisson	10
II-3. La déformation plastique.....	11
II-3-1. Mécanismes microscopiques de la déformation plastique.....	12
II-3-1-1. Système de glissement	12
II-3-1-2. Dislocations	13
II-3-1-3. Déformation par maclage	14
II-4. Phénomène de durcissement	15
II-4-1. Durcissement par effet de taille de grain	15
II-4-2. Durcissement par écrouissage	16

CHAPITRE III : LES TRAITEMENTS THERMIQUES

III-1. Introduction.....	18
III-2. Les changements structuraux pendant le mécanisme d'adoucissement	19
III-2-1. La restauration	19
III-2-1-1. Restauration dynamique	20
III-2-1-2. La restauration statique	21
III-2-2. La recristallisation	21
III-2-2-1. La recristallisation dynamique	21

III-2-2-2. La recristallisation statique	22
III-2-2-3. Recristallisation méta-dynamique	23
III-2-3. La germination et la croissance	24
III-2-3-1. La germination	24
III-2-3-2. La croissance des germes	25
III-3. Traitement de stabilisation	26
Conclusion	26

CHAPITRE IV : LE TRÉFILAGE

IV-1. Matériau de départ	27
IV-1-1. Aciers	27
IV-1-2. Fil machine	27
IV-1-3. Aptitude à la déformation par tréfilage.....	27
IV-2. Écrouissage	28
IV-2-1. Variations des caractéristiques mécaniques en fonction de l'écrouissage	28
IV-3. Filière	29
IV-4. Force de tréfilage	30
IV-4-1. Conséquences de l'expression de la force de tréfilage	31
IV-5. Les principaux défauts rencontrés en tréfilage	32
IV-5-1. Défauts rencontrés pendant la transformation	32
IV-5-1-1. Défauts en volume	32
IV-5-1-2. Défauts de surface	33
IV-5-1-3. Défauts métallurgiques	33
IV-5-2. Défauts sur produits finis	33
IV-6. Machines à tréfiler	33
IV-6-1. Machine simple	33
IV-6-2. Machines multiples	34

PARTIE B : ÉTUDE EXPÉRIMENTALE

CHAPITRE V : DESCRIPTION DU PROCÉDÉ DE FABRICATION DU FIL TRÉFILÉ EN ACIER DUR

V-1. Matière première	35
V-1-1. Identification de la matière première à l'état de livraison	35
V-1-2. Caractéristiques de la matière première (fil machine)	36
V-1-3. Vérification et contrôle de la conformité du fil machine	36
V-2. Décapage et phosphatation	39
Description du processus de décapage chimique et de phosphatation	
V-3. Tréfilage et Stabilisation	43
V-3-1. Ligne de tréfilage	43

V-3-2. Ligne de stabilisation	46
CHAPITRE VI : TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES	
VI-1. But du travail	48
VI-2. Echantillonnages et manipulations	48
VI-3. Température du fil tréfilé	49
VI-4. Examen métallographique des échantillons	50
VI-4-1. L'enrobage	50
VI-4-2. Polissage	50
VI-4-3. Attaque chimique	51
VI-4-4. Observation microscopique	51
VI.5 Essai de dureté	52
VI.6 Traitement de recristallisation	53
CHAPITRE VII : RÉSULTATS ET DISCUSSIONS	
VII-1. Température du fil tréfilé	54
VII-2. Taux de réduction et de déformation	55
VII-3. Résultats de l'examen métallographique	56
VII-4. Résultats des essais mécaniques (traction et dureté)	58
VII-5. Propriétés du fil tréfilé après traitement de recristallisation	63
CONCLUSION GÉNÉRALE	67
ANNEXES	69
RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	72

Introduction générale

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Dans le cadre de ce projet de fin d'études, nous nous proposons d'étudier un acier au carbone tréfilé à froid par l'entreprise TREFISOUD (société de tréfilage et de fabrication des produits de soudage, El-Eulma).

Le tréfilage consiste en une mise en forme du métal par son passage à travers un orifice calibré, appelé « filière », sous l'action d'une traction continue, dont le but est d'améliorer, par écrouissage, les caractéristiques mécaniques des produits longs. Pendant le tréfilage, le phénomène le plus remarquable est l'allongement des grains.

Notre étude pratique consiste en l'observation micrographique des structures issues du tréfilage, ainsi que la mesure de quelques propriétés mécaniques, et ce, sur des échantillons prélevés sur l'acier tréfilé. Le métal sur lequel portera notre étude est un acier dur de nuance C80D, classé dans la catégorie des aciers spéciaux non alliés.

La caractérisation structurale a pour but la mise en évidence de la structure allongée du fil tréfilé et leur influence sur les propriétés mécaniques.

Pour la caractérisation mécanique nous avons réalisé quelques essais mécaniques tels que : essai de traction et essai de dureté, dans le but d'étudier la variation des propriétés mécaniques en fonction des paramètres de tréfilage (taux de réduction $Z\%$, taux de déformation ϵ , ...etc.).

Le présent rapport est organisé en deux grands chapitres. Dans le premier chapitre, est regroupé l'essentiel d'une recherche bibliographique, non exhaustive, se rapportant au sujet traité. Dans le second chapitre est reportée la démarche de l'étude expérimentale réalisée, les résultats des différentes observations et des différents essais effectués, ainsi que leurs interprétations éventuelles.

Partie A

Étude bibliographique

Chapitre I

Les aciers

LES ACIERS

I-1. Histoire de l'acier

Les Hittites qui sont un peuple asiatique, sont considérés comme étant les inventeurs de l'acier. En effet, ce fut le premier peuple antique à utiliser le fer en remplacement du cuivre ou du bronze pour fabriquer des armes. Dans l'ère industrielle, on considère souvent *Réaumur* comme le fondateur de la sidérurgie scientifique moderne. En effet, il réalisa de très nombreuses expériences afin d'améliorer la fabrication de l'acier et publia les résultats de ses observations en 1712.

L'acier est apparu, avec l'évolution de la métallurgie, vers 1786. Cette année-là, trois savants français, *Berthollet*, *Gaspard Monge* et *Vandermonde*, caractérisèrent trois types de produits obtenus à partir de la coulée des hauts-fourneaux : le fer, la fonte et l'acier. L'acier était alors obtenu à partir du fer, lui-même produit par affinage de la fonte issue du haut-fourneau. L'acier était plus dur que le fer et moins fragile que la fonte.

Au XIX^e siècle sont apparues des méthodes de fabrication avec conversion directe de la fonte, avec *les convertisseurs Bessemer* (relatif à Henry Bessemer) en 1856. *le procédé Thomas-Gilchrist* de déphosphoration de la fonte (relatif à Sidney Gilchrist Thomas et Percy Carlyle Gilchrist) en 1877 ainsi que *la méthode Siemens-Martin* furent des méthodes révolutionnaires d'élaboration des aciers. Ces découvertes, permettant la fabrication en masse d'un acier de « qualité » (pour l'époque), participent à la révolution industrielle. Enfin, vers la seconde moitié du XIX^e siècle, *Dmitry Chernov* découvre les transformations polymorphes de l'acier et établit **le diagramme binaire fer-carbone**, faisant passer la métallurgie de l'état d'artisanat à celui de science [1].

I-2. Généralités sur le diagramme d'équilibre fer-carbone

Le diagramme fer-carbone définit, à l'équilibre, les domaines de stabilité de ces différentes phases comme : le fer liquide, le fer α , le fer γ , Fe_3C et, éventuellement le graphite [2]. Il faut tout d'abord remarquer que l'on décrit usuellement les équilibres métastables entre le fer et la cémentite, l'équilibre stable étant entre le fer et le graphite. Toutefois, cette phase étant difficile à obtenir dans les aciers du fait d'une teneur limitée en carbone (inférieure à 2,06% en poids), la pratique retient le diagramme métastable [3] dont la figure I.1 ci-dessous montre les différentes phases en présence.

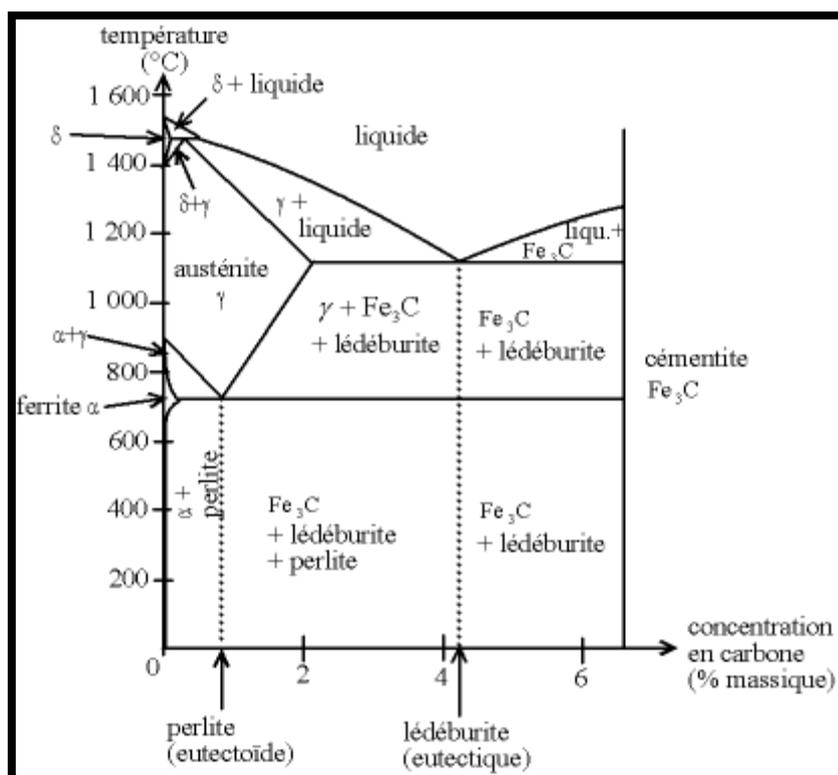


Figure I-1 : Diagramme d'équilibre fer-carbone métastable [1].

Le fer est un métal dont la structure, à l'état pur, est cubique centrée (**fer α**) au-dessous de 912°C, et cubique à faces centrées (**fer γ**) entre 912°C et 1394°C, température à laquelle le fer reprend la structure cubique centrée sous la forme dite **fer δ** (identique au fer α), état cristallin qu'il conserve jusqu'à sa fusion à 1538°C [2].

Le carbone est un élément fortement gammagène favorisant ainsi le domaine d'existence de la phase austénitique γ de structure cubique à faces centrées. La solubilité du carbone est beaucoup plus importante dans le fer γ que dans le fer α . Elle est maximale pour la température correspondant à la transformation eutectique [3] :



À l'opposé, les domaines ferritiques, α et δ , sont fortement réduits, le domaine δ disparaissant complètement pour des teneurs en carbone supérieures à 0,5 % en poids et la solidification se faisant alors directement dans la phase γ [3].

De plus, le carbone abaisse la température de transformation **$\text{Fe(C)}\alpha \rightarrow \text{Fe(C)}\gamma$** jusqu'à 727 °C (contre 912 °C pour le fer pur), et augmente celle de la transformation **$\text{Fe(C)}\gamma \rightarrow \text{Fe(C)}\delta$** jusqu'à 1495 °C (contre 1394 °C pour le fer pur) [3].

La forte différence de solubilité du carbone entre le fer γ et le fer α conduit à un rejet du carbone à l'interface α/γ lors de la transformation de phase au refroidissement pouvant donner lieu à la formation de carbures de fer. Dans le binaire fer-carbone, la température eutectoïde est de 727 °C et la composition eutectoïde est de 0,77 % en poids de carbone. L'eutectoïde est généralement sous la forme d'une structure lamellaire de ferrite et de

cémentite, appelée perlite. Pour des teneurs en carbone inférieur à 0,77 % en poids, l'acier est dit hypoeutectoïde et est constitué à l'équilibre de ferrite et de perlite. Pour des teneurs comprise entre 0,77 et 2,06 % en poids, l'acier est hypereutectoïde et formé de cémentite et de perlite. Lors de refroidissements rapide, d'autres constituants métastables peuvent se former comme la martensite et la bainite [3].

I-3. Les différentes classes d'aciers

Il est habituel de classer les aciers en plusieurs groupes correspondant à différentes particularités de composition ou d'emploi. C'est ainsi que la norme NF EN 10020 distingue selon des classes de qualité définies dans le tableau I-1.

Aciers	non alliés	Alliés
de qualité	Aciers de qualité non alliés	Aciers de qualité alliés
Spéciaux	Aciers spéciaux non alliés	Aciers spéciaux alliés
Inoxydables		Aciers inoxydables

Tableau I-1 : Les différentes classes d'aciers [2].

I-3-1. Les aciers spéciaux

On désigne par aciers spéciaux des aciers dont l'élaboration a été conduite en vue d'obtenir des caractéristiques particulières pour un emploi défini. Leurs propriétés sont telles qu'elles ne peuvent être réalisées que grâce aux dispositions suivantes [4] :

- Une composition chimique très précise comportant souvent la présence de teneurs déterminées d'éléments d'alliage et une stricte limitation des éléments chimiques indésirables;
- Des soins particuliers dans l'élaboration et la transformation ;
- Un contrôle rigoureux dans la fabrication.

Ils sont généralement destinés à un traitement thermique et se caractérisent par une réponse régulière à ce traitement [2]. On peut les diviser en deux catégories : *Aciers spéciaux alliés* et *Aciers spéciaux non alliés*.

I-3-1-1. Aciers spéciaux non alliés

Les aciers qui font partie de cette catégorie sont [2] :

- Les aciers avec garantie de résilience à l'état trempé et revenu ;
- Les aciers avec garantie de réponse aux traitements thermiques ;
- Les aciers à teneur faible en inclusions ;
- Les aciers à teneur en S et P ne dépassant pas 0,02 % à l'analyse sur coulée et 0,025 % à l'analyse sur produit ;
- Les aciers dont la résilience KV en long à - 50 °C est supérieure à 27 J sur éprouvettes prélevées en long et 16 J sur éprouvettes prélevées en travers ;

- Les aciers pour réacteurs nucléaires ;
- Les aciers ferrito-perlitiques micro-alliés au V et/ou Nb, dont la teneur en carbone est inférieure ou égale à 0,25 % ;
- Les aciers pour armature de précontrainte du béton.

Les aciers pour armature du béton

Les armatures incorporées aux bétons sont passives ou actives [2]. 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 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 la rupture varient de 25 à 8 %.

Les armatures actives (béton précontraint) doivent répondre à des exigences particulières (notamment la 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-4. Influence des éléments d'addition

Les éléments d'addition introduits dans les alliages fer-carbone modifient à la fois les conditions d'équilibre et les états d'équilibre [2] :

- Ils peuvent modifier les conditions de formation de l'agrégat eutectoïde en modifiant la température à laquelle il apparaît (voir figure I-2) et l'on distingue alors :
 - les éléments gammagènes (nickel, manganèse, cuivre, etc.) qui abaissent cette température parce qu'ils augmentent la stabilité du fer γ et de ce fait abaissent les limites du domaine d'existence de l'austénite (un exemple est donné dans la figure I-3 pour des additions de manganèse),
 - les éléments alphagènes qui relèvent cette température parce qu'ils augmentent la stabilité du fer α et de ce fait élèvent les limites du domaine d'existence de la ferrite; ce sont les plus nombreux des éléments d'alliage tels que le chrome, le silicium, le molybdène, le vanadium, le tungstène, et le titane (un exemple est donné dans la figure I-4 pour différents ajouts de chrome) ;
- ils peuvent modifier la composition de la phase eutectoïde en intervenant dans la formation des carbures :
 - Soit en se substituant à une partie du fer contenu dans la cémentite pour former une cémentite substituée M_3C généralement plus fine ; c'est le cas du manganèse et partiellement celui du chrome et du molybdène,
 - soit en formant leur propre carbure dans lequel les atomes de fer peuvent partiellement se substituer parfois à eux ; ainsi font le chrome, le molybdène, le tungstène, le vanadium, le titane, et le niobium (les trois derniers ne donnant que leur propre carbure).

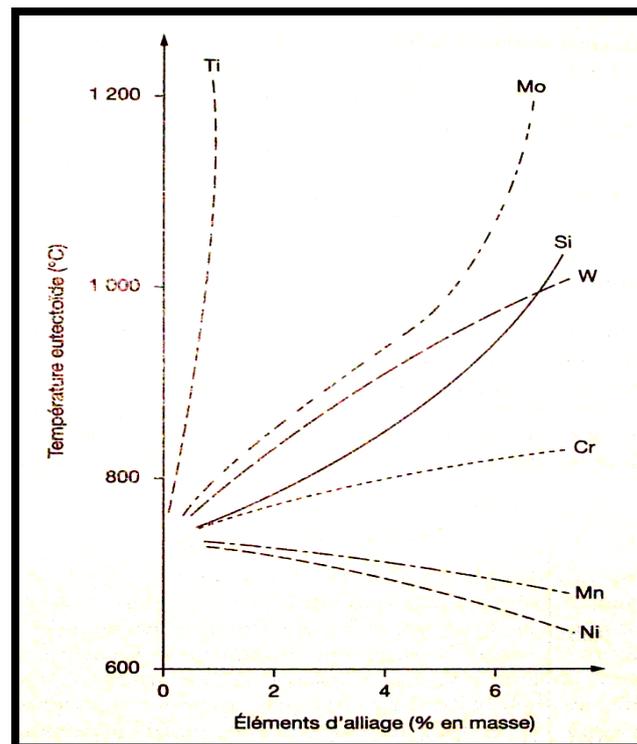


Figure I-2 : Influence des éléments d'alliage sur la température de l'eutectoïde dans chaque système fer-carbone-élément d'alliage [3].

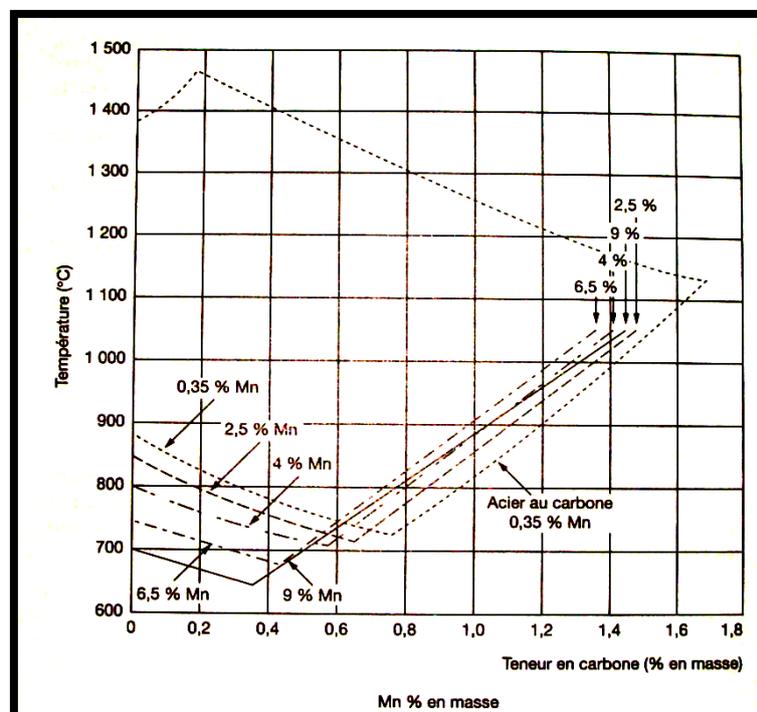


Figure I-3 : Influence du manganèse sur l'étendue du domaine de stabilité de la phase gamma dans le système fer-carbone-manganèse [3].

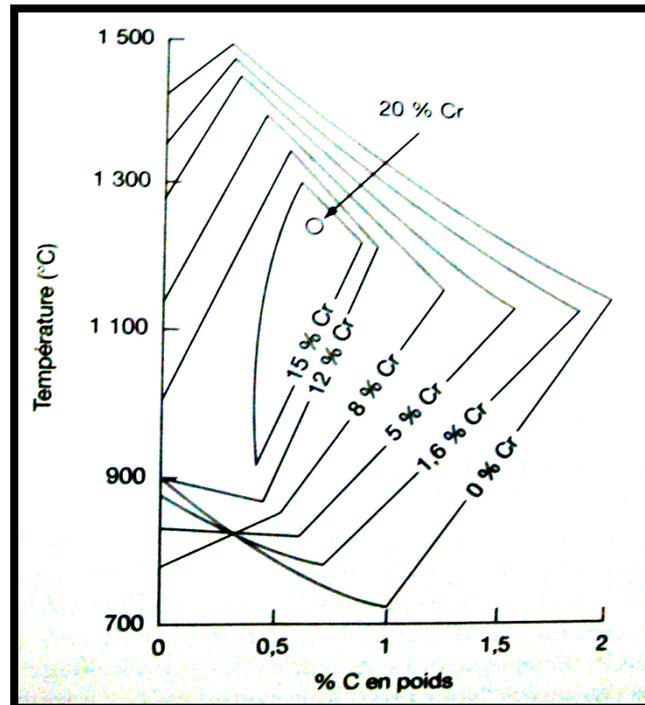


Figure I-4 : Diminution du domaine γ en fonction de la teneur en chrome [3].

I-4-1. L'influence sur le durcissement du fer

La figure I-5 traduit la quantification de l'influence des éléments d'addition sur le durcissement du fer tel que proposée par LACY et GENSAMER [2].

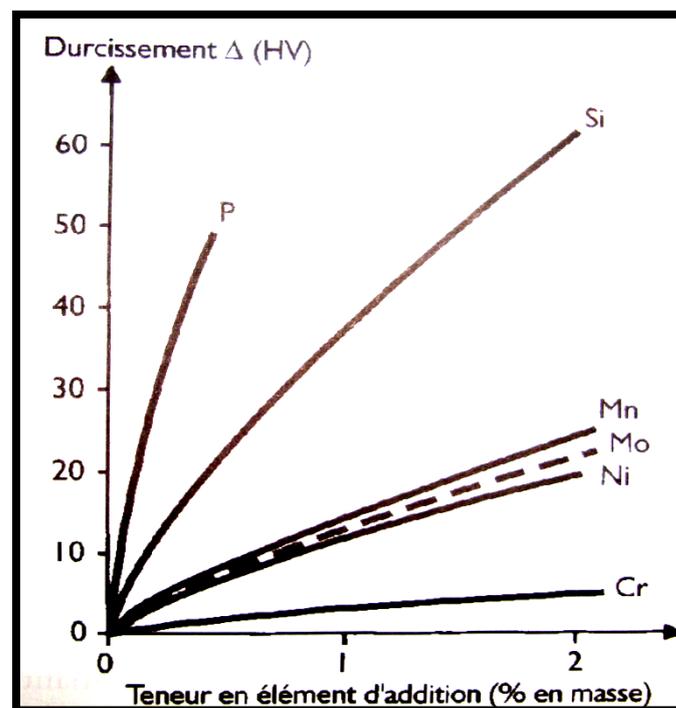


Figure I-5 : Durcissement du fer par effet de solution solide [2].

Chapitre II

Le comportement mécanique des métaux sous contraintes

LE COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MÉTAUX SOUS CONTRAINTES

II-1. Introduction

Lorsque l'on soumet un échantillon métallique à l'action d'une force, celui-ci peut rompre si la contrainte induite est suffisante, mais si cette contrainte n'est pas trop grande on constate que l'échantillon ne fait que se déformer soit élastiquement ou plastiquement selon le niveau de contrainte appliquée. Si l'on supprime l'effort, cette déformation peut donc évoluer de deux façons différentes :

- Elle disparaît et l'éprouvette reprend sa forme initiale; la déformation est donc réversible ; elle est dite « élastique » ;
- Elle ne disparaît pas totalement; il subsiste une déformation permanente qui modifie la géométrie initiale de l'éprouvette. Cette partie de la déformation qui n'est pas réversible est dite « plastique ».

L'expérience montre, qu'il existe un niveau d'effort en deçà duquel la déformation reste élastique et au-delà duquel apparaît une déformation plastique. Ce niveau d'effort qui produit une contrainte est ainsi défini comme la « limite d'élasticité ». Au-delà de cette limite, quand l'effort augmente, la déformation plastique croît et s'achève au moment de la rupture [2].

II-2. La déformation élastique

On appelle déformation élastique, une déformation dont l'action sur la forme, la structure et les propriétés d'un corps cesse complètement lorsque la charge appliquée est supprimée [6]. Cette déformation est proportionnelle à la charge appliquée et est représentée par une ligne droite décrite par la loi de Hooke d'équation [2] :

$$\sigma = E \varepsilon \quad (\text{II.1})$$

Où :

- σ : est la contrainte réelle instantanée.
- E : est le module de Young ou le module d'élasticité.
- ε : est la déformation relative due à l'allongement de l'éprouvette.

Expérimentalement, on constate que la valeur du module d'élasticité atteint les valeurs suivantes (d'après Smithells) :

Les métaux	Module d'élasticité (N/mm ²)
pour l'aluminium	70700
Pour le cuivre	129800
pour le fer	211400
pour le magnésium	44700
pour le nickel	219200
pour le titane	120200

Tableau II-1 : Le module d'élasticité (d'après Smithells) [2].

II-2-1. Mécanisme de la déformation élastique

Le comportement élastique (réversible), correspond à de petits déplacements (réversibles) des atomes autour de leur position d'équilibre. Sous l'action d'une force de traction extérieure, les atomes s'écartent dans la direction de cette dernière ; Il apparaît de ce fait une réaction qui tend à les rapprocher et qui équilibre l'effort extérieur par le jeu des forces de liaison inter atomiques.

En compression, le comportement élastique d'un métal est semblable à celui décrit en traction. Il n'y a pas de discontinuité ni de variation brusque lorsque l'on passe de la traction à la compression. Dans le sens de l'effort appliqué, les atomes se rapprochent et développent donc des réactions de répulsion qui équilibrent l'effort appliqué, tandis que, dans le plan perpendiculaire à ce dernier, les atomes tendent à s'écarter, provoquant un gonflement [2].

II-2-2. Coefficient de Poisson

Suivant la direction d'application de l'effort extérieur, le module d'élasticité E n'aura pas la même valeur, on dit qu'il y a anisotropie dans la structure. Par exemple dans le Fer à structure cubique centré on a les valeurs suivantes :

- dans la direction dense [111] :

$$E = 280\,000 \text{ N/mm}^2$$

- dans la direction [100] :

$$E = 132\,000 \text{ N/mm}^2$$

Cette anisotropie n'apparaît pas sensiblement dans un solide poly-cristallin par suite du désordre aléatoire de l'orientation des grains. On mesure alors pratiquement une valeur moyenne.

Mais l'expérience montre, aussi qu'un allongement dans le sens de l'effort appliqué s'accompagne d'une contraction transversale (déformation radiale). Celle-ci est caractérisée aussi par une déformation linéaire relative $\Delta a/a_0$ (a_0 étant une dimension transversale ou radiale) et apparaît comme étant proportionnelle à l'allongement relatif $\Delta l/l_0$. On définit alors,

un coefficient de proportionnalité entre les deux déformations, que l'on appelle le coefficient de Poisson (ν) [2] :

$$\nu = (\Delta a/a_0)/(\Delta l/l_0) \quad (\text{II.2})$$

Expérimentalement, on trouve pour ce coefficient les valeurs suivantes (d'après Smithells) :

pour l'aluminium	0.34
Pour le cuivre	0.34
pour le fer	0.27 à 0.29
pour le magnésium	0.29
pour le nickel	0.30 à 0.31
pour le titane	0.36

Tableau II-2 : valeurs du coefficient de Poisson d'après Smithells [2].

II-3. La déformation plastique

Toute application d'un effort dépassant la limite d'élasticité, engendre une déformation irréversible dite « déformation plastique ». Les atomes ne se déplacent plus autour de leur position d'équilibre, ils changent de positions [2]. La figure ci-dessous montre le mécanisme.

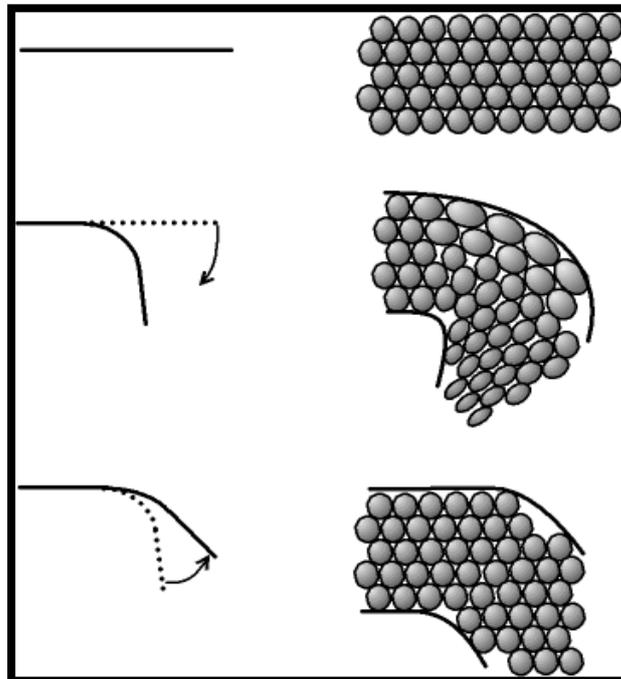


Figure II-1 : Réarrangement des atomes lors de la déformation plastique par flexion ; les images de gauche montrent la forme extérieure de la pièce, les images de droite sont un gros plan sur les atomes ; les images du haut montrent la pièce initiale, les images du milieu la pièce au plus fort de la sollicitation, et les images du bas la pièce après arrêt de la sollicitation [7].

La déformation plastique permet la mise en forme de pièces par des techniques comme le forgeage, le tréfilage, le laminage...etc. Elle permet aussi, d'absorber l'énergie d'un choc et augmente la capacité de résistance à la rupture grâce à l'écrouissage produit par la déformation plastique [2].

II-3-1. Mécanismes microscopiques de la déformation plastique

La déformation plastique s'effectue essentiellement par glissement et plus rarement (basse température, forte vitesse) par maillage [8].

II-3-1-1. Système de glissement

Le glissement des blocs cristallins (figure II-2), s'effectue sur les plans cristallins denses, où le nombre d'atomes par unité de surface est le plus élevé. D'autre part, la direction du glissement sur ces plans correspond à une direction dense, où la distance interatomique est la plus courte. La combinaison d'un plan de glissement et d'une direction de glissement, dans ce plan, constitue ce que l'on appelle un *système de glissement* [9].

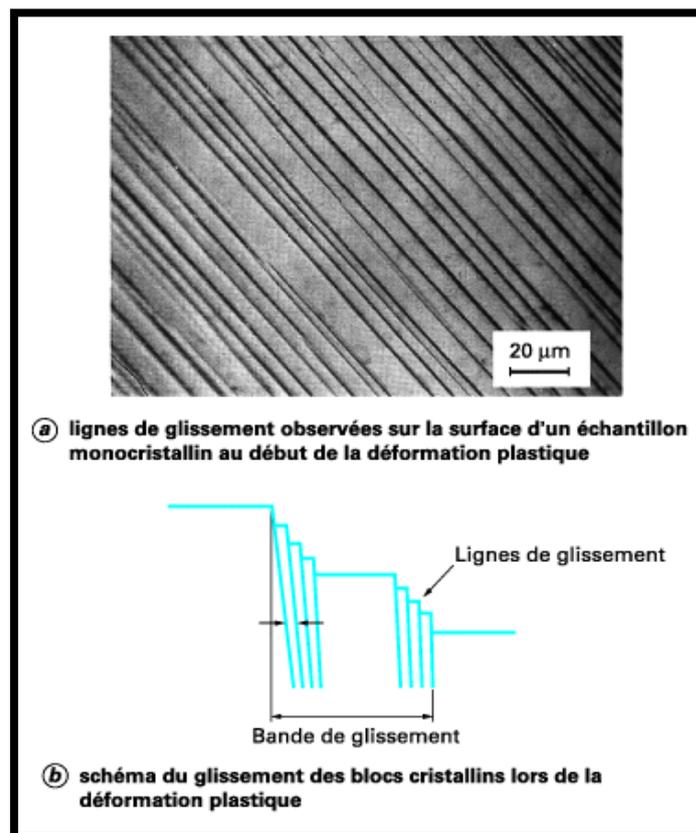


Figure II-2 : lignes et bandes de glissement [9].

Le tableau II-3, indique les systèmes de glissement les plus souvent observés dans l'austénite et dans la ferrite lors de la déformation plastique.

Structure cristalline	Système de glissement	
	Plans de glissement	Direction de glissement
Austénite (cfc)	{111}	$\langle 110 \rangle$
Ferrite (cc)	{110}, {112}, {123}	$\langle 111 \rangle$

Tableau II-3 : Les systèmes de glissement dans les structures cristallines CFC et CC [8].

II-3-1-2. Dislocations

À l'échelle du réseau cristallin, le glissement de plans atomiques se fait grâce au déplacement de défauts linéaires appelés dislocations. La figure ci-dessous montre une représentation schématisée d'une dislocation.

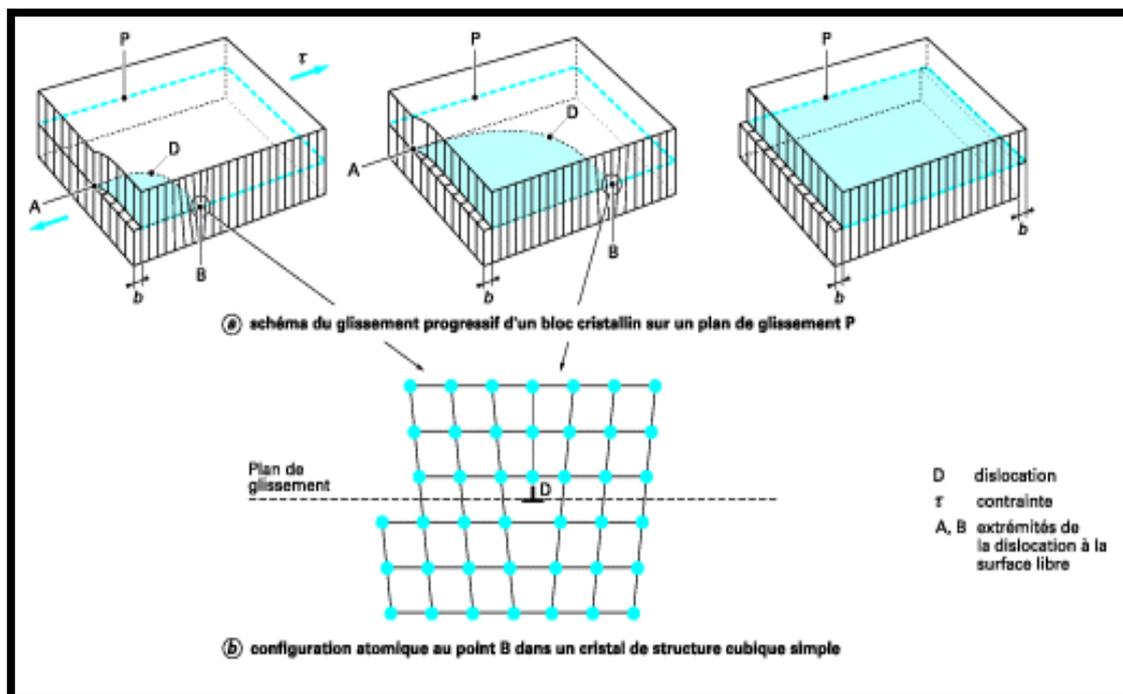


Figure II-3 : Déplacement élémentaire d'un bloc cristallin sur un plan de glissement [9].

La configuration atomique dans le volume du métal, qui entoure la ligne de dislocation, est caractérisée par une grandeur vectorielle b appelé, **vecteur de Burgers**, qui est défini en relation avec la direction d'un vecteur l tangent à la ligne. Le vecteur b , est égal à la somme des déplacements atomiques associés à la création de dislocations et mesurés sur une courbe fermée, tracée autour de la ligne de dislocation. Cette grandeur est la même quelle que soit la courbe.

Pendant le glissement, la ligne de dislocation prend le plus souvent la forme d'une courbe qui se déplace dans une direction perpendiculaire à la tangente locale de la ligne (figure II-4-a). Le vecteur de Burgers d'une dislocation, étant invariant sur toute la longueur de la ligne.

Cependant, la configuration atomique locale, varie le long de la ligne en fonction de l'orientation de l par rapport à b . Deux cas particuliers se présentent (figure II-4-b) : l est perpendiculaire à b (dislocation à caractère coin), l est parallèle à b (dislocation à caractère vis). Dans les autres cas, on dit que la dislocation est à caractère mixte avec une composante coin b_c et une composante vis b_v telles que [9] :

$$\mathbf{b} = \mathbf{b}_c + \mathbf{b}_v$$

(II.3)

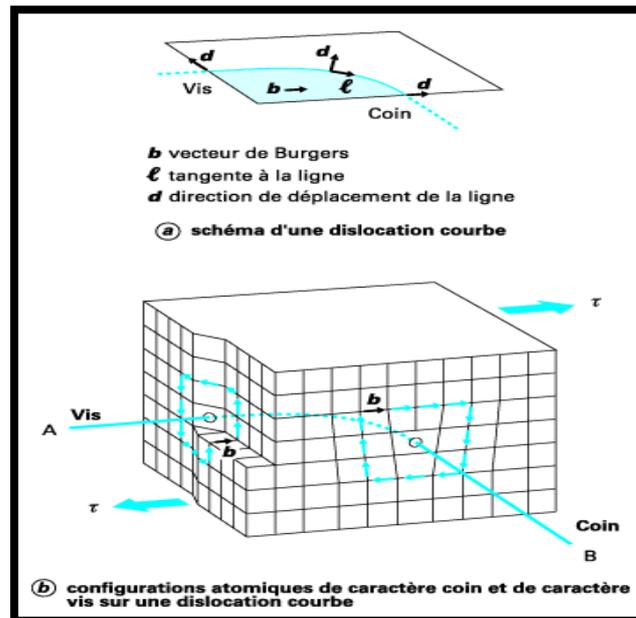


Figure II-4 : Grandeurs cristallines associées à une dislocation courbe [9].

La distorsion du réseau cristallin dans le volume qui entoure la ligne de dislocation crée un champ de contraintes élastiques locales, qui augmente l'énergie interne du cristal. Le calcul montre, que l'énergie interne E_d associée à une dislocation rectiligne dans un milieu isotrope est voisine de [9] :

$$E_d = Gb^2 (L/2)$$

(II.4)

avec :

- G : module de cisaillement élastique.
- L : longueur de la ligne de dislocation.
- b : vecteur de Burgers.

II-3-1-3. Déformation par maillage

Le maillage correspond à un cisaillement homogène : le premier plan est déplacé de b' le second de $2b'$, etc., où b' est généralement nettement inférieur à b comme montré par la figure II-5 [8].

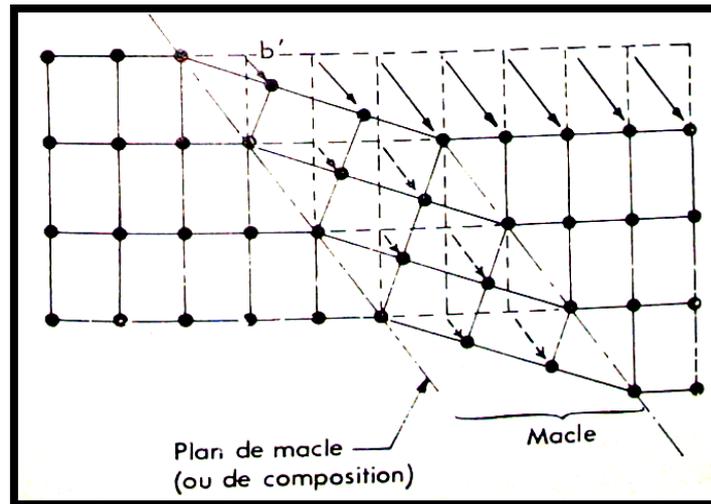


Figure II-5 : déformation par maclage – Schéma bidimensionnel [8].

II-4. Phénomène de durcissement

On sait que les principaux mécanismes de la déformation plastique ont pour origine le déplacement, sous contrainte, des dislocations. Pour durcir un métal, autrement dit augmenter sa limite d'élasticité, il faut donc trouver les moyens de gêner le déplacement des dislocations sans l'entraver totalement afin d'éviter une fragilité inacceptable. Pour ce faire, on produit dans le réseau cristallin des obstacles de différentes sortes (lacunes, atomes interstitiels, joints de grains, précipités...etc.) qui freinent le déplacement des dislocations [9].

II-4-1. Durcissement par effet de taille de grain

On constate expérimentalement que la valeur de la limite d'élasticité macroscopique augmente de façon systématique lorsque la taille du grain diminue. Cette variation de la limite d'élasticité en fonction du diamètre moyen des grains obéit le plus souvent à la relation proposée par Hall et Petch [9] :

$$\sigma_e = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (\text{II.5})$$

avec :

- d : diamètre moyen des grains.
- σ_0 et K : constantes qui varient d'un métal à un autre.

La figure II-6 montre les résultats des mesures effectuées sur les aciers doux de structures ferritiques.

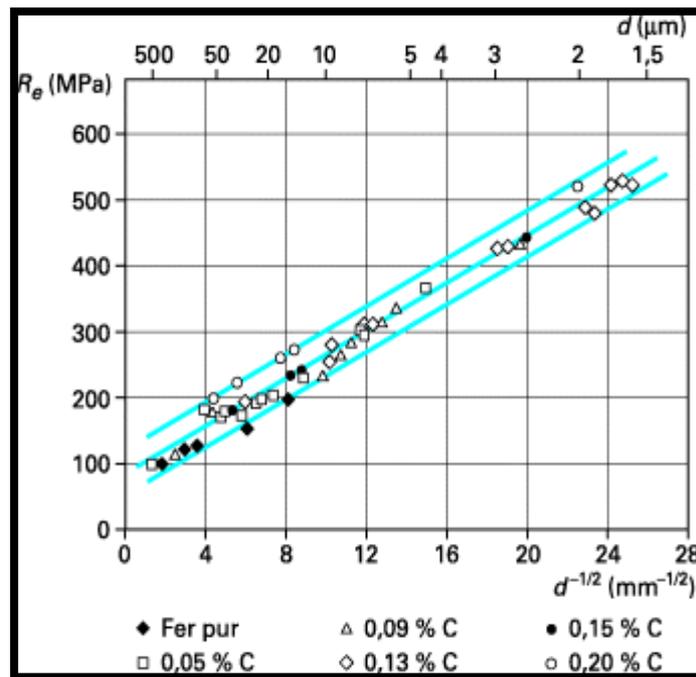


Figure II-6 : Effet de la taille de grain sur la limite d'élasticité nominale en traction dans les aciers au carbone à structures ferritiques (structure cristalline cubique centrée) [9].

II-4-2. Durcissement par écrouissage

Lorsqu'un métal est déformé plastiquement, on observe généralement un durcissement. Plus la déformation plastique est grande, plus le métal s'oppose à cette déformation, il est alors dit écroui.

L'écrouissage des matériaux cristallins s'explique par l'immobilisation progressive des dislocations et va jusqu'à leur blocage complet. En effet, pour qu'il y ait déformation plastique, il faut un mouvement de dislocations. Au début de la déformation plastique les dislocations sont assez mobiles et glissent sur de longues distances. Elles ont néanmoins des problèmes à franchir les joints de grains et les précipités et s'empilent devant ces obstacles. Avec la progression de la déformation plastique, le nombre de dislocations s'immobilisant devant ces obstacles augmente et en conséquence la contrainte nécessaire à la continuation de la déformation augmente aussi.

Lors de cette première phase de l'écrouissage, la contrainte augmente très vite avec le taux de déformation plastique. Vers la fin de cette étape, la contrainte atteint un niveau qui permet d'activer des systèmes de glissement secondaires. Les dislocations qui se trouvent (et qui glissent) sur des plans cristallographiques sur lesquels la contrainte critique est plus élevée que sur les plans primaires, commencent alors à se déplacer par rapport aux dislocations déjà immobilisées. Les dislocations secondaires ont encore moins de chance de s'échapper. Elles ne s'empilent pas seulement devant les mêmes obstacles mais aussi devant les empilements des dislocations primaires. En effet, les dislocations entre deux systèmes de glissement réagissent pour former des barrières insurmontables. Les dislocations qui suivent y restent accrochées.

A ce stade, les dislocations commencent à s'arranger en une structure cellulaire. Les dislocations se concentrent au bord de ces cellules et vont former les parois. L'intérieur des cellules, par contre, s'appauvrit en dislocations mais reste le seul endroit où les dislocations disposent encore d'une certaine mobilité. Lors de cette deuxième étape de l'écroutissage, la contrainte d'écoulement plastique augmente comme lors de la première phase, mais souvent moins vite. Enfin, dans la phase finale la contrainte atteint un niveau qui permet de déplacer les dislocations vis ou une partie de celles-ci dans un plan de glissement autre que le plan sur lequel la dislocation vient de s'immobiliser. Le niveau élevé de la contrainte permet maintenant aussi de contourner les obstacles et donc de continuer la déformation plastique. La déviation d'une partie de la dislocation, c.à.d. le mouvement sur un plan de glissement incliné par rapport au plan de glissement principal, provoque des croisements entre les dislocations de différents plans de glissement. La réticulation des dislocations à travers les plans de glissement qui en résulte, renforce la microstructure cellulaire. Vers la fin de ce stade, l'ancrage des dislocations se perfectionne de plus en plus et le métal se fragilise.

Lorsqu'un matériau a été écroui par déformation plastique, sa microstructure est perturbée et certaines de ces propriétés physiques sont altérées. Le matériau n'est plus dans son état d'équilibre. La création des dislocations et des défauts ponctuels lors de l'écroutissage consomme de l'énergie, qui reste en grande partie emmagasinée dans le métal écroui. Il s'agit surtout de l'énergie élastique que l'on retrouve dans les champs de contraintes résiduelles et dans les contraintes propres des dislocations [10].

- Courbe d'écroutissage

Deux types d'équations sont couramment utilisés pour représenter la relation $\sigma=f(\epsilon)$ dans les aciers :

$$\sigma = K \epsilon^n \quad (\text{II.6})$$

$$\sigma = \sigma_0 + C \epsilon^n \quad (\text{II.7})$$

Si la première de ces relations est vérifiée (loi de Hollomon), le coefficient d'écroutissage (n) permet de distinguer un régime de consolidation linéaire (n = 1) et des régimes de consolidation paraboliques (n < 1). Les métaux présentent toujours plusieurs stades successifs de consolidation, caractérisés par des valeurs différentes des coefficients figurant dans les équations (II.6) et (II.) où K et C sont des constantes [11].

Chapitre III

Les traitements thermiques

LES TRAITEMENTS THERMIQUES

III-1. Introduction

Les opérations de traitement thermique sont destinées à modifier les caractéristiques des matériaux métalliques. Le tableau III-1 ci-dessous montre les principaux d'entre eux.

Ces traitements agissent principalement sur :

- la dureté ;
- la résistance à la rupture ;
- la résilience ou la ductilité.

Les traitements thermiques se répartissent en deux grandes catégories [13] :

- les traitements de durcissement ;
- les traitements d'adoucissement.

Application	Traitement	Procédé mis en œuvre
Adoucissement et restauration de propriétés avant mise en forme (usinage, déformation)	Recuits	- Four à air, four à sole - Four sous atmosphère (cloche, puits, à chambre, à tapis) - Four sous vide
Durcissement dans la masse des pièces mécaniques	Trempe et revenu	- Four à air, trempe eau ou huile - Four à bains de sels, trempe eau, huile, sels - Four sous atmosphère, trempe huile - Four sous vide, trempe huile, gaz sur pressé
Durcissement dans la masse des outillages	Trempe et revenus	- Four sous vide - Four à bains de sels - Four sous atmosphère
Durcissement superficiel	Trempe superficielle : e = 0,5 à 15 mm	- Haute fréquence : 100-500 kHz - Moyenne fréquence : 8-20 kHz - Basse fréquence : 2-4 kHz - Flamme oxy-gaz
	- Cémentation : e = 0,5 à 4 mm - Carbonituration : e = 0,05 à 0,6 mm	- Four sous atmosphère (batch, tapis, puits) (cémentation gazeuse) - Four à bains de sels (cyanuration) - Four à purge sous vide (cémentation basse pression) - Four à plasma (cémentation ionique)
	- Nitruration : e = 0,1 à 1,5 mm - Nitrocarburation : e = 0,1 à 0,5 mm - Sulfonitrocarburation : e = 0,1 à 0,3 mm	- Four sous atmosphère : nitruration gazeuse - Four à bains de sels : Sursulf, Tenifer - Four à plasma : nitruration ionique
- Détensionnement - Libération des contraintes	Traitement de stabilisation	- Four à air - Four sous atmosphère

Tableau III-1 : Domaines d'application, et types de traitements et de mise en œuvre [13].

La figure III-1 donne les intervalles de température pour les différents traitements thermiques des aciers.

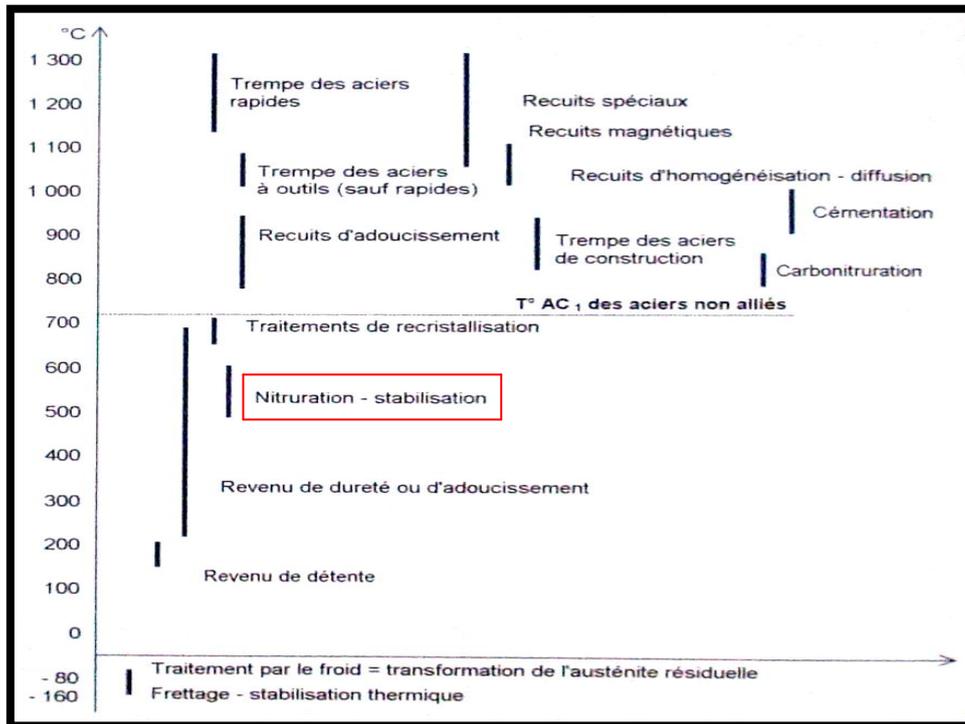


Figure III-1 : Les traitements thermiques des aciers et l'échelle des températures [13].

III-2. Les changements structuraux pendant le mécanisme d'adoucissement

Lorsqu'un matériau a été écroui par déformation plastique, sa microstructure est perturbée, et certaines de ses propriétés physiques et mécaniques sont altérées. Le matériau n'est plus dans son état d'équilibre. La création des dislocations et des défauts ponctuels lors de l'écrouissage consomme de l'énergie, qui reste en grande partie emmagasinée dans le métal écroui. Il s'agit surtout de l'énergie élastique que l'on retrouve dans les champs des contraintes résiduelles et dans les contraintes propres des dislocations. Elle est la force motrice pour les phénomènes qui se déroulent lors de la restauration et de la recristallisation. Dans la plupart des métaux cette énergie n'a aucun moyen de se manifester à température ambiante, parce que la mobilité des atomes est trop faible ; Il suffit alors d'augmenter la température pour que l'énergie emmagasinée remplisse son rôle de la force motrice pour la restauration et la recristallisation [14].

III-2-1. La restauration

On entend par restauration, l'ensemble des phénomènes (surtout annihilation des défauts cristallins), qui contribuent à remettre la microstructure en équilibre, sans germination de nouveaux grains (les joints de grain restent inchangés).

La microstructure du matériau déformé à froid présente une forte densité de dislocations préférentiellement localisées dans les joints de grains [14].

III-2-1-1. Restauration dynamique

Au cours d'une déformation à haute température (supérieure à 0.5 fois celle de la température de fusion), plusieurs des mécanismes physiques se produisent simultanément. Ainsi, l'écroutissage est limité par la restauration dynamique, c'est-à-dire le réarrangement en continu des dislocations aux cours de la déformation. Ce phénomène est d'autant plus efficace que l'énergie de faute d'empilement est forte (supérieur à quelque 0.1 J/m^2). Ce mécanisme induit un adoucissement venant limiter l'écroutissage et conduit à un état stationnaire à contrainte constante pour de grandes déformations. Cette stabilité résulte d'un équilibre dynamique entre la vitesse de génération et d'annihilation des dislocations. Avec l'augmentation de la température, la densité des dislocations à l'intérieur des cellules décroît et les parois cellulaires s'affinent. Chaque grain présente donc une sous-structure constituée de cellules ou de sous grains désorientés de quelques degrés par rapport à l'orientation initiale du grain. La restauration est d'autant plus rapide, et se fait à température d'autant plus basse que l'énergie stockée est élevée. Cette énergie augmente avec la déformation et dépend de l'orientation du grain considéré [14].

Lorsque les dislocations sont effectivement très mobiles, on voit se former, à l'intérieur des grains initiaux, des sous grains, c'est à dire des cellules contenant peu de dislocations et désorientées les unes par rapport aux autres de quelques degrés (Figure III-2). Pendant la suite de la déformation, les sous grains se détruisent et se réforment continuellement lors d'une étape appelée repolygonisation, avant d'atteindre un état quasi stationnaire qui repose sur un équilibre entre la création de dislocations, et l'arrangement et l'annihilation de dislocations [15].

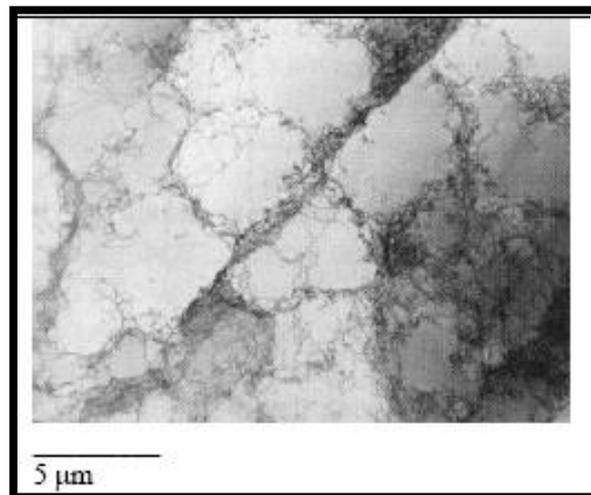


Figure III-2 : Structure de cellules de dislocations dans un alliage d'aluminium [15].

Un échauffement jusqu'aux températures relativement peu élevées, déclenche le processus de restauration, terme qui traduit la suppression des micro-contraintes, et en partie, des distorsions des réseaux cristallins sous l'effet de la diminution de la densité des imperfections structurales. Pourtant, dans ces conditions, on n'observe pas encore, par rapport à l'état déformé, des modifications de structure décelables au microscope optique [14].

III-2-1-2. La restauration statique

Pendant la déformation à chaud, si le taux de déformation est inférieur à la déformation critique, pour initier la recristallisation statique, le principal mécanisme d'adoucissement serait alors la restauration statique. La vitesse de la restauration statique augmente avec la température et le degré de déformation. La vitesse de déformation est petite et elle diminue avec l'augmentation des éléments d'additions du matériau. La diminution de la vitesse de recristallisation statique, après la déformation, peut être expliquée par une diminution de la force motrice d'adoucissement induite par la restauration statique qui se produit durant la période d'incubation, qui précède la recristallisation statique [14].

III-2-2. La recristallisation

III-2-2-1. La recristallisation dynamique

Dans les matériaux à faible énergie de faute d'empilement, la restauration dynamique est moins efficace, et il existe une valeur critique de la déformation au-delà de laquelle de nouveaux grains peuvent apparaître par recristallisation. Cette recristallisation est dite *dynamique*, car se produisant au cours de la déformation. La présence de ces grains recristallisés, contenant une très faible densité de dislocation, induit un adoucissement très efficace de la structure. Les courbes de comportement (figure III-3) sont alors caractérisées par l'existence d'un pic de contrainte, voire plusieurs, suivant les conditions de température et de vitesse de déformation [16].

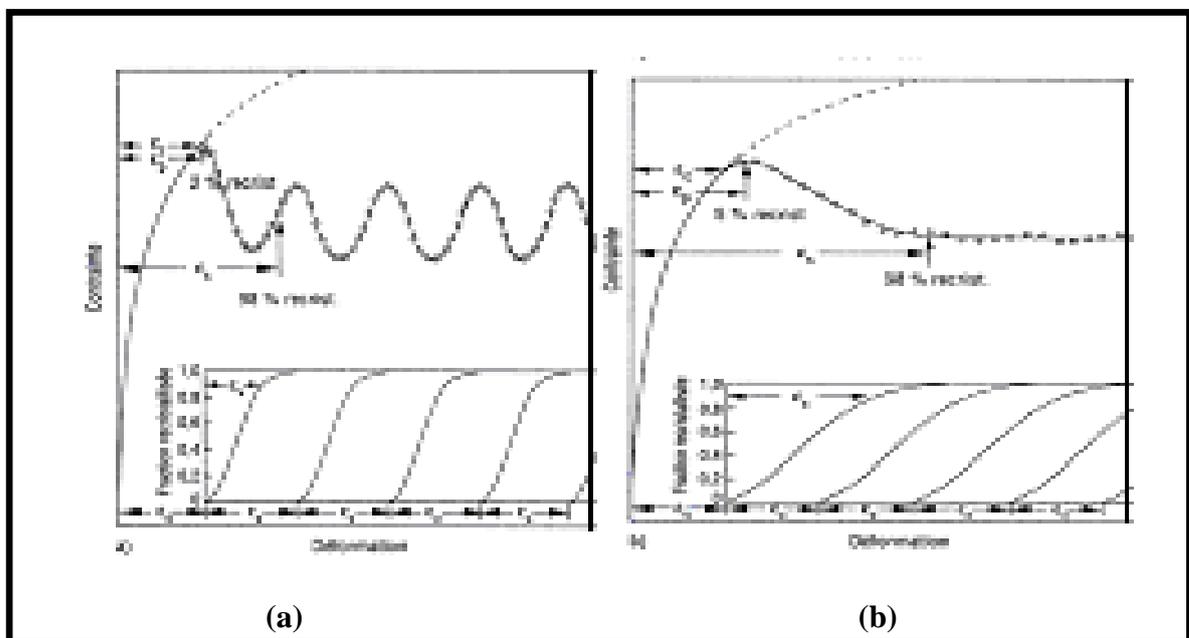


Figure III-3 : Exemples schématiques de courbes contrainte-déformation au cours de la recristallisation dynamique [16].

- (a) Oscillation lorsque la cinétique de recristallisation dynamique est faible
- (b) Les cycles de recristallisation se superposent à grande vitesse de déformation

Dans des conditions thermodynamiques proches des situations industrielles de mise en forme, à savoir une vitesse de déformation supérieure à 0.1 s^{-2} et une température entre 850 et 1200°C , les lois de comportement ne présentent qu'un seul pic dont la position ε_p dépend de la température, de la vitesse de déformation et de la taille de grain avant déformation. Après ce pic, il y a décroissance de la contrainte puis stabilisation à fort taux de déformation (régime stationnaire). Dans ce domaine stationnaire, on considère, que la structure s'est entièrement recristallisée, c'est-à-dire que chacun des grains présents au début de la déformation a été au moins une fois le site d'une recristallisation (figure III-4). La taille de grain moyenne apparente n'évolue plus, du moins à l'échelle macroscopique [16].

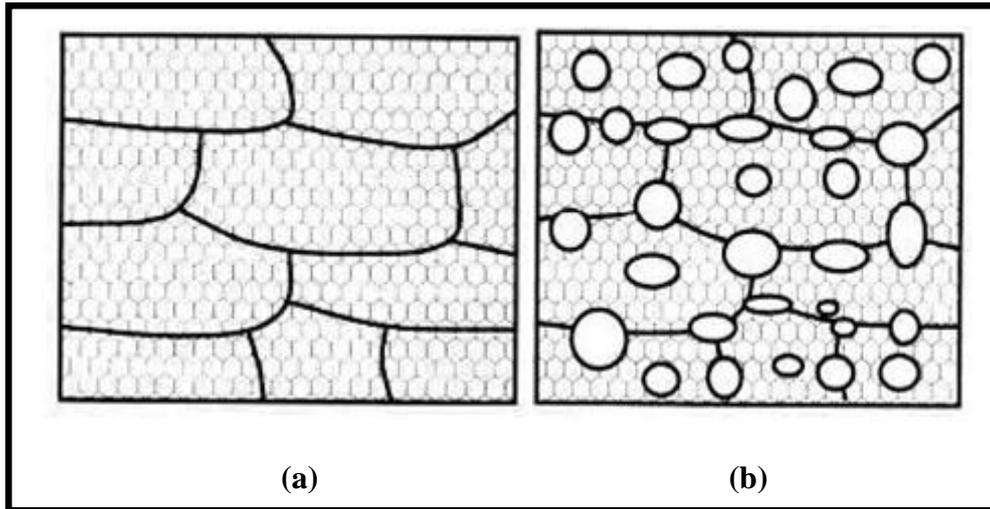


Figure III-4 : Recristallisation dynamique : (a) structure déformée restaurée et non recristallisée. (b) germination de nouveaux grains et croissance [15].

La température et la vitesse de déformation, contrôlent à la fois, la cinétique de la recristallisation dynamique, les structures qui en résultent et l'état de contrainte. Une diminution de la température, ou une augmentation de la vitesse de déformation, conduit à un accroissement de la déformation au pic de la contrainte. Si la vitesse de recristallisation est telle qu'elle s'effectue dans un intervalle de déformation inférieure à la déformation critique de déclenchement du cycle de recristallisation, suivant les différents cycles d'écroutissage/recristallisation, (figure III-3.a), les pics successifs, correspondent alors à des alternances de phases d'écroutissage et de recristallisation. Quand la température n'est pas trop élevée ou la vitesse de déformation est suffisamment grande, il y a au contraire superposition de ces cycles (figure III-3.b).

Pour une nuance donnée, la taille moyenne de grain recristallisé dynamiquement, est uniquement fonction de la température et de la vitesse de déformation et elle est indépendante de la taille de grain initiale, contrairement, au cas de la recristallisation statique, qui diminue quand la vitesse de déformation augmente, ou que la température diminue. Les grains recristallisés dynamiquement sont extrêmement fins par rapport à ceux que l'on peut obtenir après recristallisation statique, dans les mêmes conditions de vitesse de déformation et de température [16].

III-2-2-2. La recristallisation statique

Lorsque la déformation appliquée, excède la déformation d'entrée dans le régime stationnaire, la structure évolue par grossissement de grain d'une façon assez similaire à ce qui se produit après une recristallisation statique [16]. La recristallisation statique - très rapide à haute température - est très ralentie par la présence de niobium ou de titane et même bloquée en dessous d'une certaine température.

Les figures III-5.a et III-5.b représentent les décalages des cinétiques de recristallisation dans le cas d'un acier micro allié au Nb. La cinétique s'exprime habituellement par des équations de type Avrami [14] :

$$X = 1 - \exp(-0.693 t/t_{50}) n' \quad (III.1)$$

$$t_{50} = K \varepsilon^n \varepsilon'^m D^p Z \exp(-Q/RT) \quad (III.2)$$

avec :

- t_{50} : temps pour 50 % de recristallisation.
- ε : déformation.
- ε' : vitesse de déformation.
- D : dimension du grain.
- T : température.
- Q : énergie d'activation de recristallisation
- K, n, m et p : des coefficients.

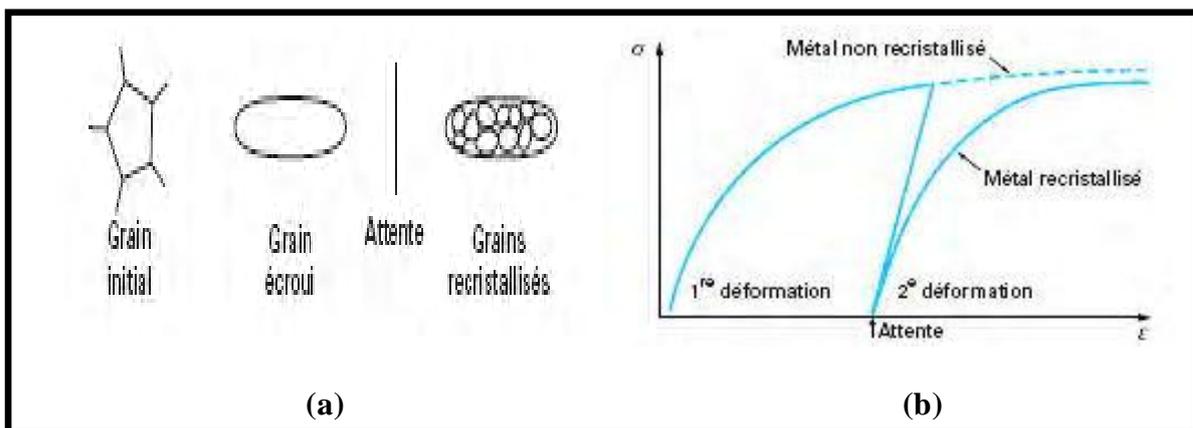


Figure III-5 : Recristallisation statique : (a) grain, (b) courbe contrainte-déformation [14].

III-2-2-3. Recristallisation méta-dynamique

En revanche, lorsque la déformation est interrompue au voisinage du pic, la situation est moins bien décrite : la structure finale dépend fortement du taux de recristallisation dynamique au moment de l'arrêt de la déformation. Les germes des nouveaux grains sont

déjà partiellement présents dans le matériau. Par rapport à la recristallisation statique, cette recristallisation dite *post-dynamique* ou *méta-dynamique*, ne requiert pas de période d'incubation et paraît en conséquence, beaucoup plus rapide. Les figures III-6 représentent une microstructure des grains, d'un alliage de cuivre écroui et recristallisé (a) et la cinétique de la recristallisation (b) [14].

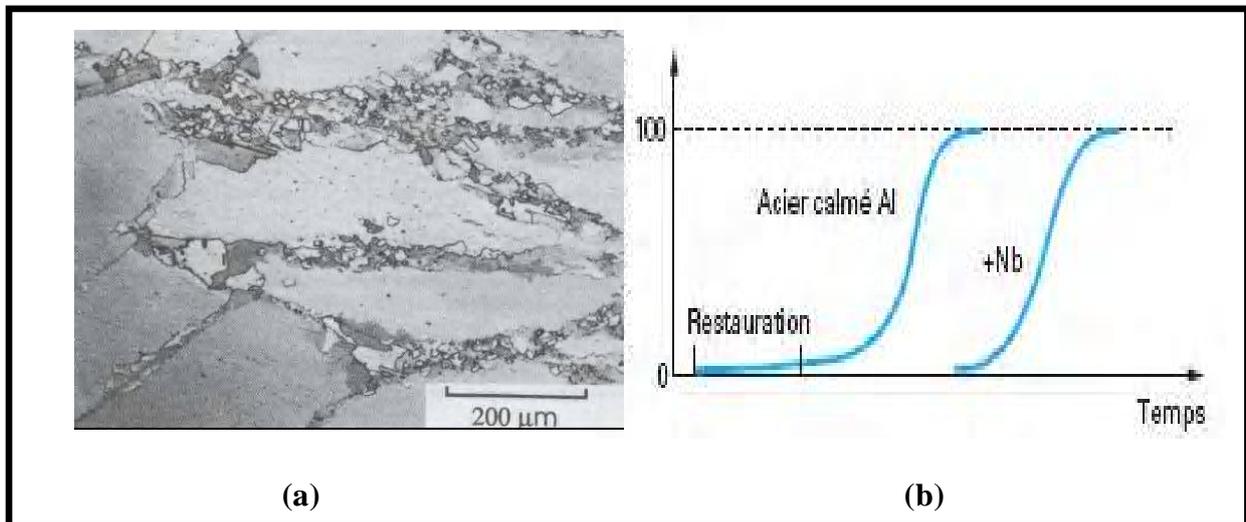


Figure III-6 : (a) Microstructure d'un alliage de Cu présentant des gains écrouis et recristallisés [15]. (b) Cinétique de la recristallisation statique [14].

III-2-3. La germination et la croissance

La recristallisation est habituellement divisée en deux stades : la germination et la croissance des germes dans la matrice écrouie. Ces stades sont symbolisés par les lignes horizontales (germination) et verticales (croissance) des courbes de la figure III-6 b.

III-2-3-1. La germination

La germination coïncide avec la formation de régions (germes) de faible taille, exemptes de défauts (équivalent à des petits monocristaux sans dislocations), susceptibles de croître rapidement dans la matrice écrouie.

La germination c'est l'étape initiale de la précipitation, à partir de la matrice de germes stables, riches en soluté (de composition très différente de celle de la solution solide) et dotés d'une interface bien définie avec la matrice. Les germes peuvent résulter de fluctuations statistiques, de composition de taille suffisante (de l'ordre du manomètre) au sein de la solution solide avec une cinétique de formation très rapide en présence de lacunes en sursaturation, ou se former préférentiellement sur les défauts du réseau ou sur les interfaces préexistantes entre les différents grains ou les particules [14].

L'équation de grossissement des grains est donnée par la formule suivante :

$$D = D_0 + A t \exp(-Q/RT) \quad (III.3)$$

Où :

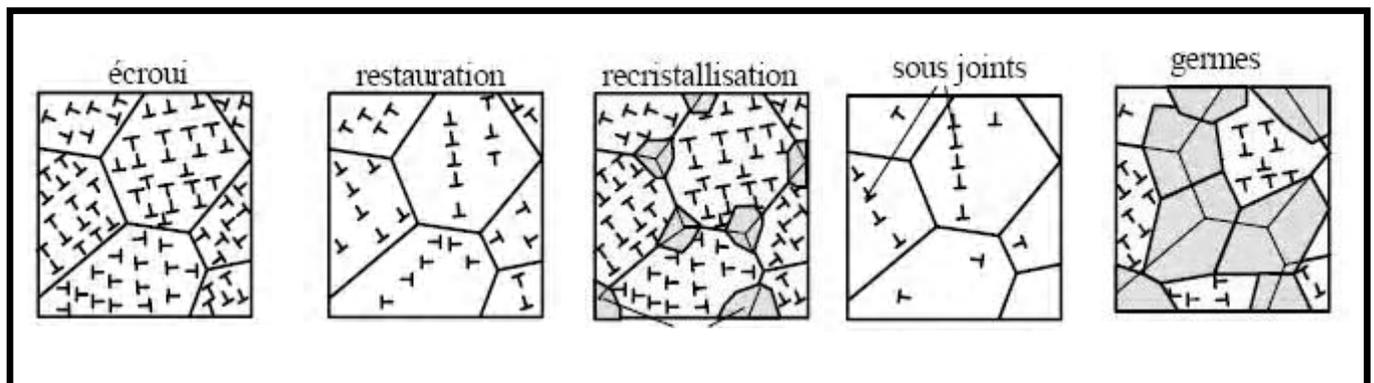
- **D** : diamètre du grain.
- **D₀** : diamètre initial.
- **T** : température.
- **t** : temps.
- **Q** : énergie d'activation pour la croissance.
- **A** et **R** : constantes.

III-2-3-2. La croissance des germes

Les grains se développent aux dépens d'un entourage, qui est apparemment dans le même état de perfection. Cette croissance, se produit spontanément, lorsqu'on poursuit le recuit après la recristallisation totale. La force motrice de la recristallisation n'existe plus cependant, le métal n'est pas dans son état le plus stable. A la limite, cet état stable serait le monocristal. Le métal recristallisé, possède donc un excès d'énergie sous forme de joints de grains. La force motrice est alors l'énergie inter-faciale des joints. La vitesse de croissance des grains peut être rapidement diminuée en présence d'impuretés [17].

La restauration procède par annihilation des dislocations et des réarrangements dans des sous joints. La recristallisation s'effectue, par germination et croissance des grains sans défauts [14].

La figure III-7 résume les phénomènes cités ci-dessus, où l'on retrouve, de gauche à droite : l'état écroui, l'état au début et vers la fin de la restauration ou de la recristallisation.



La figure III-7 : Schématisation des différents processus de restauration et recristallisation [14].

III-3. Traitement de stabilisation

Lors d'un traitement de stabilisation, le comportement vis-à-vis de l'élimination des contraintes résiduelles est comparable aux autres matériaux. La seule obligation est de ne pas dépasser la température à laquelle il pourrait y avoir précipitation de phase affectant les propriétés de l'acier. On limitera la température à 450 °C [13].

Conclusion

Dans ce paragraphe, nous avons vu les phénomènes qui se produisent au cours du mécanisme d'adoucissement d'un métal. Ces phénomènes, sont la restauration, la recristallisation ; et les mécanismes de ces phénomènes, qui sont la germination et la croissance.

Pendant le mécanisme d'adoucissement, certaines dislocations se réarrangent dans les joints des grains pour former des germes, pendant que d'autres s'éliminent. La croissance de ces germes, donne les nouveaux grains recristallisés.

Les deux phénomènes qui sont liés au mécanisme d'adoucissement, sont la restauration et la recristallisation, et les facteurs les plus essentiels de ces phénomènes, sont la température, le taux de déformation, la vitesse de déformation et la structure initiale du métal déformé.

Chapitre IV

Le tréfilage

LE TRÉFILAGE

Connu depuis la plus haute antiquité, le tréfilage permet d'obtenir des fils métalliques de section et de formes bien déterminées.

Le principe du tréfilage, est défini dans l'étymologie du mot, qui fait appel à deux notions : celle de « traction » et celle de « fil ». Il s'agit d'un procédé de transformation à froid consistant, à faire passer le métal à travers un orifice calibré, appelé « filière », sous l'action d'une traction continue. Cette technique utilise l'aptitude à la déformation plastique du métal [18].

IV-1. Matériau de départ

IV-1-1. Aciers

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 (fil machine) pour une bonne aptitude à la déformation à froid [18].

IV-1-2. Fil machine

L'acier est laminé à chaud en vue du tréfilage sous la forme d'un demi-produit dénommé *fil machine*.

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 [19]. La forme la plus couramment utilisée est la forme circulaire dans les diamètres 5,5 à 30 mm [18].

IV-1-3. Aptitude à la déformation par tréfilage

Le comportement au tréfilage dépend de la proportion de ferrite dans la structure, mais également des modifications dans la perlite produites par l'écroutissage.

D'autres facteurs interviennent aussi sur la faculté de déformation de l'acier [18] :

- la propreté interne de l'acier ;
- l'état de surface (avec un état de surface excellent et une structure interne adéquate, il est possible de tréfiler des aciers à un taux de réduction de section supérieur à 99,8 %) ;
- les conditions de tréfilage ;
- la composition chimique de l'acier.

IV-2. Écrouissage

La déformation du fil au cours de l'étirage, à travers la filière, provoque une modification générale de ses propriétés. La variation des caractéristiques mécaniques : résistance, limite d'élasticité, allongement, striction, retient tout particulièrement l'attention du tréfileur [18].

En règle générale, on entend par **degré d'écrouissage** ou **taux d'écrouissage** la réduction de section relative. Il est cependant nécessaire, de préciser si cette réduction de section est rapportée à la section initiale S ou à la section finale s [19].

L'habitude a consacré de désigner par :

- **réduction de section pour cent** l'expression :

$$\frac{S-s}{S} \times 100 \text{ soit } \left(1 - \frac{s}{S}\right) \times 100 \quad (\text{IV.1})$$

- **allongement par tréfilage pour cent** l'expression :

$$\frac{S-s}{s} \times 100 \text{ soit } \left(\frac{S}{s} - 1\right) \times 100 \quad (\text{IV.2})$$

Il est rappelé que la **déformation rationnelle** est définie par :

$$\varepsilon = \ln(l/l_0) = \ln(S/s) \quad (\text{IV.3})$$

avec :

- l_0 : longueur initiale, correspondant à la section S .
- l : longueur obtenue, correspondant à la section s .

IV-2-1. Variations des caractéristiques mécaniques en fonction de l'écrouissage

Au fur et à mesure que le fil s'écrouit :

- sa résistance à la traction augmente et semble tendre vers une limite ;
- sa limite d'élasticité croît plus rapidement que la résistance et finit par tendre vers la même valeur ;
- l'allongement baisse rapidement et ne décroît par la suite que lentement.

Ces conséquences sont exploitées en tréfilage, pour obtenir des fils avec des caractéristiques de résistance à la traction, de limite d'élasticité et d'allongement définies en fonction de l'utilisation ultérieure. La figure IV-1 donne des exemples de courbes d'écrouissage de quelques aciers [18].

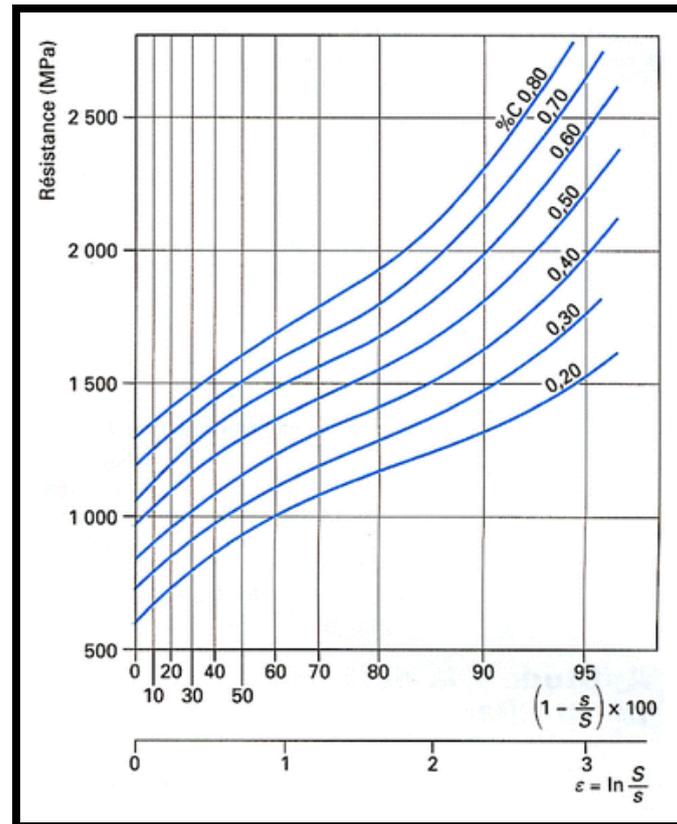


Figure IV-1 : Courbes d'écroissage de fils d'acier patentés en fonction des teneurs en carbone [18].

IV-3. Filière

La filière constitue l'élément fondamental de l'opération de tréfilage. La forme qu'il convient de lui donner a fait l'objet de nombreux travaux théoriques ou expérimentaux.

Elle est constituée d'un noyau dur généralement en carbure de tungstène (allié au cobalt) ou en diamant, fritté dans une monture généralement en acier ordinaire [19] (figure IV-2).

La surface intérieure, est constituée d'une succession de formes de révolution à génératrices généralement rectilignes [18]. Les principales caractéristiques géométriques d'une filière sont ;

- cône d'entrée, permettant l'entraînement du lubrifiant ;
- cône de travail, d'angle au sommet 2α ;
- portée cylindrique, dont la longueur est comprise entre 1/3 et 1/2 du diamètre à obtenir ;
- cône de sortie ou chanfrein de dégagement.

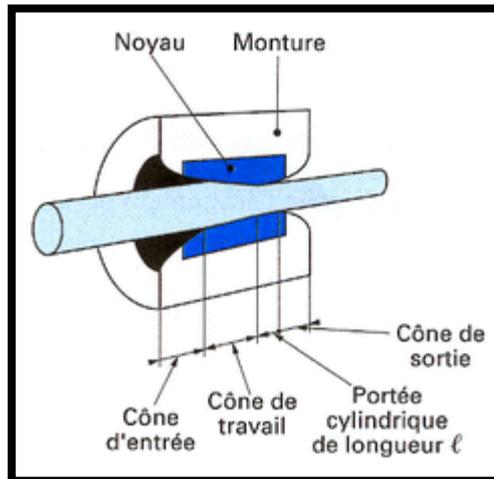


Figure IV-2 : Profil d'une filière [18].

IV-4. Force de tréfilage

Lors de l'étirage des fils à travers une filière, les contraintes influencent considérablement les conditions de travail. La déformation plastique intervient, dans la filière, sous l'effet combiné de la *force de traction* appliquée au fil et de la *compression latérale* qui apparaît le long des parois de la filière comme une force de réaction (figure IV-3).

À défaut de solution mathématique rigoureuse, des formules ont été établies, donnant des valeurs approchées des forces nécessaires au tréfilage. Ces formules cumulent [18] :

- l'effort principal de déformation ;
- l'effort de frottement sur la paroi ;
- les pertes par cisaillement internes dues à l'inclinaison provisoire des *fibres* du métal lors de son passage à travers la filière.

Le contact lubrifié fil-filière, se traduit par un cisaillement, représenté par un coefficient de frottement (μ). Le fil est caractérisé, par sa contrainte d'écoulement plastique (σ_0) et les diamètres d'entrée (D_0) et de sortie (D_1). Différents modèles ont été proposés pour évaluer l'effort de tréfilage à appliquer (F), pour tirer le fil à travers la filière. Les modèles de Siebel et Bonzel, donnent la contrainte de tréfilage (σ) en fonction de la déformation appliquée ε (pour des angles α faibles) [3] :

$$\sigma = \sigma_0 \varepsilon \left(1 + \frac{\mu}{\alpha} + \frac{3}{4} \frac{\alpha}{\varepsilon} \right) \quad \text{avec} \quad \varepsilon = \ln(D_0/D_1)^2 \quad (\text{IV.4})$$

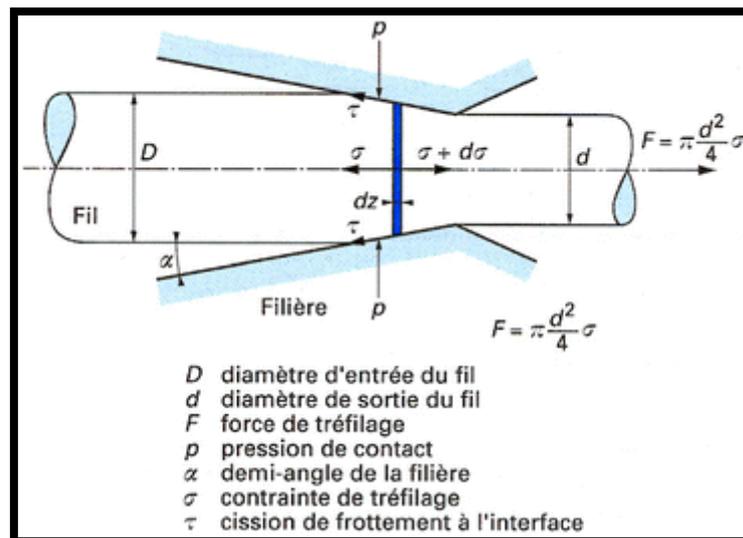


Figure IV-3 : Décomposition des forces au cours de l'écoulement en filière [18].

La force de tréfilage F est obtenue par multiplication de σ par l'aire de la section finale du fil s :

$$F = s \sigma \tag{IV.5}$$

La formule permet d'estimer la force et la puissance de tréfilage, si l'on se donne la vitesse de tréfilage, et ainsi la conception des tréfileuses [18].

IV-4-1. Conséquences de l'expression de la force de tréfilage

On peut tirer de la formule (IV.4) exprimant la force unitaire trois conclusions très importantes :

a- Existence d'une réduction limite : la contrainte de tréfilage ne peut pas dépasser la contrainte σ_r de rupture du fil (ce dernier casserait par striction). Si l'on néglige l'influence de l'écrouissage sur la contrainte d'écoulement, cette déformation maximale s'exprime par [3] :

$$\epsilon = \frac{1-3\alpha/4}{1+\mu/\alpha} \tag{IV.6}$$

La réduction maximale possible diminue, quand le coefficient de frottement μ augmente ; il y a donc intérêt à utiliser un lubrifiant efficace pour limiter les risques de rupture [18].

b- Angle de filière optimal : à frottement et réduction donnés, la force de tréfilage est minimale pour une valeur particulière de l'angle de la filière α_{opt} qui vérifie [18] :

$$\alpha_{opt} = \sqrt{\frac{4}{3} \mu \epsilon} \tag{IV.7}$$

c- Echauffement du fil : l'énergie de tréfilage est dissipée et échauffe fil et filière. Aux vitesses pratiques, l'opération peut, avec une très bonne approximation, être considérée comme adiabatique et, à la sortie de la filière, l'échauffement $\Delta\theta$ du fil s'uniformise rapidement à une valeur donnée par la formule [3] :

$$\Delta\theta = \frac{\sigma}{\rho c} \quad (\text{IV.8})$$

avec :

- ρ : masse volumique du fil.
- c : capacité calorifique massique fil.

Pour un acier au carbone, $\rho c \approx 3,6 \text{ MPa} \cdot \text{K}^{-1}$ [18]. Cet échauffement augmente avec la déformation et avec la contrainte d'écoulement plastique [3].

IV-5. Les principaux défauts rencontrés en tréfilage

IV-5-1. Défauts rencontrés pendant la transformation

De façon schématique, on peut distinguer, les défauts en volume et les défauts de surface ainsi que des défauts métallurgiques [3].

IV-5-1-1. Défauts en volume

Il existe deux principaux types de défauts en volume [3] :

- Une réduction de section excessive (sur une passe, ou totale) conduit à une rupture par striction, la traction appliquée excédant la résistance mécanique du fil. On peut noter ici qu'au démarrage d'une machine, le frottement étant en générale plus élevé qu'en régime dynamique, ce phénomène peut apparaître. Par exemple, pour une filière d'angle $2\alpha = 10^\circ$ et un frottement $\mu = 0.15$, la réduction de section maximale est de 30% (légèrement supérieure aux valeurs rencontrées en pratique) ;
- On rencontre également des ruptures « cup and cone » (Figure IV-4), sans striction, elles sont associées, soit à un niveau de ségrégation excessif, soit à une combinaison défavorable des paramètres de tréfilage (angles de filière. Réduction de section).

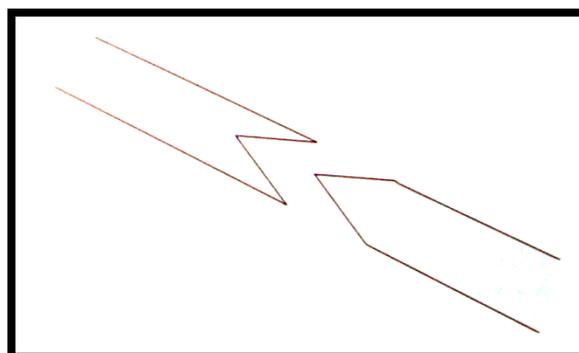


Figure IV-4 : rupture « cup and cone » d'un fil tréfilé [3].

IV-5-1-2. Défauts de surface

En dehors de la mise en évidence des défauts imputables aux opérations amont, le tréfilage peut causer différents types de défauts de surface (figure IV-5) ; les rayures, les chevrons.

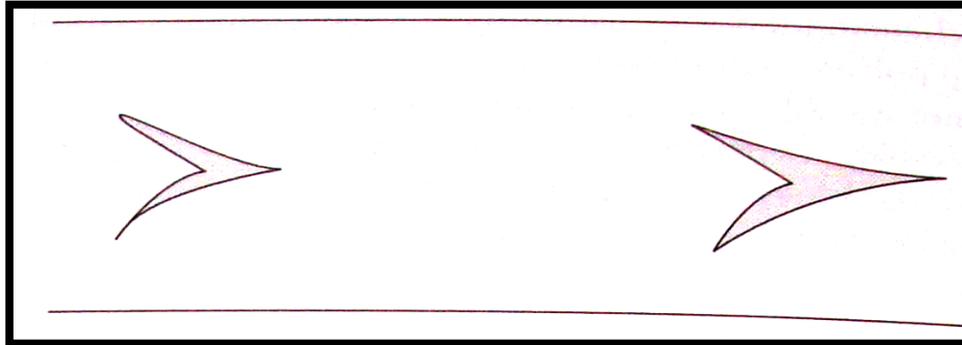


Figure IV-5 : défauts en chevrons sur fil tréfilé [3].

Ils sont associés à des ruptures ou insuffisances de la lubrification (éventuellement dues à une préparation de surface insuffisante) [3].

IV-5-1-3. Défauts métallurgiques

Ils se rencontrent en particulier, lors des traitements thermiques et se traduisent par une décarburation superficielle ou une calamine excessive. Ces défauts proviennent, en général, d'une conduite incorrecte des opérations (réglage d'atmosphère, contrôle de point de rosée) [3].

IV-5-2. Défauts sur produits finis

On retrouve les défauts précédents, ainsi que des défauts de ductilité (torsion, flexion, allongement, striction) ; ces derniers traduisent, soit une défaillance des procédés de tréfilerie (tréfilage, traitement thermique), soit la préexistence de défauts sur le fil machine (inclusions sous-cutanées, ségrégations) [3].

IV-6. Machines à tréfiler

IV-6-1. Machine simple

Elle ne comporte qu'une bobine et ne peut effectuer qu'une passe de tréfilage, c'est-à-dire une réduction de section de 35 % au maximum [19].

À chacun des blocs sont associés un ensemble de dévidage et un dispositif de réception. On distingue [18] :

- les *blocs simples*, à axe de bobine vertical ;
- les *bancs de couche*, à axe de bobine horizontal.

IV-6-2. Machines multiples

Sur ces machines, des réductions de section importantes sont obtenues par des réductions successives effectuées sur le même appareil.

Dans ce cas, le fil passe d'une bobine à une autre en traversant une filière, et il subit à chaque fois une réduction de section et un accroissement de vitesse (loi de conservation du débit de matière) (figures IV-6 et IV-7) [18].

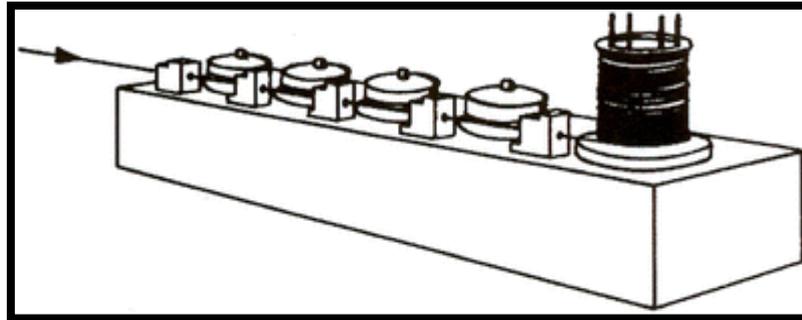


Figure IV-6 : Machine multiple continue [18].

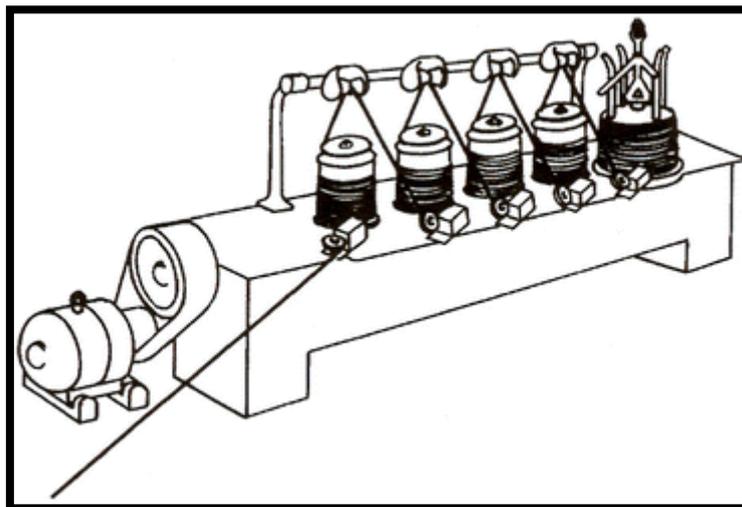


Figure IV-7 : Machine multiple à accumulation [18].

Partie B

Étude expérimentale

Chapitre V

Description du procédé de fabrication du fil tréfilé en acier dur

DESCRIPTION DU PROCÉDÉ DE FABRICATION DU FIL TRÉFILÉ EN ACIER DUR

Le processus de fabrication du fil tréfilé au niveau de l'entreprise TREFISOUD d'El-Eulma (Sétif) passe par trois étapes principales comme le montre la figure V-1.

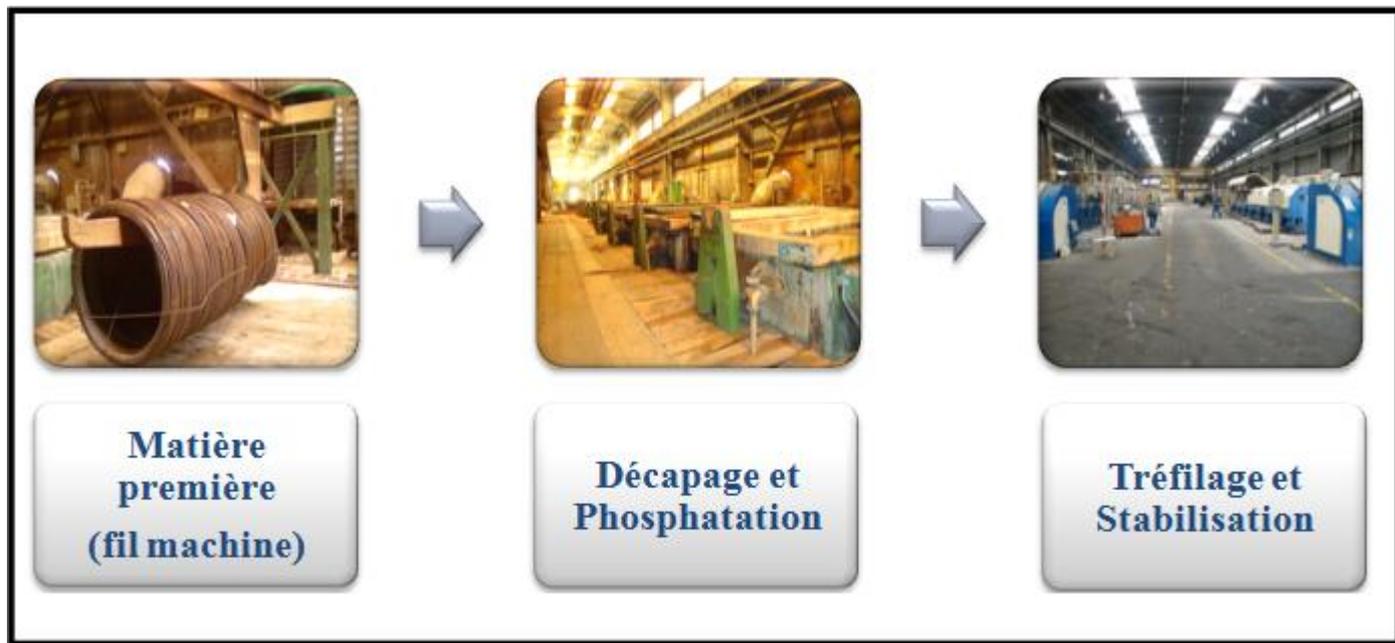


Figure V-1 : Schéma présentant des photos sur le processus de fabrication du fil tréfilé.

V-1. Matière première

V-1-1. Identification de la matière première à l'état de livraison

Notre étude porte sur un fil machine en acier dur, classé dans la catégorie des aciers spéciaux non alliés, de nuance C80D conformément à la norme EN10016-2, et de diamètre 12 mm. Ce fil machine est livré par le fournisseur LUCCHINI (Italie), sous forme de couronnes de longueur de 1300 à 1600 mm, de diamètre intérieur d'environ 850 mm et extérieur d'environ 1250 mm. Il est utilisé après tréfilage et traitement thermique de stabilisation comme armature dans le béton précontraint.

V-1-2. Caractéristiques de la matière première (fil machine)

a- Composition chimique

éléments	C	Mn	Si	Ni	Cr	Cu	Al	S	P
Min (%)	0,78	0,60	0,15	-	0,20	-	-	-	-
Max (%)	0,82	0,80	0,30	0,10	0,25	0,10	0,05	0,025	0,025

Tableau V-1 : La composition chimique du fil machine de la nuance C80D (selon la norme EN10016-2).

b- Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques requises par l'entreprise de TREFISOUD sont selon la norme ISO 6892 Fév.1998 :

- Résistance maximale à la traction : 115 à 125 Kgf/mm² (1128,15 à 1226,25 MPa).
- Striction : 35 % au minimum.

V-1-3. Vérification et contrôle de la conformité du fil machine

Avant d'utiliser notre fil machine, il faut passer par le laboratoire afin de contrôler sa qualité (l'analyse chimique et l'essai de traction).

a- Analyse chimique

L'analyse chimique a été réalisée au niveau du laboratoire de TREFISOUD, par la méthode de fusion pour déterminer la teneur de carbone et de soufre à travers un analyseur carbone/soufre de marque LECO (figure V-2). Pour déterminer le pourcentage des autres éléments chimiques on utilise la méthode de spectrométrie de fluorescence X.



Figure V-2 : Photo de l'analyseur carbone/ soufre utilisé.

Le tableau suivant résume la composition chimique obtenue.

éléments	C	Mn	Si	Ni	Cr	Cu	Al	S	P
%	0,809	0,745	0,235	0,015	0,200	0,042	0,024	0,004	0,015

Tableau V-2 : La composition chimique de notre fil machine.

Les résultats obtenus dans le tableau V-2 sont conformes à la norme EN10016-2 (tableau V-1). La composition chimique montre qu'il s'agit d'un acier hypereutectoïde, avec des teneurs remarquables de Mn, Si et Cr qui améliorent les propriétés mécaniques (charge de rupture, dureté, ...etc.), sans diminuer la ductilité de façon appréciable (voir tableau I-2).

b- Caractéristiques mécaniques

Essai de traction

Cet essai a pour but de déterminer, sur une éprouvette, certaines caractéristiques mécaniques du matériau, en le soumettant à un effort lent et continu dirigé suivant l'axe longitudinal, le plus souvent jusqu'à rupture.

Les caractéristiques déterminées sont :

- σ_m : Résistance maximale à la traction ;
- σ_e : Résistance à la limite élastique ;
- **A %** : Allongement (%);
- **Z %** : Coefficient de Striction qui est calculé par la formule (4.1) ;
- **E** : Module d'élasticité longitudinal ;

En règle générale, la longueur initiale L_0 et la section initiale S_0 de l'éprouvette doivent satisfaire à la relation :

$$L_0 = K\sqrt{S_0} \quad \text{avec} \quad K = 5,65 \quad (\text{V.1})$$

L'essai de traction a été réalisé au niveau du CSC (Centre de Soudage et Contrôle de Chéraga), en utilisant une machine de traction de marque SATEC (figure V-3).

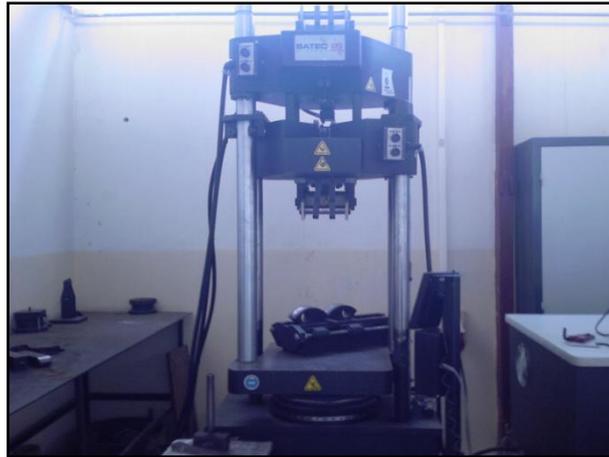


Figure V-3 : Photo de la machine de traction utilisée.

Les principales caractéristiques mécaniques du fil machine de départ avant tréfilage sont rassemblées dans le tableau V-3. Ces différentes caractéristiques sont obtenues à partir de la courbe de traction (figures V-4).

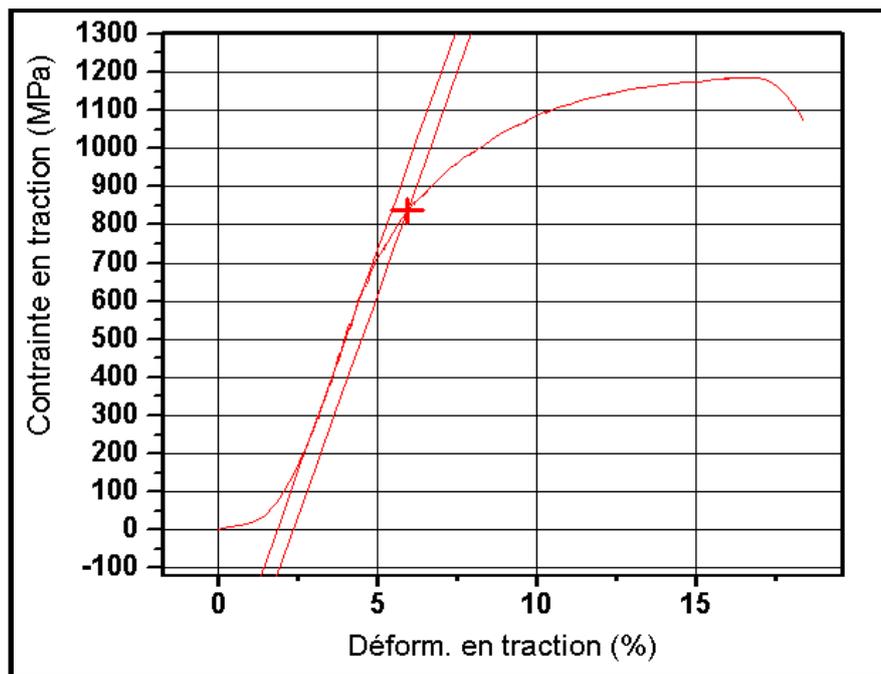


Figure V-4 : courbe de traction de notre fil machine.

σ_m (MPa)	σ_e (MPa)	Z %
1184.151	837.20	37.32

Tableau V-3 : les caractéristiques mécaniques de notre fil machine.

Les résultats obtenus dans le tableau V-3 sont conformes à la norme ISO 6892 Fév.1998.

V-2. Décapage et Phosphatation

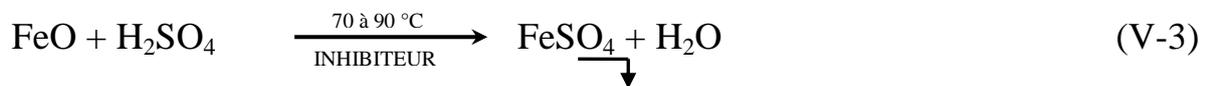
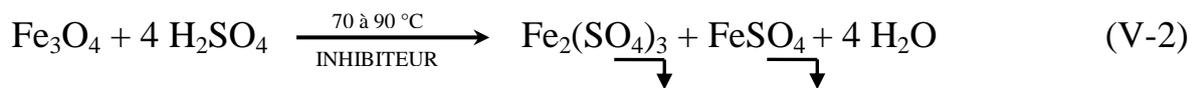
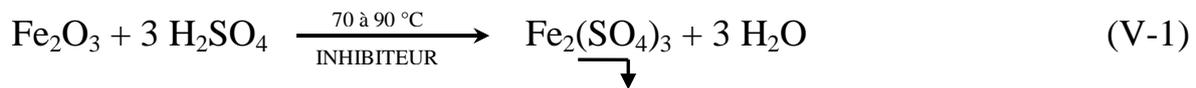


Figure V-5 : Schéma présentant des photos sur le processus de décapage chimique et de phosphatation.

V-2-1. Bain d'acide sulfurique (H₂SO₄)

Le décapage sulfurique consiste à immerger les couronnes de fil machine dans un bain d'acide sulfurique (H₂SO₄) chauffé à une température de 70 à 90°C, avec une concentration de 100 à 170 g/l, et un temps d'immersion d'environ 15 à 20 minutes.

Lorsque l'acide pénètre entre le métal et le l'oxyde, le décapage sulfurique s'effectue selon les réactions suivantes :



V-2-2. Bain de rinçage

Après le procédé de nettoyage par l'acide sulfurique (H₂SO₄), cette opération est suivi immédiatement par un rinçage à l'eau, des couronnes de fil machine, par immersion pendant 30 secondes environ.

V-2-3. Bain de phosphatation

La phosphatation est un procédé de conversion chimique qui consiste à transformer la surface de fil machine en phosphate métallique stable et insoluble.

Cette étape se fait par immersion des couronnes du fil machine dans un bain de phosphatation, chauffé à une température de 68 à 78 °C, avec un temps d'immersion d'environ 5 à 10 minutes. Le film de phosphate qui se dépose sur la surface externe du fil machine jouera le rôle d'un lubrifiant solide pendant le tréfilage à froid.

V-2-4. Bains de rinçage

La phosphatation est généralement suivie d'autres traitements tels que la neutralisation. Il est nécessaire de rincer les fils phosphatés afin de supprimer tout résidu de solution phosphatante.

Il y a deux bains de rinçage à l'eau ; par immersion et par pulvérisation, le temps de rinçage dans chaque bain est d'environ 30 secondes.

V-2-5. Bain de VICAFIL TS 450

Dans cette étape, on immerge les couronnes du fil machines dans un bain de VICAFIL TS 450 (produit soluble à base des sels minéraux), chauffé à une température de 80 à 90 °C, pendant 5 à 10 minutes, avec une concentration de 120 g/l.

V-2-6. Four de séchage

Le fil machine est séché à travers un four de séchage, à une température de 100 à 120°C, durant 5 minutes environ. Le séchage est d'autant plus rapide, que la température du bain de VICAFIL TS450 est proche de la température d'ébullition.

Avant de passer au tréfilage du fil machine, il faut contrôler le poids de la couche de phosphate par unité de surface, selon le mode opératoire suivant :

- 1) Prélever un échantillon de fil phosphaté de longueur d'environ 50 mm, le plonger dans de l'eau chaude pendant 10 à 15 minutes ;
- 2) Sécher l'échantillon, et peser l'échantillon (P₁) à l'aide d'une balance de précision de marque SARTORIUS (figure V-6) ;
- 3) Immerger l'échantillon dans l'acide chromique (Cr₂O₃) pour une durée de 15 à 20 minutes ;
- 4) Rincer le fil à l'eau courante et le sécher ;
- 5) Peser l'échantillon après séchage (P₂) ;
- 6) Calculer la masse de revêtement en g/m² à l'aide de la formule suivante :

$$\text{Poids de la couche de phosphate} = [(P_1 - P_2) / P_2] \times 1962 \times d \quad (V.2)$$

Avec :

- d : diamètre du fil en mm ;
- poids du dépôt usuels : 6 à 12 g/m².

Les résultats obtenus sont rassemblés dans le tableau suivant :

d (mm)	P ₁ (g)	P ₂ (g)	Poids de la couche de phosphate (g/m ²)
12	43,5957	43,5827	7,022

Tableau V-4 : Poids de la couche de phosphate.

Remarque : La démonstration de la formule (V.2) est trouvée dans les annexes.



Figure V-6 : Photo de la balance utilisée.

La couche de phosphate sur la surface extérieure du fil machine est bien visible sur la figure V-7 ci-dessous juste après le décapage et la phosphatation.

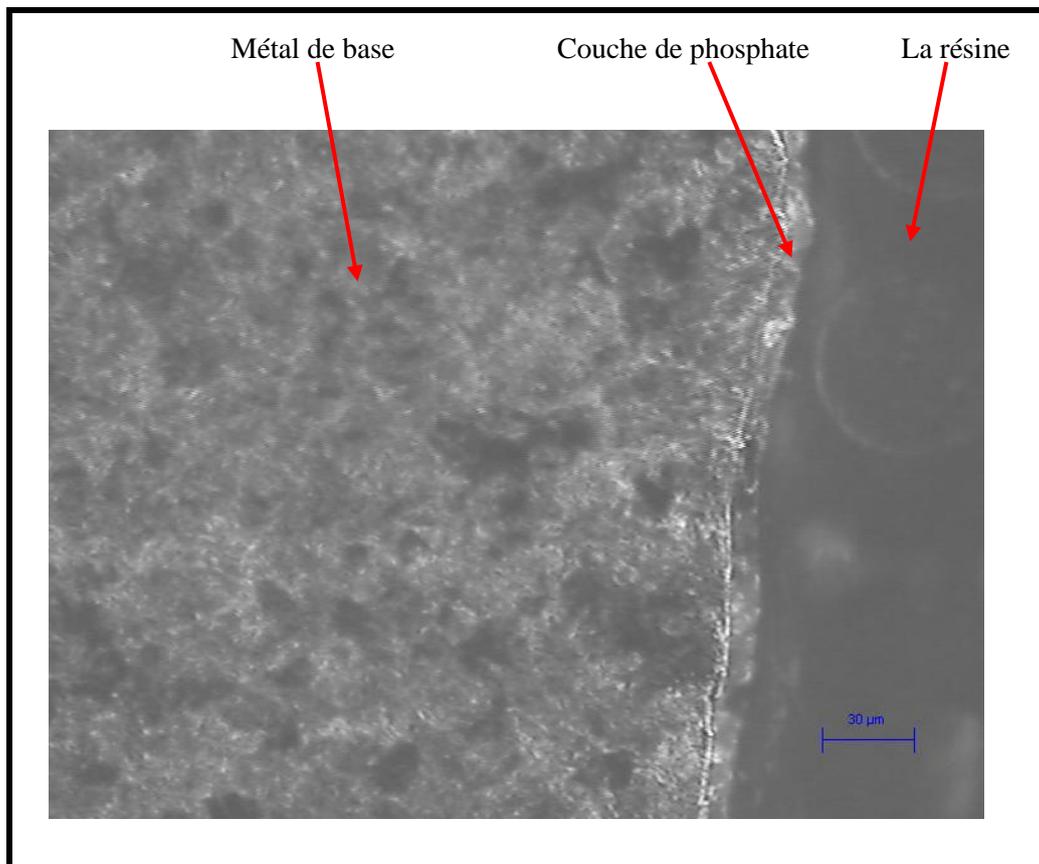


Figure V-7 : microstructure du fil machine, après décapage et phosphatation et avant tréfilage, X 200.

V-3. Tréfilage et Stabilisation

V-3-1. Ligne de tréfilage

L'ensemble du matériel de tréfilage, permettant la transformation du fil machine en fil dit écroui, comporte trois éléments comme le montre la figure V-8.

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

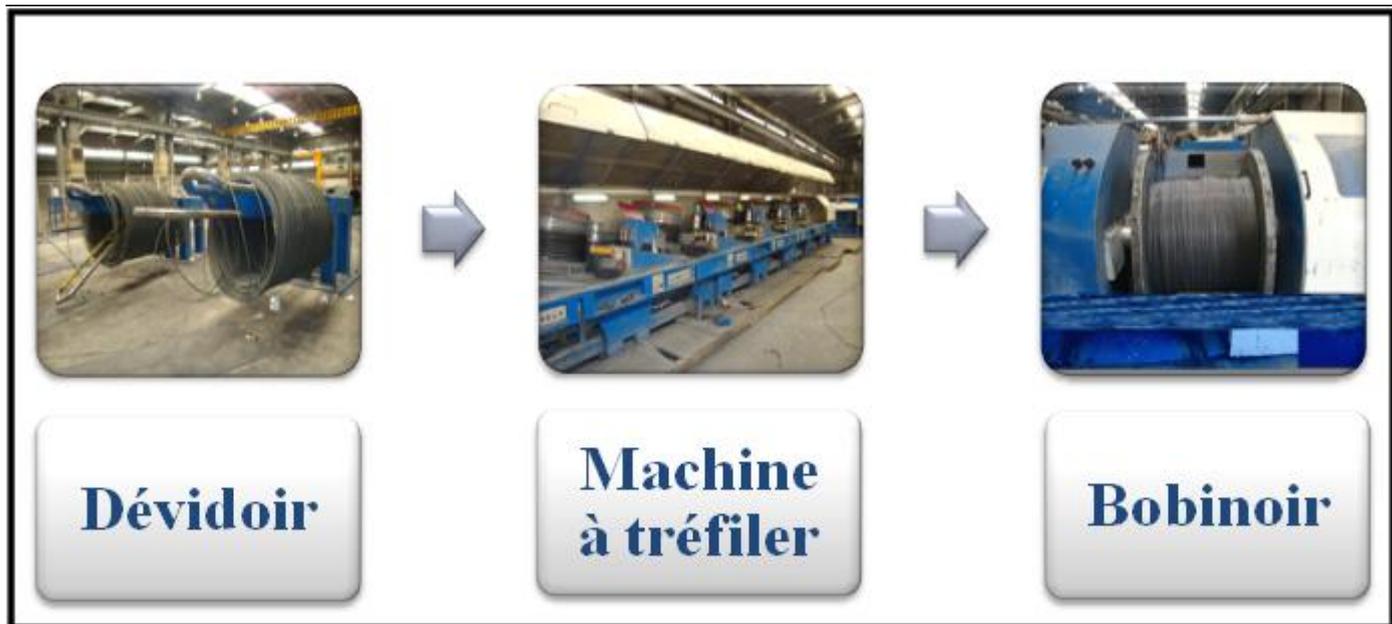


Figure V-8 : Schéma présentant des photos sur le processus de tréfilage.

a- Dévidoir

Le dévidoir c'est un dispositif supportant une couronne de fil machine qui est montée sur l'axe de l'appareil.

Suivant la place dont dispose l'atelier, les dévidoirs sont :

- à axe horizontal ;
- à axe vertical.

Dans cet atelier, on trouve deux dévidoirs à axe horizontal. Chaque dévidoir est constitué de deux bras :

- un bras supérieur, fixe, porte couronne ;
- un bras inférieur, mobile, actionné par vérin.

b- Machines à tréfiler (tréfileuse)

Au niveau de cette machine s'effectue l'opération de tréfilage. Le fil machine va subir des réductions successives de sa section à travers une série de six passes de tréfilage. Chaque passe se compose de :

- Un tambour (cabestan) de diamètre 900 mm, en acier forgé C50, de type standard pour les cinq premières passes (figure V-9.a), et de type double étage pour la dernière passe (figure V-9.b). Le refroidissement des cabestans se fait par deux méthodes : refroidissement interne par l'eau ($P = 2$ bar, $T \leq 30$ °C), et refroidissement externe par l'air comprimé ($P = 5$ bar). Les deux refroidissements se font simultanément.
- Une porte filière rotative pour la première passe (figure V - 9.c), et statique pour les autres passes (figure V-9.a).
- Une filière rotative de dimensions 63×40 mm pour la première passe, et standard de dimensions 53×40 mm pour les autres passes. Le refroidissement des filières se fait par l'eau. Pour les trois premières passes ; l'angle α est égale 10°, et 8° pour les autres passes.
- Une boîte de lubrifiant (figure V-9.c). Pour les trois premières passes on utilise un lubrifiant à base de calcium, et pour les trois dernières passes on utilise un lubrifiant à base de sodium.
- Un moteur électrique d'entraînement (figure V-9.d).

Au niveau de cet atelier, la tréfileuse exploitée est de type multiple à accumulation avec un cabestan incliné.

c- Bobinoir

Le bobinoir est un dispositif servant à enrouler le fil tréfilé sur des bobines (ou tourets) afin de faciliter son transport vers la ligne de stabilisation. La bobine utilisée est caractérisée par un diamètre de noyau qui est égal à 710 mm, sur lequel vient s'enrouler le fil tréfilé, et un diamètre extérieur de 1400 mm, donnant le diamètre d'enroulement maximal.

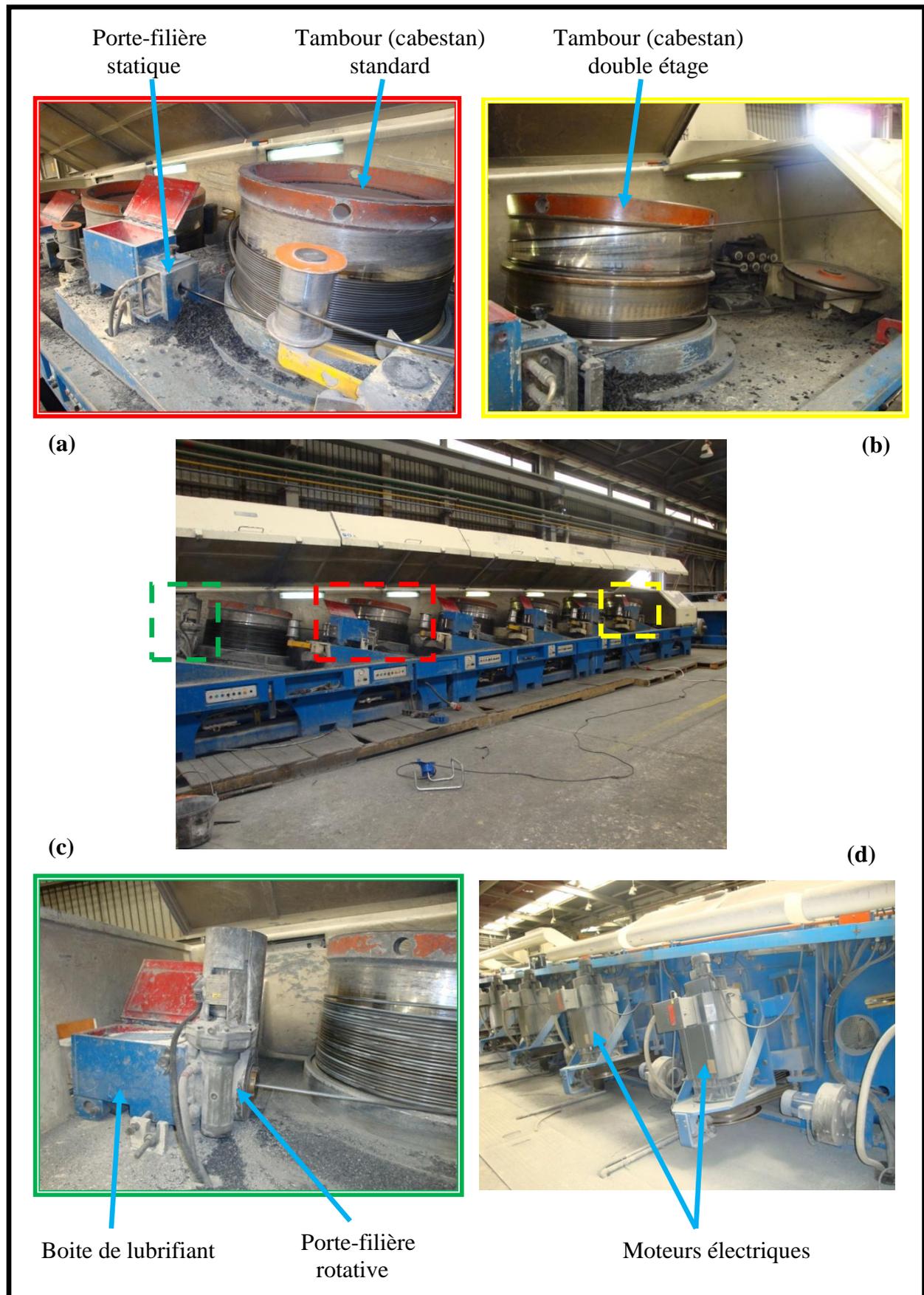


Figure V-9 : Photos représentant les différents composants de la machine à tréfiler.

V-3-2. Ligne de stabilisation

Les équipements suivants sont prévus pour la production de fils en acier utilisé comme armature dans le béton précontraint avec les différents diamètres selon les exigences du Client.

Les équipements sont :

- Dévidoir motorisé (figure V-10.a) ;
- Filière de tréfilage et de contre-tire (figure V-10.b) ;
- Groupe redresseur de fils (nombre : 28, disposition : 7+7+7+7 sur quatre niveaux) (figure V-10.c) ;
- Four à induction (type mobile, $T_{\max} = 420^{\circ}\text{C}$) (figure V-10.d) ;
- Unité de refroidissement à l'eau et de séchage (figure V-10.e) ;
- Unité de premier tirage par cabestan ($D_{\text{cabestan}} = 3000 \text{ mm}$, $V_{\max} = 300 \text{ m/min}$) (figure V-10.f) ;
- Unité de second tirage "pinch wheel" (nombre des roues : 2×3 , $D_{\text{roue}} = 550 \text{ mm}$) (figure V-10.g) ;
- Canal de guidage, ciseaux hydrauliques, tuyaux de guidage aux enrouleurs (figure V-10.h) ;
- enrouleurs à panier (nombre des enrouleurs : 2, $D_{\text{panier}} = 2500 \text{ mm}$) (figure V-10.i).

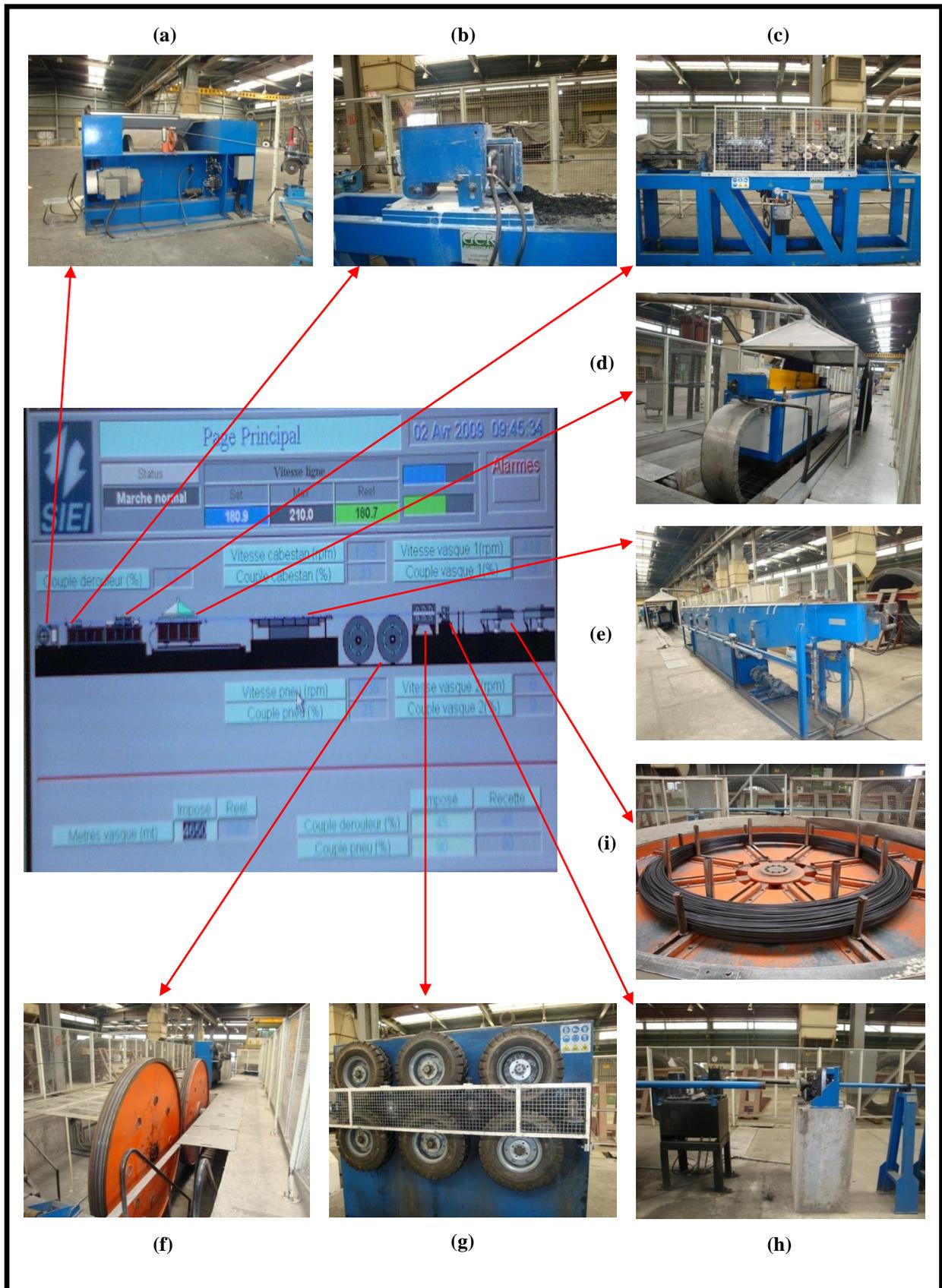


Figure V-10 : Photos représentant les équipements de la ligne de stabilisation.

Chapitre VI

Techniques expérimentales

TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

VI-1. But du travail

Ce travail a été proposé par l'entreprise publique économique TREFISOUD d'El-Eulma (Sétif). Il consiste à caractériser structurellement et mécaniquement le fil produit avant, pendant et après l'opération de tréfilage. L'objectif du travail est de révéler les microstructures acquises par le matériau ainsi que les propriétés mécaniques (HV et σ) après chaque passe d'étirage. Ce travail est destiné aux responsables techniques de l'entreprise. Il devrait leur permettre de comprendre et de décider des mesures à prendre afin d'obtenir une résistance maximale à la traction du fil produit par étirage.

Dans ce but, différentes techniques ont été utilisées pour mener aux mieux notre étude expérimentale. Après l'analyse chimique et l'essai de traction de la matière première (fil machine), nous procédons à une observation au microscope optique sur des échantillons prélevés sur des fils après chaque passe de tréfilage (voir tableau VI-1). Après l'observation microscopique, des essais de dureté et de traction après chaque passe d'étirage ont été réalisés. Des recuits d'adoucissement ont été également réalisés en laboratoire afin de comprendre la cinétique de recristallisation du matériau.

VI-2. Echantillonnages et manipulations

Les échantillons illustrés dans le tableau VI-1, sont coupés au niveau de l'entreprise d'AMC (Entreprise Nationale des Appareils de Mesure et de Contrôle, zone industrielle d'El-Eulma). Chaque échantillon est coupé selon deux directions afin de révéler l'anisotropie structurale induite par la déformation due à la traction axiale du fil produit :

- Une coupe selon la direction transversale du fil (figure VI-1.a) à l'aide d'une scie mécanique, de marque KASTO (figure VI-2), avec refroidissement par lubrifiant (huile " Tasfalout 22B " + eau) ;
- Une coupe selon la direction longitudinale du fil (figure VI-1.b), à l'aide d'une fraiseuse avec refroidissement à l'huile.

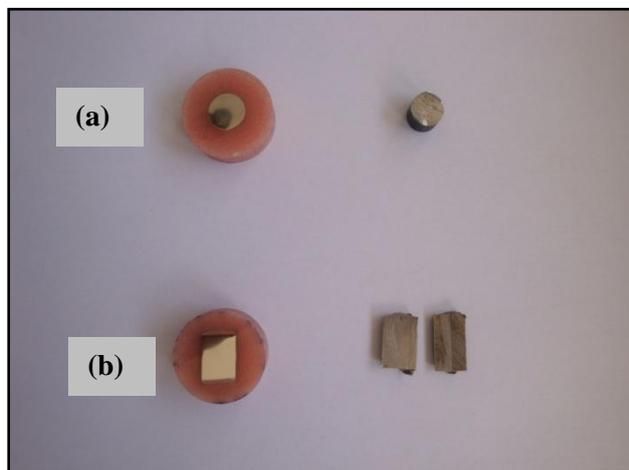


Figure VI-1 : les deux manières de coupage des échantillons.



Figure VI-2 : Photo de la scie mécanique utilisée.

Numéro d'échantillon		Lieu de prélèvement	Etape de fabrication
0	0 _T	Avant tréfilage	Après décapage et phosphatation, et avant tréfilage
	0 _L		
1	1 _T	Après première passe	Ligne de tréfilage
	1 _L		
2	2 _T	Après deuxième passe	
	2 _L		
3	3 _T	Après troisième passe	
	3 _L		
4	4 _T	Après quatrième passe	
	4 _L		
5	5 _T	Après cinquième passe	
	5 _L		
6	6 _T	Après sixième passe	
	6 _L		
7	7 _T	Après la filière de tréfilage et de contre-tire, et avant le traitement de stabilisation	Ligne de stabilisation
	7 _L		
8	8 _T	Après le traitement de stabilisation (produit fini)	
	8 _L		
T : coupé selon la direction transversale du fil.		L : coupé selon la direction longitudinale du fil.	

Tableau VI-1 : Numérotation et lieu des échantillons prélevés pour l'observation microscopique et l'essai de dureté.

Mais, avant de passer aux examens métallographiques et les essais mécaniques, nous devons mesurer l'élévation de température du matériau du à la déformation à froid par étirage afin d'en estimer l'effet sur les éventuels changements structuraux qui peuvent se produire durant l'opération d'étirage.

VI-3. Température du fil tréfilé

Afin d'avoir une idée sur le changement de la température du fil pendant l'opération de tréfilage, nous mesurons cette dernière à l'aide d'un pyromètre de marque RAYTEK montré en figure VI-3. La mesure est faite après chaque passe de réduction sur la ligne de tréfilage, et en trois positions distinctes (figure VI-4).

- La première position représente le fil tréfilé juste à la sortie de la filière ;
- La deuxième position représente le fil tréfilé juste avant l'entrée dans la filière suivante ;
- La troisième position représente le tambour (dit cabestan).



Figure VI-3 : photo du pyromètre utilisé.

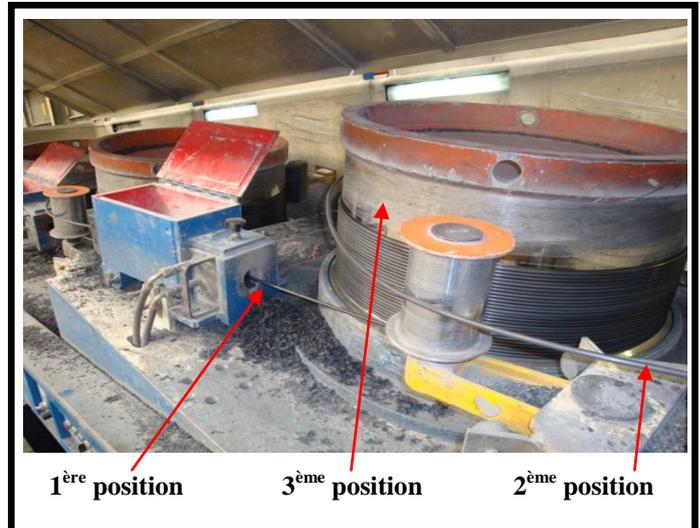


Figure VI-4 : les trois positions du prélèvement de la température.

VI-4. Examen métallographique des échantillons

Pour effectuer les examens métallographiques facilement, il faut préparer les échantillons selon divers étapes comme nous le précisons dans ce qui suit.

VI-4-1. L'enrobage

Après prélèvement des échantillons, nous procédons à l'enrobage à froid effectué manuellement à l'aide d'une résine qui se solidifie entre 20 et 25 minutes.

VI-4-2. Polissage

Le polissage contient deux étapes : le pré-polissage et le polissage de finition.

a- Pré-polissage

Il consiste à rendre la surface plane et brillante de façon à faire disparaître toutes rayures qui risqueraient de gêner l'observation microscopique ultérieure. Pour cela nous frottons le métal avec des abrasifs de plus en plus fins (P 120, 180, 400, 600, 800, 1000 et 1200) ; et on prend soin de rayer l'échantillon dans un certain sens avec un abrasif, puis dans le sens perpendiculaire avec le suivant pour effacer les raies précédentes de polissage.

Pour cela, nous utilisons une machine où le papier est fixé sur un disque tournant dans un plan horizontal. Durant l'opération de polissage, un filet d'eau coule sur le papier afin d'éviter

l'échauffement du métal et d'en éliminer les grains et particules arrachés sur l'abrasif et le métal.

b- Polissage de finition :

Après avoir terminé l'opération de pré-polissage nous avons fait subir aux échantillons un polissage de finition. Cette opération permet d'améliorer davantage l'état de surface en utilisant des feutres imbibés de suspensions d'alumine diluées dans l'eau. La granulométrie de la poudre d'alumine utilisée est de $0,05 \mu\text{m}$. La figure VI-5 représente la polisseuse utilisée pour le polissage de finition avec une vitesse maximale de rotation de 600 tours/mn.



Figure VI-5 : photo de la polisseuse utilisée pour le polissage de finition.

Après polissage, la surface des échantillons possède un aspect miroir. Une fois lavés et séchés, ils sont donc prêts à l'attaque chimique.

VI-4-3. Attaque chimique

Après le polissage de finition l'échantillon subit une attaque chimique afin de révéler sa microstructure. Le réactif utilisé est le Nital à 2% qui consiste en 98 ml d'éthanol plus 2 ml d'acide nitrique (HNO_3). L'attaque chimique dure environ 5 secondes, après quoi, l'échantillon est immergé dans l'eau courante ensuite dans l'acétone et en fin séché à l'aide d'un séchoir.

VI-4-4. Observation microscopique

L'observation microscopique est réalisée à l'aide d'un microscope optique de type OLYMPUS à différents grossissements, allant de 50 à 1000, équipé d'une camera numérique qui sert à prendre des photos vues au microscope optique. L'ensemble est connecté à un micro-ordinateur équipé d'un logiciel d'acquisition des données (Archimed version 5.5.0) avec lequel nous pouvons transformer ces données numériques en images sur écran du micro-ordinateur comme le montre la figure VI-6. Le grossissement utilisé pour nos échantillons est de 200 x.



Figure VI-6 : photo du microscope optique utilisé.

VI.5 Essai de dureté

L'essai de dureté est un essai mécanique très utile et très pratique car il est rapide, relativement simple, peu coûteux, ponctuel et pratiquement non destructif. Les essais de dureté réalisés sur les échantillons figurants dans le tableau VI-1, après observation au microscope, sont selon la méthode de Vickers.

La dureté Vickers consiste à enfoncer un pénétrateur en diamant de forme pyramidale droite à base carrée et d'angle au sommet de 136° comme montré par la figure VI-7. Pour nos essais, nous avons utilisé une charge F de 200 gf pendant un temps t égal à 10 secondes.

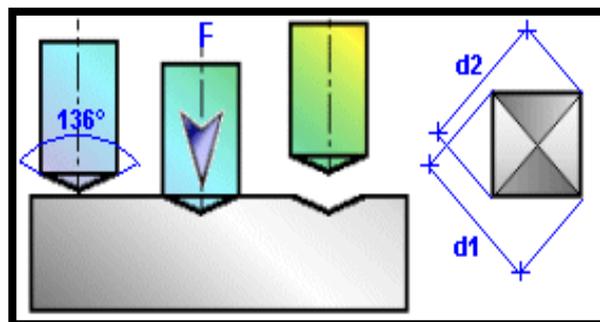


Figure VI-7 : Dimensions de l'empreinte selon l'essai de la dureté Vickers.

Nous calculons HV à l'aide de la formule suivante :

$$\text{HV} = 1,854 (F/d^2)$$

(VI.1)

Avec :

- **d (μm)** : la moyenne des diagonales de l'empreinte carrée;
- **F (N)** : la force appliquée.

VI.6 Traitement de recristallisation

Afin d'avoir une idée sur l'influence d'une température élevée sur les propriétés du fil tréfilé, nous effectuons deux expériences de traitement de recristallisation à une température de 580°C.

- La première expérience consiste à faire des recuits de recristallisation pendant un temps fixe de 3 min sur des échantillons ayant subis des taux de déformation allant de 0,2 jusqu'à 1,38;
- La deuxième expérience consiste à fixer le taux de déformation ($\epsilon = 1,38$) et nous varions le temps de recristallisation (t_{rec}) de 1 jusqu'à 15 min.

Pour effectuer ces expériences, nous coupons des échantillons qui subissent, après cela, un traitement de recristallisation dans un four à moufle (figure VI-8) de température maximale de 1200°C, au niveau du laboratoire du TREFISOUD. Ensuite les échantillons sont enrobés et polis jusqu'à l'obtention d'une surface miroir. Enfin, nous mesurons la dureté des échantillons et nous prenons quelques images par microscope optique.



Figure VI-8 : photos du four à moufle utilisé.

Chapitre VII

Résultats et discussions

RÉSULTATS ET DISCUSSIONS

Avant de passer à l'analyse des résultats de l'examen métallographique et des essais mécaniques, nous devons d'abord citer certains paramètres de tréfilage que sont : la température du fil tréfilé, le taux de réduction de la surface transversale du fil ($Z\%$) et le taux de déformation induit (ϵ).

VII-1. Température du fil tréfilé

Les températures mesurées après chaque réduction sur la ligne de tréfilage sont rassemblées dans le tableau suivant :

N° passe Température	Ligne de tréfilage					
	1 ^{ère} passe	2 ^{ème} passe	3 ^{ème} passe	4 ^{ème} passe	5 ^{ème} passe	6 ^{ème} passe
1 ^{ère} position (°C)	105	145	165	195	200	210
2 ^{ème} position (°C)	60	75	84	110	120	122
3 ^{ème} position (°C)	28	30	30	30	33	35

Tableau VII-1 : le changement de température du fil tréfilé après chaque passe de réduction.

a- Commentaires :

Nous remarquons que :

- Dans chaque passe, la température est d'un ordre décroissant, tel que la température de la première position est supérieure à la deuxième, et cette dernière est supérieure à la troisième position.
- Dans les deux premières positions, la température est croissante après chaque passe de réduction, par contre dans la troisième position la température reste approximativement constante dans toutes les passes de réduction.

b- Interprétation :

Lors de l'étirage du fil à travers la filière, il y'a une perte d'énergie, sous forme de chaleur, due au frottement entre le fil et les parois de la filière.

Par ailleurs, nous savons que, pour qu'il y ait déformation plastique, il faut un mouvement de dislocations. Au début de la déformation plastique les dislocations sont assez mobiles et glissent sur de longues distances. Elles ont néanmoins des problèmes à franchir les joints de grains et d'autres obstacles devant lesquels elles s'empilent en grands nombres. Avec la progression de la déformation plastique, le nombre de dislocations s'immobilisant devant ces obstacles augmente et en conséquence la contrainte nécessaire à la continuation de la déformation augmente aussi, c'est pour cela l'énergie dissipée sous forme de chaleur augmente après chaque passes de réduction.

Dans le travail en continu par passes successives, divers moyens sont utilisés pour refroidir le fil avant son introduction dans la filière suivante, c'est pour cela nous trouvons, dans toutes les passes, que la température de la deuxième position est toujours inférieure à la température de la première. Parmi ces moyens ; l'accumulation du fil sur un tambour intermédiaire fortement refroidi à l'intérieur par une circulation d'eau et à l'extérieur par un soufflage énergétique d'air froid. C'est pour cette raison que nous constatons que la température des tambours reste approximativement constante dans toutes les passes.

VII-2. Taux de réduction et de déformation

Nous calculons le taux de réduction (Z %) et de déformation (ε) successivement d'après les formules (IV.1) et (IV.3).

Le tableau suivant résume les résultats obtenus après chaque passe de tréfilage.

Caractéristiques dimensionnelles Numéro de passe		Avant la filière		Après la filière		Z (%)	ε
		d_0 (mm)	S_0 (mm ²)	d_1 (mm)	S_1 (mm ²)		
Ligne de tréfilage	1 ^{ère} passe	12	113.04	10.86	92.58	18.09	0.20
	2 ^{ème} passe	10.86	92.58	9.87	76.47	17.40	0.39
	3 ^{ème} passe	9.87	76.47	9.00	63.58	16.85	0.57
	4 ^{ème} passe	9.00	63.58	8.24	53.29	16.18	0.75
	5 ^{ème} passe	8.24	53.29	7.57	44.98	15.59	0.92
	6 ^{ème} passe	7.57	44.98	6.98	38.24	14.98	1.08
filière de tréfilage et de contre-tire		6.98	38.24	6.00	28.26	26.09	1.38

Tableau VII-2 : Taux de réduction et de déformation après chaque passe de tréfilage.

a- Commentaires :

Nous remarquons que le taux de réduction est décroissant après chaque passe de réduction dans la ligne de tréfilage, et tous les taux de réduction sont inférieurs à 20% sauf celui de la réduction dans la filière de tréfilage et de contre-tire de la ligne de stabilisation. Ce taux a une valeur supérieure à 20%. Nous remarquons aussi que le taux de déformation (ε) est croissant à cause de la réduction décroissante de la section du fil tréfilé.

b- Interprétation :

Puisque la température du fil est croissante dans la ligne de tréfilage, et sachant que la température du fil qui est de 210 °C au maximum à la dernière passe, on peut dire que cette hausse de température peut conduire à une certaine restauration de la microstructure écrouie. La restauration peut améliorer l'aptitude du métal à la déformation plastique sans pour autant produire un adoucissement important qui pourrait conduire à la rupture qui se produit de temps en temps sur la ligne de tréfilage. C'est pour cela qu'il est impératif de ne jamais

permettre au fil d'atteindre une température supérieure à 210° C, en veillant à ce que le système de refroidissement soit fonctionnel pendant toute la durée du tréfilage. Par ailleurs, le taux de réduction est décroissant sur la ligne de tréfilage, ceci est conforme aux résultats calculés, par contre le taux de réduction dans la filière de tréfilage et de contre-tire (ligne de stabilisation) augment, car après la sixième passe de réduction de la ligne de tréfilage, le fil est récupéré sur des bobines (ou tourets) et laissé se refroidir à l'air, jusqu'à ce que sa température atteigne la température ambiante, avant son transport vers la ligne de stabilisation.

VII-3. Résultats de l'examen métallographique

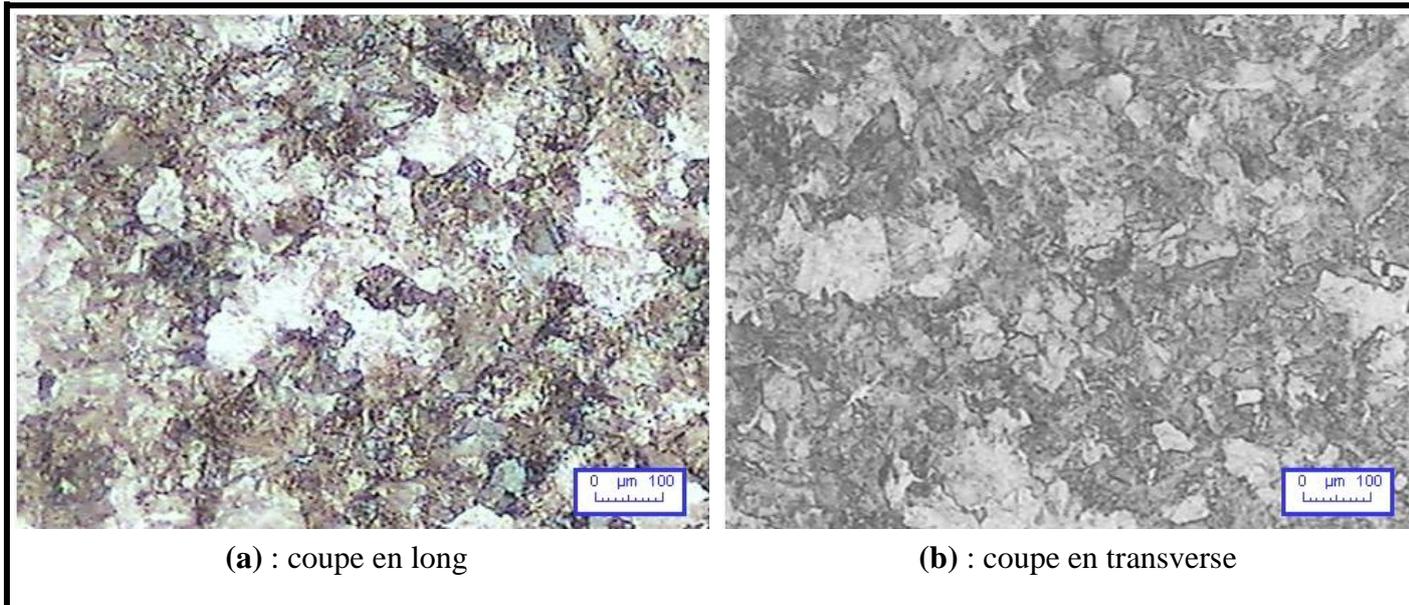


Figure VII-1 : microstructure du fil machine avant tréfilage ; X 200.



Figure VII-2 : microstructure du fil tréfilé avec un taux de déformation $\varepsilon=0,20$ (coupe en long), X 200.

Figure VII-3 : microstructure du fil tréfilé avec un taux de déformation $\varepsilon=0,75$ (coupe en long), X 200.

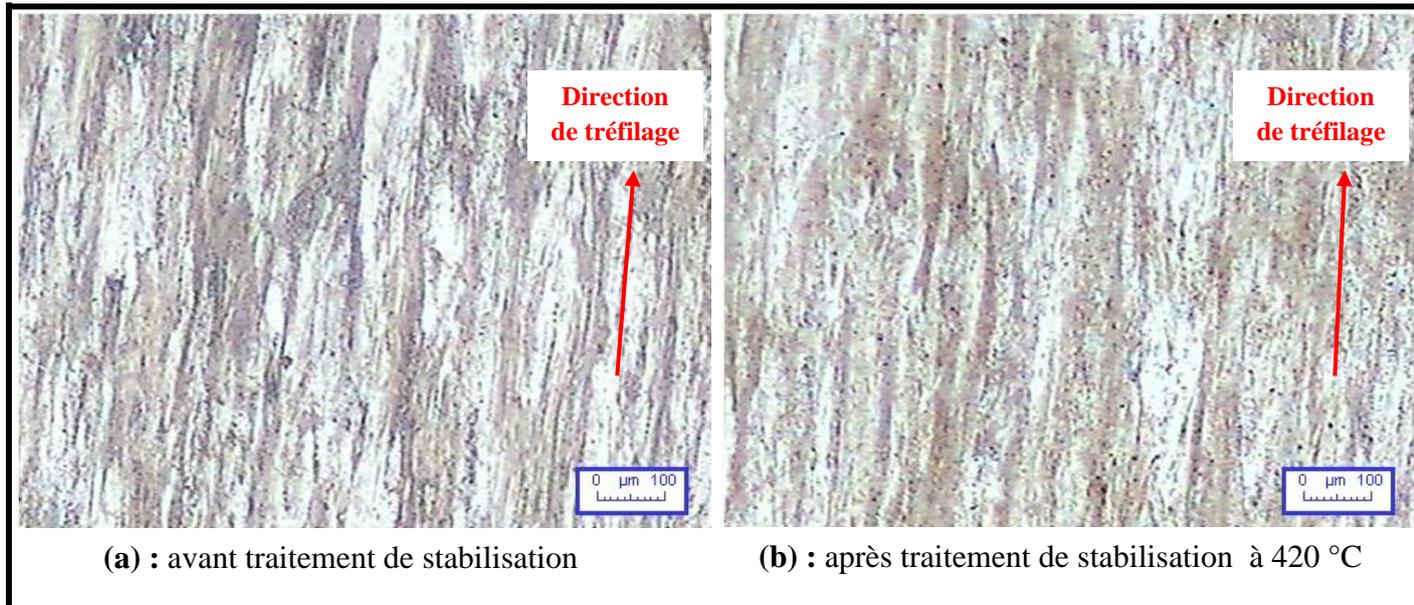


Figure VII-4 : microstructure du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=1,38$ (coupe en long), X 200.

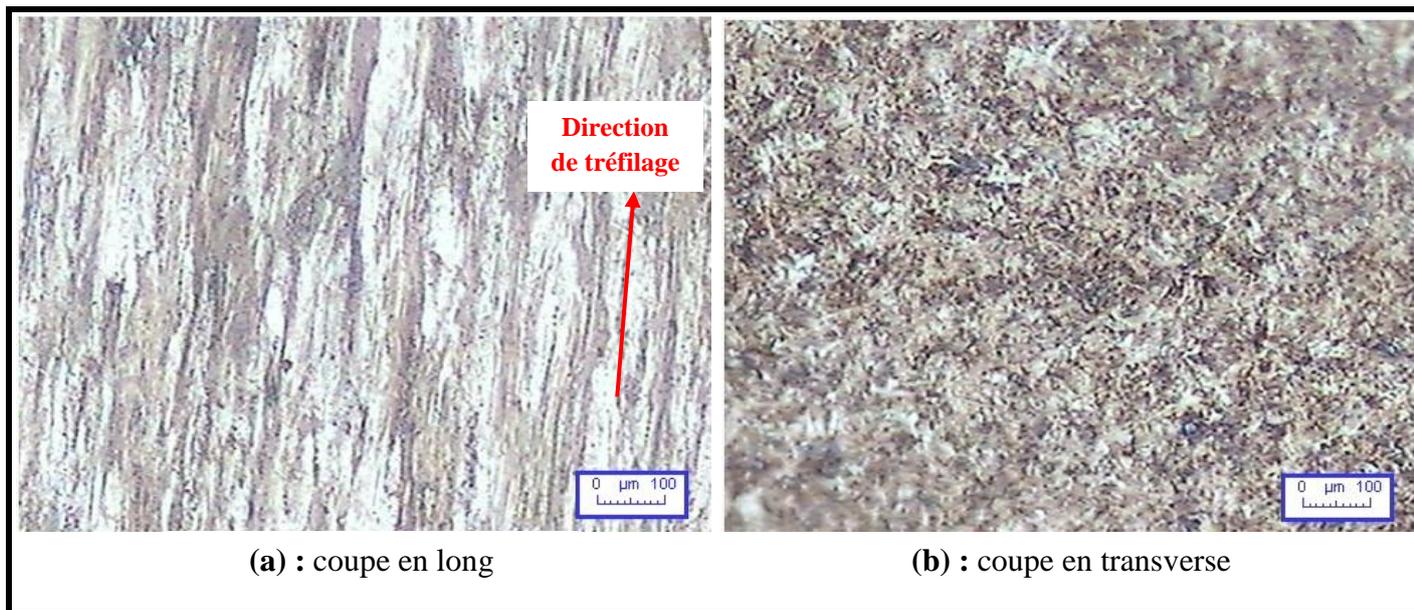


Figure VII-5 : microstructure du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=1,38$ (avant traitement de stabilisation), X 200.

a- Commentaires :

L'examen en microscopie optique montre que le tréfilage provoque une déformation des cristaux qui se traduit par leur allongement parallèlement à l'axe du fil, c'est à dire à la direction du tréfilage.

L'analyse des deux échantillons du fil machine qui sont coupés par deux manières différentes (coupe en long et l'autre en transverse) montre une structure recristallisée assez régulière (figure VII-1), ce qui nous mène à dire que les cristaux sont sensiblement isotropes.

Nous pouvons caractériser les grains déformés par le rapport entre leur longueur selon l'axe du fil et leur longueur dans le sens transversal.

Au premier stade du tréfilage (taux de déformation $\varepsilon = 0,20$), la structure est presque identique à celle du fil machine (figure VII-2) ; L'isotropie est conservée mais nous pouvons, toutefois, remarquer un début de déformation des grains dans le sens du tréfilage.

La structure du fil, ayant subi un tréfilage correspondant à un taux de déformation de 1.38, est caractérisée par des grains fortement écroui et très allongés parallèlement à la direction du tréfilage. La disproportion entre les dimensions longitudinales et transversales des grains est nette (figures VII-4 et VII-5).

D'après la figure VII-4, les deux structures (a) et (b) sont presque identiques, car le traitement de stabilisation a pour but d'éliminer les contraintes résiduelles sans qu'il y ait de changements structuraux majeurs par recristallisation notamment. Une telle recristallisation affecterait négativement la microstructure et les propriétés mécaniques de l'acier acquises par le travail à froid du métal.

VII-4. Résultats des essais mécaniques (traction et dureté)

Le tableau VII-3, regroupe les résultats de traction et de dureté de tous les échantillons. Les différents résultats de traction sont obtenus à partir des courbes de traction. Les figures suivantes représentent les courbes de traction de certains échantillons.

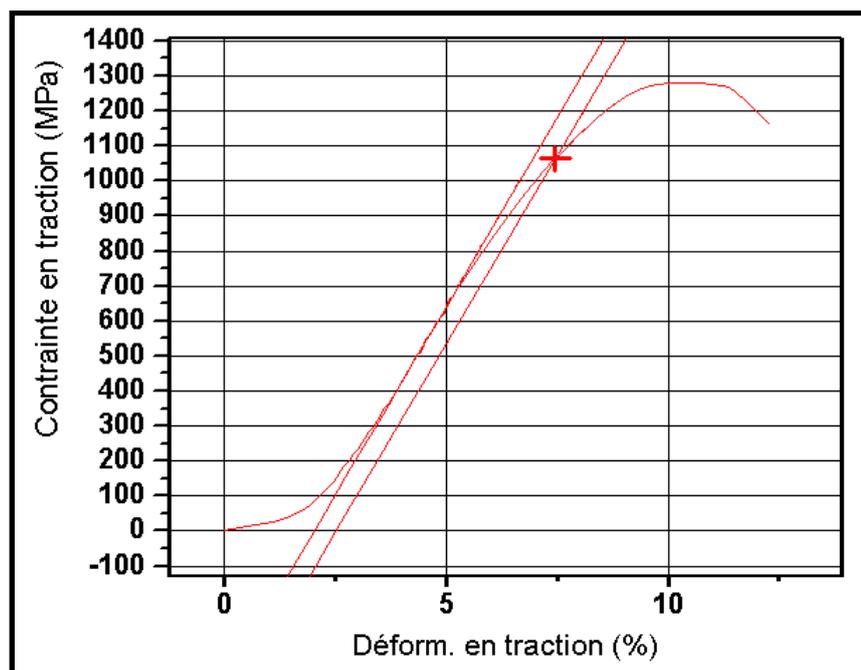


Figure VII-6 : courbe de traction du fil tréfilé avec un taux de déformation $\varepsilon=0,20$.

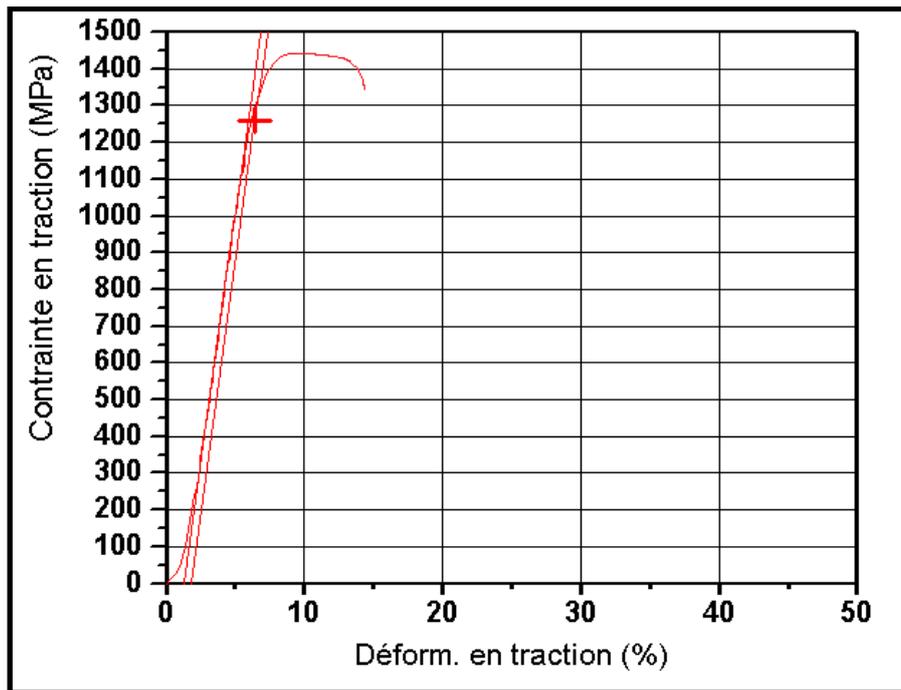


Figure VII-7 : courbe de traction du fil tréfilé avec un taux de déformation $\dot{\epsilon}=0,57$.

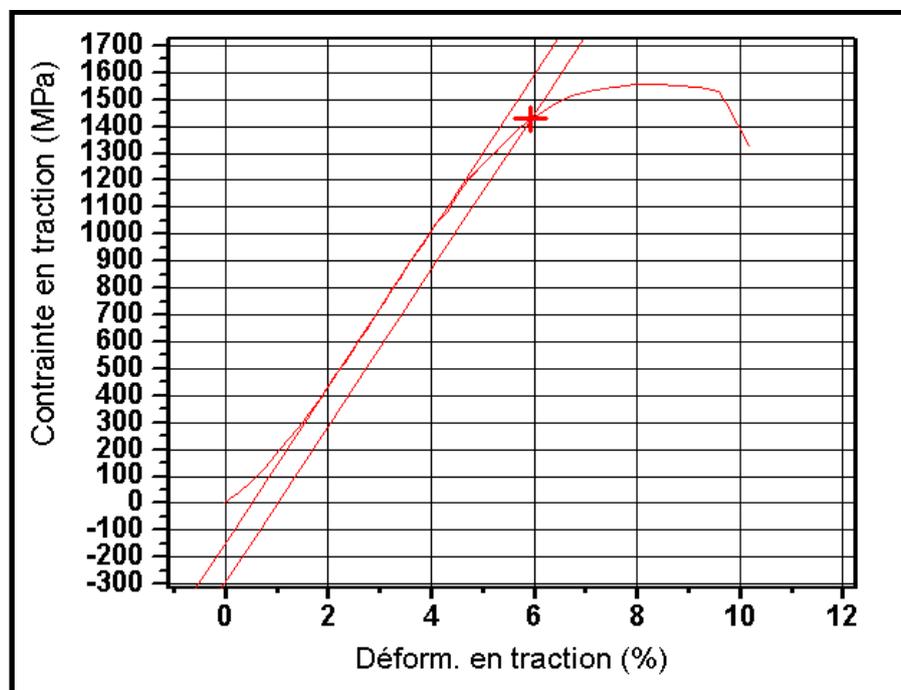


Figure VII-8 : courbe de traction du fil tréfilé avec un taux de déformation $\dot{\epsilon}=1,08$.

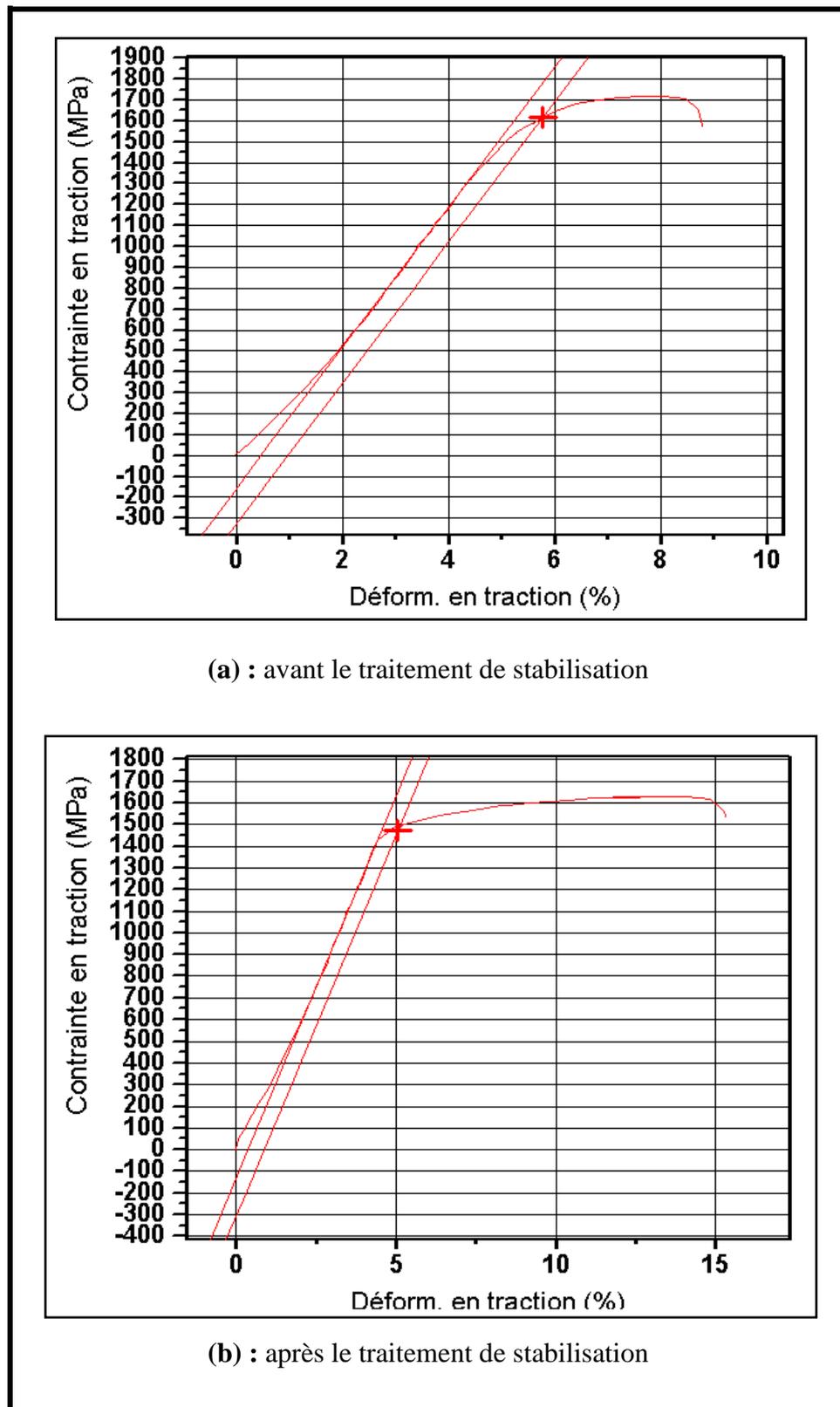


Figure VII-9 : courbe de traction du fil tréfilé avec un taux de déformation $\varepsilon=1,38$.

Caractéristiques mécaniques	Avant tréfilage	Ligne de tréfilage						Ligne de stabilisation	
	Fil machine $\epsilon=0$	1 ^{ère} passe $\epsilon=0.20$	2 ^{ème} passe $\epsilon=0.39$	3 ^{ème} passe $\epsilon=0.57$	4 ^{ème} passe $\epsilon=0.75$	5 ^{ème} passe $\epsilon=0.92$	6 ^{ème} passe $\epsilon=1.08$	avant traitement $\epsilon=1.38$	Après traitement $\epsilon=1.38$
$\sigma_{e(0.2\%)} \text{ (MPa)}$	837.20	1063.70	1203.58	1260.24	1257.46	1333.25	1427.61	1617.48	1473.29
$\sigma_m \text{ (MPa)}$	1184.15	1279.26	1360.17	1441.45	1494.20	1469.30	1555.08	1716.58	1626.8
Dureté HV (L)	378.84	403.75	428.40	442.62	456.32	465.70	476.47	497.07	479.54
Dureté HV (T)	372.63	404.30	424.50	439.70	458.70	466.40	473.90	489.02	472.63

- L : dureté des échantillons coupé selon la direction longitudinale du fil.
 - T : dureté des échantillons coupé selon la direction transversale du fil.

Tableau VII-3 : Variation des caractéristiques mécaniques du fils tréfilé en fonction du taux de déformation (ϵ).

Pour faciliter l'interprétation de l'influence des variables d'étirage sur certaines propriétés, nous représentons les informations du tableau VII-3 ci-dessus avec des courbes tracées sur les figures suivantes.

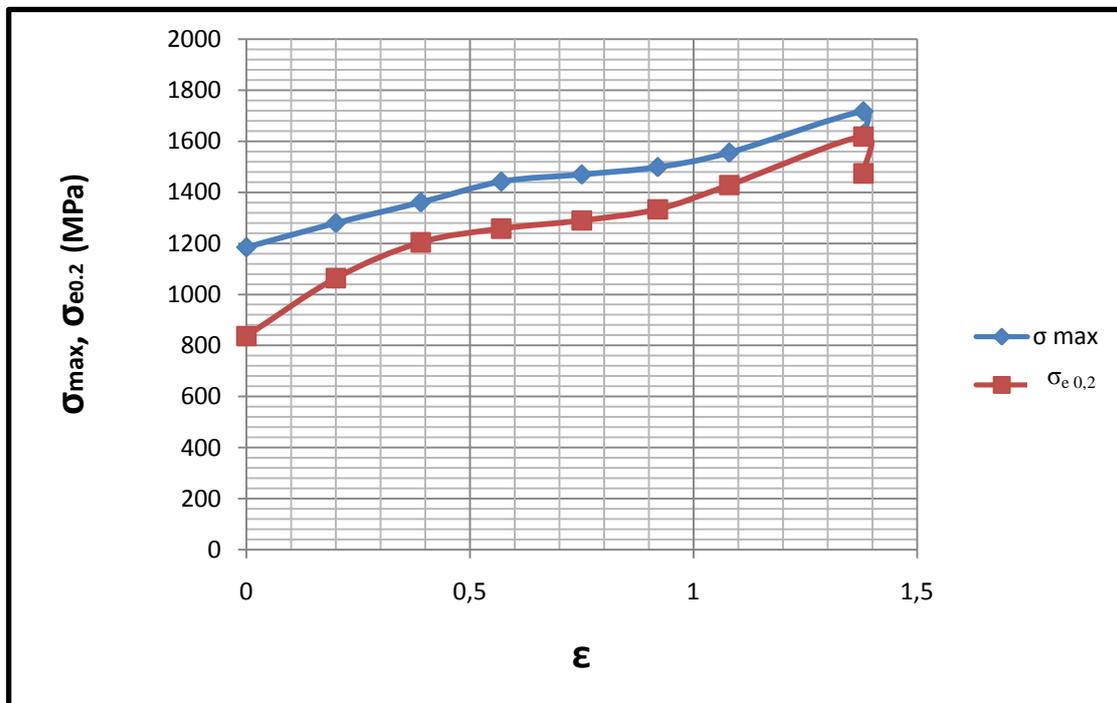


Figure VII-10 : courbe représentant la variation de $\sigma_{e(0.2\%)}$ et σ_{max} en fonction des taux de déformations (ϵ).

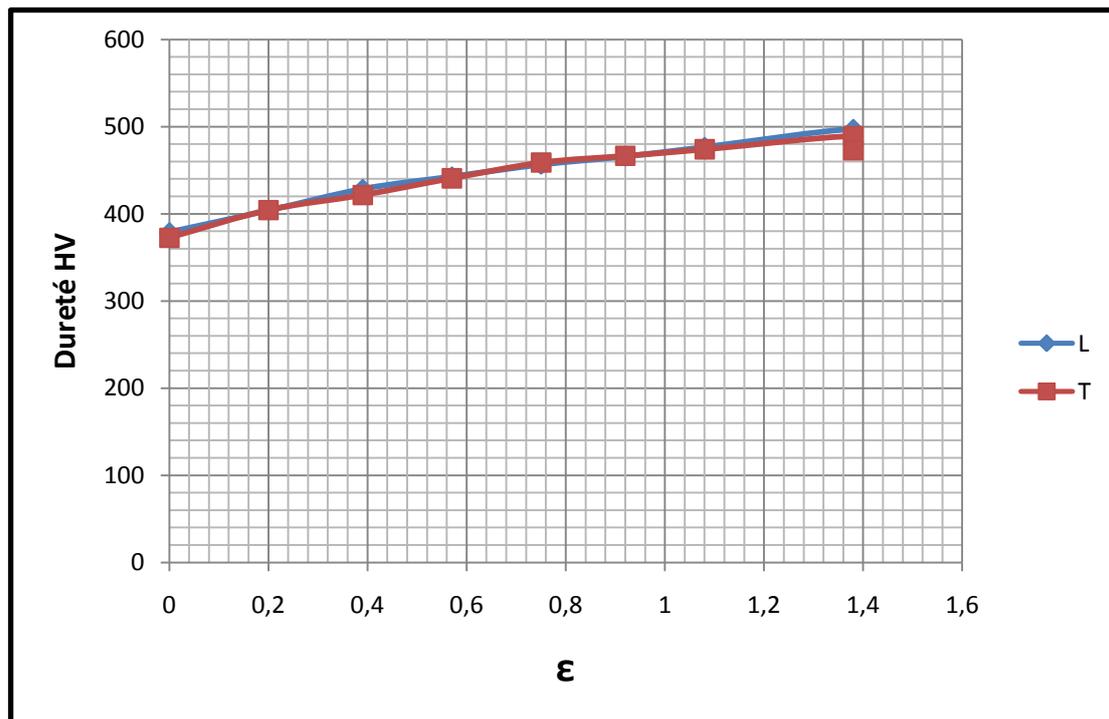


Figure VII-11 : courbe représentant la variation de la dureté en fonction des taux de déformations (ϵ).

a- Commentaires :

D'après les graphes précédents, nous remarquons que le fil machine (avant tréfilage) a des propriétés mécaniques élevées. Ces dernières augmentent après chaque passe de réduction, avec une augmentation plus rapide dans les trois premières passes. Il s'en suit un ralentissement dans les trois autres qui suivent. Mais juste après la filière de la ligne de stabilisation, les propriétés mécaniques commencent à reprendre une augmentation rapide. Enfin, après le traitement de stabilisation nous enregistrons une légère diminution des propriétés mécaniques due à la restauration de la microstructure à 420 °C pendant quelques secondes avant refroidissement à l'eau.

D'après le graphe VII-11, nous remarquons que les échantillons qui sont coupés selon la direction longitudinale du fil ont presque la même dureté que celle des échantillons qui sont coupés selon la direction transversale, ce qui signifie que notre acier est mécaniquement isotrope.

b- Interprétation :

L'utilisation du fil machine après tréfilage et traitement thermique comme armature dans les bétons précontraints exige des propriétés mécaniques élevées.

C'est ainsi qu'au cours de l'étirage du fil à travers la filière, nous avons une déformation plastique qui est à l'origine d'un mouvement de dislocations. Cette déformation provoque une modification générale de ses propriétés mécaniques, car sous l'effet combiné de la force

de traction appliquée au fil et de la compression latérale qui apparaît le long des parois de la filière comme une force de réaction, nous aurons une création d'autres dislocations qui interceptent le plan de glissement des dislocations mobiles. Ce phénomène est appelé durcissement structural par écrouissage, qui induit à une augmentation des propriétés mécaniques du fil tréfilé.

En plus de cela, d'après les formules (II.6) et (II.7) la contrainte (σ) varie proportionnellement avec le taux de déformation (ϵ) qui augmente après chaque passe de réduction (voir tableau VII-3). La formule (II.5) implique qu'en général la valeur de la limite élastique varie inversement avec la taille moyenne des grains. En combinant les effets d'écrouissage et de réduction de section, nous comprenons l'augmentation progressive des propriétés mécaniques d'une passe à l'autre. Cette augmentation est interrompue par le traitement de stabilisation qui élimine les contraintes résiduelles et abaisse la densité de dislocation sans affecter profondément les propriétés de l'acier.

D'après la formule (IV.7) le taux de déformation (ϵ) varie proportionnellement avec l'angle de filière optimal (α_{opt}) qui est égale à 10° pour les trois premières passes et 8° pour les autres passes de la ligne de tréfilage. C'est pour cela que l'augmentation des propriétés mécaniques dans les trois premières passes est plus rapide que dans les trois qui suivent où l'on remarque une légère diminution. Ces propriétés commencent toutefois à reprendre une augmentation rapide à cause du taux de réduction important de la section ($Z = 26,09\%$) dans la filière de la ligne de stabilisation (filière de tréfilage et de contre-tire) induisant une forte déformation ($\epsilon = 1,38$) qui est la plus importante de toutes les autres passes de réduction dans la ligne de tréfilage.

VII-5. Propriétés du fil tréfilé après traitement de recristallisation

Le tableau VII-4, regroupe les résultats de la dureté de tous les échantillons qui ont subi un traitement de recristallisation à une température de 580°C , pendant un temps de 3 minutes.

Caractéristiques mécaniques	Avant tréfilage	Ligne de tréfilage						Ligne de stabilisation	
	Fil machine $\epsilon=0$	1 ^{ère} passe $\epsilon=0.20$	2 ^{ème} passe $\epsilon=0.39$	3 ^{ème} passe $\epsilon=0.57$	4 ^{ème} passe $\epsilon=0.75$	5 ^{ème} passe $\epsilon=0.92$	6 ^{ème} passe $\epsilon=1.08$	avant traitement $\epsilon=1.38$	Après traitement $\epsilon=1.38$
Dureté HV sans traitement	372.63	404.30	424.50	439.70	458.70	466.40	473.90	489.02	472.63
Dureté HV (T) T=580°C t=3min	350.96	384.85	414.40	427.30	439.27	453.60	464.17	476.30	457.83

Tableau VII-4 : Dureté du fil tréfilé après traitement de recristallisation.

T = 580°C , $t_{rec} = 3$ min

Le tableau VII-5, regroupe les résultats de la dureté des échantillons du fil tréfilé, avec un taux de déformation constant ($\epsilon = 1,38$), après un traitement de recristallisation à une température de 580 °C et un temps qui variée entre 1 et 15 minutes.

t (min)	0	1	2	3	4	5	7	9	11	13	15
Dureté (HV)	489.02	482.30	4479.35	476.30	457.50	441.02	511.26	378.43	343.41	309.07	282.35

Tableau VII-5 : Dureté du fil tréfilé après traitement de recristallisation.
 $T = 580^{\circ}\text{C}$, $\epsilon = 1,38$ min

Nous représentons les résultats des tableaux VII-4 et VII-5 avec des courbes tracées sur les figures suivantes afin de faciliter leurs interprétations.

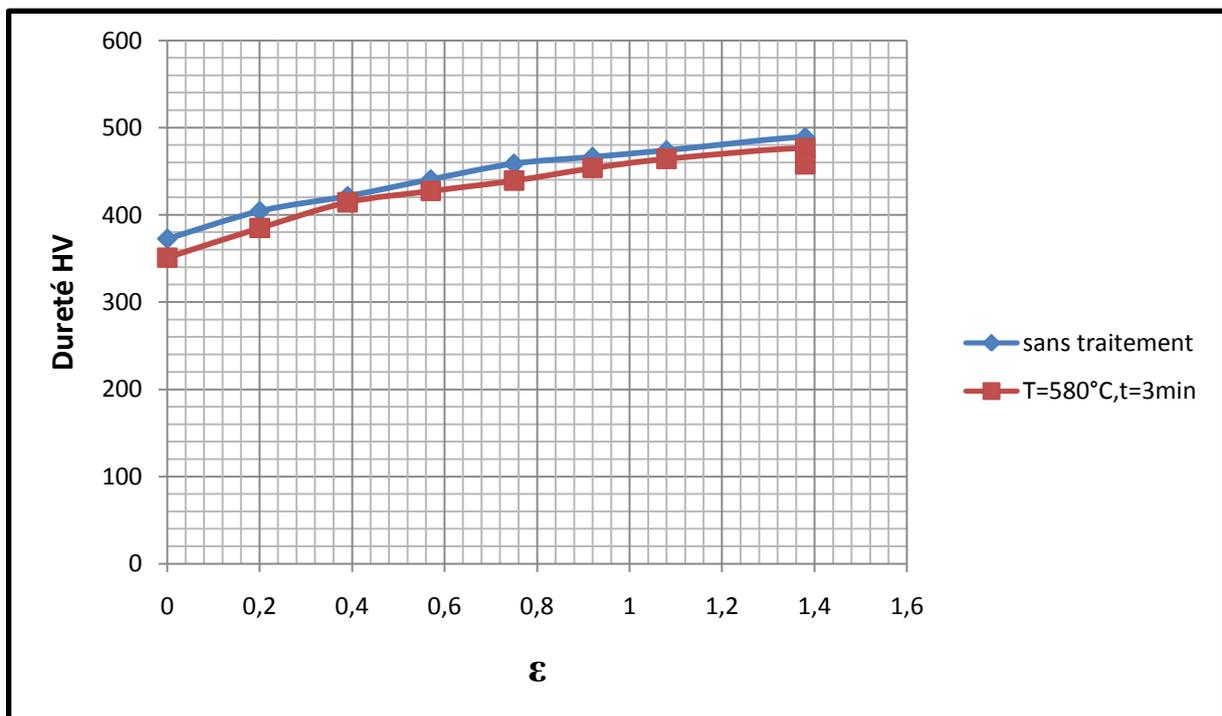


Figure VII-12 : Courbe représentant la variation de la dureté du fil tréfilé après un traitement de recristallisation, en fonction des taux de déformations.

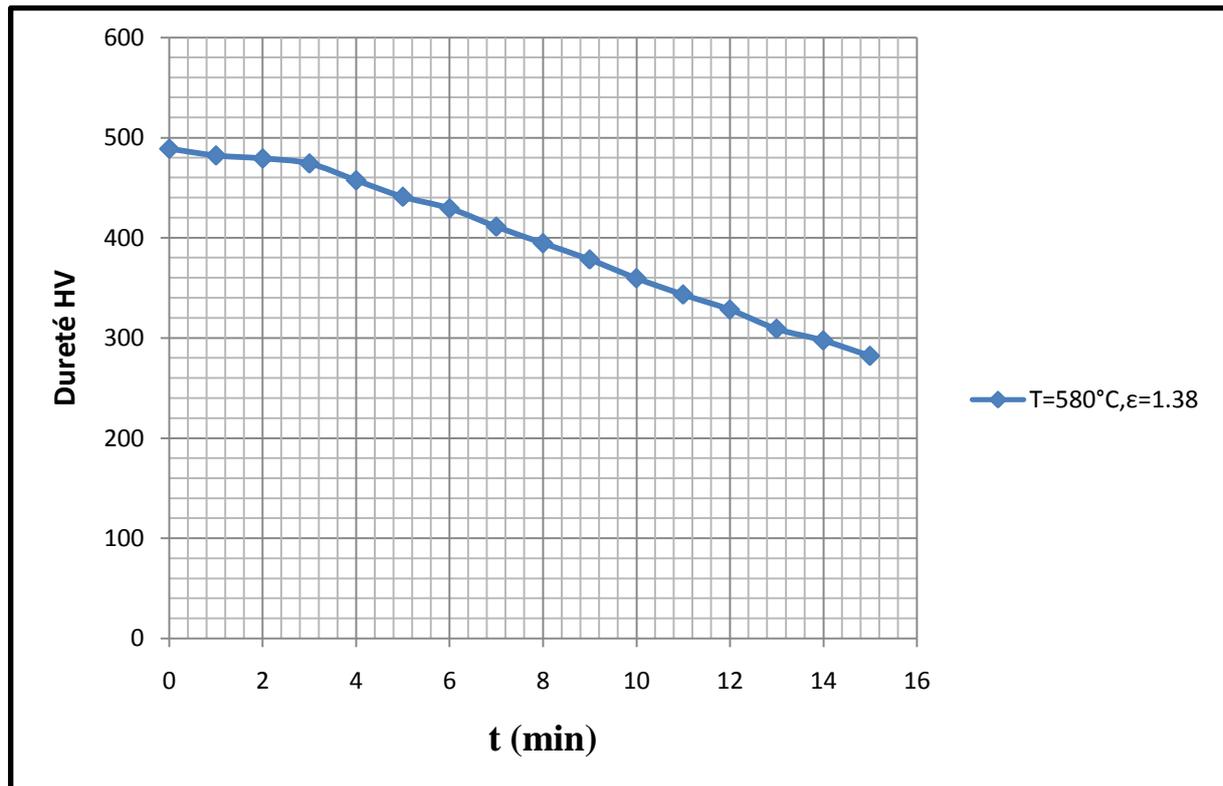


Figure VII-13 : Courbe représentant la variation de la dureté du fil tréfilé en fonction du temps de recristallisation.

a- Commentaires :

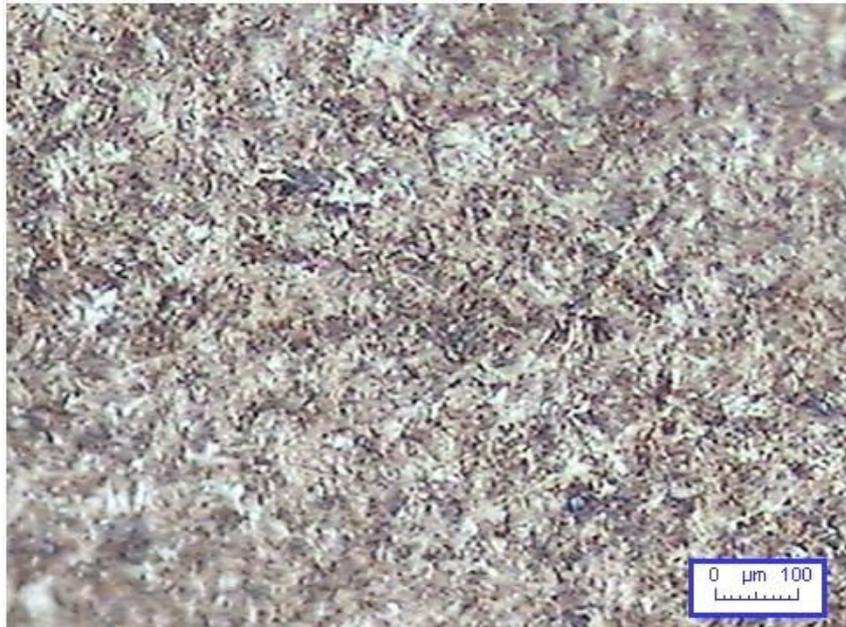
D'après le graphe VII-12, nous remarquons une légère diminution de la dureté de tous les échantillons, qui subissent un traitement de recristallisation à une température de 580°C pendant un temps de 3 minutes.

D'après le graphe VII-13, nous remarquons que la dureté varie inversement avec le temps de recuit. Dans l'intervalle de temps compris entre 0 et 3 min, la diminution de la dureté est lente, par contre au delà de 3 min, la diminution devient rapide.

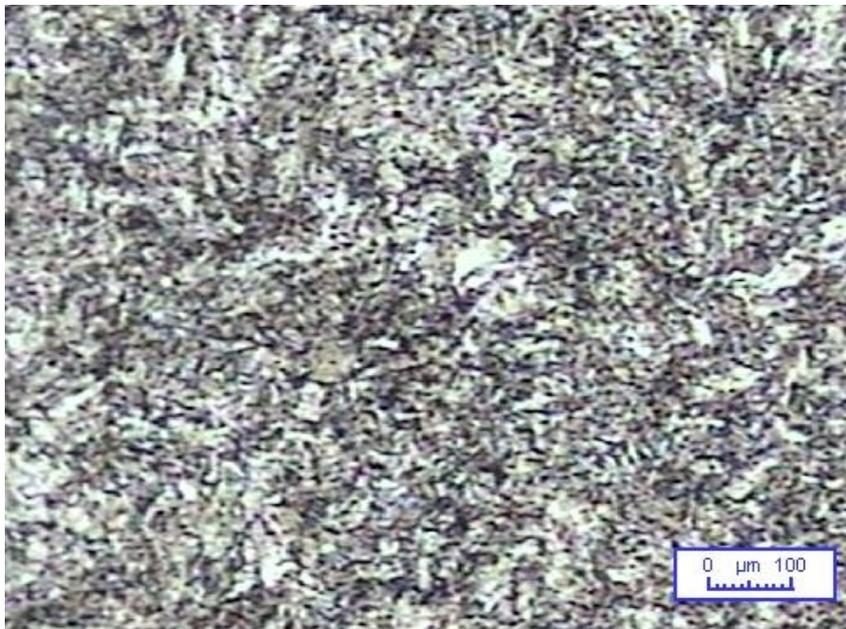
b- Interprétation :

Lorsqu'un métal a été écroui par déformation plastique, sa microstructure est perturbée et certaines de ses propriétés physiques et mécaniques sont altérées. Le métal n'est plus dans son état d'équilibre. La création des dislocations et des défauts ponctuels lors de l'écrouissage consomme de l'énergie, qui reste en grande partie emmagasinée dans le métal écroui. Il s'agit surtout de l'énergie élastique que l'on retrouve dans les champs des contraintes résiduelles et dans les contraintes propres des dislocations. Elle est la force motrice pour les phénomènes qui se déroulent lors de la restauration et de la recristallisation. Dans la plupart des métaux, cette énergie n'a aucun moyen de se manifester à température ambiante, parce que la mobilité des atomes est trop faible. Quand nous augmentons la température du métal écroui à 580°C,

son énergie emmagasinée joue son rôle de force motrice pour la restauration et la recristallisation qui contribue à remettre la microstructure en équilibre par la germination et la croissance des germes dans la matrice écrouie où la taille des grains croît, comme l'illustre la figure VII-14, en fonction du temps de recristallisation selon la formule (III.3). Donc la densité de dislocations diminue et par conséquent on a une diminution de la dureté.



(a) : sans traitement de recristallisation



(b) : avec traitement de recristallisation
(T = 580°C, t = 15 min)

Figure VII-14 : microstructure du fil tréfilé avec un taux de déformation $\epsilon=1,38$ (X 200).

Conclusion générale

CONCLUSION GÉNÉRALE

L'observation au microscope optique a permis de conclure que l'écroutissage par tréfilage à froid entraîne une déformation des grains par allongement dans la direction du tréfilage.

Ces grains, qui étaient orientés de façon aléatoire dans le fil machine (matière première), vont prendre une orientation parallèle à la direction de tréfilage. De même leurs formes, plus ou moins isotropes à l'état recristallisé dans le fil brut, tendent à augmenter dans le sens du tréfilage et à diminuer dans le sens perpendiculaire.

Ces changements de structure influent considérablement sur les propriétés mécaniques du fil dont : la dureté, la limite élastique, la résistance maximale, la résistance à la rupture, l'allongement et la striction.

Cependant, il faut noter que les programmes à réductions régulières par passes donnent des contraintes de tréfilage croissantes.

Bien que l'étirage à froid provoque une forte anisotropie structurale cependant, la dureté est presque constante dans les directions longitudinales et transversales du fil étiré.

En effet cette étude permet de prévoir le comportement du métal aux traitements thermiques effectués, tel que le traitement de stabilisation et le traitement de recristallisation, à travers les variations des propriétés du fil.

Un traitement de stabilisation à la fin de la dernière passe est suffisant pour réduire les contraintes résiduelles sans altérer profondément les propriétés obtenues par écroutissage.

Un traitement thermique de recristallisation entre les passes aurait des conséquences néfastes sur les propriétés mécaniques acquises par écroutissage.

Nous pensons qu'une étude détaillée de l'influence de la déformation à froid sur la structure du fil ne sera que bénéfique pour l'industrie du tréfilage dans la mesure où elle permettra une meilleure maîtrise des produits.

Etant donné que l'acier étudié se trouve à la limite des domaines hypo et hyper eutectoïde (0,809 %C), il nous a été difficile de distinguer entre les phases en présence (cémentite ou ferrite). C'est ainsi que nous avons constaté une grande différence entre les teneurs de la cémentite qui sont calculés par deux méthodes :

- Par la règle des segments inverses à travers la composition chimique de l'acier, où le taux de cémentite ne dépasse pas 1% ;
- Par la méthode du comptage systématique des phases à travers une photographie de la microstructure de l'acier, où le taux de cémentite est supérieur à 20%.

Pour que cette étude devienne plus fiable et plus précise, nous proposons une étude complémentaire sur la matière première utilisée dans ce sujet, représentée par un acier destinée pour armature de précontrainte du béton. L'étude devrait distinguer clairement la nature des phases en présence afin d'établir la meilleur relation possible entre les propriétés et la structure.

Finalement, nous pouvons dire qu'à l'issue de cette étude, les variables de tréfilage choisies par l'entreprise TREFISSOUD sont idéales pour l'obtention de propriétés mécaniques élevées. Cependant notre étude a montré qu'un traitement thermique à 580 °C pendant un temps ne dépassant pas les trois minutes ne réduit pas dramatiquement les propriétés mécanique. Il pourrait avoir un effet bénéfique sur la ductilité qui est une propriété importante des métaux. Cette ductilité peut améliorer la tenue à la traction du fil étiré pendant le processus de mise sous contrainte avant la coulée du béton, pour lequel ce fil est destiné.

Annexes

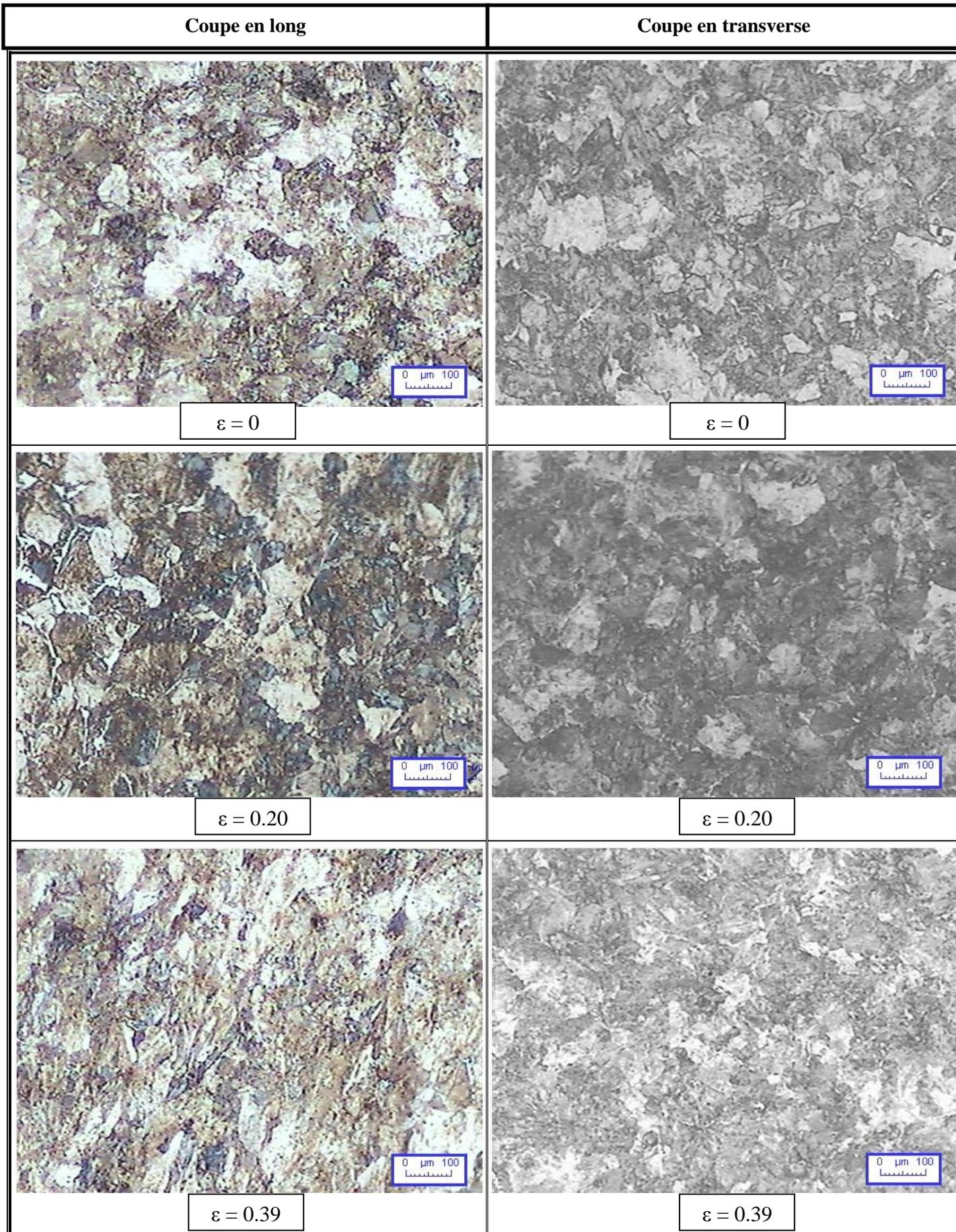


Figure A : microstructure du fil tréfilé avec différent un taux de déformation, X 200.

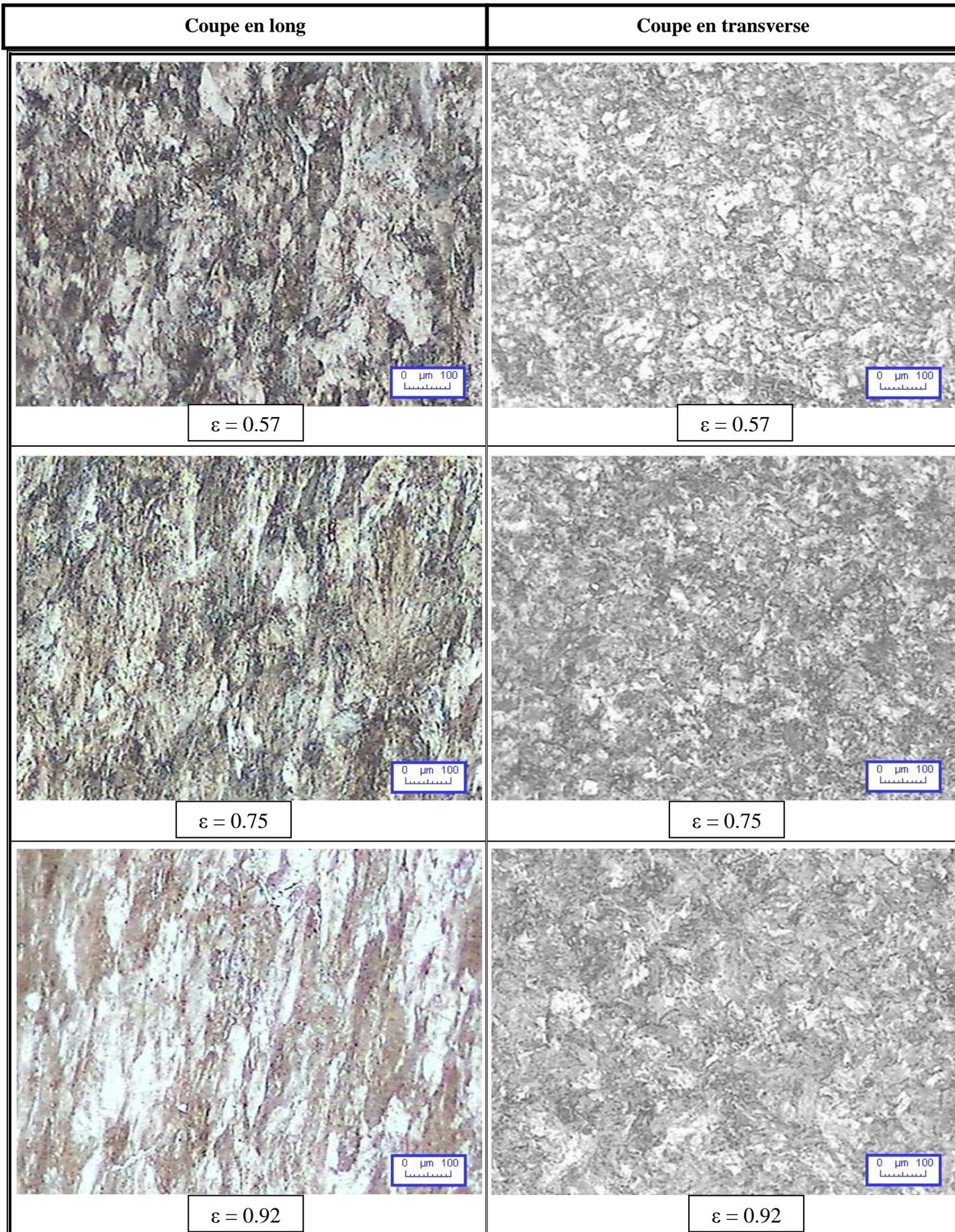


Figure B : microstructure du fil tréfilé avec différent un taux de déformation, X 200.

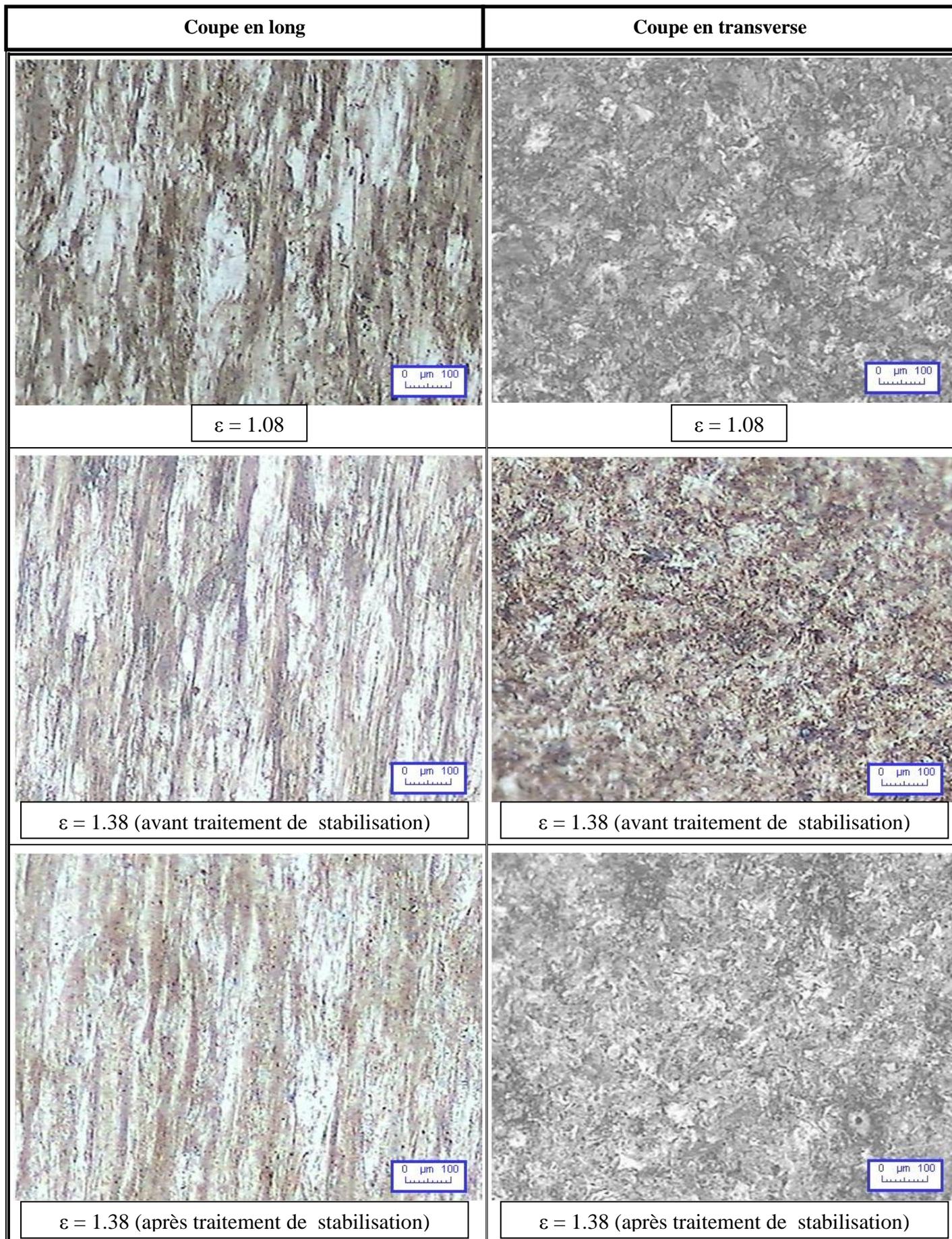


Figure C : microstructure du fil tréfilé avec différent un taux de déformation, X 200.

Démonstration de la formule V.2

On a : Poids de la couche de phosphate = $(P_1 - P_2) / S$

$$= [(P_1 - P_2) / S] (P_2/P_2)$$

Avec

- S : surface de l'échantillon qui est égale $S = \pi d L$.
- $P_2 = \rho V$.

D'où :

- d : diamètre d'échantillon.
- L : longueur d'échantillon.
- ρ : la masse volumique du fer.
- V : volume d'échantillon qui est égal $V = \pi (d^2/4) L$.

Donc

Poids de la couche de phosphate = $[(P_1 - P_2) / \pi d L] (\rho \pi (d^2/4) L / P_2)$

$$= [(P_1 - P_2) / P_2] \times (7850/4) \times d$$

$$= [(P_1 - P_2) / P_2] \times 1962 \times d$$

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] : H. Leiris. « Métaux et alliage ». Tome 1. Masson, 1971.
- [2] : G. Murry. « Aide-mémoire, Métallurgie, Métaux – Alliages – Propriétés ». Dunod, Paris. 2004.
- [3] : G. Béranger, G. Henry, G. Labbe et P. Soullignac. « Les aciers spéciaux ». Lavoisier, Paris. 1997.
- [4] : A. Rabey et B. Dagallier. « Les aciers spéciaux ». Semas, Paris. Octobre 197
- [5] : G. Lemasson et L. Blain. « Matériaux de construction ». Dunod. Sixième édition, 1993.
- [6] : F. Lamraoui. « Etude de l'influence des éléments d'alliage dans le traitement thermomécanique des aciers XC10 et P22 », Projet de Fin d'Etudes. Ecole Nationale Polytechnique, Département Métallurgie. 2007.
- [7] : W. K. Honeycombe. « The plastic deformation of metals ». Edward Arnold, Londres, 1968.
- [8] : J. Bénard, A. Michel, J. Philibert et J. Talbot. « Métallurgie générale ». Masson, Paris. 1991.
- [9] : Daniel Bouleau. « Durcissement des aciers – Mécanismes ». Technique de l'ingénieur. M4340. 10 mars 2002.
- [10] : F. Atmani. « Comportement électrochimique d'un dépôt PVD du titane sur l'acier inoxydable austénitique AISI 316L laminé à froid, en milieu physiologique simulé ». Thèse de Magister, Ecole Nationale Polytechnique, Département de Métallurgie. 2005.
- [11] : B. Jaoul. « Etude de la plasticité et application aux métaux ». Dunod, Paris. 1965.
- [12] : A. Zaoui. « Physique et mécanique de la mise en forme des métaux ». Presse du CNRS, Paris. 1990.
- [13] : Claude Leroux. « Guide de choix des traitements thermiques ». Dunod, Paris, 2004.
- [14] : A. Kahlouche. « Influence des variables thermomécaniques sur la structure et les propriétés mécanique d'acier doux ». Projet de Fin d'Etude, Ecole Nationale Polytechnique, Département Métallurgie. 2006.
- [15] : J. Haudin et F. Montheillet. « Déformation plastique et essais mécaniques – Notions fondamentales sur les matériaux ». SNPMD Editeur, Paris, 1989.
- [16] : Beranger et Guy. « Le livre de l'acier ». Lavoisier, 1994.
- [17] : Benard. « Métallurgie générale ». Masson et Cie, 1969.

[18] : Guy SIMONNET. « Tréfilage de l'acier ». Technique de l'ingénieur, réf M645, 10 avril 1996.

[19] : M. Bonzel. « Le tréfilage de l'acier ». Dunod. 1958.