

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

5/94

وزارة التربية الوطنية

MINISTERE DE L'EDUCATION NATIONALE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

**Optimisation des paramètres
d'un traitement thermique
des aciers utilisés dans la
fabrication des tubes étirés.**

Proposé par :
Entreprise Nationale de
Fabrication des tubes
minces ANABIB REGHAIA

Étudié par :
Mr LABSIR
KAMEL

Dirigé par :
Mr SALHI
ESSAID

PROMOTION
Septembre 1994

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التربية الوطنية

MINISTERE DE L'EDUCATION NATIONALE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE

الدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة - BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

**Optimisation des paramètres
d'un traitement thermique
des aciers utilisés dans la
fabrication des tubes étirés.**

Proposé par ;
Entreprise Nationale de
fabrication des tubes
minces ANABIB REGHAIA

Etudié par :
Mr LABSIR
KAMEL

Dirigé par :
Mr SALHI
ESSAID

PROMOTION
Septembre 1994

E. N. P 10, Avenue Hassen Badi - EL-HARRACH - ALGER

DEDICACES

Je dédie ce mémoire :

A mes très chers parents,

à mes très chers frères et soeurs,

à mes amis,

et à tous ceux que j'aime .

Kamel Labsir

REMERCIEMENTS

Je tiens à exprimer mes chaleureux remerciements à mon promoteur Mr : SALHI ESSAID, pour ses judicieux conseils et sa précieuse aide tout au long de ce travail.

Je tiens également à exprimer ma vive gratitude à l'ensemble du personnel de laboratoire central de C.V.I ROUIBA, pour l'excellent accueil qui m'a été réservé, pour les moyens mis à ma disposition et pour l'aide qu'ils m'ont apporté pour la réalisation de ce travail.

J'exprime ma reconnaissance à tous les professeurs du département métallurgie qui ont contribué à ma formation.

Je voudrais présenter mes remerciements à tous les membres de service contrôle et qualité de l'entreprise nationale de fabrication des tubes minces de REGHAIA pour leur aide et leur encouragement.

Aussi, je tiens à présenter mes remerciements aux techniciens de laboratoire de métallurgie : KHALED et ABD-ENNOUR.

Enfin, à tous ceux qui, de près ou de loin, m'ont encouragé et soutenu à l'élaboration de ce travail, qu'ils trouvent ici l'expression de ma profonde gratitude.

SOMMAIRE

	Page.
Introduction.	1
Partie théorique :	
Chapitre 1 : Aperçu sur la fabrication des tubes étirés.	
1.1 : Introduction.	2
1.2 : Les différentes étapes du procédé d'étirage.	2
1.3 : Les paramètres d'étirage.	6
Chapitre 2 : Déformation plastique à froid.	
2.1 : Introduction.	8
2.2 : Mécanisme de l'écrouissage.	8
2.3 : Propriétés de l'état écroui.	9
Chapitre 3 : Traitements thermiques.	
3.1 : Notions sur le diagramme d'équilibre Fer-carbone.	11
3.2 : Notions sur l'austénisation des aciers.	13
3.3 : Influence de la microstructure sur les propriétés mécaniques.	17
3.4 : Traitements thermiques.	19
3.4.1 : Recuits.	19
3.4.2 : Trempe.	22
3.4.3 : Revenu.	23
Partie pratique :	
Chapitre 1 : Techniques expérimentales.	
1.1 : Matériaux utilisés.	24
1.2 : Préparation des échantillons.	24

1.3 : Analyse chimique des échantillons.	24
1.4 : Traitement thermique.	25
1.5 : Four du traitement de recuit.	29
1.6 : Essais mécaniques.	29
1.7 : Etude métallographique.	31
Chapitre 2 : Résultats et interprétations.	
2.1 : Résultats d'analyse chimique des échantillons.	33
2.2 : Résultats de l'étude des aciers avant traitement thermique.	33
2.2.1 : Résultats de l'étude de l'acier à 0.108% C.	33
2.2.2 : Résultats de l'étude de l'acier à 0.085% C.	36
2.3 : Résultats de l'étude des aciers après traitement thermique.	39
2.3.1 : Résultats de l'étude de l'acier à 0.108% C.	39
2.3.2 : Résultats de l'étude de l'acier à 0.085% C.	56
2.4 : Conditions optimales.	65
CONCLUSION.	68
BIBLIOGRAPHIE.	70

LISTE DES ABBREVIATIONS UTILISEES.

A: austénite.

F: ferrite.

P: perlite.

Fe₃c: cémentite.

Ac₁: température à laquelle l'austénite commence à se former au cours du chauffage.

Ac₃: température à laquelle la ferrite achève de se transformer en austénite au cours du chauffage.

Ae₁: température d'équilibre définissant la limite inférieure du domaine d'existence de l'austénite.

Ae₃: température d'équilibre définissant la limite supérieure du domaine d'existence de la ferrite.

Ms : température à laquelle l'austénite commence à se transformer en martensite au cours du refroidissement.

Ae_m: température d'équilibre définissant la limite supérieure du domaine d'existence de la cémentite dans un acier hypereutectoïde.

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

INTRODUCTION

INTRODUCTION :

La déformation plastique à froid des aciers considérée dans son ensemble, n'aurait pas d'autant d'importance sans l'application d'un traitement thermique approprié qui vise à faciliter la mise en forme.

La notion du traitement thermique recouvre un ensemble d'opérations, ayant pour but des transformations structurales bien définies pour conférer à l'acier des propriétés mécaniques désirées.

Dans le domaine du traitement, le choix des paramètres du procédé thermique a une importance capitale dans l'obtention des résultats souhaités concernant la nature et la forme de la structure et les propriétés mécaniques qui en résultent.

L'objet de notre étude se résume dans la détermination des conditions optimales du traitement thermique utilisé avant l'opération d'étirage pour assurer une bonne aptitude à la mise en forme à froid.

En effet, dans notre travail nous avons déterminé l'évolution des caractéristiques mécaniques ainsi que la structure de deux nuances d'aciers au carbone, utilisés dans la fabrication des tubes étirés, pour différents températures et temps de chauffage de traitement thermique.

Notre travail, comprend une étude bibliographique et une partie pratique suivie d'une interprétation, à partir desquelles nous tirons une conclusion.

PARTIE THEORIQUE

**CHAPITRE 1 : Aperçu sur la fabrication
des tubes étirés .**

**CHAPITRE 2 : Déformation plastique à
froid .**

CHAPITRE 3 : Traitements thermiques .

CHAPITRE 1

Aperçu sur la fabrication des tubes étirés

1.1 INTRODUCTION :

L'étirage des métaux et alliages compte parmi les procédés industriels de mise en forme les plus utilisés dans le domaine de l'industrie moderne. Il consiste en une déformation plastique à froid par traction et compression à travers une filière et un mandrin, permettant ainsi, l'obtention des tubes de différents diamètres et épaisseurs avec de très bonnes tolérances et qui présentent des caractéristiques mécaniques améliorées par écrouissage.

La figure 1 présente le principe et le procédé technologique de l'étirage.

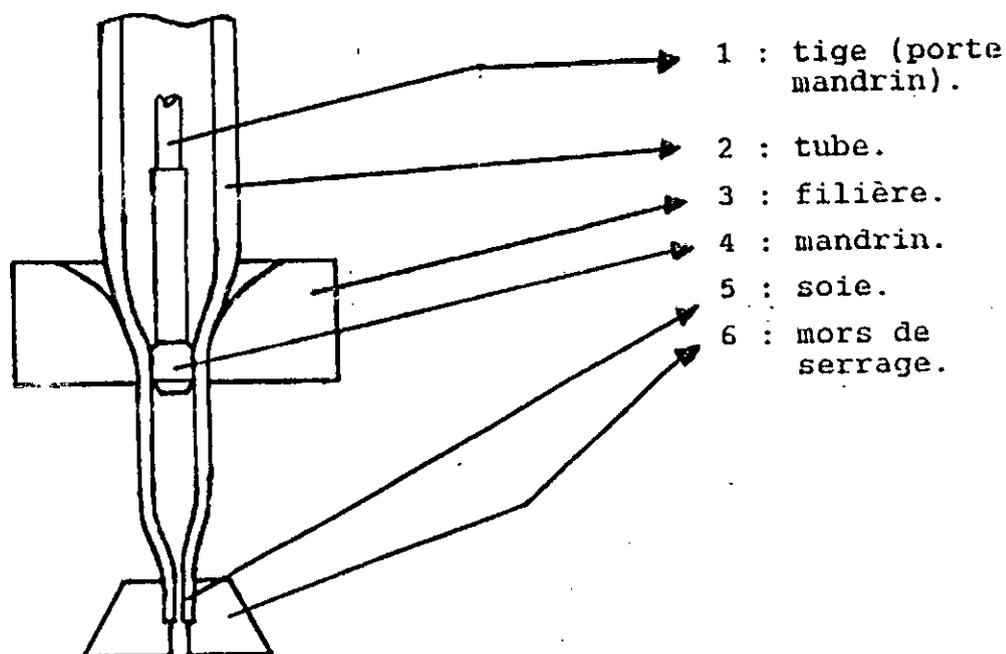


Figure 1 : principe et procédé technologique de l'étirage. (13)

1.2 LES DIFFERENTES ETAPES DU PROCEDE D'ETIRAGE :

Avant que le tube soit introduit au niveau du banc d'étirage pour l'étirer, il subit plusieurs opérations.

1.2.1 Formation du tube ébauche :

Le tube ébauche est formé à partir du feuillard enroulé en bobine.

En effet, chaque bobine est emmenée au moyen d'une potence équipée d'un palan électrique sur le mandrin du dérouleur pour le déroulage du feuillard dont son extrémité est introduite par un opérateur directement dans la redresseuse.

La bobine déroulée et redressée, est introduite dans un accumulateur spiral afin de constituer la réserve qui permet à la ligne à tubes de fonctionner en continue. A la sortie de l'accumulateur spiral, le feuillard passe à travers des galets formeurs par passes successives qui lui donnent la forme du tube par rapprochement des deux lèvres du feuillard.

Le tube ainsi formé, est soudé par induction à haute fréquence, le cordon de soudure extérieur est raclé et le tube est refroidi avant d'être calibré. Le calibrage du tube se fait par passes décroissantes à travers des galets calibreurs.

Le tube ainsi formé et calibré, passe par des galets dresseurs afin de régler la rectitude. Ensuite, il subit un essai non destructif pour le contrôle de la conformité du cordon de soudure.

1.2.2 Traitement thermique :

La coupe s'effectue en marche, par synchronisation avec la vitesse de défilement du tube, par une tronçonneuse à fraise-scie. Les tubes ainsi coupés sont introduits dans un four tunnel, ou four à tapis roulant à enfournement par une porte et défournement par une autre porte opposée.

Le programme de chauffage est réglé pour que l'opération soit terminée quand les tubes ont traversé toute la longueur du four.

1.2.3 Traitement de surface :

Ce traitement est appliqué dans le but d'éviter le grippage entre le tube et les outils (mandrin et filière), et le soudage à froid dû à l'échauffement excessif du tube. Il consiste en une phosphatation au zinc suivie d'une lubrification.

1.2.3.1 Gamme classique du traitement de surface :

Elle est définie par:

- Un décapage à l'acide sulfurique avec inhibiteur, température: 70°C.
- Un rinçage à l'eau chaude, température: 50°C, puis à l'eau froide, température: 20°C.
- Une phosphatation au zinc, température: 70°C à 80°C. (elle permet d'avoir une meilleure adhérence du lubrifiant sur le tube.)
- Un rinçage neutralisant, température: 20°C à 50°C.
- Une lubrification au stéarate du sodium, température: 80°C à 90°C.

1.2.4 Réalisation du soie :

Une extrémité du tube est rétrécie à un diamètre inférieur à celui de la filière pour pouvoir traverser cette dernière et être saisie dans les mâchoires du chariot d'étirage.

La figure 2 présente un banc d'étirage à barillet utilisé à l'entreprise de fabrication des tubes minces de REGHAIA.

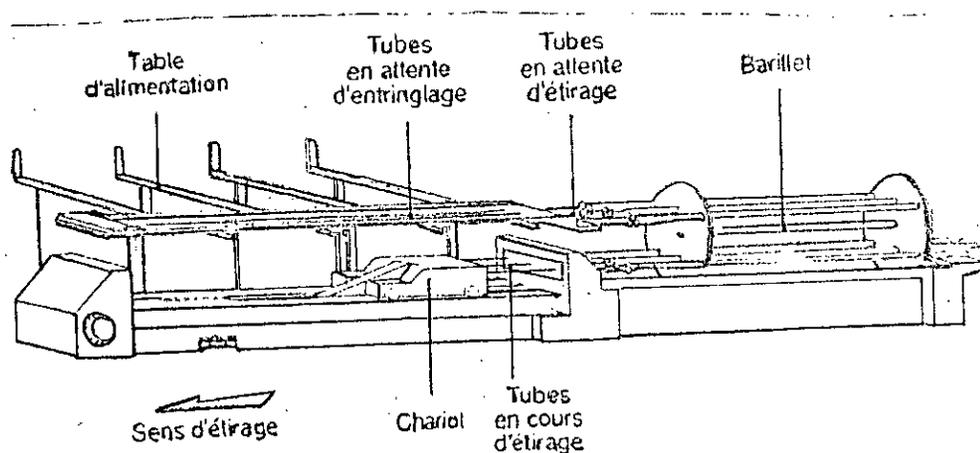


Figure 2 : banc d'étrirage à barillet. (13)

1.3 LES PARAMETRES D'ETIRAGE :

1.3.1 Force d'étirage :

L'effort de traction d'un banc à étirer devra être supérieur à la limite élastique du métal à étirer, sans que la réduction de diamètre de chaque passage d'étirage exige un effort dépassant la charge de rupture. C'est au voisinage de la charge de rupture que l'écroutissage est maximal; la finesse du grain est telle que le métal présente alors une capacité de déformation minimale; l'étirage devient donc impossible sans une recristallisation du métal.

1.3.2 Filière d'étirage :

Elle joue un rôle prépondérant pour obtenir des tolérances rigoureuses et des surfaces lisses sans rayures. Elle doit avoir une forme qui favorise l'écoulement du métal. Si l'angle de glissement est trop grand, le métal travaille au cisaillement; l'étirage ne commence à se produire que dans la partie resserrée de l'orifice.

Au contraire si l'angle d'attaque est insuffisamment ouvert, la surface de contact est exagérée, le métal étiré se coince dans la filière. Généralement, on utilise des filières dont l'angle d'ouverture est de 26° .

1.3.3 Mandrins :

Il existe plusieurs types de mandrin utilisés lors de l'étirage. Parmi ces types, on distingue:

A) Mandrin cylindrique :

Ce type de mandrin est utilisé pour des réductions moyennes. Il permet d'obtenir une bonne qualité de surface et une bonne tolérance.

B) Mandrin biconique :

Ce type de mandrin comprend une partie conique et une partie cylindrique. Il permet d'obtenir des surfaces intérieures de bonne qualité.

CHAPITRE 2 : Déformation plastique à froid .

2.1 INTRODUCTION :

La déformation plastique à froid des métaux et alliages conduit d'une manière générale, à de changement structural et des propriétés physiques et mécaniques. Elle se fait généralement par glissement selon des plans réticulaires et des directions d'orientations particulières. Un plan et une direction de glissement constituent un système de glissement.

En effet, un métal écroui est caractérisé par une structure formée de grains fins allongés et orientés suivant la direction de l'effort appliqué et par une haute densité de défauts. Il présente un durcissement et une fragilité aussi importante que la déformation plastique est si grande, ceci peut nuire au comportement du métal dans certaines conditions d'utilisations. C'est pourquoi, il est nécessaire de procéder par des traitements thermiques appropriés pour obtenir une structure plus équilibrée et éliminer ainsi l'écrouissage.

2.2 MECANISME DE L'ECROUISSAGE :

Lorsqu'on déforme plastiquement un métal ou un alliage, les cristaux de celui-ci se cisailent suivant certains plans en formant des tranches qui glissent les unes sur les autres.

En effet, le glissement est le résultat du passage dans le plan de glissement d'un très grand nombre de défauts cristallins appelés: dislocations dont la plupart restent bloquées à l'intérieur. Ce blocage peut provenir de l'existence des joints de grains, d'une deuxième phase (précipités) et de dislocations provenant de différents glissements. Les dislocations bloquées vont eux mêmes constituer un obstacle pour d'autres dislocations de sorte que leur nombre croît constamment au cours de la déformation, rendant de plus en plus difficile le déplacement des nouvelles dislocations , et par conséquent, la déformation plastique devient difficile. Le métal est dit écroui.

Le tableau n°1: donne le système de glissement pour les différentes structures cristallines.

Structures cristallines	Plans de glissement	Directions de glissement
C.F.C	111	110
C.C	110 112 123	111 111 111
H.C	0001 10 $\bar{1}$ 0 10 $\bar{1}$ 1	11 $\bar{2}$ 0 11 $\bar{2}$ 0 11 $\bar{2}$ 0

Tableau n°1 : système de glissement pour les différentes structures cristallines. (1)

2.3 PROPRIETES DE L'ETAT ECROUI :

A l'état écroui, le métal emmagasine une certaine quantité d'énergie et contient une forte densité de dislocations et de défauts ponctuels qui rend son état métastable. Son chauffage à une température pendant une durée convenablement choisie provoque un retour aux propriétés et à la structure la plus stable.

Généralement, La déformation plastique à froid d'un métal entraîne:

- L'allongement des grains parallèlement à la direction de la contrainte, les grains seront de plus en plus minces et pour un taux de déformation important la structure devient fibreuse.

- L'orientation de la structure par rapport à la direction de la contrainte principale, ce qui conduit à la présence d'une texture d'écroutissage.

- L'augmentation de la concentration des défauts ponctuels et leur regroupement autour des dislocations et des joints de grains.

- L'augmentation de la densité des dislocations et leur accumulation dans les joints de grains.

- L'augmentation de la résistivité électrique due à la présence des défauts ponctuels et des dislocations.

- L'augmentation des propriétés caractérisant la résistance telles que: la limite élastique, la résistance à la rupture et la dureté, et la diminution des propriétés caractérisant la ductilité telles que: l'allongement et la résilience.

CHAPITRE 3 : Traitements thermiques .

3.1 NOTIONS SUR LE DIAGRAMME D'EQUILIBRE FER-CARBONE : (équilibre Fe-Fe₃C).

Les propriétés d'un matériau métallique dépendent des transformations qui se produisent et qui s'accompagnent d'une modification de la nature et du nombre de phases en présence.

L'étude de ces transformations est basée sur la connaissance des diagrammes d'équilibres.

3.1.1 Description générale :

Le diagramme d'équilibre fer-cémentite permet de décrire les structures des aciers, comme le montre la figure 3.

On distingue sur ce diagramme réstreint au domaine des aciers à l'état solide, des limites aux frontières délimitant dans le plan température-composition un certain nombre de domaines à l'intérieur desquels est stable à l'équilibre soit une seule phase, soit un mélange de deux phases. L'austénite, la ferrite et la cémentite sont les trois phases du diagramme métastable.

- L'austénite : c'est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer gamma, elle est stable aux hautes températures. La solubilité limite du carbone dans le fer gamma est de 2.11% C. Elle possède une structure cubique à faces centrées.

- La ferrite : c'est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer alpha, elle est stable aux basses températures et possède une structure cubique centrée. La solubilité limite du carbone dans le fer alpha est de 0.022% C.

- La cémentite : de composition chimique Fe₃C , elle possède une structure orthorhombique et constitue l'un des composés de la perlite. Elle peut apparaître sous forme lamellaire ou globulaire selon le mode de refroidissement.

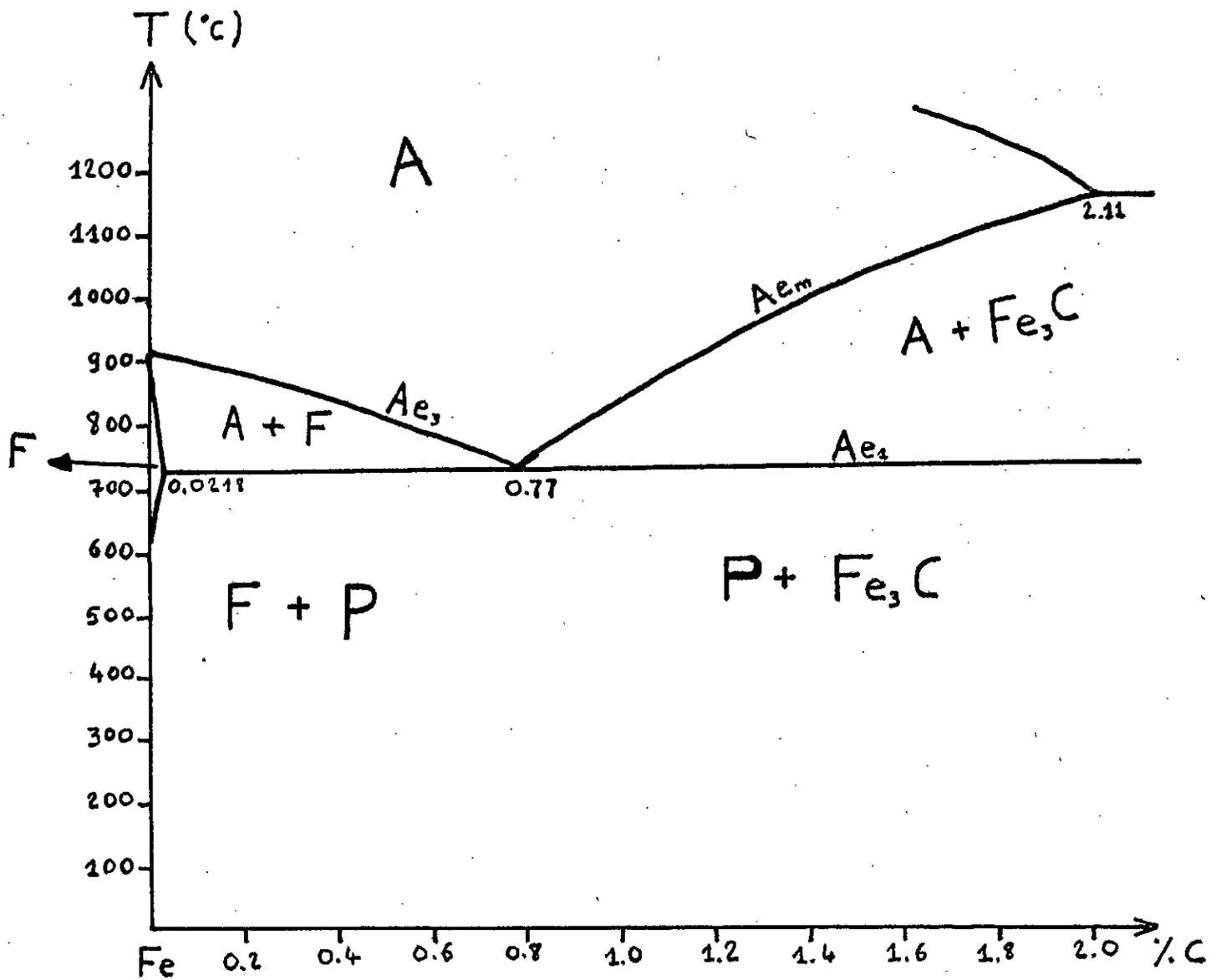


Figure 3 : diagramme d'équilibre Fer-Carbone (Fer-cémentite). (10)

3.1.2 Influence des éléments d'alliages sur les points de transformations :

Les éléments d'alliages modifient le processus de la décomposition de l'austénite; parmi ces éléments, on distingue ceux qui stabilisent l'austénite; ce sont des éléments gammagènes (exemple: Ni, Mn...) et ceux qui stabilisent la ferrite; ce sont des éléments alphagènes (exemple: Si, Cr, Mo, V, W, Nb.....).

Cette influence se manifeste par le déplacement des lignes séparant les domaines de stabilités des différentes phases dans le diagramme d'équilibre Fe-Fe₃C.

En général, pour les aciers au carbone non alliés, l'existence des éléments normaux d'élaboration tels que : Mn, Si, S, P, Cu, Al, N..., en faibles proportions, n'affectent pas les points de transformations; ils se présentent soit en combinaison dans des inclusions (exemple: la présence de MnS aux joints des grains de la ferrite.) , soit en solution solide dans la ferrite; dans ce dernier cas, leur présence affecte considérablement le comportement mécanique.

La figure 4 présente l'influence des éléments en solution solide dans la ferrite sur la limite d'élasticité.

3.2 NOTIONS SUR L'AUSTENISATION DES ACIERS :

L'austénisation des aciers se fait différemment suivant la teneur en carbone; son rôle, c'est de permettre la transformation complète de fer alpha en fer gamma ainsi que la mise en solution des éléments d'alliages précipités sous forme de carbures.

En effet, pour les aciers hypoeutectoïdes (%C < 0.77%), elle se fait par chauffage de l'acier au-dessus de Ac₃; généralement de 30 à 50°C. Pour les aciers hypereutectoïdes (0.77% < %C < 2%), elle se fait par chauffage de l'acier au-dessus de Ac₁ environ de 50°C.

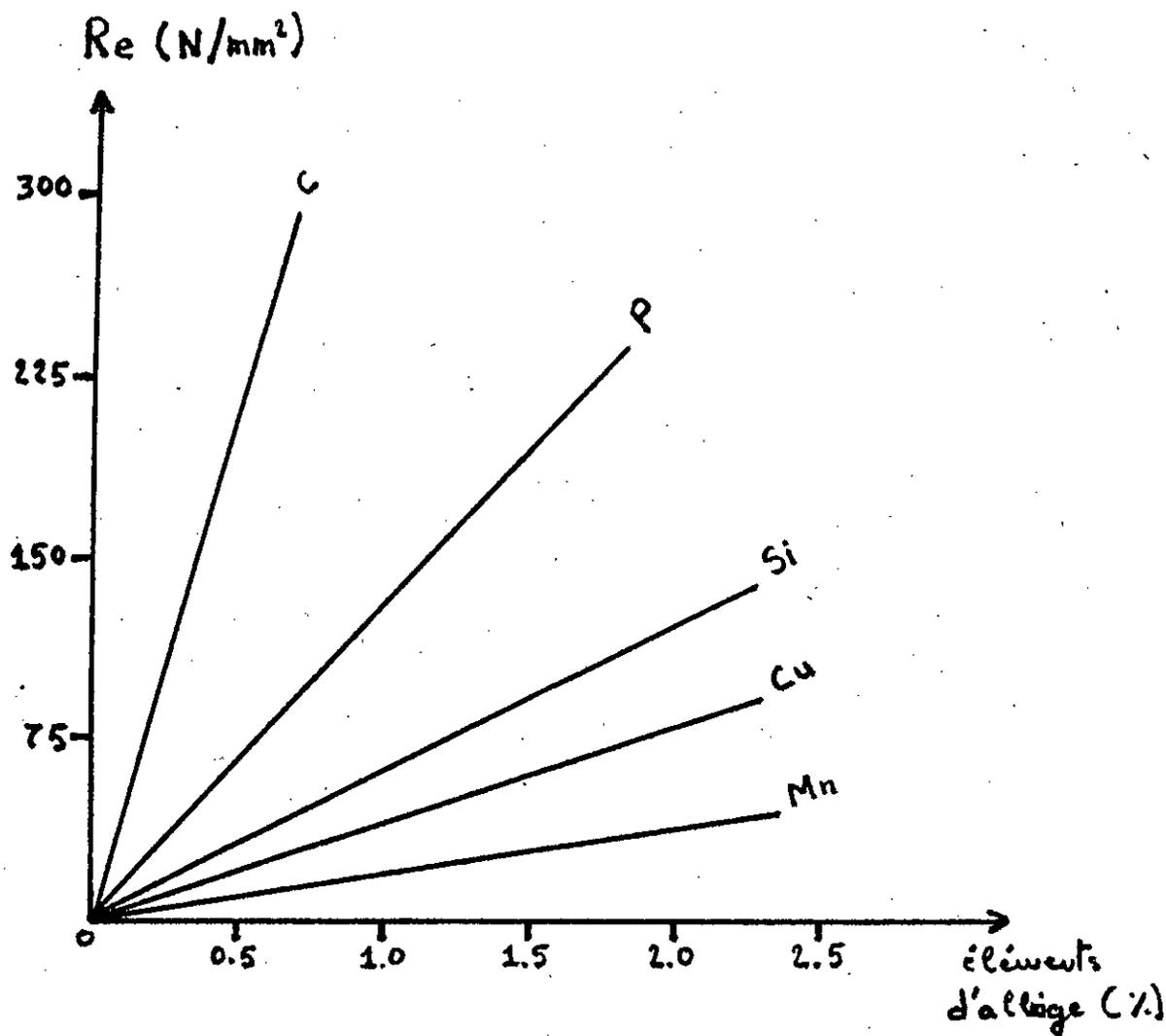


Figure 4 : influence des éléments en solution solide dans la ferrite sur la limite d'élasticité. (14)

3.2.1 Paramètres d'austénisation :

Les paramètres essentiels qui déterminent la nature de la transformation sont : la température et le temps de chauffage.

La température dépend de la composition chimique de l'acier ainsi que de la nature des carbures formés, par contre, le temps de chauffage dépend de la dimension des pièces à traiter, du mode de chauffage ainsi que de l'arrangement des pièces dans le four.

Un temps de chauffage convenable est choisi de telle manière de permettre une homogénéisation complète de la température, tout en évitant le grossissement exagéré du grain austénitique.

En effet, le grossissement du grain austénitique est un phénomène thermiquement activé lié aux paramètres d'austénisation.

3.2.2 Transformations de l'austénite :

Elles interviennent au cours du refroidissement qui suit le traitement thermique; les produits de décomposition, plus ou moins stables à la température ambiante, présentent des structures variées.

Les types de structures formées dépendent, le plus souvent, de la vitesse de refroidissement. En effet, pour des vitesses lentes, la transformation se fait par un processus de germination et croissance; elle conduit à la formation d'une structure perlitique pour l'acier eutectoïde, d'une structure ferrito-perlitique pour les aciers hypoeutectoïdes et d'une structure formée de perlite et de cémentite pour les aciers hypereutectoïdes.

Lorsque la vitesse de refroidissement est élevée, la transformation s'effectue non pas par diffusion mais par cisaillement; elle débute à partir de la température M_s et conduit à une structure martensitique.

La définition de la perlite et de la martensite est:

- Perlite : c'est un agrégat de fer et de carbure de fer; chaque grain est constitué par des lamelles de ferrite alternées avec des lamelles de cémentite. La distance interlamellaire de ferrite et de cémentite décroît avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement, par conséquent, la dureté augmente.

- Martensite : C'est une solution solide de carbone dans le fer alpha; elle est très dure mais aussi très fragile, elle présente une structure en aiguille.

La figure 5 schématise l'influence de la vitesse de refroidissement (V_r) sur la température de début de transformation de l'austénite (A_r) et sur les types de structures obtenues. Sur cette figure est également reportée l'évolution de la dureté (H).

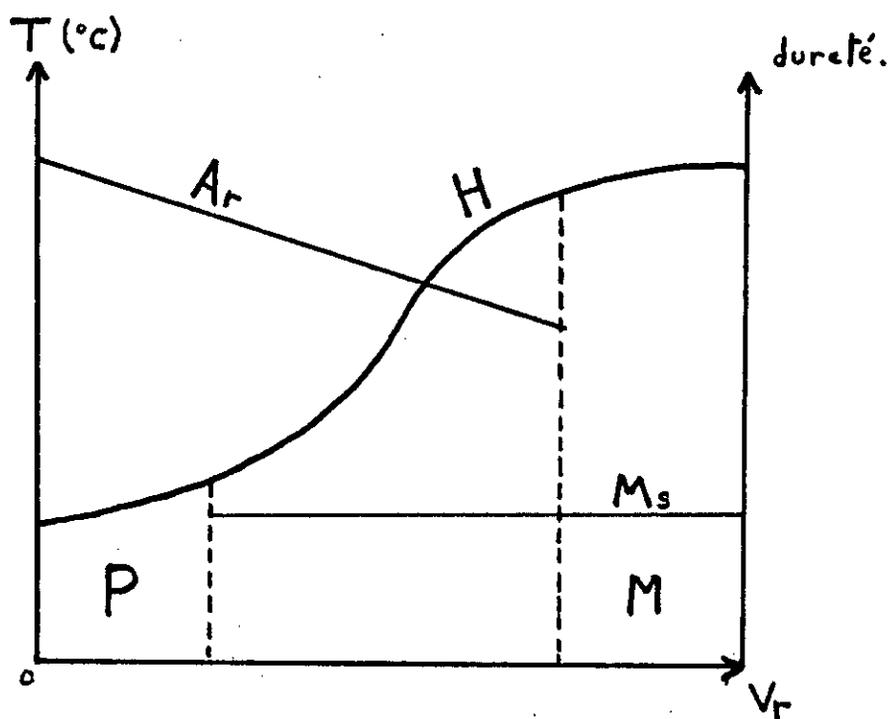


Figure 5 : influence de la vitesse de refroidissement sur la structure et la dureté. (4)

3.3 Influence de la microstructure sur les propriétés mécaniques:

La microstructure des aciers influe beaucoup sur les propriétés mécaniques; c'est ainsi que pour le cas des aciers à faible teneur en carbone, la dimension moyenne du grain ferritique est considérée comme le paramètre primordial qui affecte les propriétés mécaniques, elle dépend dans une large mesure de la vitesse de refroidissement et des paramètres d'austénisation.

En effet, plus la vitesse de refroidissement est faible, plus le grain ferritique est gros et inversement, plus la vitesse de refroidissement est grande, plus le grain ferritique est fin.

Les joints des grains de la ferrite jouent un rôle important sur les propriétés mécaniques car ils constituent des barrières extrêmement fortes pour le déplacement des dislocations.

Ainsi, les carbures peuvent influencer sur les propriétés mécaniques selon leur forme qui peut être lamellaire ou globulaire.

La forme globulaire permet une grande aptitude à la déformation à froid à cause du déplacement facile des dislocations.

La figure 6 montre l'influence de la grosseur du grain ferritique sur la limite élastique.

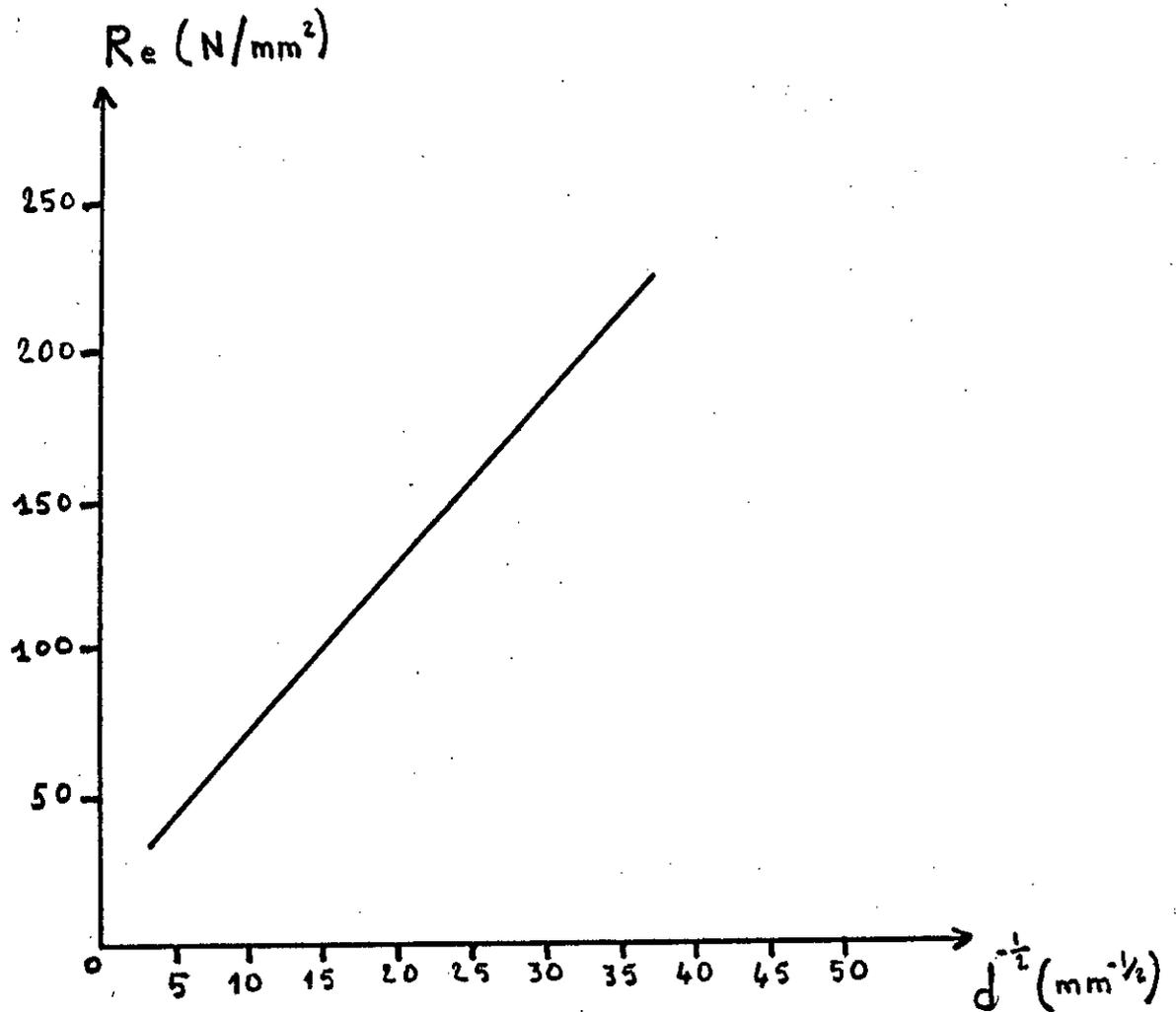


Figure 6 : influence de la grosseur du grain ferritique sur la limite élastique. (15)

3.4 TRAITEMENTS THERMIQUES :

Les traitements thermiques ont pour but de communiquer à l'acier les meilleures propriétés en vue de son emploi. Ils permettent d'agir dans une large mesure sur les caractéristiques mécaniques de l'acier.

3.4.1 Recuits :

Les traitements de recuits présentent une grande diversité, certains d'eux sont mis en oeuvre pour éliminer les hétérogénéités structurales et chimiques dans les pièces brutes de fonderie ou de forge, et d'autres sont utilisés pour obtenir des structures dont les caractéristiques mécaniques répondent à la manière la plus satisfaisante à l'utilisation dans l'industrie; on distingue:

3.4.1.1 Recuit de normalisation :

Ce type de recuit consiste en un chauffage à une température supérieure à A_{c_3} et un refroidissement à l'air calme.

La structure ferrito-perlitique obtenue correspond à des grains ferritiques fins et à de faibles espacements lamellaires dans la perlite.

3.4.1.2 Recuit complet :

On parle de recuit complet lorsque le refroidissement est aussi long que le permet la pratique industrielle. Il consiste en une austénisation au-dessus de A_{c_3} ; on obtient une structure de ferrite et de perlite relativement grossière, par conséquent, on aura une résistance à la rupture, une limite élastique et une dureté faibles, et une ductilité élevée.

3.4.1.3 Recuit de régénération :

On l'appelle aussi recuit d'affinement des grains , ce traitement comprend un chauffage à une température juste suffisante pour obtenir une austénite homogène suivi d'un refroidissement à une vitesse convenable.

3.4.1.4 Recuit d'adoucissement :

Ce type de recuit consiste en un chauffage juste au-dessous de A_{c1} , un maintien prolongé à cette température suivi d'un refroidissement lent permet d'obtenir une matrice ferritique où se disperse de la cémentite globulaire.

3.4.1.5 Recuit de restauration :

Pendant la restauration, il n'y a pas création de nouveaux grains, mais seulement réduction du nombre de défauts ponctuels et diminution de la densité de dislocations et réarrangement de ceux-ci en nouvelles configurations formant alors des parois délimitant les cellules d'écrouissage ou sous-joints de grains.

Le processus de restauration n'agit pas de la même manière sur les différentes propriétés et sur la structure. C'est ainsi qu'après chauffage d'un matériau écroui, la résistivité électrique diminue et les propriétés mécaniques évoluent suivant le comportement des dislocations. On distingue deux catégories de métaux:

- pour les métaux à faible ou moyenne énergie de défaut d'empilement comme le cuivre et le nickel, les dislocations ne montent pas facilement, les propriétés mécaniques n'évoluent qu'au cours de la recristallisation.

- pour les métaux à forte énergie de défaut d'empilement comme le fer et l'aluminium, on a un réarrangement important des dislocations et relativement facile, une restauration notable des propriétés mécaniques se produit avant recristallisation.

En effet, la restauration de la structure, n'est observée que dans un certain nombre de métaux à forte énergie d'empilement.

3.4.1.6 Recuit de recristallisation :

On peut distinguer deux types de recristallisations:

A) Recristallisation primaire :

Elle est caractérisée par le développement de nouveaux grains aux dépens d'une matrice qui est dans un état structural moins parfait.

Il y a apparition de nouveaux cristaux d'orientation différente de la matrice où ils sont nés, ces cristaux se croissent jusqu'à ce qu'ils arrivent au contact les uns des autres, donc le mécanisme de la recristallisation primaire est défini par deux processus:

- germination.
- croissance.

La recristallisation primaire est basée sur certaines règles:

a) La recristallisation ne se produit qu'après une certaine déformation minimale.

b) Plus la déformation est faible, plus la température de recristallisation est élevée.

c) La température de recristallisation est d'autant plus basse que le temps de recuit est plus long.

d) La taille des grains après recristallisation décroît lorsque le taux de déformation augmente ou lorsque la température de recuit décroît.

e) La température de recristallisation est d'autant plus basse que la pureté du métal est élevée.

B) Recristallisation secondaire :

Elle apparait pour des températures supérieures à la température de recristallisation primaire d'un métal écroui. On observe au lieu d'une croissance régulière des grains de dimensions voisines, la croissance soudaine d'un petit nombre de grains qui envahissent très rapidement toute la masse recristallisée. Elle n'exige pas de nouvelle germination, ce sont certains grains de recristallisation primaire qui croissent relativement vite par rapport aux autres grains.

3.4.2 Trempe :

La trempe est un traitement thermique qui comprend:

- Le chauffage du métal à une température supérieure au point de transformation A_{c_3} .
- Le maintien en température pour permettre aux transformations internes de se produire dans toute la masse.
- Le refroidissement rapide à une vitesse supérieure à la vitesse indispensable à la formation de martensite et inférieure à la vitesse qui laisserait subsister une proportion trop importante d'austénite.

Le refroidissement a lieu par immersion des pièces dans un fluide.

Son rôle consiste à:

- l'amélioration des propriétés mécaniques telles que:
La résistance à la rupture et la limite élastique.
- La diminution de l'allongement et de la résilience.
- la régénération d'un métal surchauffé.

3.4.3 Revenu :

Le revenu est un traitement thermique qui ne s'applique qu'aux métaux préalablement trempés. Il consiste en:

- Un chauffage du métal trempé à une température inférieure à A_c_1 .
- Un maintien en température pendant le temps nécessaire pour que l'échauffement soit uniforme dans toute la pièce.
- Un refroidissement assez lent.

Il a pour but de diminuer les effets de la trempe. Il supprime les tensions internes, en partie responsables de la fragilité de l'acier trempé, en diminuant la dureté et la résistance à la rupture, et en augmentant la résilience et l'allongement.

PARTIE PRATIQUE

CHAPITRE 1 : Techniques expérimentales.

CHAPITRE 2 : Résultats et interprétations.

CHAPITRE 1 : Techniques expérimentales.

1.1 MATERIAUX UTILISES :

Notre étude est faite sur deux nuances d'aciers au carbone utilisés dans la fabrication des tubes étirés à l'entreprise nationale de fabrication des tubes minces de REGHAIA.

1.2 PREPARATION DES ECHANTILLONS :

Les échantillons utilisés dans notre étude ont été réalisés à l'entreprise nationale des tubes minces de REGHAIA.

Nous avons prélevé des échantillons à partir de la tôle et du tube ébauche pour les deux nuances d'aciers au carbone.

Nous avons préparé deux types d'échantillons.

- Echantillons de dimensions : (30 × 15 × 4) mm.
- Echantillons de dimensions : (30 × 15 × 2) mm.

1.3 ANALYSE CHIMIQUE DES ECHANTILLONS :

L'analyse chimique des échantillons a été effectuée au laboratoire central de C.V.I ROUIBA.

D'après les résultats de l'analyse chimique, les aciers utilisés dans notre étude sont:

Un acier à 0.108% de carbone pour les échantillons d'épaisseur 4 mm et un acier à 0.085% de carbone pour les échantillons d'épaisseur 2 mm.

1.4 TRAITEMENT THERMIQUE :

Les échantillons utilisés dans notre étude, vont subir un traitement de recuit, à des températures et à des temps de maintien différents avec une vitesse de refroidissement lente.

Le choix de plusieurs températures de recuit et du temps de maintien, va nous permettre de déterminer la condition optimale du traitement thermique.

1.4.1 Températures de recuit :

Les températures de recuit choisies sont:

- La température 925°C est celle utilisée à l'entreprise nationale de fabrication des tubes minces de REGHAIA pour le traitement de recuit.

- La température 890°C est choisie à partir du diagramme d'équilibre métastable (fer-cémentite) suivant la nuance des aciers car il n'existe pas des éléments d'additions, en grande proportion, qui peuvent former des carbures ou faire varier les températures de transformations par rapport aux températures de transformations du diagramme d'équilibre métastable.

- La température 690°C est choisie dans le but d'obtenir une matrice ferritique dans laquelle baigne de la cémentite globulaire.

1.4.2 Temps de chauffage :

Généralement, la durée de l'échauffement des métaux est déterminée à partir de l'expérience après plusieurs essais.

Le calcul théorique du temps de chauffage donne parfois des résultats erronés à cause de certains paramètres qui entrent en jeu dans la pratique et qui ne sont pas pris en considération dans le calcul théorique.

1.4.2.1 Calcul théorique du temps de chauffage :

Ce calcul est valable uniquement pour des échantillons de faibles épaisseurs, comme dans notre cas.

Pour le chauffage pendant un temps dt , la quantité de chaleur transmise à la charge est donnée par l'équation suivante :

$$dQ = \alpha \times (T_o - T_{ch}) \times dt$$

avec : α coefficient d'écoulement de la chaleur entre le four et la charge en $Kcal/m^2h \text{ } ^\circ C$.

Lorsque la charge s'échauffe, on a un accroissement de température de dT_{ch} , donc on aura:

$$dQ = \omega \times c \times dT_{ch}$$

Il en résulte des équations précédentes que:

$$\alpha \times (T_o - T_{ch}) \times dt = \omega \times c \times dT_{ch}$$

$$\Rightarrow \frac{\alpha}{\omega \times c} dt = \frac{dT_{ch}}{T_o - T_{ch}}$$

$$\Rightarrow \int_0^{\tau} \frac{\alpha}{\omega \times c} dt = \int_{T_{ch_o}}^{T_{ch_f}} \frac{dT_{ch}}{T_o - T_{ch}}$$

$$\Rightarrow \ln \left(\frac{T_o - T_{ch_f}}{T_o - T_{ch_o}} \right) = - \frac{\alpha}{\omega \times c} \times \tau$$

$$\Rightarrow \tau = \frac{\omega \times c}{\alpha} \times \ln \left(\frac{T_o - T_{ch_o}}{T_o - T_{ch_f}} \right)$$

Avec :

τ : durée de l'échauffement en heure.

T_o : température constante dans le temps du four en °c.

ω : la masse de la charge par mètre carré de la surface échauffée en Kg/m².

c : chaleur spécifique de la charge en Kcal/ Kg °c.

T_{ch_o} : température initiale de la charge en °c.

T_{ch_f} : température finale de la charge en °c.

Pour déterminer la durée de chauffage, il faut déterminer le coefficient d'écoulement de la chaleur.

Ce dernier dépend de plusieurs facteurs tels que:

- La surface à chauffer.
- Les dimensions intérieures du four et de sa forme géométrique.
- La disposition des corps chauffés dans le four.

1.4.3 Les temps de chauffage utilisés :

Les temps de chauffage utilisés dans notre étude sont choisis en fonction des dimensions des échantillons. Pour cela, nous avons pris quatre temps de chauffage différemment pour chaque acier afin d'en définir le temps optimal pour le traitement thermique.

- Pour l'acier à 0.108% de carbone et des températures de 925°C et 890°C, nous avons choisi les temps de maintien suivants:

15 mn - 20 mn - 30 mn - 35 mn .

- Pour l'acier à 0.108% de carbone et la température de 690°C, nous avons choisi les temps de maintien suivants:

45 mn - 60 mn - 90 mn - 110 mn .

- Pour l'acier à 0.085% de carbone et des températures de 925°C et 890°C, nous avons choisi les temps de maintien suivants:

10 mn - 15 mn - 20 mn - 30 mn .

- Pour l'acier à 0.085% de carbone et la température de 690°C, nous avons choisi les temps de maintien suivants:

40 mn - 60 mn - 70 mn - 80 mn .

1.5 FOUR DU TRAITEMENT DE RECUIT :

Le traitement thermique des échantillons a été effectué au laboratoire central de C.V.I ROUIBA dans un four électrique de marque HIRSOVICS.

Les caractéristiques du four sont:

- Température maximale : 1100°C.
- Tension : 380 v.
- Puissance : 8.5 Kw.

1.6 ESSAIS MECANIQUES :

Les essais mécaniques utilisés dans notre travail sont:

1.6.1 Essai de dureté :

Par définition, la dureté est la résistance mécanique qu'un corps oppose à la pénétration par un autre corps plus dur.

On détermine la dureté des métaux à l'aide d'appareils dont les différents types sont caractérisés par la forme du pénétrateur.

Notre essai de dureté a été effectué au laboratoire central de C.V.I de ROUIBA, sur une machine Rockwell de modèle DS7.

Dans le but d'avoir des valeurs précises, nous avons pris la moyenne de quatre essais pour chaque échantillon.

* Le corps pénétrant utilisé lors de l'essai, c'est une petite bille d'acier de diamètre 1.6 mm, donc les mesures de dureté sont données en HRB.

La charge appliquée lors de l'essai de dureté est de : 100 Kg.

1.6.2 ESSAI DE TRACTION :

L'essai de traction est exécuté sur une éprouvette de forme et de dimensions déterminées. Un effort croissant, de façon continue, est exercé suivant l'axe de cette éprouvette jusqu'à rupture.

A partir de l'essai de traction, on peut définir un ensemble de caractéristiques dont les principales sont:

- La résistance à la rupture, notée : R.
- La limite élastique, notée : R_e .
- L'allongement donné en pourcentage, noté: A.

Il existe deux représentations des courbes de traction. L'une, c'est la courbe conventionnelle de traction et l'autre, c'est la courbe rationnelle de traction.

Les éprouvettes de traction ont été usinées à l'entreprise nationale de fabrication des tubes minces de REGHAIA.

La norme utilisée est: NF A 03-001.

Les dimensions choisies sont:

$$S_0 = 64 \text{ mm}^2.$$

$$L_0 = 5.65 \times \sqrt{S_0} = 45.2 \text{ mm}.$$

$$L_c = 66 \text{ mm}^2.$$

$$R = 17 \text{ mm}.$$

$$l = 50 \text{ mm}.$$

L'essai de traction a été effectué à l'entreprise nationale de grand travaux pétroliers sur une machine d'essai de traction de marque OTTO WOLPERT-WERKE.

Signalons, que nous avons pas réalisé l'essai de traction pour l'acier à 0.085% C à cause du manque de la matière.

La figure 7 présente une éprouvette de traction.

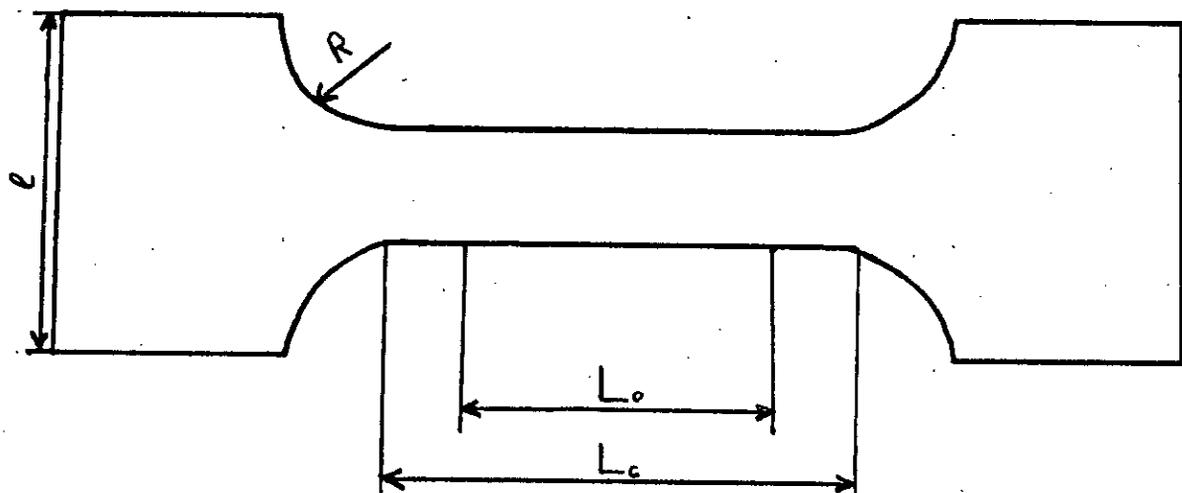


Figure 7 : éprouvette de traction normalisée.

1.7 ETUDE METALLOGRAPHIQUE :

Après le traitement thermique, nous avons coupé chaque échantillon en deux pour pouvoir étudier la structure à cœur et éviter ainsi la surface décarburée.

1.7.1 Préparation de la surface à examiner :

Il est nécessaire de procéder à une préparation de la surface des échantillons traités avant de passer à l'observation microscopique.

Cette préparation comprend:

1.7.1.1 Un enrobage :

L'enrobage a été réalisé à l'aide d'une résine à froid au laboratoire de l'E-N-P.

1.7.1.2 Un polissage :

Dans le but d'obtenir une surface plane et brillante de façon à ce qu'elle ne présente aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur. Les échantillons ont subi un polissage effectué sur une série échelonnée de papiers abrasifs.

Les numéros de papiers utilisés sont:

320 - 600 - 1000 .

Avant l'attaque chimique, les échantillons ont subi un polissage fin à la pâte diamantée.

1.7.1.3 Une attaque chimique :

L'attaque chimique a pour but de révéler les joints de grains et de différencier les constituants de l'acier. Le réactif d'attaque utilisé est le nital qui révèle la perlite qui apparaît sous forme de lamelles sombres (Fe_3C) dans un fond clair de ferrite.

L'observation microscopique a été effectuée à l' E-N-P.

CHAPITRE 2

Résultats et interprétations .

2.1 RESULTATS D'ANALYSE CHIMIQUE DES ECHANTILLONS :

Les résultats d'analyse chimique sont présentés dans le tableau n°2 suivant:

éléments (%)	Fe	C	Si	Mn	Ni	P	S
échantillon e = 4 mm.	99.138	0.108	0.172	0.553	-	0.020	0.009
échantillon e = 2 mm.	99.515	0.085	0.019	0.317	0.054	-	0.010

Tableau n°2 : analyse chimique des échantillons.

2.2 RESULTATS DE L'ETUDE DES ACIERS AVANT TRAITEMENT THERMIQUE :

Avant le traitement thermique, nous avons déterminé les caractéristiques mécaniques des aciers utilisés dans la fabrication des tubes étirés.

2.2.1 Résultats de l'étude de l'acier à 0.108% C :

A) Essai de traction et de la dureté :

Les résultats sont présentés dans le tableau n°3:

caractéristiques mécaniques .	éprouvette prise du feuillard .	éprouvette prise du tube ébauche .
R (daN/mm ²)	51.7	53.6
R _{0.2} (daN/mm ²)	36.4	38.7
A (%)	25	23.5
HRB	80	89

Tableau n°3 : caractéristiques mécaniques de l'acier à 0.108% de carbone avant traitement thermique.

Les figures 8.a et 8.b présentent respectivement les courbes de traction conventionnelle et rationnelle de l'acier à 0.108% de carbone avant traitement thermique.

La courbe rationnelle de traction peut être déterminée à partir de la courbe conventionnelle de traction en utilisant les formules suivantes:

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \times (A+1) \quad \text{et} \quad \epsilon = \text{Ln}(A+1)$$

Avec:

F : Effort de traction.

S₀: Section initiale de l'éprouvette.

A : Allongement.

D'après la figure 8.a qui montre l'évolution de la contrainte appliquée en fonction de l'allongement, on constate l'apparition de deux domaines différents. L'un c'est un domaine linéaire où la déformation est élastique (contrainte appliquée est proportionnelle à l'allongement), il se termine par une contrainte appelée: limite d'élasticité. L'autre, c'est un domaine plastique d'allure parabolique. Dans ce dernier, la déformation plastique se fait de deux manières différentes.

D'abord, pour des contraintes allant de la limite élastique jusqu'à la résistance à la rupture, elle s'effectue d'une façon uniforme sur toute la longueur de l'éprouvette de traction. Puis, au-delà de la résistance à la rupture, il y a apparition du phénomène de striction causé par une concentration des contraintes dans un endroit quelconque de l'éprouvette. Cette dernière, s'allonge jusqu'à rupture avec diminution de la contrainte appliquée.

D'après la figure 8.b, on remarque les mêmes domaines que précédemment à l'exception de la dernière portion de la courbe qui représente la zone de striction, phénomène rendant plus difficile le calcul de la contrainte vraie.

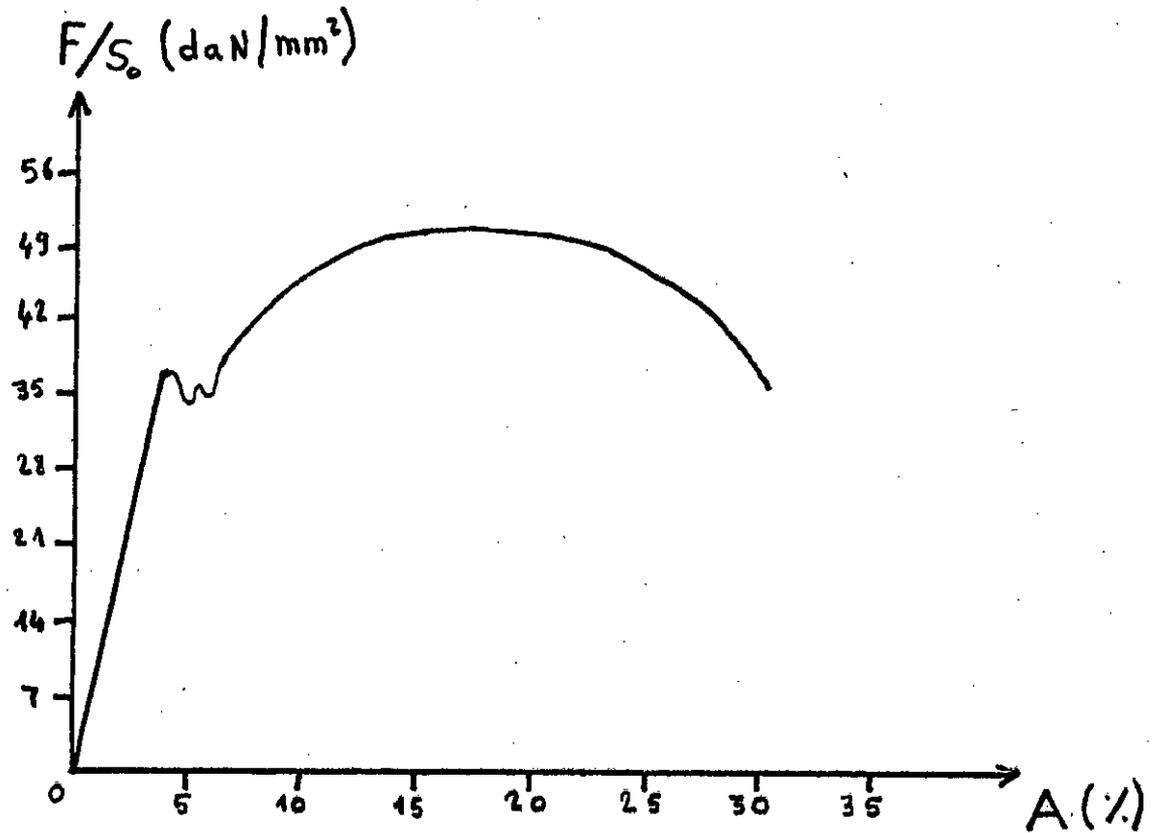


Figure 8.a : courbe conventionnelle de traction de l'acier à 0.108% C avant recuit.

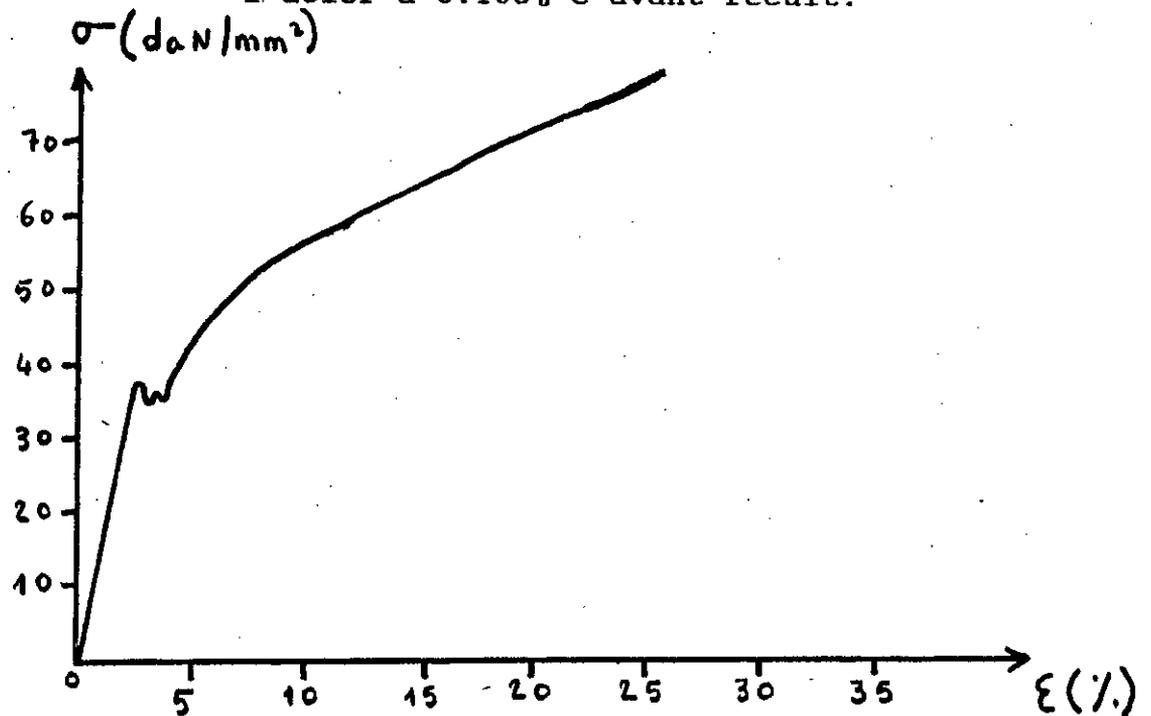


Figure 8.b : courbe rationnelle de traction de l'acier à 0.108% C avant recuit.

B) Observation métallographique :

La figure 9 présente la structure de l'acier à 0.108% de carbone avant le traitement thermique de recuit.

On observe une structure très fine ne présentant aucune orientation privilégiée des grains de la ferrite. Au contraire, cette structure présente des grains réguliers avec la présence de la perlite au niveau des joints de grains. La taille des grains est déterminée par la méthode de comparaison avec des images types. La valeur trouvée est de : 7.81 μm .

On constate d'après les mesures effectuées sur l'échantillon pris à partir du feuillard et celui pris à partir du tube ébauche que la valeur de la dureté a augmenté et celles de la résistance à la rupture et de la limite élastique ont légèrement augmenté. Par contre celle de l'allongement a légèrement diminué.

Cette variation des propriétés mécaniques est certainement due au phénomène d'écroutissage que le tube ébauche a subi lors de sa formation. Par conséquent, le tube ébauche possède un certain taux d'écroutissage qui n'est pas si important, vu la différence, entre les valeurs mesurées, qui n'est pas si grande.

Cet écroutissage se traduit par une augmentation du nombre de défauts cristallins (défauts ponctuels et dislocations).

La forme des grains de la ferrite n'a pas changé au cours de la déformation plastique du feuillard.

2.2.2 Résultats de l'étude de l'acier à 0.085% C :

A) Mesure de la dureté :

Pour l'échantillon pris à partir du feuillard, la dureté est : 66 HRB.

Pour l'échantillon pris à partir du tube ébauche, la dureté est : 73.5 HRB.

B) Observation métallographique :

La figure 10 présente la structure de l'acier à 0.085% de carbone avant le traitement thermique.

On observe une structure fine dont les grains présentent une certaine orientation.

La taille moyenne des grains est estimée à : 8.7 μm .

On constate d'après les mesures effectuées que la dureté a légèrement augmentée. Cette augmentation est certainement due à l'érouissage que le tube ébauche a subi lors de sa formation.

En comparant les valeurs de dureté des deux aciers, on remarque que l'acier à 0.108% C possède une dureté plus grande que celle de l'acier à 0.085% C . Ceci est dû au taux de carbone qui est plus élevé dans l'acier à 0.108% C que dans celui à 0.085% C et aux autres éléments présents au niveau des joints de grains ou dissous dans la ferrite.



Figure 9 : structure de l'acier à 0.108% C avant recuit.

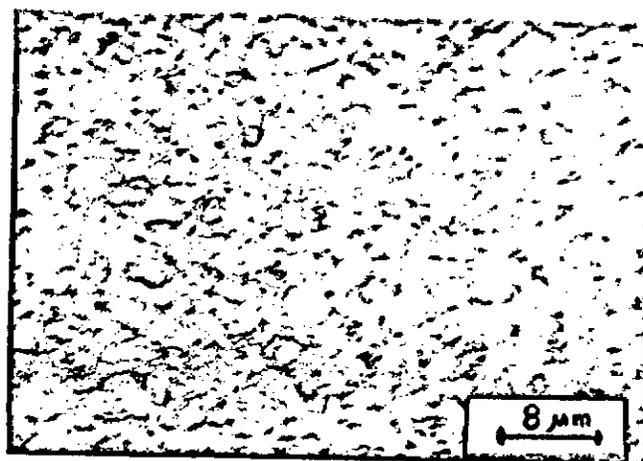


Figure 10 : structure de l'acier à 0.085% C avant recuit.

2.3 RESULTATS DE L'ETUDE DES ACIERS APRES TRAITEMENTS THERMIQUES :

Le but de l'étude entreprise est de déterminer les conditions optimales du traitement thermique utilisé avant l'opération d'étirage. Pour cela, nous avons procédé à effectuer des séries de traitement de type recuit avec une vitesse de refroidissement lente.

Les températures choisies pour l'acier à 0.108% C sont: 925°C, 890°C à des durées de : 15 mn - 20 mn - 30 mn - 35 mn .

Et 690°C pour des durées de : 45 mn - 60 mn - 90 mn - 110 mn .

Les températures choisies pour l'acier à 0.085% C sont: 925°C, 890°C à des durées de : 10 mn - 15 mn - 20 mn - 30 mn .

Et 690°C pour des durées de : 40 mn - 60 mn - 70 mn - 80 mn .

2.3.1 Résultats de l'étude de l'acier à 0.108% C :

A) Mesure de la dureté :

Les mesures du dureté pour les différents températures et temps de maintien sont données dans le tableau n°4 en HRB.

Tempé- ratures.	Temps (mn)	15	20	30	35
925°C		64.7	61.3	59.5	58.2
890°C		68.5	66.2	64.5	63.4

Tableau n°4 : valeurs du dureté en HRB après recuits à 925°C et 890°C

Les mesures du durté après le recuit d'adoucissement sont présentées dans le tableau n°5 en HRB.

Température	Temps (mn)	45	60	90	110
690°C		81.5	79.3	78.2	76.5

Tableau n°5 : valeurs du durté en HRB après recuit à 690°C.

Les variations de la durté après différents recuits sont présentées par les figures 11 et 12.

A.1) Evolution de la durté au cours du recuit :

D'après la figure 11 qui présente la variation de la durté en fonction du temps de chauffage après recuits à 925°C et à 890°C, on constate que la durté diminue différemment lorsque le temps de chauffage augmente.

En effet, après recuit à 925°C, on remarque que la diminution de la durté se fait en deux étapes de manière différente. Pendant les 20 premières minutes, la chute de la durté est remarquable, elle suit une courbe avec une vitesse de diminution de la durté décroissante. Au-delà de 20 minutes, lorsque le temps de chauffage croît, la diminution de la durté n'est pas appréciable, elle est faible et suit une loi linéaire.

Pour le recuit à 890°C, on observe les mêmes variations que précédemment. La chute de la durté est importante pendant les 25 premières minutes mais au-delà de 25 minutes, elle est faible et suit une loi linéaire. Cette diminution de la durté est la conséquence de l'élimination de l'état écroui et l'obtention d'un état structural plus équilibré. L'état recuit se caractérise par rapport à l'état écroui par une faible densité des défauts cristallins et une structure dont les grains présentent une dimension plus grande qu'avant traitement de recuit.

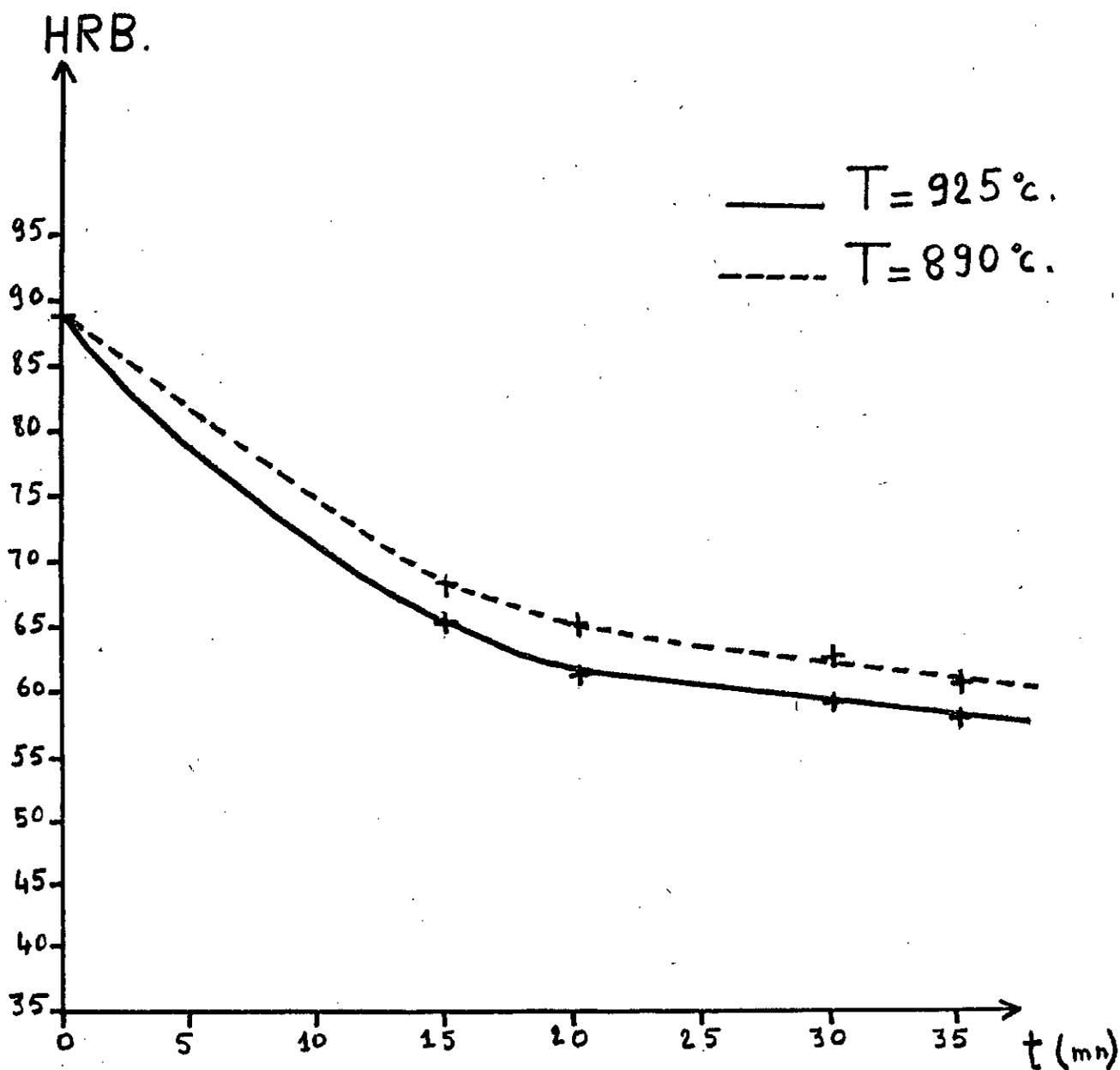


Figure 11 : variations de la dureté en fonction du temps après recuits à 850°C et 925°C .

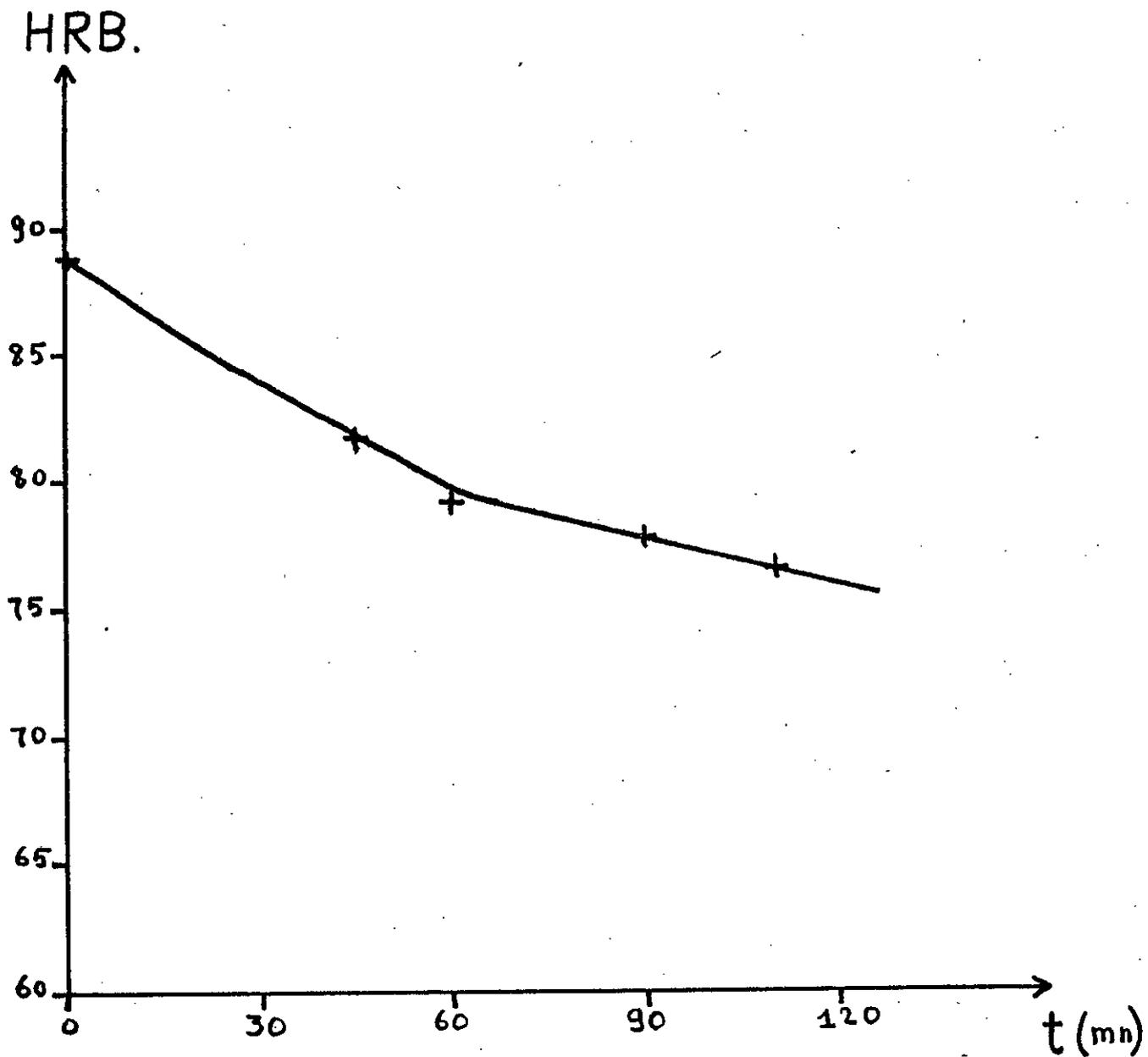


Figure 12 : variations de la dureté en fonction du temps après recuit à 690°C.

La dimension des grains augmente avec la durée de chauffage, l'élévation de la température et une vitesse de refroidissement lente.

De même, si on compare la diminution de la dureté pour les deux températures de recuit, on constate qu'elle est plus importante pour le recuit à 925°C que celui à 890°C pour une même durée de chauffage. Ainsi, pour une même valeur de dureté, le temps de chauffage est plus court pour le recuit à 925°C que celui à 890°C.

D'après la figure 12 qui présente la variation de la dureté en fonction du temps de chauffage pour le recuit d'adoucissement, on remarque que la diminution de la dureté est faible. Pour des temps de chauffage supérieurs à 60 minutes, elle suit une loi linéaire de pente très faible. Cette faible diminution de la dureté est due à la nature de l'acier qui présente une faible quantité de perlite aux niveaux des joints des grains, au taux d'écrouissage qui n'est pas si important et à la dimension des grains de la ferrite qui est demeurée presque constante.

Donc le recuit d'adoucissement n'a pas une grande influence pour les aciers à faible teneur en carbone qui présentent une matrice ferritique avec une faible quantité de perlite ou de carbures.

B) Essai de traction :

Les caractéristiques mécaniques après recuits à 925°C et 890°C sont données dans le tableau n°6.

Températures R - R ₀ - A		Temps (mn)	15	20	30	35
925°C	R (daN/mm ²)		48.5	45.3	41.5	40.2
	R ₀ (daN/mm ²)		33.9	29.5	22.7	18.1
	A (%)		30.8	32.8	33.4	34.2
890°C	R (daN/mm ²)		50.3	48.6	46.5	45.1
	R ₀ (daN/mm ²)		34.7	30.4	23.5	18.7
	A (%)		26.4	27.2	28.8	31.5

Tableau n°6 : valeurs de R, R₀ et A après recuits à 925°C et 890°C.

Les caractéristiques mécaniques après recuit d'adoucissement sont présentées dans le tableau n°7.

R - R ₀ - A		Temps (mn)	45	60	90	110
R (daN/mm ²)			52.4	51.6	50.2	48.9
R ₀ (daN/mm ²)			36.7	35.3	34.2	31.7
A (%)			28.6	29.2	30.2	31.5

Tableau n°7 : valeurs de R, R₀ et A après recuit à 690°C.

Les variations des caractéristiques mécaniques R, R₀ et A après recuits à 925°C, 890°C et 690°C sont présentées respectivement par les figures 13, 14 et 15.

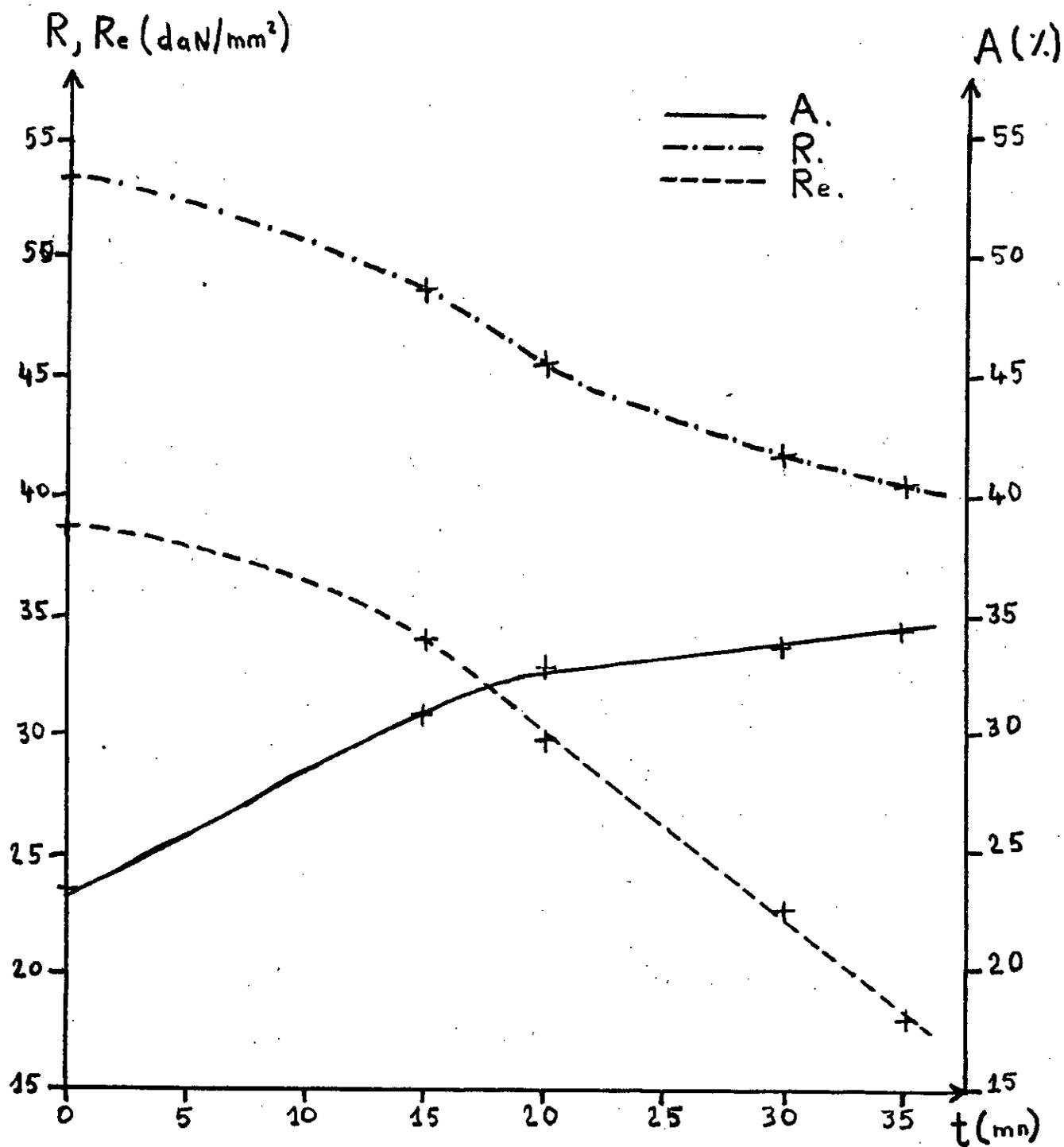


Figure 13 : évolution des caractéristiques mécaniques en fonction du temps après recuit à 925°C .

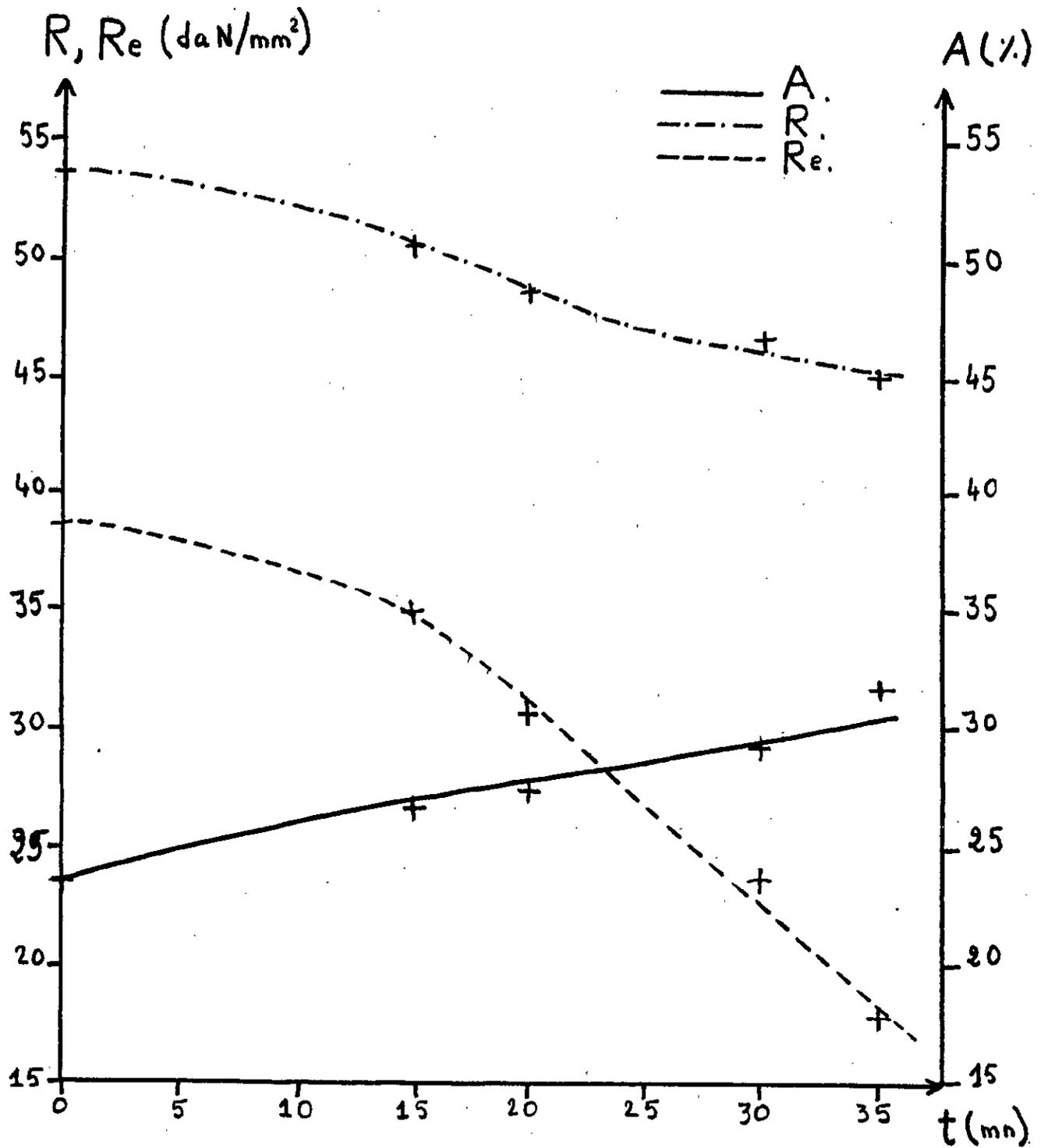


Figure 14 : évolution des caractéristiques mécaniques en fonction du temps après recuit à 890°C .

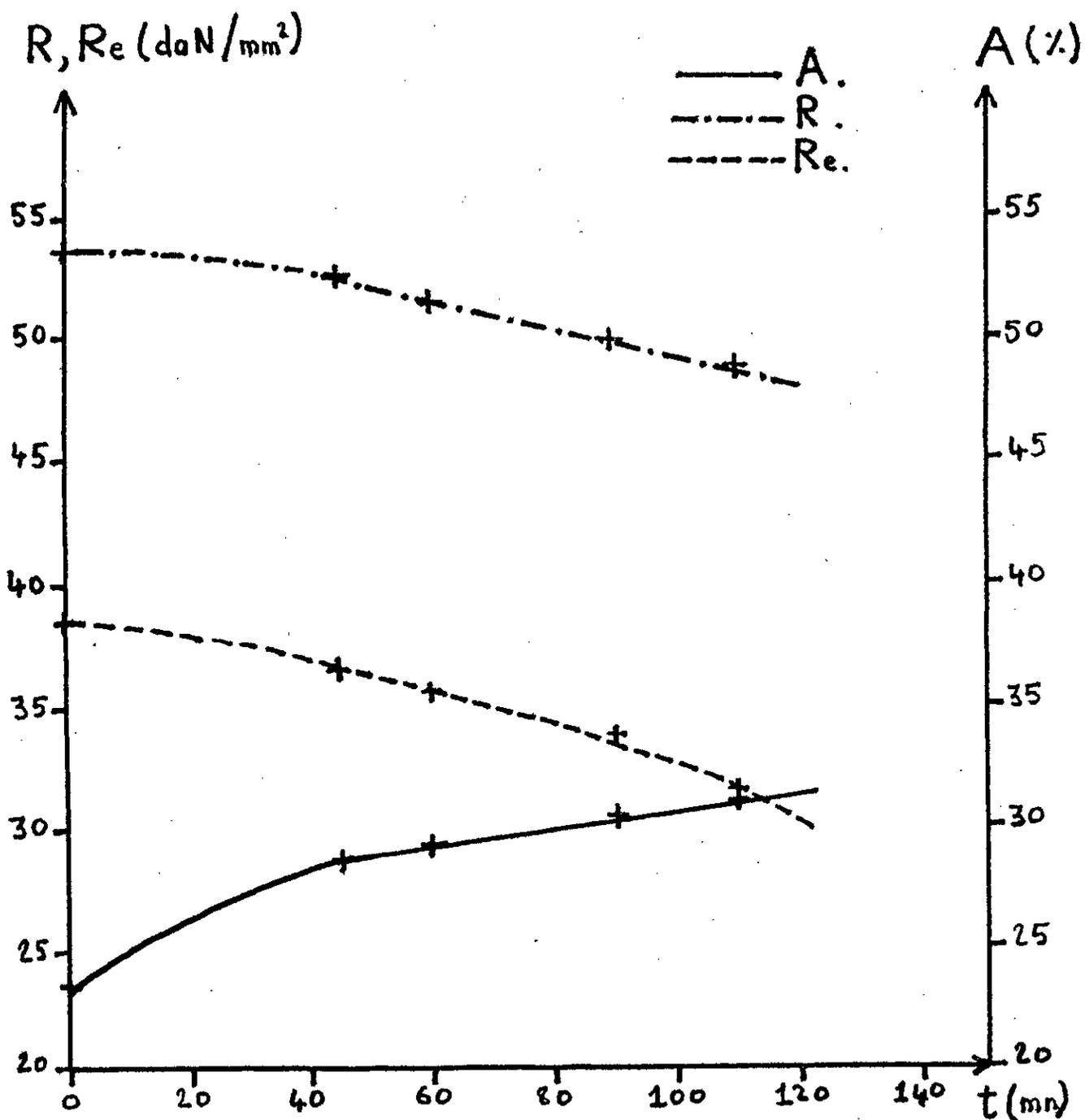


Figure 15 : évolution des caractéristiques mécaniques en fonction du temps après recuit à 690°C .

B.1) Evolution des propriétés mécaniques R, R_e et A au cours du recuit:

D'après les figures 13 et 14, la résistance à la rupture R et la limite élastique R_e diminuent lorsque le temps de chauffage augmente après un traitement de recuit à 925°C et à 890°C .

Cette diminution des propriétés mécaniques caractérisant la résistance résulte de l'élimination du phénomène d'écrouissage et de la modification notable de la structure. Le changement de la structure est lié à la dimension des grains de la ferrite.

Cette dernière est en relation avec les paramètres d'austénisation (la température et le temps de chauffage) ainsi que la vitesse de refroidissement.

En effet, la taille des grains augmente lorsque le temps de chauffage augmente ou lorsque l'acier est chauffé à des températures élevées. L'augmentation de la taille des grains provoque la diminution de la limite élastique R_e et de la résistance à la rupture R .

Si on compare la variation des propriétés mécaniques caractérisant la résistance pour un temps de chauffage donné, on constate que la résistance à la rupture et la limite élastique possèdent pour le recuit à 925°C des valeurs inférieures à celui à 890°C .

Pour l'évolution de l'allongement A au cours du temps de chauffage, on remarque d'après les figures 13 et 14 que l'allongement augmente lorsque le temps de chauffage augmente. Cette augmentation est due à la réduction du nombre des joints de grains rendant, ainsi, le déplacement des dislocations plus facile.

Pour un temps de chauffage donné, l'allongement possède pour le recuit à 925°C des valeurs plus élevées qu'à celui à 890°C .

D'après la figure 15, qui présente l'évolution de R , R_c et A après recuit à 690°C , on remarque que R et R_c diminuent et que A augmente. Cette variation des propriétés mécaniques s'explique par la diminution du nombre des défauts cristallins, de la coalescence de la cémentite et d'une augmentation légère des grains de la ferrite.

c) Détermination de la taille des grains :

Pour la détermination de la taille moyenne des grains, nous avons appliqué la méthode de comparaison avec des images types selon la norme : N F A 04-102.

Les valeurs de la taille moyenne des grains après recuits à 925°C et 890°C sont données dans le tableau n°8 en micro-mètres.

Températures	Temps (mn)	15	20	30	35
925°C		15.6	23.8	38.6	44.2
890°C		13.2	15.6	22.1	26.2

Tableau n°8 : valeurs de la taille moyenne des grains après recuits à 925°C et 890°C en μm .

La figure 16 présente la variation de la taille moyenne des grains après recuits à 925°C et 890°C .

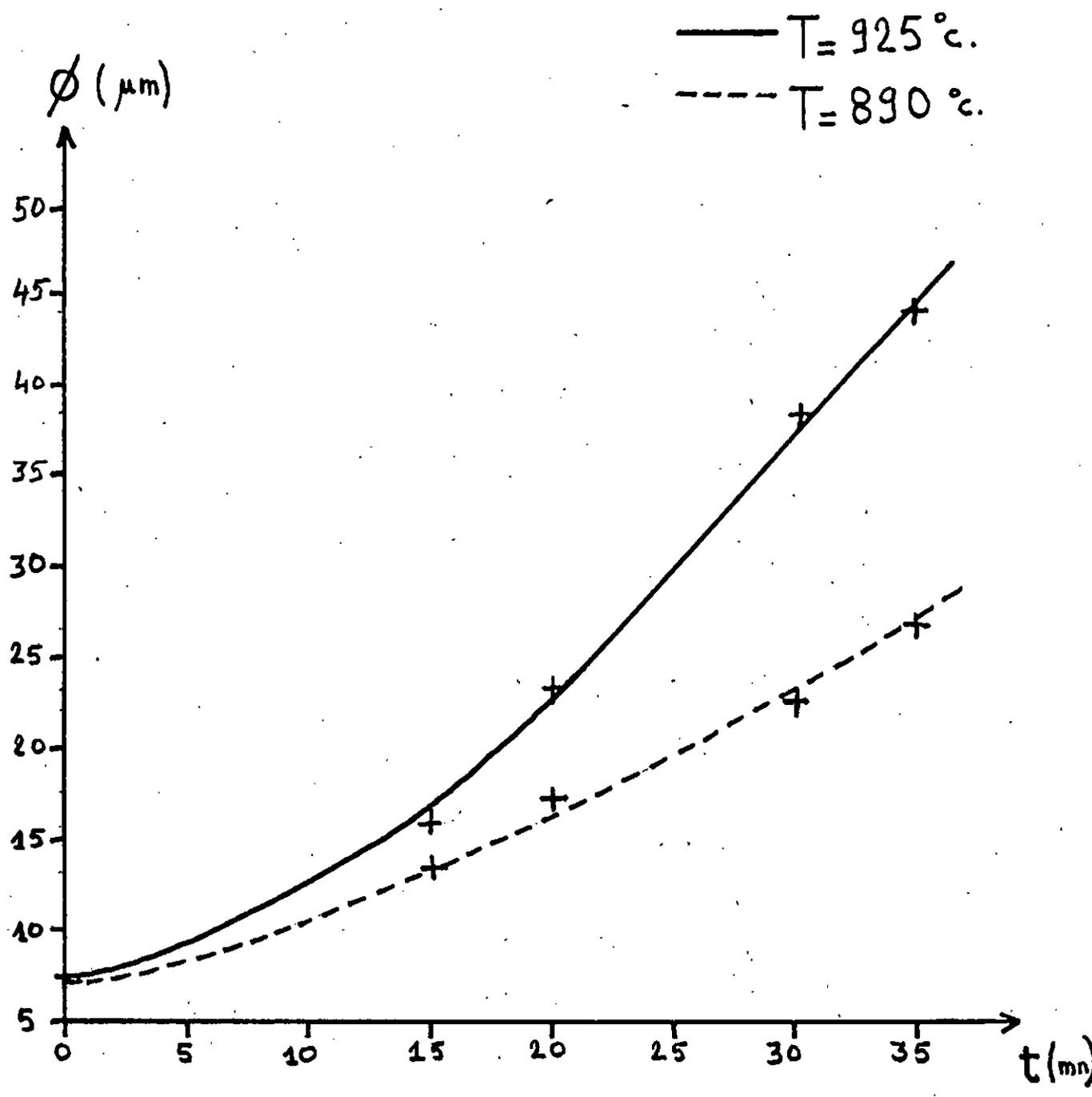


Figure 16 : variation de la taille moyenne des grains après recuits à 925°C et 890°C .

C.1) Evolution de la taille des grains au cours du recuit :

D'après la figure 16, pour le recuit à 925°C, l'évolution de la taille moyenne des grains en fonction du temps de chauffage se fait de deux manières différentes. Pour des temps de chauffage inférieurs à 20 minutes, le grossissement des grains suit une courbe avec une vitesse de croissance du grain croissante. Au-delà de 20 minutes, le grossissement des grains suit une loi linéaire avec une vitesse de croissance des grains assez importante.

Pour le recuit à 890°C, l'évolution de la taille moyenne des grains en fonction du temps de chauffage suit une courbe avec une vitesse croissante.

L'aptitude d'un grain au grossissement dépend de la température, du temps de chauffage et des éléments dissous dans l'austénite, qui agissent sur la vitesse de cristallisation.

C'est ainsi que, Al, B, Ni ralentissent le grossissement, alors que le silicium et le phosphore le favorisent. On remarque que pour un temps donné, la dimension moyenne des grains est plus grande pour le recuit à 925°C que celui à 890°C.

D'après l'observation micrographique des figures 17, 18, 19, 20, 21, 22, 23 et 24, on constate l'apparition des structures contenant des grains homogènes après recuit d'adoucissement. Par contre, après les recuits à 925°C et à 890°C, on remarque pour un temps de 15 minutes des structures formées de grains mixtes résultant du phénomène de recristallisation. Lorsque le temps augmente les structures deviennent assez homogènes.

Pour le recuit d'adoucissement, on constate que la dimension moyenne des grains de la ferrite est restée presque inchangeable. On remarque qu'il y'a une faible augmentation de la taille moyenne des grains lorsque le temps de chauffage dépasse une demi-heure.

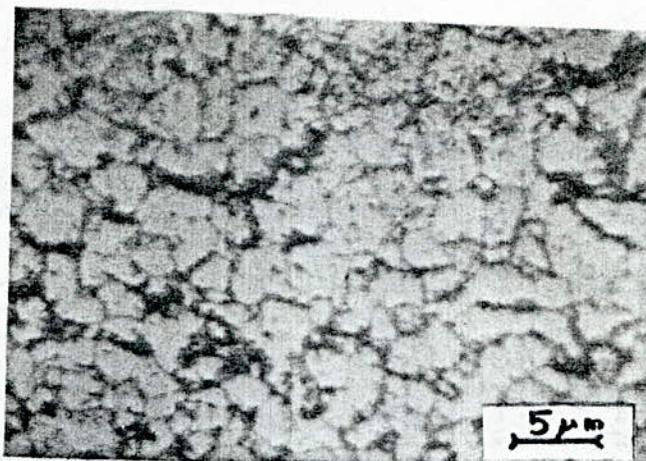


Figure 17 : structure de l'acier à 0.108% C
après recuit à 925°C pendant 15 mn.

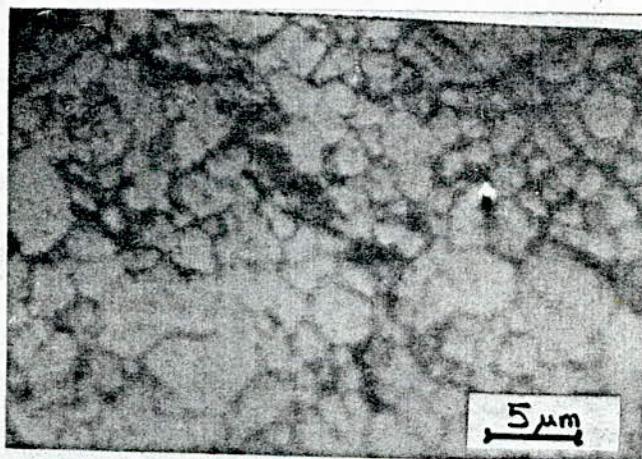


Figure 18 : structure de l'acier à 0.108% C
après recuit à 890°C pendant 15 mn.

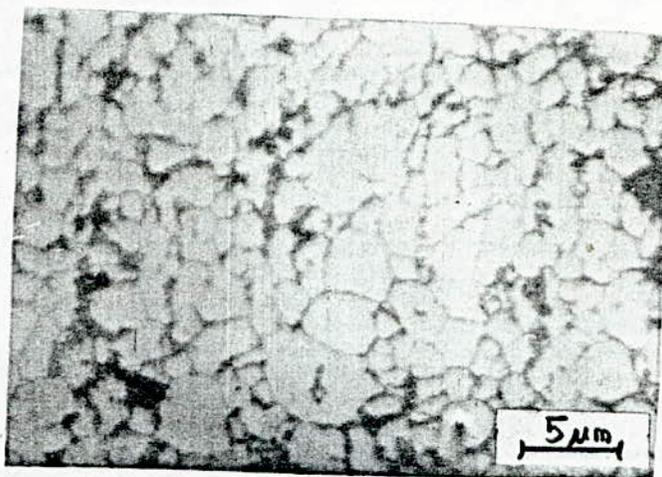


Figure 19 : structure de l'acier à 0.108% C
après recuit à 925°C pendant 20 mn.

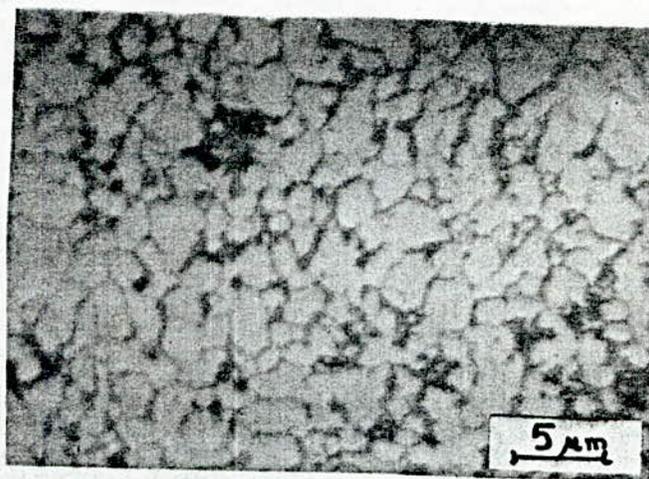


Figure 20 : structure de l'acier à 0.108% C
après recuit à 890°C pendant 20 mn.

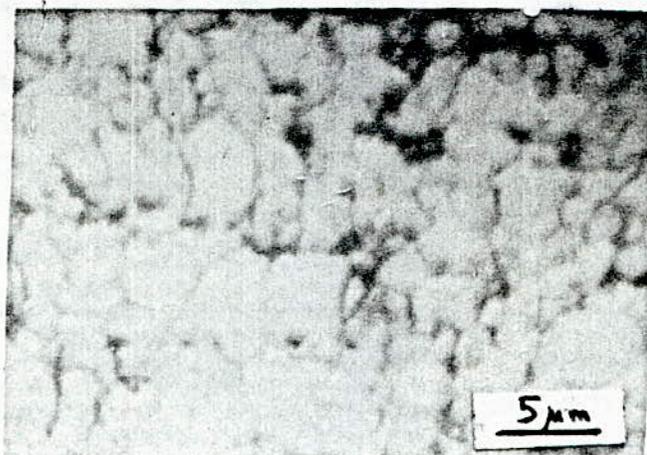


Figure 21 : structure de l'acier à 0.108% C
après recuit à 925°C pendant 35 mn.

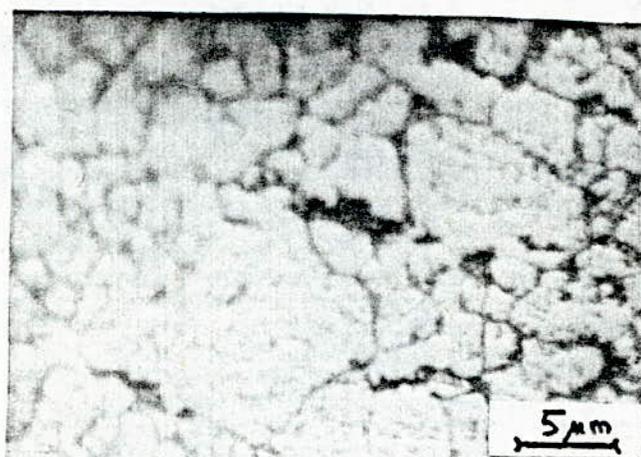


Figure 22 : structure de l'acier à 0.108% C
après recuit à 890°C pendant 35 mn.

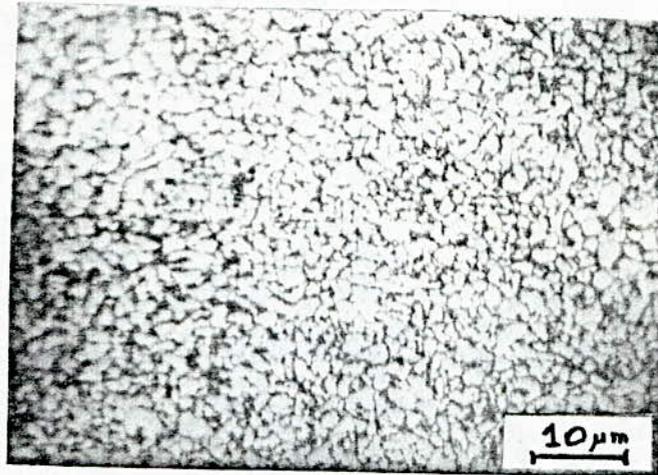


Figure 23 : structure de l'acier à 0.108% C
après recuit à 690°C pendant 45 mn.

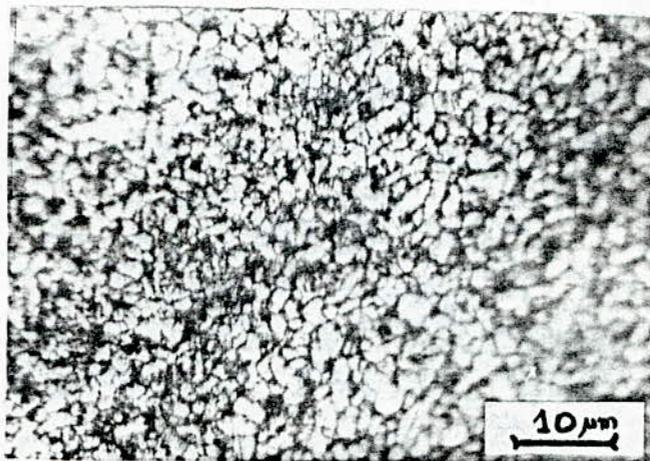


Figure 24 : structure de l'acier à 0.108% C
après recuit à 690°C pendant 90 mn.

2.3.2 Résultats de l'étude de l'acier à 0.085% C :

A) Mesure de la dureté :

Les mesures de la dureté sont données dans le tableau n°9 en HRB.

Températures	Temps (mn)	10	15	20	30
925°C		43.5	37.5	36.2	33.3
890°C		47.4	42.8	38.6	36.7

Tableau n°9 : valeurs de la dureté après recuits à 925°C et 890°C en HRB.

Pour le recuit d'adoucissement, les résultats sont données dans le tableau n°10 en HRB.

Température	Temps (mn)	40	60	70	80
690°C		69	58.8	57.3	55.5

Tableau n°10 : valeurs de la dureté après recuit à 690°C en HRB.

Les figures 25 et 26 présentent les variations de la dureté après recuits à 925°C, 890°C et 690°C.

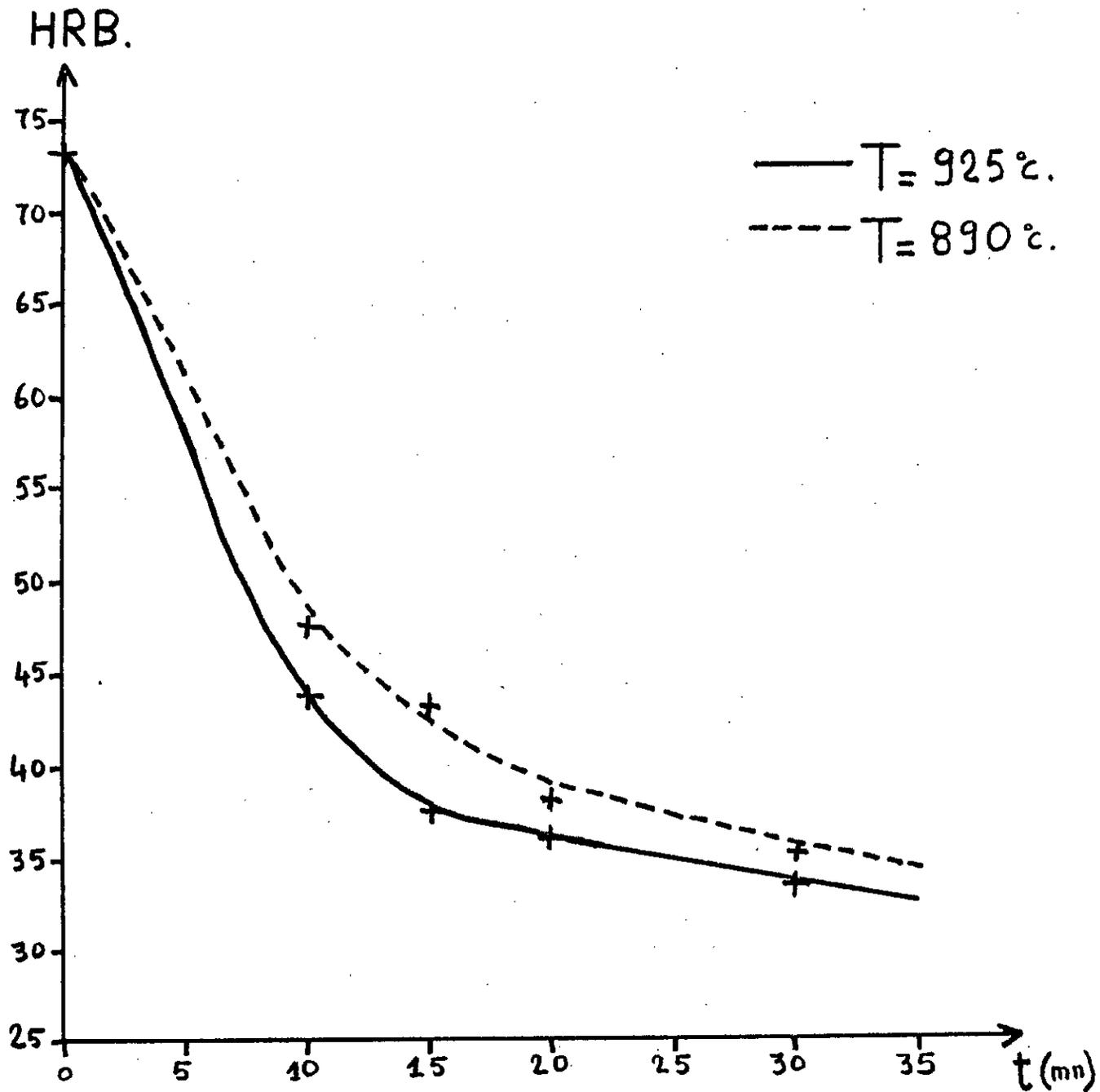


Figure 25 : variations de la dureté après recuits à 925°C et à 890°C .

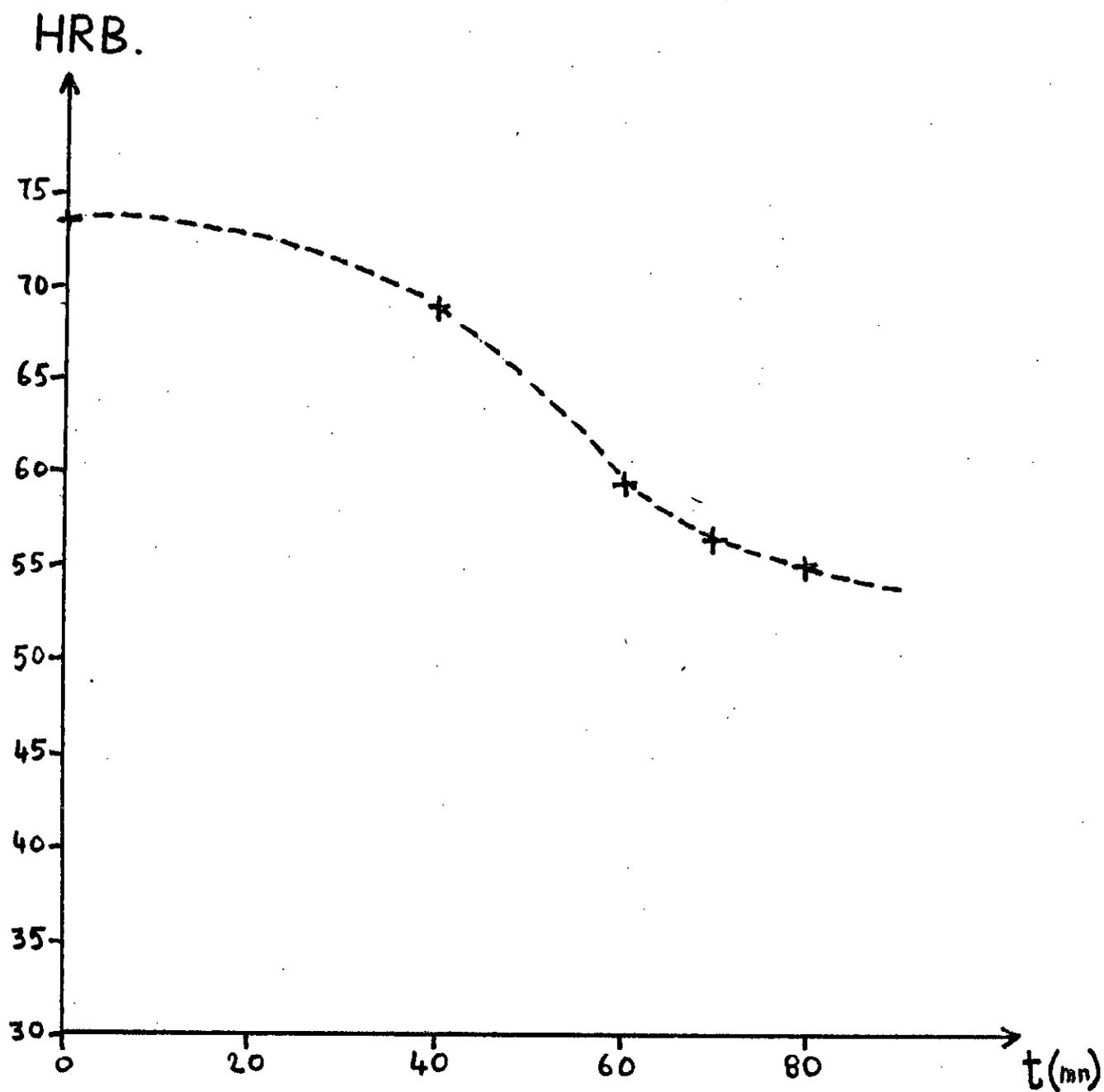


Figure 26 : variation de la dureté après recuit à 690°C.

A.1) Evolution de la dureté au cours du recuit :

D'après la figure 25 qui illustre l'évolution de la dureté en fonction du temps de chauffage après recuits à 925°C et 890°C, on remarque que la diminution de la dureté se fait en deux étapes de manière différente.

Pour le recuit à 925°C, la dureté diminue de façon notable pour un temps de chauffage de 15 minutes, par contre au-delà de 15 minutes, elle suit une loi linéaire de pente relativement faible.

Pour le recuit à 890°C, la chute de la dureté est appréciable pour un temps de chauffage de 20 minutes. Lorsque le temps de chauffage augmente, la dureté décroît en suivant une loi linéaire.

Cette diminution de la dureté est la conséquence de l'élimination de l'écrouissage que le tube ébauche a subi lors de sa formation et de grossissement des grains de la ferrite.

En comparant les valeurs de dureté pour les deux températures de recuits, on constate pour une même durée de chauffage que la valeur de la dureté pour le recuit à 925°C est inférieure à celle pour le recuit à 890°C.

D'après la figure 26, qui illustre l'évolution de la dureté en fonction du temps de chauffage pour le recuit d'adoucissement, on remarque que la dureté diminue lorsque le temps de maintien à la température du traitement de recuit augmente.

Cette diminution est nécessairement due à la coalescence de la cémentite et à la réduction du nombre de défauts cristallins.

B) Détermination de la taille moyenne des grains :

Les valeurs de la taille moyenne des grains sont données dans le tableau n°11 en micro-mètres.

Températures	Temps (mn)	10	15	20	30
925°C		18.6	26.3	37.2	63.3
890°C		15.6	22.1	31.3	60.2

Tableau n°11 : valeurs de la taille moyenne des grains après recuits à 925°C et 890°C en μm .

La figure 27 présente les variations de la taille moyenne des grains après recuits à 925°C et à 890°C.

B.1) Evolution de la taille moyenne des grains au cours du recuit :

La figure 27 montre que l'évolution de la taille moyenne des grains en fonction du temps de chauffage pour les températures de recuits à 925°C et à 890°C est importante au-delà de 15 minutes pour le recuit à 925°C et de 20 minutes pour celui à 890°C.

Cette augmentation de la taille des grains est causée par la température et le temps de chauffage.

D'après l'observation micrographique des figures 28, 29, 30, 31, 32 et 33. On observe la présence des grains mixtes causée par le phénomène de recristallisation.

Pour le recuit d'adoucissement, on constate qu'il y a disparition de la structure d'écrouissage et formation d'une nouvelle structure homogène dont la dimension des grains n'est pas affectée par le temps de chauffage.

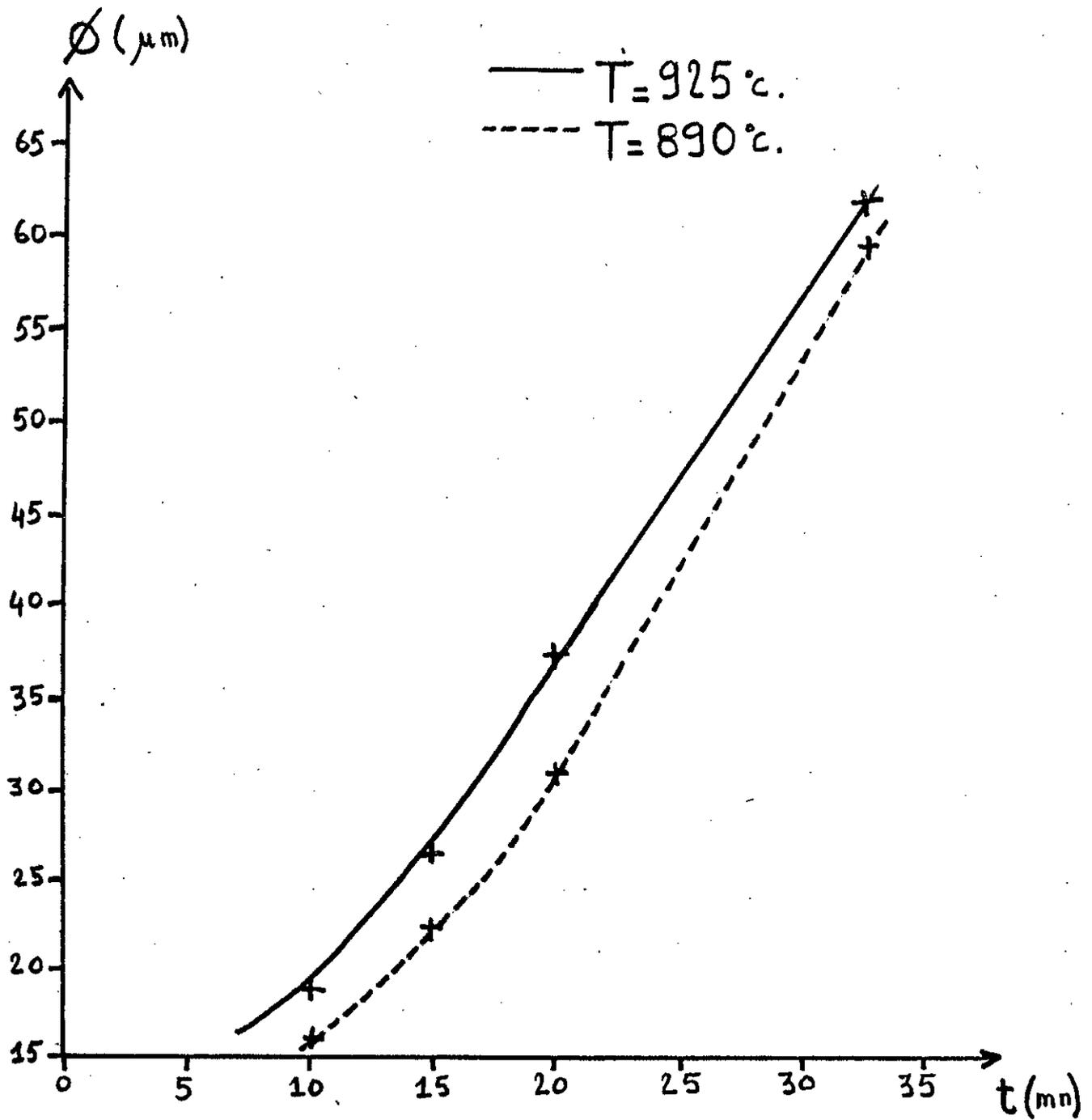


Figure 27 : variations de la taille moyenne des grains après recuits à 925°C et 890°C .



Figure 28 : structure de l'acier à 0.085% C
après recuit à 925°C pendant 10 mn.



Figure 29 : structure de l'acier à 0.085% C
après recuit à 890°C pendant 10 mn.

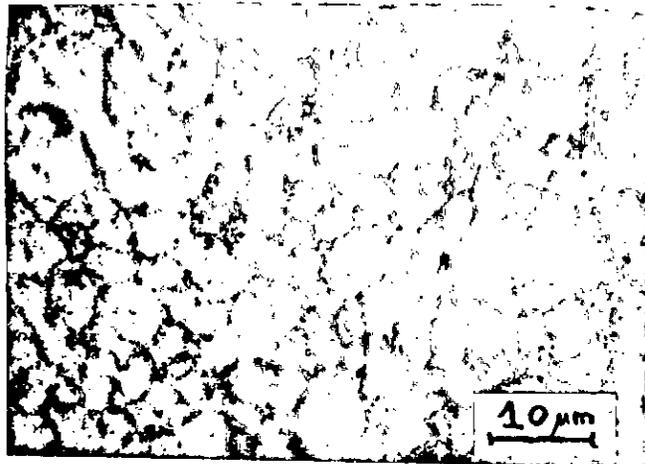


Figure 30 : structure de l'acier à 0.085% C
après recuit à 925°C pendant 20 mn.

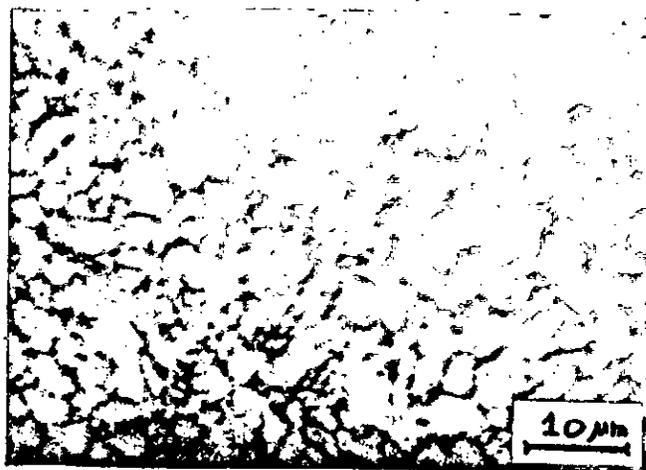


Figure 31 : structure de l'acier à 0.085% C
après recuit à 890°C pendant 20 mn.

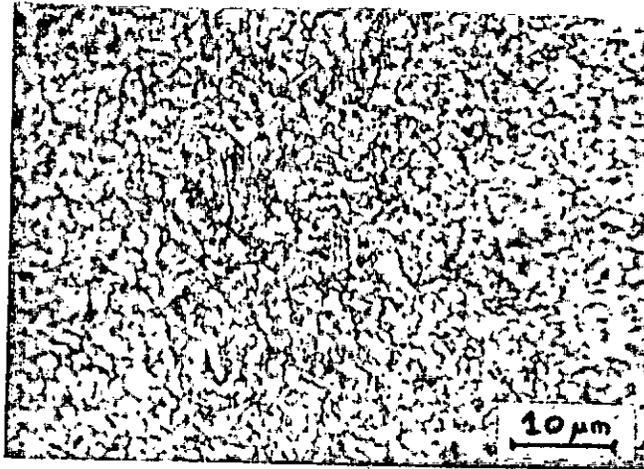


Figure 32 : structure de l'acier à 0.085% C
après recuit à 690°C pendant 40 mn.

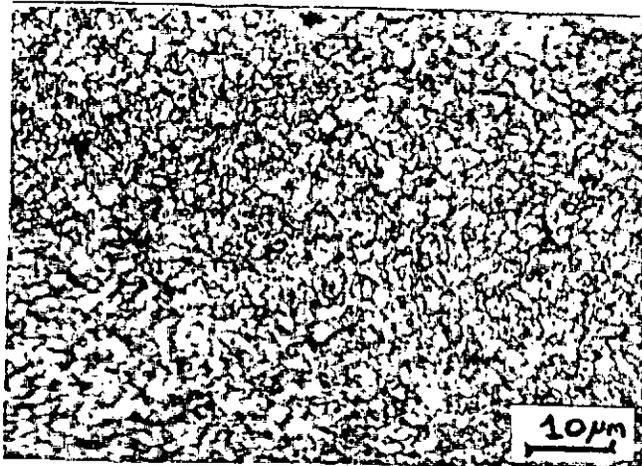


Figure 33 : structure de l'acier à 0.085% C
après recuit à 690°C pendant 70 mn.

2.4 CONDITIONS OPTIMALES :

Le choix des conditions optimales du traitement de recuit pour l'étirage, doit être basé sur l'obtention d'un meilleur allongement avec une résistance à la rupture qui ne soit pas très faible pour éviter la rupture de l'acier, car ce n'est pas l'adoucissement maximal par recuit qui donne le bon rendement pour l'étirage.

A l'entreprise nationale de fabrication des tubes minces de REGHAIA, le temps de chauffage utilisé pour la température de recuit à 925°C est de 25 minutes pour l'acier à 0.108% C.

Par contre, pour l'acier à 0.085% C, il est de 15 minutes.

Rappelant que le temps de chauffage utilisé, à l'entreprise de REGHAIA, est déterminé en connaissant la longueur du four et la vitesse de déplacement des tubes dans le four.

Pour le temps de chauffage de 25 minutes, nous avons déterminé à partir des courbes tracées précédemment, la valeur de la dureté ainsi que celles de R , R_o et A .

Pour l'acier à 0.108% C, les valeurs après recuit à 925°C sont données dans le tableau n°12 suivant:

temps (mn)	HRB	R (daN/mm ²)	R_o (daN/mm ²)	A (%)
25	60.5	43.5	25.6	33

Tableau n°12 : valeurs de la dureté de R , R_o et de A après recuit à 925°C.

En comparant les différents résultats pour les divers températures et temps de traitement de recuit, nous déduisons que plus la température de recuit est élevée plus le temps de chauffage est court et, inversement, plus la température de recuit est basse plus le temps de chauffage est prolongé.

Egalement, nous avons constaté que le recuit d'adoucissement donne presque les mêmes valeurs d'allongement que ceux à 925°C et 890°C mais pour des temps de chauffage dépassant une heure. Par contre, pour la dureté, la limite élastique et la résistance à la rupture, les valeurs de recuit d'adoucissement sont supérieures à celles obtenues pour les recuits à 925°C et à 890°C.

De même, nous avons remarqué que les valeurs de la dureté, de la résistance à la rupture et de la limite d'élasticité sont d'autant plus faibles que la température de traitement de recuit est plus élevée contrairement à l'allongement qui est plus élevé.

En général, la variation des propriétés mécaniques est importante pour un certain temps de chauffage. Au-delà de ce temps elle devient moins importante. Donc la condition optimale du traitement thermique sera déterminée au voisinage de ce temps.

Donc la condition optimale de traitement de recuit utilisé dans notre étude est définie par la température de recuit à 925°C et un temps de chauffage de 20 minutes pour l'acier à 0.108% C.

Pour l'acier à 0.085% C, la condition optimale est définie par la température de recuit à 925°C et un temps de chauffage de 15 minutes.

Le choix de la condition optimale repose sur le chauffage à une température élevée avec un temps de maintien court, cependant pour le recuit à 890°C, on peut obtenir les mêmes résultats mais avec un temps de maintien élevé.

La figure 34 montre l'allure de la courbe conventionnelle d'essai de traction de l'acier à 0.108% c, recuit à 925°C pendant 20 minutes.

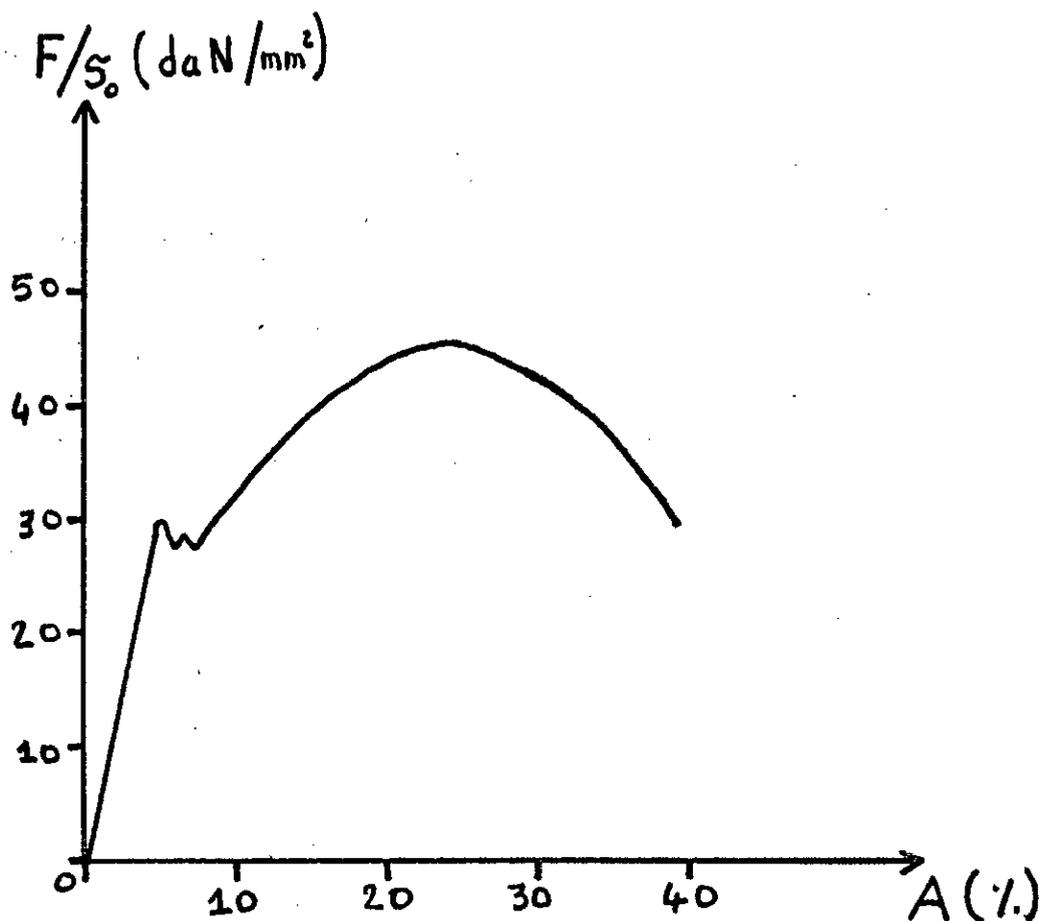


Figure 34 : courbe conventionnelle de traction de l'acier à 0.108% c, recuit à 925°C pendant 20 minutes.

CONCLUSION

CONCLUSION :

Nous avons présenté une étude concernant le choix des paramètres d'un traitement thermique utilisé avant l'opération d'étirage pour donner à l'acier des propriétés mécaniques et structurales les plus adéquates, rendant ainsi plus facile la déformation plastique à froid.

Notre travail a porté sur l'étude de traitement de deux nuances d'aciers à faible teneur en carbone.

Au terme de cette étude, nous tenons à remarquer que plus la température de recuit est élevée plus le temps nécessaire, pour l'obtention des résultats qui donnent un meilleur allongement, est faible.

Le chauffage à une température élevée pendant un temps faible permet un certain grossissement de grains de la ferrite pour permettre une déformation plus facile.

Le traitement d'adoucissement permet de donner un bon allongement mais nécessite des temps de chauffage élevés. Ce type de traitement est donc souhaitable pour les aciers contenant une proportion élevée de perlite ou de carbures.

Pour les aciers à bas carbone, la grosseur des grains de la ferrite est le paramètre essentiel, le chauffage à des températures élevées et à des temps faibles permet d'avoir de bon résultat.

La condition optimale, de traitement de recuit déduite à partir de notre expérience, est:

Pour l'acier à 0.108% C, la température de chauffage est de 925°C et le temps est de 20 minutes.

Pour l'acier à 0.085% C, la température de chauffage est de 925°C et le temps est de 15 minutes.

Cette condition aurait été plus rigoureuse, si nous avons effectué l'essai de traction pour différents températures et temps de traitement de recuit pour voir l'évolution de la résistance à la rupture, de la limite élastique et de l'allongement avec le temps de chauffage.

De même, nous signalons que le temps de chauffage peut être réduit si nous augmentons la température de recuit.

Notre étude aurait été plus enrichissante et plus bénéfique, si les essais de traitement de recuit sont effectués dans le four de l'entreprise nationale de fabrication des tubes minces de REGHAIA pour pouvoir éviter la décarburation des aciers traités.

BIBLIOGRAPHIE

Bibliographie :

- (1) J. BENARD METALLURGIE GENERALE. MASSON 1969.
- (2) J. BARRALIS PRECIS DE METALLURGIE. NATHAN.
- (3) A. CAMPAS Technologie professionnelle FOUCHER.
pour les mécaniciens Tome:2
- (4) C. CHAUSSIN METALLURGIE Tome:1 DUNOD 1973.
alliages métalliques.
- (5) W. HEILIGENSTAEDT Thermique appliquée aux MIR.
fours industriels.
- (6) I. LAKHTINE Métallographie et traitements MIR 1977.
thermiques des métaux.
- (7) A. ROOS Précis de métallurgie Tec & Doc 1982.
appliquée.
- (8) G. SMET Pratique des traitements DUNOD.
thermiques des métaux industriels.
- (9) A. SOURDILLON Traitements thermiques des Revue d'optique
aciers de construction. 1957.

- (10) Technique de l'ingénieur Traitements thermiques M 1105, M 1125.
- (11) Technique de l'ingénieur Transformations dans les aciers M 1116.
- (12) Technique de l'ingénieur Ecrouissage et recuit M 230.
- (13) Technique de l'ingénieur Etirage M 636.
- (14) Revue de traitements thermiques n°: 194, 195 Octobre-Septembre
1985.
- (15) Revue de traitements thermiques Mai-Juin 1987.
- (16) G. MALAPRADE Comportement aux grandes vitesses de
déformation d'un acier doux et d'un acier
faiblement allié à haute limite élastique.
- Thèse de l'université CLAUDE BERNARD LYON
Décembre 1977.