

32-530-716-1



32-530-716-1

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
République Algérienne Démocratique et Populaire

MINISTRE AUX UNIVERSITES

UNIVERSITE DE BLIDA

INSTITUT NATIONAL D'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR DE MECANIQUE

INFLUENCE DES TRAITEMENTS THERMIQUES CYCLIQUES  
SUR LES CARACTERISTIQUES MECANIQUES  
DES ACIERS A 60 et XC 48

**THESE**



Présentée devant l'Université de BLIDA

pour obtenir le titre de

**MAGISTER**

(Mention : Construction Mécanique)

Par

**SAID BERGHEUL**

Soutenue publiquement le..... 1991, devant la commission d'examen

- Monsieur A. HAMOUR ..... Président
- Monsieur V. DOROKHOV ..... Rapporteur
- Messieurs A. SOUABI ..... Examineur
- V. SIDOROV ..... Examineur
- Monsieur M. HADJI ..... Invité

\*\*\*\*\*  
\*\*\* AVANT - PROPOS \*\*\*  
\*\*\*\*\*

Ce travail a été effectué au laboratoire de Génie  
Métallurgie de l'institut D'AERONAUTIQUE de l'université de  
BLIDA .

Nous exprimons notre profonde gratitude à Monsieur  
A. HAMOUR pour l'honneur qu'il nous fait en acceptant de  
présider notre jury de thèse .

Nous remercions tout particulièrement Monsieur  
V. DOROKHOV , directeur de thèse , pour l'intérêt qu'il a  
porté à la réalisation de nos travaux et pour les conseils et  
les orientations décisives qu'il nous a suggérés .

Que Monsieur A. SOUABI , directeur de la post-  
graduation de l'institut de mécanique , soit chaleureusement  
remercié pour avoir aimablement accepté d'examiner notre  
travail .

Nous tenons à remercier vivement Monsieur V.SIDOROV ,  
qui a bien voulu porter un intérêt à notre travail et  
participer à notre jury de thèse .

Nos remerciements vont également à Monsieur M.HADJI  
qui a accepté de se joindre à notre jury .

Nous souhaitons également témoigner notre  
reconnaissance à tous nos collègues enseignants pour leurs

suggestions et leur soutien chaleureux .

Nos remerciements vont aussi à tout le personnel de l'institut D'AERONAUTIQUE , qui par leur gentillesse et leur serviabilité nous ont permis de surmonter beaucoup de problèmes ainsi qu'une mention toute particulière aux techniciens du laboratoire de métallurgie .

\*\*\*\*\*  
\*\*\*\*\*  
\*\*\*\*\*

# SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE .....	1
-----------------------------	---

## CHAPITRE 1 : ETAT ACTUEL DES CONNAISSANCES

1.1 CLASSEMENTS DES TRAITEMENTS THERMIQUES CYCLIQUES.....	4
1.2 PHENOMENES D'AUSTENISATION EN CYCLES RAPIDES.....	5
1.2.1 MECANISME D'AUSTENISATION.....	6
1.2.2 CINETIQUE D'AUSTENISATION.....	7
1.3 TRAITEMENT THERMIQUE CYCLIQUE DES ACIERS.....	8
1.3.1 ACIER ORDINAIRE.....	9
1.3.2 ACIER FAIBLEMENT ALLIE.....	14
1.3.3 ACIER FORTEMENT ALLIE.....	18
1.4 TRAITEMENT THERMIQUE CYCLIQUE D'AUTRES ALLIAGES.....	20
1.5 CONCLUSIONS ET AXES DE RECHERCHE.....	22

## CHAPITRE 2 : MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

2.1 MATERIAUX ETUDIES.....	26
2.2 METHODES DE CARACTERISATION.....	27
2.2.1 APPAREILLAGE UTILISE.....	28
2.2.2 DETERMINATION DE LA GROSSEUR DES GRAINS.....	31
2.2.3 POLISSAGE ELECTROLYTIQUE.....	32
2.2.4 PLANIFICATION DES EXPERIENCES.....	37
2.3 ETUDE ET DETERMINATION DES PARAMETRES DU TThCy.....	39
2.3.1 FACTEURS ET LEUR INTERVALLE DE VARIATION.....	39
2.3.2 DESCRIPTION DE LA METHODE MISE EN OEUVRE.....	41
2.3.3 VARIATIONS REALISEES.....	41
2.3.4 APPRECIATION DES PARAMETRES DU TThCy.....	43
2.4 CONCLUSIONS.....	52

## CHAPITRE 3 : MODELISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU A60 SOUS L'ACTION DU TThCy

3.1 PRINCIPE DE LA PROGRAMMATION D'UNE EXPERIENCE, ET SES ETAPES FONDAMENTALES.....	54
3.2 REALISATION DU MODELE MATHEMATIQUE LINEAIRE.....	58
3.2.1 CHOIX DES PARAMETRES D'OPTIMISATION.....	58
3.2.2 REALISATION DU PLAN D'EXPERIENCE.....	63
3.2.3 CALCUL DES COEFFICIENTS DE REGRESSION.....	66
3.2.4 ANALYSE STATISTIQUE DU MODELE LINEAIRE.....	67
3.3 MODELE SEMI- QUADRATIQUE.....	72
3.3.1 COMPOSITION DE LA MATRICE DU MODELE.....	72
3.3.2 CALCUL DES COEFFICIENTS DE REGRESSION.....	74
3.3.3 ANALYSE STATISTIQUE.....	74
3.4 MODELE QUADRATIQUE.....	76
3.4.1 COMPOSITION DE LA MATRICE ORTHOGONALE.....	79
3.4.2 CALCUL DES COEFFICIENTS DE REGRESSION.....	81
3.4.3 ANALYSE STATISTIQUE.....	81
3.5 CONCLUSIONS.....	84

**CHAPITRE 4 : OPTIMISATION ET OBSERVATION MICROGRAPHIQUE  
DE L'INFLUENCE DU TThCy SUR L'ACIER A60**

4.1	ANALYSE DU MODELE QUADRATIQUE ET SON OPTIMISATION	85
4.1.1	CHOIX DE LA METHODE D'OPTIMISATION	85
4.1.2	ALGORITHME DE CALCUL	87
4.1.3	INTERPRETATION DES RESULTATS D'OPTIMISATION	89
4.1.4	VERIFICATION EXPERIMENTALE	92
4.3	MORPHOLOGIES ET STRUCTURES DU A60 LORS DU CYCLAGE	94
4.4	EXPLICATION DU PROCEDE D'OBTENTION DE LA STRUCTURE FINE	105
4.5	CONCLUSIONS	109

**CHAPITRE 5 : INFLUENCE DU CYCLE THERMIQUE SUR LE  
COMPORTEMENT STRUCTURAL ET MECANIQUE DE  
L'ACIER XC48**

5.1	PRINCIPE D'OBTENTION DE LA STRUCTURE GLOBULAIRE SORBITIQUE	111
5.2	CHOIX DES PARAMETRES DU TThCy	113
5.3	CHANGEMENTS STRUCTURAUX DE L'XC 48 AU COURS DU CYCLAGE	117
5.4	PROPRIETES MECANIQUES	125
5.5	CONCLUSIONS	129

**CONCLUSIONS GENERALES**.....130

**ANNEXE**

A.1	COURBE T.T.A DE L'ACIER A 60	134
A.2	PROGRAMME " REGRESS "	135
A.3	PROGRAMME D'OPTIMISATION POLYNOMINALE " BERG "	138
A.4	COURBE T.T.T DE L'ACIER XC 48	139
A.5	REGIME RECOMMENDE POUR LE CYCLAGE DU A60	140

# INTRODUCTION

Jusqu'à ces dernières années , les traitements thermiques traditionnels étaient considérés comme des moyens prépondérants dans l'amélioration de certaines caractéristiques mécaniques malgré certains inconvénients que peuvent engendrer ces derniers .

L'apparition du traitement thermique cyclique a bouleversé la hiérarchie bien établie dans le domaine des traitements , d'une part , par sa nouvelle conception , d'autre part ses nombreuses retombées . Ce procédé , proposé il n'y a pas longtemps , se développe rapidement aux Etats-Unis , au Japon à l'URSS et à d'autres pays .

Cette implantation est liée aux avantages que présente ce traitement par rapport au traitement traditionnel à savoir :

- La possibilité d'amélioration en une seule fois plusieurs caractéristiques , ce qui était impossible auparavant .
- La faible consommation d'énergie liée à l'absence de maintien et aux températures de chauffage ne dépassant pas les points critiques .
- L'utilisation de procédés très automatisés .
- Une bonne utilisation du matériau , car souvent il est possible d'économiser les éléments d'alliages .

Les premières publications concernant ce traitement visaient à déterminer , selon les critères et les moyens de l'époque les caractéristiques des aciers les mieux adaptés à ce type de traitement . Beaucoup d'études ponctuelles et empiriques



ont ensuite été effectuées pour des besoins particuliers .  
Actuellement , devant de nouvelles conditions techniques et économiques , l'intérêt pour ce type de traitement devient plus pressant :

■ Sur le plan métallurgique car le praticien manque encore de critères précis concernant :

- Le choix du matériau à traiter .
- La réaction de ce dernier lors du traitement .
- Les différentes possibilités et combinaisons du cyclage .
- Les caractéristiques optimales du traitement cyclique .

■ Sur le plan technique grâce à l'apparition de nouveaux moyens offrant des possibilités nouvelles dans le domaine des traitements.

Notre étude s'inscrit dans un objectif général qui consiste à trouver une relation physique et mécanique entre les caractéristiques du matériau à traiter et les cycles thermiques .

Néanmoins , notre travail ne prétend pas aller jusqu'e là , vu les contraintes d'ordre matériel et de disponibilité de matériau , mais l'objectif principal sera d'aboutir à une corrélation entre la résilience des matériaux ( A60 - XC48 ) à traiter et les cycles thermiques.

Pour résoudre ce problème , on s'est restreint à suivre les différentes étapes suivantes :

- A/** L'examination des principales recherches effectuées dans le domaine du cyclage .
- B/** L'enregistrement des variations des cycles thermiques du traitement des pièces de différentes sections.
- C/** L'étude de la variation de la résilience en fonction du traitement cyclique .
- D/** L'optimisation de ce dernier .
- E/** La caractérisation du comportement structural des aciers en fonction des traitements cycliques imposés.

Dans ce domaine , notre étude constitue une base de travail pour l'application du traitement thermique cyclique pour un large éventail de matériau en sachant que les résultats obtenus sont applicables pour les alliages cités ci-dessus et dont la disponibilité est très réponde en Algérie .

Le travail qui fait l'objet de ce mémoire a été effectué à l'université de BLIDA au laboratoire de métallurgie de l'institut supérieur d'aéronautique.

\*\*\*\*\*  
\*\*\*\*\*  
\*\*

# CHAPITRE 1

ETAT ACTUEL DES CONNAISSANCES

### 1.1 CLASSEMENTS DES TRAITEMENTS THERMIQUES CYCLIQUES

Ces dernières années, les connaissances sur les traitements thermiques, se sont considérablement élargies grâce aux nouvelles méthodes et moyens d'investigation.

Des études et recherches concernant le traitement thermocyclique ont été énoncées et les chercheurs ont, chacun selon son point de vue, proposé des résultats et approches différents.

Le traitement thermocyclique est basé sur l'utilisation de différents processus incomplets se déroulant au sein du matériau à traiter lors des variations de températures rapides comme par exemple : les transformations structurales de phase, la variation de solubilité des éléments d'alliages dans la matrice, les contraintes thermiques, ...etc...

Donc, chaque famille de matériau peut recevoir tel ou tel mode de traitement thermocyclique du fait que chacune d'elles a son propre diagramme d'équilibre et sa thermocynétique.

D'après ces indices, on peut classer les traitements thermocycliques selon :

- \* Le niveau de Température : haute ou basse .
- \* Le mode de Refroidissement : continu ou interrompu .
- \* Un autre indice peut intervenir dans le classement du traitement thermocyclique, c'est le mode de Chauffage .

Sachant que ce dernier est accéléré alors suivant les moyens et besoins, on utilise les procédés de chauffage

ci-dessous :

- Dans des fours en surchauffe ;
- Dans des bains de sels ou de métaux ;
- Par passage direct du courant électrique ;
- Par induction ;
- Par plasma ;
- Par laser .

Tous conduisent à des cycles thermiques inhabituels caractérisés , par des vitesses de chauffage et de refroidissement très grandes ainsi qu' un court maintien à haute température .

Les différents traitements ont pour objectif l'amélioration des caractéristiques mécaniques en favorisant l'apparition , au niveau des pièces traitées , d'une structure à grains fins et d'une répartition à morphologie adaptée aux sollicitations les plus poussées .

### 1.2 PHENOMENES D'AUSTENISATION EN CYCLES RAPIDES

D'une façon générale , les transformations de phases de l'acier au cours du chauffage à des températures supérieures à  $A_{c1}$  sont beaucoup moins bien connues que ceux qui se produisent au cours du refroidissement .

Les études ponctuelles sur la formation de l'austénite ont été entreprises par des auteurs [1,2] dans le cas des aciers ferritiques et des aciers au carbone , grâce à des méthodes du type maintien isotherme entre  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$  suivi d'une trempe ou comme dans notre cas de traitements thermiques cycliques .

### 1.2.1 MECANISME D'AUSTENISATION

#### Cas d'un acier ferritique

Dans la ferrite exempte de carbure , ou pour des très grandes vitesses de chauffage dans les agrégats de ferrite et de carbure , l'austénite se forme par un mécanisme excluant l'intervention de la diffusion du carbone . La faible énergie de transformation ( 6Kcal/mol ) , l'absence de défauts de structure , particulièrement les dislocations résultant de la double transformation  $\alpha \rightarrow \Gamma \rightarrow \alpha$  , permet de penser que la réaction est du type massive .

La réaction commence à 910 °C et ne présente que peu d'hystéresis , ce qui exclut la diffusion sur une grande distance .

#### Cas d'un état initial composé de ferrite et de perlite

La transformation austénitique se développe en deux étapes principales : la première à l'échelle du grain perlitique, la seconde dans le grain ferritique .

\* Dans ces transformations par germination et croissance , il existe d'abord une période d'incubation .L'austénite germe aux joints des grains, perlite/ferrite , ou encore aux joints de plusieurs colonies perlitiques . Ces germes sont le plus souvent multiples dans un même grain .Le format de croissance marque des décrochements d'un espace lamellaire à un autre .

\* Quand l'austénite à recouvert le grain perlitique , stade ( $\Gamma$ +carbures+ $\alpha$ ) , elle traverse le joint ferrite/perlite ou germe indépendamment sur ce joint .

La transformation progresse ensuite dans le grain ferritique par migration de l'interface  $\alpha/\Gamma$ . Cette progression est réglée par la diffusion du carbone .

On remarque que tous les joints ferrite/perlite , sites de germination , ne sont évidemment pas activés simultanément .

La limite  $\alpha'/\alpha$  ou austénite/ferrite correspondant au front d'austénisation dans la ferrite , apparaît courbée ou déchiquetée au microscope optique ainsi qu'au microscope électronique . Ce front peut être dirigé par les sous joints ferritiques . De part et d'autre du joint , la ferrite présente une forte densité de dislocations et de martensites. Les dislocations présentes au sein de la ferrite apparaissent sous l'effet de contraintes , qui se développent pendant le cycle thermique .

### 1.2.2 CINETIQUE D'AUSTENISATION

ORLICH [3] a établi les diagrammes T.T.A (temps, température, austénisation) pour de nombreux aciers (voir annexe) . Ces diagrammes nous renseignent notamment sur les variations des points de transformation en fonction des vitesses de chauffage . La méthode expérimentale est décrite en détails par l'atlas des courbes T.T.A [4].

Pour les faibles vitesses , les températures de début et de fin de transformation sont celles que donne le diagramme d'équilibre fer-carbone . Lorsque la vitesse croit , une hystérisis fait son apparition , tandis que les températures  $Ac1$  et  $Ac3$  augmentent régulièrement . Une élévation de la vitesse de chauffage limite , pour une même température

maximale atteinte , provoque une diffusion du carbone qui peu atteindre un même degré d'austénisation ; d'où un besoin absolu d'élévation de température , se traduisant par une augmentation de  $Ac_3$  avec la vitesse de chauffage .

Aux très grandes vitesses , on observe une température  $Ac_1$  constante , signifiant que le début de transformation est indépendant de la diffusion (mécanisme allotropique) , toutefois , ce palier n'est qu'hypothétique .

La diffusion du carbone à des vitesses de chauffages élevées n'intéressera que de minces zones , autour des carbures .

Le maximum de la ferrite ne se transformera qu'à  $910^{\circ}C$  par une réaction massive. Plus la répartition des carbures dans la matrice sera fine , ou , plus l'acier sera chargé en carbone, plus la transformation massive se déplacera vers les grandes vitesses de chauffages .

Toutes les autres phases de l'austénisation (homogénéisation, grossissement des grains ) faisant appel à un mécanisme de diffusion sont représentées par des courbes qui ont la même allure que celles qui représentent les variations de  $Ac_1$  et  $Ac_3$  .

### 1.3 TRAITEMENT THERMIQUE CYCLIQUE DES ACIERS

Sachant que le traitement thermocyclique des aciers est fondé sur une multitude de facteurs , une classification basée sur ces derniers est quasiment impossible . C'est pour cette raison que notre classement a été effectué selon la nature et le type d'acier traité .



### 1.3.1 ACIER ORDINAIRE

L'étude [5] a porté sur un large éventail d'acier fin de type (XC30, XC45, XC80, XC120) et suivant les résultats recherchés, l'auteur propose deux sortes de traitements thermiques cycliques. Le premier traitement consiste à chauffer l'acier rapidement à des températures variant entre 30 et 50°C au dessus de  $A_{c1}$  (début de chauffage) puis à le refroidir, d'abord à l'air libre jusqu'à une température égale à 30 ou 50°C au dessous de  $A_{r1}$  (début de refroidissement), et finalement dans un bain d'eau ou d'huile. Ce traitement répété quatre à cinq fois aboutit à la formation d'une structure fine sorbitique assurant ainsi l'élévation de la résistance à la traction de 10-15%, l'augmentation de 30% environ de la limite à la fatigue et la multiplication de la résilience par 1.5 à 2.5 fois plus, par rapport bien sûr, aux mêmes aciers qui ont subi des traitements conventionnels.

L'auteur affirme que ce type de traitement est applicable pour n'importe quel acier allié de classe perlitique.

Le deuxième traitement proposé par FEDUKIN [6] a pour but d'affiner les grains Ferrito-perlitiques en plus de l'amélioration des caractéristiques mécaniques. Pour cela, le même intervalle de température que précédemment est adopté sauf que le refroidissement est unique et se fait à l'air libre. Par exemple, un acier XC45 ayant initialement un indice de grosseur  $G$  entre 5 et 6 peut facilement atteindre une valeur comprise entre 11 et 12, de plus le seuil à froid  $T_{50} = -10$  °C passe à  $T_{50} = -40$  °C après normalisation.

EN CONCLUSION : Trois points essentiels ressortent de cette étude a savoir :

- 1<sup>o</sup> Le traitement thermique cyclique augmente la fiabilité et la durée de service des pièces .
- 2<sup>o</sup> Le traitement cyclique permet l'utilisation des aciers ordinaires au lieu des aciers alliés .
- 3<sup>o</sup> Le deuxième régime de traitement est un des procédés effectifs d'affinement des grains.

Malgré les résultats prometteurs obtenus par le chercheur , on remarque qu'aucune indication n'apparaît sur les facteurs qui conditionnent le traitement cyclique à part une zone de température pour le chauffage et le refroidissement , et le nombre de cycles . Des recherches fondamentales et plus approfondies ont été effectuées par ANAKIN [7] afin de mettre en relief :

- d'une part : les facteurs prépondérant du traitement thermique cyclique .
- d'autre part : l'influence du traitement sur les caractéristiques mécaniques .

L'auteur étudie la variation de la taille des grains de la structure et les caractéristiques mécaniques des fils tréfilés en acier au carbone du même type que précédemment après une refusion sous l'aitier électroconducteur .

Afin d'évaluer l'influence du régime du traitement cyclique sur l'affinement du grain ( $\delta d$ ) et d'optimiser ses paramètres, le chercheur a entrepris une expérience planifiée du type 2\*\*5 avec les facteurs variables suivants :

- X1:** Le diamètre du fil ( 3.3mm ; 6mm ) ;
- X2:** Le nombre de cycles ( 4 ; 8 ) ;
- X3:** La température du bain de chauffage ( 770°C ; 870°C )
- X4:** Le temps de chauffage ( 5s ; 15s ) ;
- X5:** Le temps de refroidissement à l'air libre (10s; 30s)

Ces derniers interviennent à côté des autres facteurs qui peuvent être fixés et connus au préalable par exemple : ( température de chauffage , température de refroidissement , vitesse de chauffage et de refroidissement , ..etc.. ).

Bien sûr , il y'a lieu de tenir compte de l'appréciation de tout ces paramètres afin d'optimiser le traitement cyclique . L'équation de régression obtenue était linéaire avec interaction . ANAKIN a vérifié l'adéquation de la régression au moyen du critère de FISHER pour une probabilité de 95 % . Malheureusement , il ne donne pas les valeurs des paramètres qui assurent le régime optimal dans lequel , on obtient un affinement de la taille d'un grain d'XC80 presque de 9 fois ( soit une variation de  $\phi=0.0244$  à  $0.0027$  mm ).

L'observation micrographique a montré que la structure de départ composée de perlite lamellaire grossière se transforme en perlite globulaire fine .Le chercheur a procédé ensuite sur une autre nuance , soit l'XC60 , sous forme d'un long rond laminé de 6.5 mm de diamètre , afin d'examiner son comportement mécanique après un traitement cyclique .

Ce qui lui a permis d'obtenir des grains de taille égale à 0.0031mm , avec les propriétés mécaniques suivantes:

$R_m=75\text{daN/mm}^2$  ,  $Z=49.5\%$  . L'XC60 a subi ensuite un tréfilage

avec des degrés de déformation variant de 80 à 98% . L'auteur pense que la présence de grains fins et la dispersion des globules de cémentite ont contribué à la plasticité de l'acier étudié après traitement cyclique , ce qui a permis aussi de déformer l'acier jusqu'à 98 % ( en pratique cette valeur ne dépasse pas 70 % ) .

ANAKIN touche encore un problème concernant les difficultés connues dans la fabrication des fils en aciers hypereutectoides qui sont conditionnés par la formation d'une ossature de Cémentite proeutectoïde aux joints des grains conduisant à la fragilisation de l'acier et à une impossibilité de déformation plastique efficace .

Actuellement , le seul procédé utilisé est le recuit de sphéroidisation qui permet de détruire le réseau de cémentite . Ce mode de traitement possède quelques inconvénients importants , entre autres , la durée prolongée du processus et le développement de la graphitisation .

En outre , les globules de cémentite formés lors du recuit ont ( par suite de leur dimension élevée ) une forte stabilité pendant l'austénisation ; cela oblige à procéder par des hautes températures et des maintiens prolongés afin de dissoudre la cémentite et homogénéiser l'austénite .

L'auteur espère , à travers le traitement cyclique , arriver à détruire l'ossature de cémentite dans les aciers hypereutectoides .

Pour cela , l'expérience a été réalisée sur un rond laminé en acier du type XC120 obtenu après refusion sous laitier

électroconducteur ( dans le but d'obtenir une meilleure pureté ) . Ce dernier avait une ossature de cémentite aux joints des grains de taille 0.008 mm et possédait les caractéristiques suivantes :  $R_m=116 \text{ daN/mm}^2$  ;  $Z=1.5\%$  ,et après un traitement cyclique aux conditions suivantes : nombre de cycles 6; chauffage rapide jusqu'à une température de  $770^\circ\text{C}$  et refroidissement à l'air libre à une température  $T=680^\circ\text{C}$  , le chercheur a obtenu :

- premièrement , une destruction complète de l'ossature de cémentite et formation d'une structure à carbures sphériques (  $\phi = 0.0035 \text{ mm}$  ).
- deuxièmement , une amélioration sensible des propriétés mécaniques .

L'acier traité ainsi a été soumis à un tréfilage avec des déformations différentes ainsi qu'à des essais de traction . La comparaison des courbes d'érouissage obtenues montrent que la vitesse minimale de durcissement et le taux maximal de tréfilage possible correspondent à l'état traité par le traitement cyclique .

Cela a permis à l'auteur de recommander ce traitement cyclique au titre d'un traitement plastifiant pour la fabrication des fils en aciers hypereutectoides ( exemple des fils d'aiguilles ) .

Par ailleurs le traitement cyclique ne présente pas uniquement des avantages mais aussi des inconvénients qui peuvent surgir , d'où l'utilité des travaux établies par BARANOV [8] dans son étude ; cet auteur a constaté que

l'action d'un cyclage très poussé ( de l'ordre de quelques centaines de cycles ) s'accompagne :

- a/** De modification de la forme .
- b/** De modification de la densité .
- c/** De l'apparition de micro-fissures .
- d/** D'une hétérogénéité physique et chimique qui peut être observée et qui est conditionnée , d'après l'auteur , par la non simultanété du développement des transformations structurales allotropiques ainsi que par des amplitudes différentes qui relaxent les contraintes engendrées par les transformations de phases .

### 1.3.2 ACIER FAIBLEMENT ALLIÉ:

Le traitement thermique des aciers par chauffage rapide est souvent un objectif recherché , vu qu'il permet d'accroître les caractéristiques mécaniques . En dépit de l'introduction de ces traitements dans les processus commerciaux depuis quatre à cinq décennies , l'effet de l'affinement du grain en cycle rapide a été plusieurs fois constaté sans jamais être exploité . On attribue cet état de fait soit :

- Au non respect du graphe du cycle .
- A une mauvaise détermination des conditions d'optimisation .
- Au non contrôle de la microstructure initiale .

C'est à partir de cette dernière constatation que SHITNOV et

EHNTIN [9] étudièrent l'influence de la taille du grain d'austénite sur les propriétés mécaniques des aciers de construction .

Très souvent , une comparaison entre les effets de deux ou plusieurs méthodes s'impose , d'où le but , des deux méthodes préconisées dans cette étude , à savoir :

- Par chauffage rapide avec une préparation préliminaire de la structure initiale par trempe .
- Par traitement cyclique électrique .

Les aciers étudiés contenaient entre 0.3 et 0.4% de C , 2 à 3% Cr , 3% Ni. Le chauffage était assuré par un transformateur de soudage (puissance max 150 KVA et une vitesse de chauffage maximale de 1000 °C/s ) .

Dans la première variante du traitement , le chauffage s'effectuait avec une vitesse de 250°C/s jusqu'à une température de 950°C , suivi d'une trempe à l'eau et d'un revenu à 200°C . Contrairement à la deuxième variante qui comprend un cyclage dont le nombre varie entre un et cinq , avec une vitesse de chauffage moyenne comprise entre 25 et 30°C/s jusqu'à une température de 950°C, suivi chaque fois d'une trempe à l'eau et en dernier lieu d'un revenu de 200°C.

Les auteurs ont établi grâce aux essais réalisés que:

- \* D'une part , l'affinement des grains est constaté dans les deux variantes avec un aspect accentué pour le traitement cyclique (variation de l'indice de grosseur G de 5 à 14 ) .
- \* D'autre part , les caractéristiques mécaniques

augmentent de 20% environ pour un nombre optimal de cycles égal à 5 .

Suite à cette étude , il apparaît que le traitement cyclique a un avantage capital en liaison avec la faible vitesse de chauffage , aboutissant à un gain économique très important et une amélioration sensible des caractéristiques mécaniques. Toujours , dans le but d'étudier l'affinité des grains d'une manière plus poussée , les mêmes auteurs [10] ont entrepris d'autres recherches là où le traitement cyclique se trouve combiné avec d'autres types de traitement . D'une manière générale , afin d'augmenter la consolidation des aciers , et d'une manière particulière , dans la perspective d'étudier le rôle joué par le traitement cyclique dans l'étape préparatoire assurant les grains fins d'austénite .

Les essais ont porté sur un acier faiblement allié du type 35 CDVS 12 . Les méthodes d'approche préconisées par les chercheurs , comprenaient essentiellement :

1°- Un traitement thermique cyclique aux conditions suivantes : nombre de cycles 5 ; vitesse de chauffage 25°C/s; température de chauffage 950°C et enfin une trempe finale à l'eau .

2°- Un traitement thermomécanique aux conditions suivantes : température de chauffage entre 500 et 900°C avec des déformations de 45% suivies d'une trempe et d'un revenu ; ou d'un vieillissement de la martensite à la température de 200°C avec des déformations de 5 % .

L'analyse des résultats a montré que le traitement cyclique



assure un affinement des grains à partir de l'indice  $G = 7$  jusqu'à  $G = 14$ , ainsi qu'une amélioration de  $R_m$  de 25 %,  $A\%$  de 7 % et KCU de 30 % .

Nous constatons finalement après cette analyse, qu'il n'y a aucune ambiguïté quant au rôle joué par le traitement cyclique vis à vis de l'affinement des grains et donc dans l'augmentation des caractéristiques mécaniques .

L'influence des traitements thermiques cycliques sur les aciers faiblement alliés a été de même établie par PADMANABHAM et WOOD [11] qui constatèrent une différence considérable dans la résilience et la résistance à la traction ; ce qui les a conduit à conclure que l'affinement des grains et l'amélioration des caractéristiques sont proportionnelles au nombre de cycles réalisés . Mais ces résultats auraient pu être accompagnés d'une étude de la structure d'une part , et par une étude planifiée du traitement cyclique d'autre part , afin de connaître et d'apprécier les paramètres d'optimisation . Selon notre avis l'étude réalisée est fragmentaire .

PLATNOV [12] a effectué des essais de cyclage sur des aciers du type 40 C4 et 30 CMS4 . Il montre que l'amélioration des caractéristiques relevées est attribuée au durcissement des phases et pense , contrairement à ce qui a été trouvé que l'affinement des grains ne peut être responsable uniquement de l'augmentation des caractéristiques observées . Mais le manque d'intérêt pour le rôle joué par l'écroutissage dans le durcissement , rend son étude faillible .

### 1.3.3 ACIER FORTEMENT ALLIE

La recherche réalisée par CHENG [13] a porté sur l'influence des traitements cycliques sur la position des points critiques structuraux ainsi que les caractéristiques mécaniques des aciers de composition : Ni = 19% , Co = 4.52% , Ti = 1.18% , Al = 0.10% .

Pour les transformations structurales , la variation a été étudiée sous l'influence de trois paramètres : la vitesse de chauffage , la vitesse de refroidissement et le nombre de cycles . Les résultats ont montré que pour une variation de la vitesse de chauffage et de refroidissement entre 20°C/s et 100°C/s, il apparaît un déplacement des points critiques A de 13 à 20 °C et des points M de 2 à 9 °C , cet écart étant toujours plus favorable dans le cas du chauffage .

Par ailleurs , pour l'étude de l'influence du nombre de cycles , le même traitement que le précédent a été adopté avec une vitesse de chauffage égal à 40°C/s et un nombre de cycles variant entre 1 et 10 . Le dépouillement des résultats a montré une augmentation de 90 °C pour le point critique Ms et une diminution égale à 23 °C pour le point As .

Les mêmes constatations que les précédents ont été remarquées à savoir , une augmentation des caractéristiques mécaniques ainsi qu'un affinement important dès le 2<sup>ème</sup> cycle .

Dans le cas étudié , on remarque que plus la composition de l'acier est riche ( en nombre et en taux d'éléments d'alliage ) , plus l'influence des traitements cycliques

devient sensible sachant que , pour les aciers fortement alliés , l'affinement est perceptible dès le deuxième cycle .

VOLOCEVITCH et PETROV [14] ont défini des méthodes et réalisé des moyens d'étude des aciers du type Z 30N27 et Z 50N26 . Ils prouvent que la martensite obtenue à partir de l'austénite traitée par cyclage , en dépit de sa fine structure , se caractérise par une faible plasticité , principalement après le premier cycle .

Les auteurs expliquent cette chute de plasticité , par la haute densité de dislocations ainsi que les déformations élastiques des microvolumes . Ils préconisent alors , que l'obtention d'un meilleur ensemble de propriétés est basée essentiellement sur un chauffage rapide , répété plusieurs fois sur des aciers fortement déformés à l'état austénitique.

#### 1.4 TRAITEMENT THERMIQUE CYCLIQUE D'AUTRES ALLIAGES

Les auteurs [15] présentent les résultats et investigations après les effets du traitement thermocyclique sur les structures et les propriétés des joints de soudure des pipes de l'alliage en titane de type VT 22.

A partir d'un cyclage avec refroidissement à l'air , il a été établi qu'il y avait une formation d'une structure cellulaire avec dispersion de carbure qui fragilise le métal, mais pour un refroidissement dans le four , suivi d'un vieillissement , il apparaît une formation de phase  $\alpha$  avec sphéroidisation , état qui concorde avec des caractéristiques maximales.

Le traitement thermocyclique a été favorable de même pour les alliages qui ne subissent pas des transformations structurales de phase ( comme l'ALPAX : alliage aluminium - silicium) et qui sont très répandus dans la technique grâce à leurs propriétés de fonderie très remarquables .

La base physique pour le traitement de ces alliages réside dans la variation de la solubilité des éléments d'alliages , ainsi que dans l'apparition de contraintes considérables aux joints de différentes phases pendant les chauffages et refroidissements accélérés .

Le cyclage thermique [16] a été exécuté , à maintes reprises , jusqu'à une température légèrement inférieure à celle de la fusion suivi d'un refroidissement à l'air , le traitement thermocyclique étant fini , un vieillissement à 200°C a été effectué. La durée totale de l'opération était de

3 à 4 heures , temps beaucoup plus court que la normale .  
Les résultats obtenus montrent une augmentation de 50% des caractéristiques de résistance ainsi que la plasticité de 100% et un accroissement de la résilience de 100 à 200 %.

De bons résultats ont été obtenus aussi sur les fontes à graphite sphéroïdale ( F.G.S ) de type 45.5 [17] , ayant une structure perlite-ferritique avec un traitement thermocyclique aux conditions suivantes :

- nombre de cycles 8 à 10 fois ;
- vitesse de chauffage entre 30 °C/s et 40°C/s ;
- température de chauffage  $A_{c1} + ( 40 \text{ } ^\circ\text{C} , 50^\circ\text{C} )$  ;
- un refroidissement dans l'eau ou l'huile .

Pour déterminer le nombre optimal de cycles , on a relevé une relation entre KCU et la dureté BRINELL d'une part, et le nombre de cycles d'autres part . L'analyse microscopique de la fonte traitée a montré que la quantité de perlite dans la matrice reste la même , mais qu'il y a un changement dans la répartition de Si dans le métal où ce dernier diffuse des particules de graphite vers la zone centrale ; cette ségrégation inverse du Si atténue le rôle fragilisant du concentrateur de contraintes de particules de graphite . les chercheurs ont remarqué que la résilience de la fonte traitée ainsi que la limite de fatigue s'élève de quatre fois plus . Ils recommandent ce type de traitement dans le cas du remplacement des recuits d'homogénéisation quand il s'agit d'élever la fiabilité des fontes par suite de l'augmentation de la plasticité , et de la résilience pour de mêmes valeurs

de la dureté et de la résistance à la traction.

### 1.5 CONCLUSIONS ET AXES DE RECHERCHE

Les conclusions essentielles qui peuvent être dégagées au terme de cette étude bibliographique ,sont les suivantes :

**a/**Le nombre réduit des publications dues essentiellement à la nouveauté du thème (la 1ère publication date de 1973).

**b/**Certains résultats évoqués sont parfois contradictoires cet état trouve son origine probablement dans les techniques et méthodes utilisées pour l'appréciation du phénomène cyclique .

**c/**Un cyclage est obtenu par des combinaisons de plusieurs paramètres (par exemple : nombre de cycles , vitesse , bain , température.....) dont les influences relatives sont impossibles à prévoir d'où l'intérêt d'utiliser une programmation planifiée afin de réduire le coût et le temps d'une bonne recherche scientifique .

**d/**Dans la plupart des cas , les vitesses de chauffage et de refroidissement sont supérieures aux vitesses critiques correspondantes, si bien que c'est le cycle de chauffage qui programme l'état final du matériau . Sachant que chaque nuance a sa propre cinétique on peut imaginer l'importance du nombre de régimes appropriés qu'il faut élaborer.

**e/**Les évolutions structurales mises en jeux au cours du traitement thermocyclique permettent une approche et une conception raisonnable d'un traitement optimal.

**f/**Le traitement thermocyclique est basé sur

l'utilisation de différents processus incomplets avant lieu dans le matériau à traiter par exemple les transformations de phase . La notion habituelle de trempabilité n'a donc plus aucun sens puisqu'elle se réfère à un état constitué d'austénite homogène , état rarement atteint lors du cyclage.

**g/** La reproductibilité de ces traitements est conditionnée par celle du cycle thermique. Un contrôle de ce dernier lors de son application à un échantillon standard , doit suffire à assurer cette reproductibilité .

**h/** Un résultat semble faire l'unanimité dans la plupart des recherches. c'est l'existence d'une relation directe entre les traitements thermocycliques avec d'une part , l'affinement des grains et d'autre part , l'augmentation des caractéristiques mécaniques .

**i/** Un avantage très particulier du traitement thermocyclique , c'est l'amélioration de plusieurs caractéristiques mécaniques à la fois par exemple: résistance à la traction et allongement , résilience et limite d'élasticité .

**ET** enfin pour compléter notre conclusion nous avons procédé à une étude comparative entre un traitement thermocyclique et un traitement traditionnel afin d'avoir une idée relativement précise sur les possibilités de chacun des deux. Les différences essentielles peuvent être classées en 4 catégories :

a/ Du point de vue économique:

On remarque certaines insuffisances des traitements traditionnels par rapport aux traitements cycliques :

- La durée élevée conditionnée en générale par le temps de maintien.
- La dépense énergétique considérable puisque , outre le maintien le chauffage s'effectue souvent à des températures supérieurs à A3 .
- L'action réduite sur la structure et donc sur les propriétés .

b/ Du point de vue conception:

On remarque l'absence de maintien isotherme ainsi qu'une répétition de 3 à 15 de l'action thermique dans le cas du cyclage.

c/ Du point de vue physique:

Le traitement cyclique est basé sur les processus physico-chimiques suivants :

- Les transformations structurales lors du chauffage et refroidissement.
- La thermodiffusion par gradient de température du carbone et des éléments d'alliages.
- Le durcissement submicroscopique des phases par thermoécrouissage.

d/ Du point de vue propriétés mécaniques:

Les traitements traditionnels sont limités dans la mesure où en améliorant un paramètre , on pouvait diminuer un autre ce



qui n'est pas le cas du traitement cyclique où les propriétés mécaniques peuvent être modifiées dans deux sens : soit consolidation avec amélioration simultanée de la plasticité soit , pour un même niveau de résistance , une augmentation sensible de deux à trois fois plus de la résilience et de la plasticité .

# **CHAPITRE 2**

**MATERIAUX ET TECHNIQUES  
EXPERIMENTALES**

## 2.1 MATERIAUX ETUDIES

Notre étude a porté principalement sur deux nuances largement utilisées en Algérie . Le premier étant l'acier de construction générale A60 et le deuxième étant l'acier fin pour le traitement thermique XC48<sup>1</sup>, qui se distingue par une qualité supérieure ainsi q'une composition chimique plus précise.

Ces aciers nous ont été fournis par la société nationale S.N.S , leur composition chimique ainsi que leurs caractéristiques sont données par les tableaux 2.1 et 2.2 :

TABLEAU n°2.1 :Ensemble des caractéristiques mécaniques.

METAUX ET LEUR ETAT		Rm en daN/mm <sup>2</sup>	Re 0.2 en daN/mm <sup>2</sup>	A en %	Z en %	HV en daN/mm <sup>2</sup>	KCU en J/cm <sup>2</sup>
A 60	STANDARD	58	34	19	45	175	/
	REEL	80	/	13	37	252	71
XC48	STANDARD	61	54	16	49	208	/
	REEL	92	/	11	32	275	80

Les échantillons et les éprouvettes ont été prélevés sur des barres laminées de différentes sections : rond de diamètre 20 mm , carré d'arête 12 mm et à des états de livraison différents : recuit ou normalisé .

Les éprouvettes ont été réalisées sur des machines outils

conformément aux normes A.F.N.O.R .

TABLEAU n°2.2: Composition chimique en % de masse .

METAUX ET LEUR ETAT		TENEUR EN ELEMENTS PRINCIPAUX en %		
		C	Mn	Si
A60	STANDARD	0.44 - 0.52	0.54 - 0.71	0.10 - 0.35
	REEL	0.48	0.63	0.31
XC48	STANDARD	0.47 - 0.55	0.50 - 0.80	0.17 - 0.37
	REEL	0.50	0.67	0.25

## 2.2 METHODES DE CARACTERISATION

Les méthodes de caractérisation des propriétés mécaniques utilisées dans notre étude sont , principalement , l'essai de traction , de résilience et enfin de dureté afin de déterminer les caractéristiques mécaniques essentielles (Re0.2, KCU , HV, A%,.....) .

Pour ce qui est de la méthode grâce à laquelle nous avons pu suivre l'évolution structurale à la faveur des traitements thermiques a été celle de l'observation micrographique. Les expériences ont été conçues comme actives sur la base de la statistique et de la planification .

### 2.2.1 APPAREILLAGE UTILISE

Un bref aperçu sur les moyens utilisés pour nos essais est cités ci-dessous à savoir :

#### - MICROSCOPE OPTIQUE

L'examen micrographique a été effectué sur microscope métallographique , inversé I.C.M 405 ZEISS avec des grossissements variant de 200 à 1000 et un contraste sur fond blanc et noir .

#### - MICROSCOPE ELECTRONIQUE

Le recours à cette technique s'est avéré indispensable pour l'étude des modes de fractures ainsi que l'examen des constituants , dans le cas où le pouvoir de résolution du microscope optique serait insuffisant .

Nous avons utilisé un microscope de type M.E.B (microscope à balayage ) le D.S.M 950 dont les caractéristiques sont: grossissement jusqu'à 100.000 fois , tension de voltage de 30 KV avec possibilité de travailler au rayons secondaires ou rétrodiffusés. Il est également équipé d'une sonde à rayons X (W.D.X) pour les analyses qualitatives et quantitatives des échantillons .

En dont les conditions d'analyses sont :

- \* Une tension de voltage 30 kV
- \* Un grossissement de 20-10.000 (x)

#### - APPAREIL DE RESILIENCE

L'appareil utilisé lors de nos essais est le mouton de CHARPY de marque CONTROLAB avec les caractéristiques

suivantes :

Charge en énergie initiale 300 J avec une vitesse d'impact situer entre 4.5 et 5.5 m/s .

#### - DUROMETRES

a/type WOLPERT

modèle 1 : Les essaies de dureté du type VICKERS ont été effectués sur une machine Wolpert sous une charge de 290 N.

Chaque valeur correspond à la moyenne de cinq mesures des diagonales de chaque empreinte.

b/type WOLPERT

modèle 2: Il permet le poinçonnage des différents échantillons afin de permettre l'évaluation de la grosseur des grains .

#### - APPAREIL D'ESSAI DE TRACTION

C'est une machine universelle ( plusieurs fonctions ) à commande hydraulique munie d'un enregistreur à l'échelle pour l'allongement et pour la charge ainsi que des charges maximales réglables de : 10 kN à 200 kN .

#### - FOUR

Pour les différents traitements thermiques, on a utilisé un four électrique à atmosphère non contrôlé du type K.S.120 dont les caractéristiques sont : une température nominale de

1500 °C , une puissance de 5 kW et dont les dimensions de la chambre sont 15x15x70 cm .

Les conditions de chauffage étaient variables entre 900 - 1100°C , plage de température correspondant à la zone de transformation structurale .

#### - THERMOCOUPLE

Pour le prélèvement de la température à l'intérieur des éprouvettes , on a utilisé un thermocouple de type Chromel-Alumel dont les caractéristiques sont très élevées .

#### - TABLE TRAÇANTE

L'enregistrement des différentes variations a été obtenu à l'aide d'une table traçante de marque ADVANCE.BRYANS avec régulateur de tension et de temps et dont les caractéristiques sont les suivantes : Variation de la tension de 0.05mV/s à 20V/s et dimensions de 40x35 cm .

Les conditions d'analyse pour le temps étaient de 20 s/cm tandis qu'elles étaient de 2mV/cm pour la tension . Ce choix est liée à la grande tension de travail qui avoisine les 40mV d'une part , et au temps très considérable nécessaire à l'enregistrement de deux cycles au minimum d'autre part .

#### - TRONÇONNEUSE

De type MESOTOM , elle a permis le découpage ainsi que le prélèvement des échantillons à des fins d'observations micrographiques .

#### - PRESSE PRESTO-PRESSE

C'est une presse d'enrobage à chaud ( 100 à 180°C ) pour les résines du type thermoplastique ou thermodurcissable . Elle a été utilisée pour l'enrobage des spécimens de tous les alliages .

#### - MACHINE DE PREPOLISSAGE

De type KNUTH ROTOR 2, utilisée pour le polissage mécanique préliminaire de tous les échantillons (avec arrosage abondant en eau , pour éviter l'échauffement ) aux papiers abrasifs en carbure de SILICIUM variant entre 180-4000.

#### - MACHINE DE POLISSAGE

Une machine de la série D.A.P ( avec mode automatique ou manuel ) a servi pour le polissage d'alumine avec des draps autocollants .

On a utilisé un drap du type DP NAP avec des pâtes de types AP-N et AP-F ainsi que la suspension d'alumine OP-S .

### 2.2.2 DETERMINATION DE LA GROSSEUR DES GRAINS

La taille de tous les produits de transformation, que ce soit grains ferritiques , colonie de perlite , paquet de lattes bainitiques ou martensitiques présentent une relation directe avec les caractéristiques finales optimales , notamment du point de vue limite d'élasticité , et résistance à la rupture fragile. Ces caractéristiques optimales sont obtenues grâce à des structures à grain fin .

La grosseur ainsi que les joints de grain sont mis en



évidence par l'examen micrographique d'une coupe polie ,  
attaquée par des réactifs appropriés . Différentes méthodes  
d'attaque et d'évolution de la grosseur des grains sont  
préconisées entre autres , les méthodes Kohn et Méquaid pour  
l'attaque et les méthodes de comptage et de comparaison pour  
l'évolution de la grosseur des grains .

Lors de notre recherche , on a utilisé l'attaque chimique  
par acide nitrique et la méthode de comptage .

Donc , après une attaque à l'acide nitrique pour la mise  
en relief des différents grains, on a réalisé grâce au micro-  
duromètre plusieurs poinçonnages ( 6 au total ) dans deux  
directions perpendiculaires et à égale distance (0.40mm) afin  
d'obtenir un minimum de 50 grains ( voir figure 2.1 ) .

### 2.2.3 POLISSAGE ELECTROLYTIQUE

Le polissage électrolytique est un des procédés possible  
pour l'obtention d'un poli parfait dans le cas des  
observations micrographiques au microscope électronique .  
Ce polissage comprend une dissolution anodique de la  
surface du métal dans un électrolyte approprié .En prenant en  
considération , que les conditions de dissolution sont  
propres à chaque métal et chaque électrolyte , il est  
nécessaire de dresser la courbe exprimant l'intensité en  
fonction de la tension continue appliquée afin de localiser  
les conditions favorables à une telle expérience .  
Le dispositif utilisé dans ce cas est composé d'un  
générateur de tension, de l'anode et de la cathode constituées

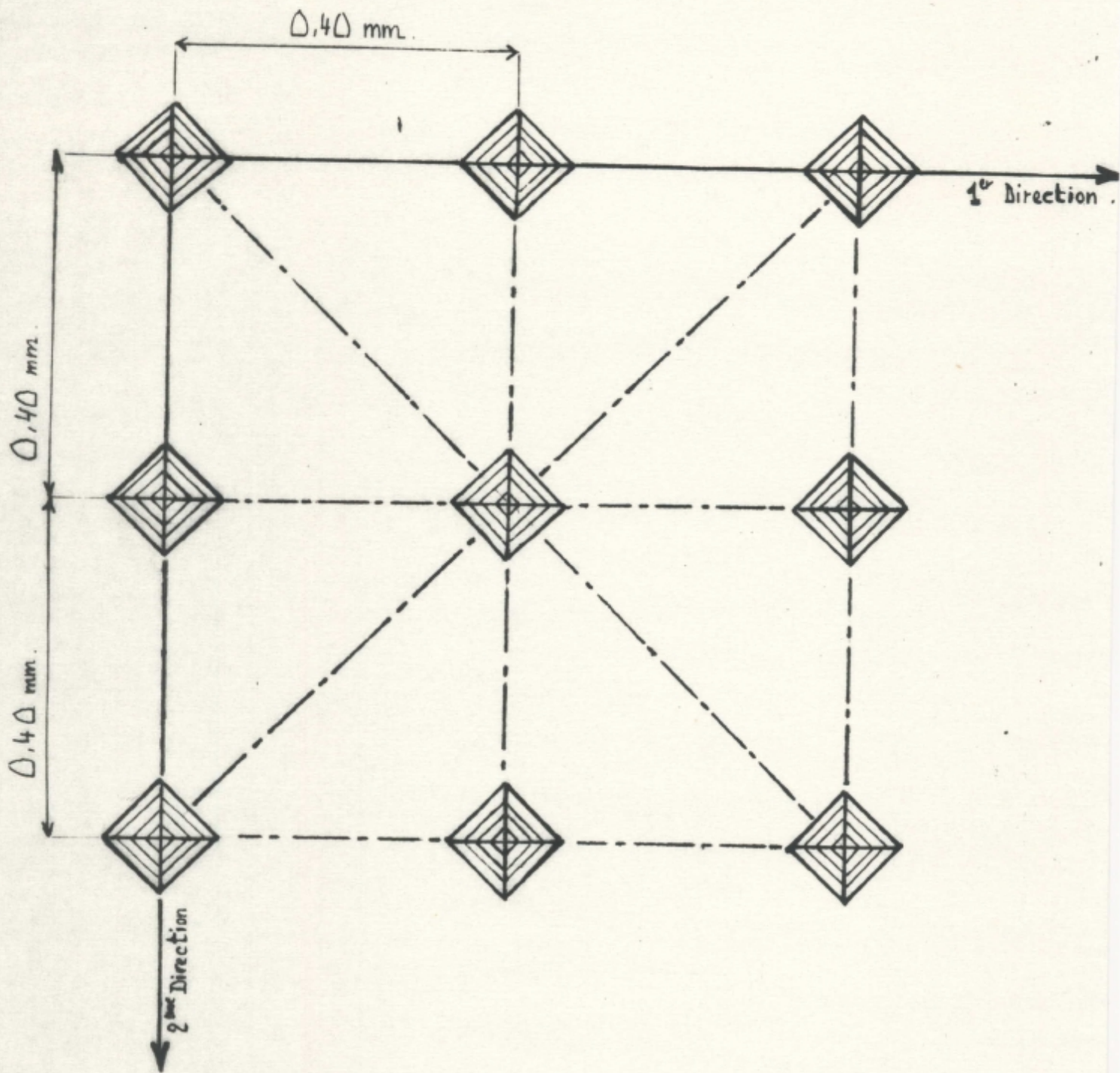


FIG.2.1: DISPOSITION DES DIFFERENTS POINTS DE REPERE DU COMPTAGE.

respectivement par le spécimen et une lame d'acier inox , ainsi qu'un dispositif d'enregistrement ( Fig 2.2) . Anode et cathode sont trempées dans un récipient contenant une solution d'HCL et d'anhydride acétique .

On obtient la série de courbe  $I = f(U)$  (Fig 2.3) en augmentant progressivement la tension jusqu'à ce que l'intensité croisse démesurément ; selon les conditions de variations de la tension les courbes seront différentes . Le polissage le plus indiqué est réalisé pour des variations lentes et progressives de la tension soit une valeur comprise entre 1V et 1.6V , intervalle où l'intensité est maintenue stable ( Fig 2.3 courbes 1 et 2 ) .

Il a lieu d'éviter l'application des conditions d'obtention de la courbe 3 qui présente des variations brusques de I qui engendrent une attaque chimique complètement perturbée .

#### **EN CONCLUSION :**

POUR  $1 \leq U \leq 1.6V$  : Intensité constante , d'où la formation d'une couche gélatineuse à la surface du matériau; condition essentielle à l'obtention d'un polissage parfait .

POUR  $U \geq 1.6V$  : Augmentation démesurée de l'intensité et formation de bulles gazeuses à la surface de l'échantillon empêchant ainsi l'attaque de se réaliser .

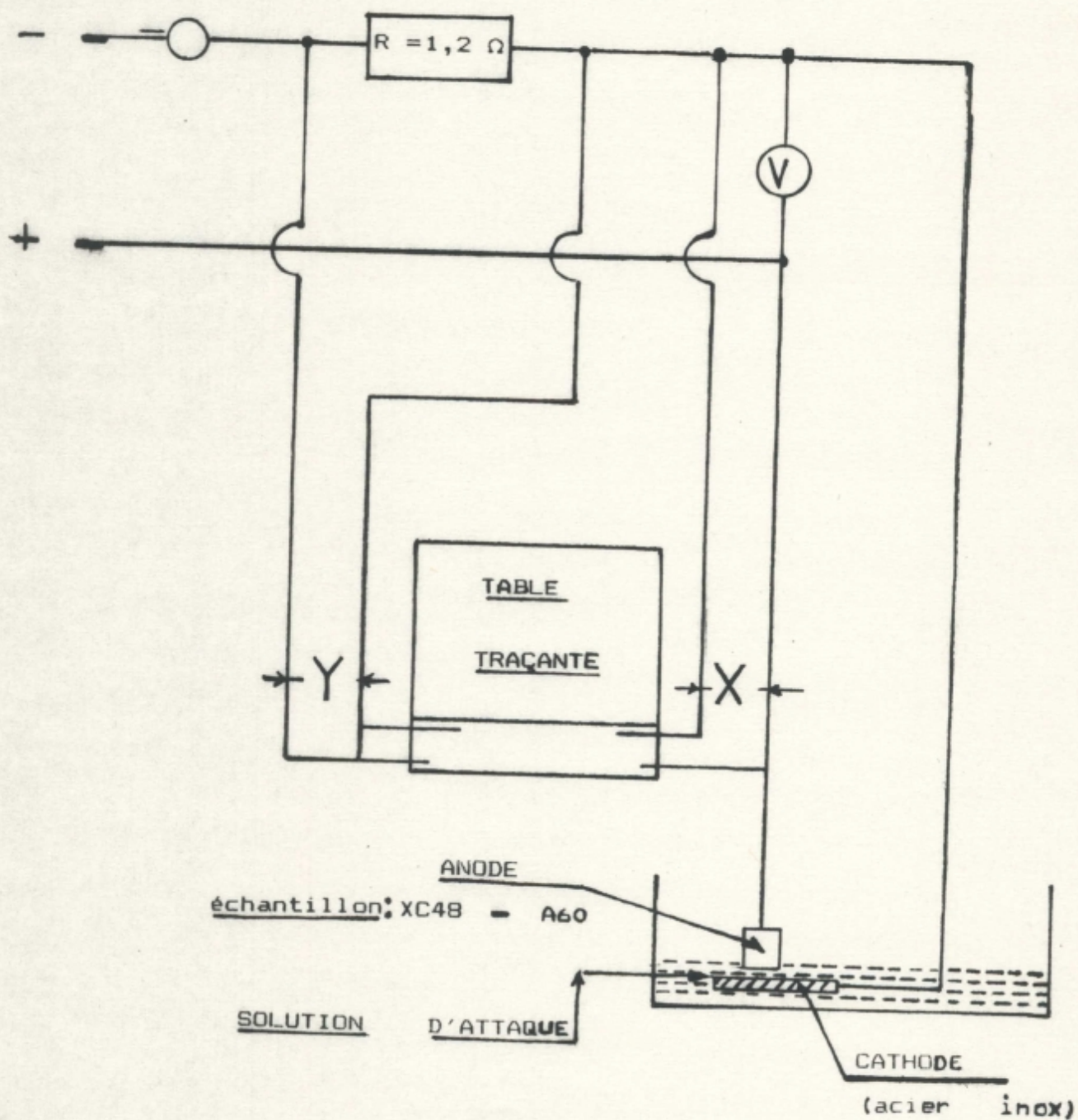


FIG.2.2: DISPOSITIF DE POLISSAGE ELECTROLYTIQUE

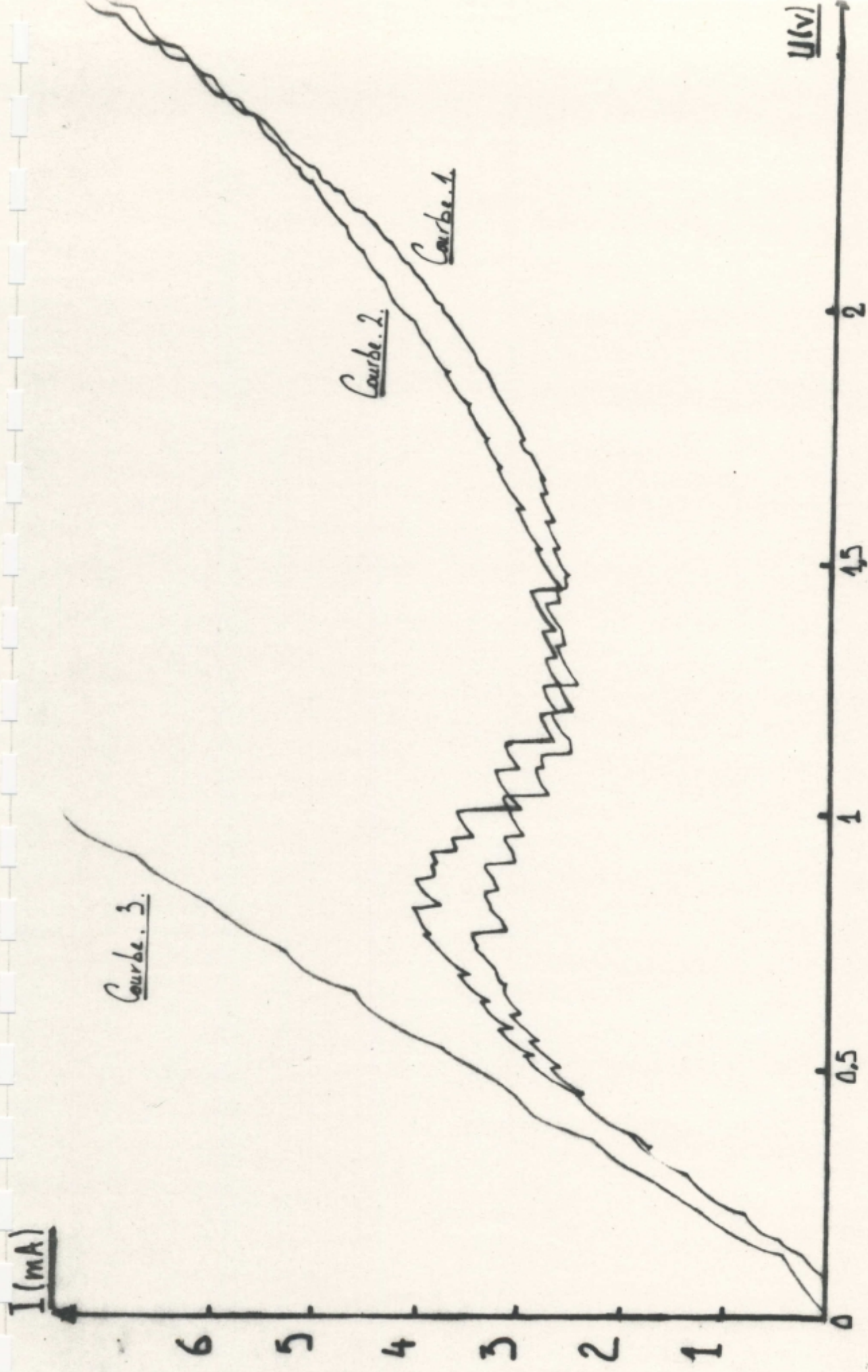


FIG.2.3: CARACTERISTIQUE COURANT-TENSION POUR LE POLYSSAGE ELECTROLYTIQUE DE L'ACIER A60

#### 2.2.4 PLANIFICATION DES EXPERIENCES

Cette dernière permet d'augmenter considérablement l'efficacité de l'expérience à savoir que les paramètres intéressants peuvent être déterminés avec moins d'erreurs que ne le permettent les méthodes traditionnelles .

Dans le cas de plusieurs facteurs , le chercheur peut faire varier en même temps tous les paramètres ( à la différence de la méthode classique ) .

Pour la planification , l'erreur de détermination des effets est d'autant plus petite que le nombre de facteurs est plus grand .

✓ Pour une expérience classique , la précision ne dépend pas du nombre de facteurs .

Dans la recherche de l'optimum , on procède soit par planification en créant une stratégie de recherche basée sur une succession logique d'opérations soit par la méthode classique et pour ce dernier cas, le chercheur procède intuitivement pour arriver à l'optimum , ce qui conduit en général à un nombre d'expériences excessif .

La pratique a montré qu'en utilisant les méthodes actives ( méthode de la planification par exemple ) , on peut obtenir au bout de 2-3 mois de meilleurs résultats que ceux obtenus par la méthode classique pendant 2 ans de travail .

Donc les méthodes mathématiques ( statistiques ) de planification des expériences permettent d'obtenir un maximum d'informations sur un processus avec un minimum de dépenses (frais).

## QUELQUES NOTIONS FONDAMENTALES D'EXPERIENCE ACTIVE

### • FACTEUR

C'est une caractéristique de réalisation de l'expérience, qui peut être contrôlé dans l'expérimentation .

### • NIVEAU DE FACTEUR

C'est un état qualitatif ou quantitatif du facteur. Il est indispensable de distinguer ces deux états de facteurs.

Les facteurs qualitatifs ne peuvent pas être rangés dans un ordre décroissant ou croissant de leurs niveaux .

Par contre , les facteurs quantitatifs peuvent être rangés suivant leurs niveaux .

Dans les planifications d'expériences , certaines exigences envers les facteurs doivent être satisfaites .

- 1°- Les facteurs doivent être réglables et un niveau de facteur choisi doit pouvoir être maintenu durant toute l'expérience .
- 2°- La précision de mesure des facteurs doit être à son maximum et en concordance avec l'intervalle de variation du facteur.
- 3°- Les facteurs doivent être indépendants.
- 4°- Les facteurs doivent avoir une seule signification physique ( aucun amalgame ne doit exister ).
- 5°- Les facteurs existants dans un ensemble (ou groupe ) doivent être compatibles.

## 2.3 ETUDE ET DETERMINATION DES PARAMETRES DE TRAITEMENT THERMIQUE CYCLIQUE .

### 2.3.1 FACTEURS ET LEURS INTERVALLES DE VARIATION

Le traitement thermique cyclique comprend plusieurs combinaisons de chauffage et de refroidissement , le tout réalisé dans des domaines de transformation structurale avec ,chaque fois ,des états intermédiaires et à des vitesses bien déterminées. La nature, la morphologie et les propriétés des constituants obtenus dépendent essentiellement à la fois, des conditions de chauffage et de refroidissement ainsi que du nombre d'expériences répétées ( soit le nombre de cycles). D'autres facteurs peuvent conditionner les traitements thermiques cycliques soit : la grosseur des grains , la température de chauffage ( avec parfois maintien à cette température ) , la vitesse de refroidissement , la température de refroidissement , la nature du bain , le temps de maintien, la composition chimique, la méthode d'élaboration ,...etc....

D'après les études et publications analysées [4.7.3.1] on pratique pour les aciers le traitement thermique cyclique dans les conditions suivantes .

**Vitesse de chauffage:V ch entre 50°C/mn et 400°C/mn.**

Les différentes vitesses accélérées du chauffage sont obtenues par la portée des échantillons à traiter , soit dans un four ( ou un bain ) surchauffé préalablement à une température bien déterminée , soit par un courant



électrique à haute fréquence , ou par passage de courant à travers l'échantillon .

**Température de chauffage :  $T_{ch}$  .**

La température de chauffage est située en général dans une région intermédiaire du domaine de transformation structurale et dépend de la cinétique . Ce sont des températures qui permettent d'accéder aux conditions d'austénisation.

**Vitesse de refroidissement :  $V_{ref}$  .**

Elle peut varier de quelques °C/mn à quelques centaines de °C/mn et ceci selon le milieu refroidissant utilisé : air , huile , eau , ...etc...

**Température de refroidissement :  $T_{ref}$  .**

La température de refroidissement se situe soit dans l'intervalle de transformation structurale inverse d'austénisation , soit au-dessous de ce domaine . Cette dernière dépend aussi de la cinétique .

**Nombre de cycles :  $N$  entre de 1 et 13 .**

C'est un paramètre prépondérant dans les traitements thermiques cycliques , vu que l'affinité des grains et les transformations structurales s'accroissent avec modification des caractéristiques mécaniques et sont proportionnelles au nombre de cycles ; néanmoins , l'affinité n'est pas infinie

elle dépend du grain initial.

### 2.3.2 DESCRIPTION DE LA METHODE MISE EN OEUVRE

Dans le présent travail , on a utilisé la méthode de chauffage rapide . Elle consiste à porter les éprouvettes dans un four déjà surchauffé , en sachant que la vitesse de chauffage est en relation directe avec la température du four et sa puissance , la charge , le nombre de pièces et leur forme , la masse , les dimensions et la répartition dans la chambre ainsi que le caractère thermophysique de la nuance.

Et afin de déterminer les vitesses de chauffages adéquates ainsi que les températures de four nécessaires , nous avons réalisé différentes expériences qui consistaient en des enregistrements de la variation de la température en fonction du temps et des sections .

La température des éprouvettes a été mesurée à l'aide d'un thermocouple sous forme de tension en mV au moyen d'orifices percés préalablement au centre des éprouvettes , (voir figure 2.4 ) .

### 2.3.3 VARIATIONS REALISEES

Afin de déterminer et d'évaluer les paramètres nécessaires à notre étude , entre autres : l'évolution de la température , ainsi que celle des zones de transformations structurales , le positionnement de certains points critiques , la vitesse de chauffage en fonction de la température du four et de la section de l'éprouvette ( procédé par lequel la  $V_{ch}$  est

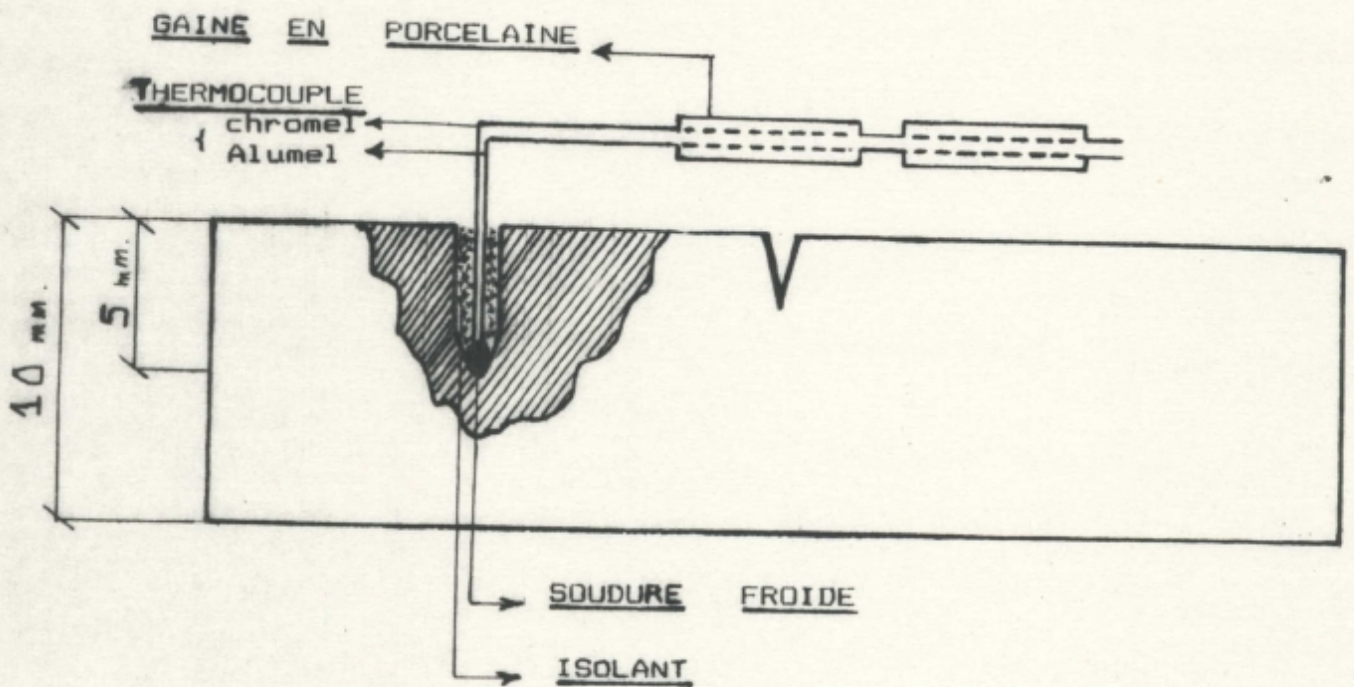


FIG.2.4: DISPOSITIF D'ENREGISTREMENT DE LA VARIATION DE LA TEMPERATURE.

assurée dans le présent travail ).

On a étudié et réalisé plusieurs variations de températures du four variant de 900 à 1100 °C et pour différentes sections (voir courbe A et B ).

On remarque que les courbes de chauffage obtenues ont un caractère exponentiel permettant de distinguer la position des zones de transformation qui sont soit , sous forme de palier pour les faibles vitesses de chauffage soit en en ligne oblique se caractérisant par une asymptote à très grande vitesse .

L'écart enregistré entre  $A_i$  et  $A_f$  croit avec la vitesse de chauffage , soit environ 80 °C pour une évolution de la vitesse de 40 °C/mn .

#### 2.3.4 APPRECIATION DES PARAMETRES DES TThCy

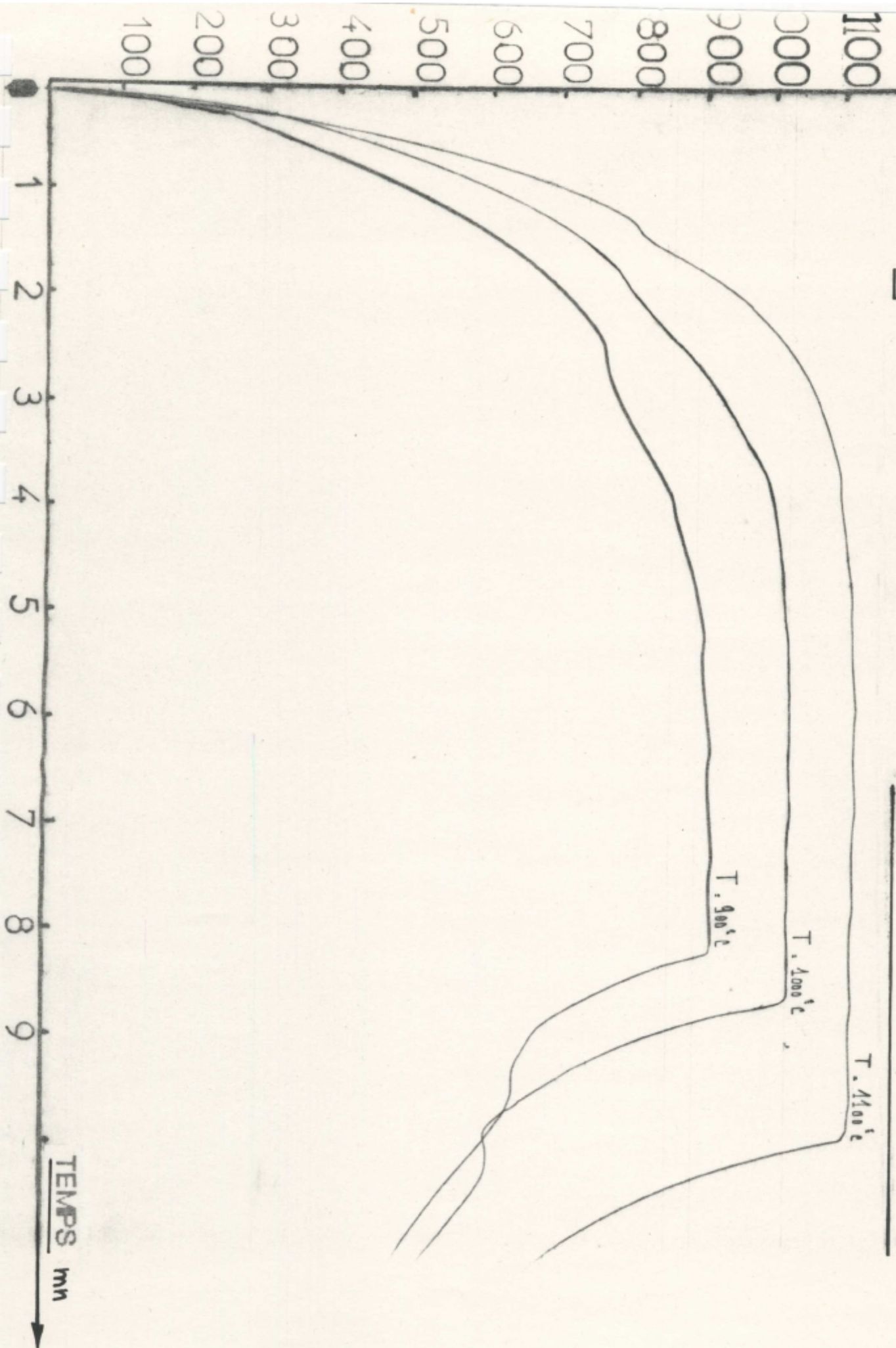
A partir des courbes citées ci-dessus on peut calculer approximativement les paramètres nécessaires à notre étude thermique .

##### a/ LA VITESSE DE CHAUFFAGE ET DE REFROIDISSEMENT

Les vitesses de chauffage et de refroidissement n'étant pas constantes , il serait raisonnable de les déterminer dans la zone de transformation structurale soit la zone de passage d'une structure ferrito-perlitique à une structure austénitique et vice et versa . Suivant les différents enregistrements , cette dernière se trouve localisée dans un intervalle de température allant de 600 à 850°C .

TEMPERATURE  
°C

Courbe (A) : ANALYSE THERMIQUE DE L'ACIER A 60 (  $\varnothing = 10$  mm )  
AUX TEMPERATURES 900, 1000, 1100



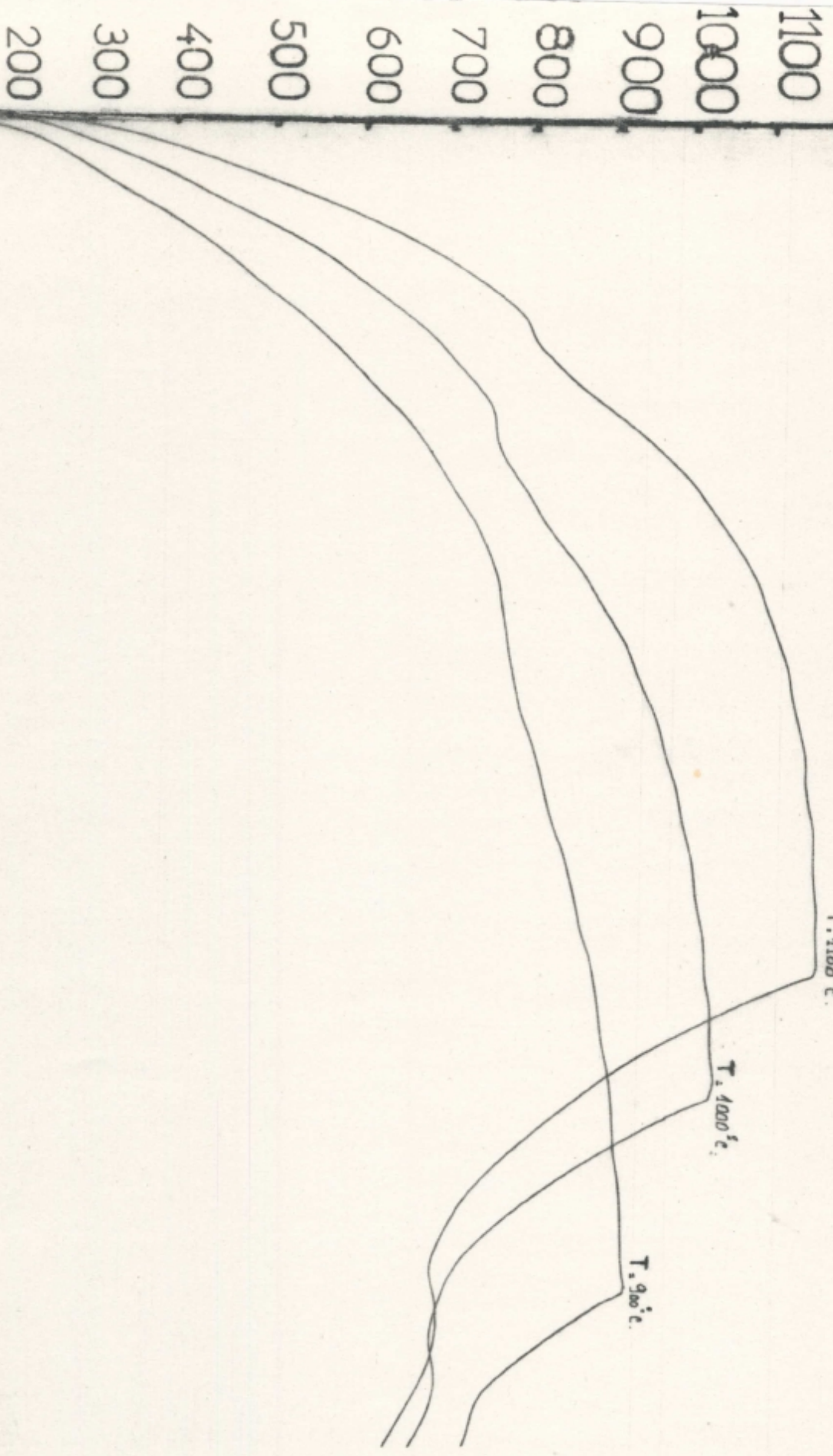
TEMPS  
min

**Courbe (B) : ANALYSE THERMIQUE DE L'ACIER**

**TEMPERATURE : C**

**A 60 (  $\varnothing$  - 25 mm ) AUX TEMPERATURES**

**900, 1000, 1100 C.**



**TEMPS mn**

Les variations des  $V_{ch}$  et  $V_{ref}$  sont indiquées dans le tableau 2.3 .

On remarque que la vitesse de chauffage est inversement proportionnelle à la section et proportionnelle à la température du four , par contre la vitesse de refroidissement est sensiblement la même vis à vis de chaque section et totalement indépendante de la température du four (l'erreur commise sur le thermocouple est estimée à  $\pm 15^{\circ}\text{C}$  ).

#### **B/ VARIATION DE LA VITESSE DE CHAUFFAGE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DU FOUR .**

Dans la présente étude la température du four est considéré comme facteur actif , plus exactement un moyen de régulation de la vitesse de chauffage . L'ensemble des courbes représentant les variations de la vitesse de chauffage en fonction de la température du four pour des sections différentes et données sur la ( Fig 2.5 ) permettent d'obtenir la température du four assurant la vitesse de chauffage désirée .

Cette relation peut être considérée comme linéaire pour une section donnée tandis que la divergence des courbes indique l'influence du préchauffage qui s'affaiblit avec la section .

#### **C/ VARIATION DE LA VITESSE DE CHAUFFAGE EN FONCTION DE LA SECTION .**

La ( Fig 2.6 ) regroupe les courbes représentant la variation de la  $V_{ch}$  en fonction de la section pour des domaines de température autour de  $900^{\circ}\text{C}$  , de  $1000^{\circ}\text{C}$  et de

TABLEAU n°2.3 : Variation des vitesses de chauffage et de refroidissement en fonction des températures du four et des sections des éprouvettes .

TEMPERATURE DU FOUR en °C	SECTION DES EPROUVETTES en mm	VITESSE DE CHAUFFAGE en °C/mn	VITESSE DE REFROIDISSEMENT en °C/mn
900 °C	12	60	315.8
	20	34.8	230.8
	25	32.9	200
	36	30.6	/
1000 °C	12	136.3	330.4
	20	96.8	215
	25	69.8	200
	36	69.8	80
1100 °C	12	214.3	300
	20	136.3	200
	25	115.4	200
	36	107.2	85.7



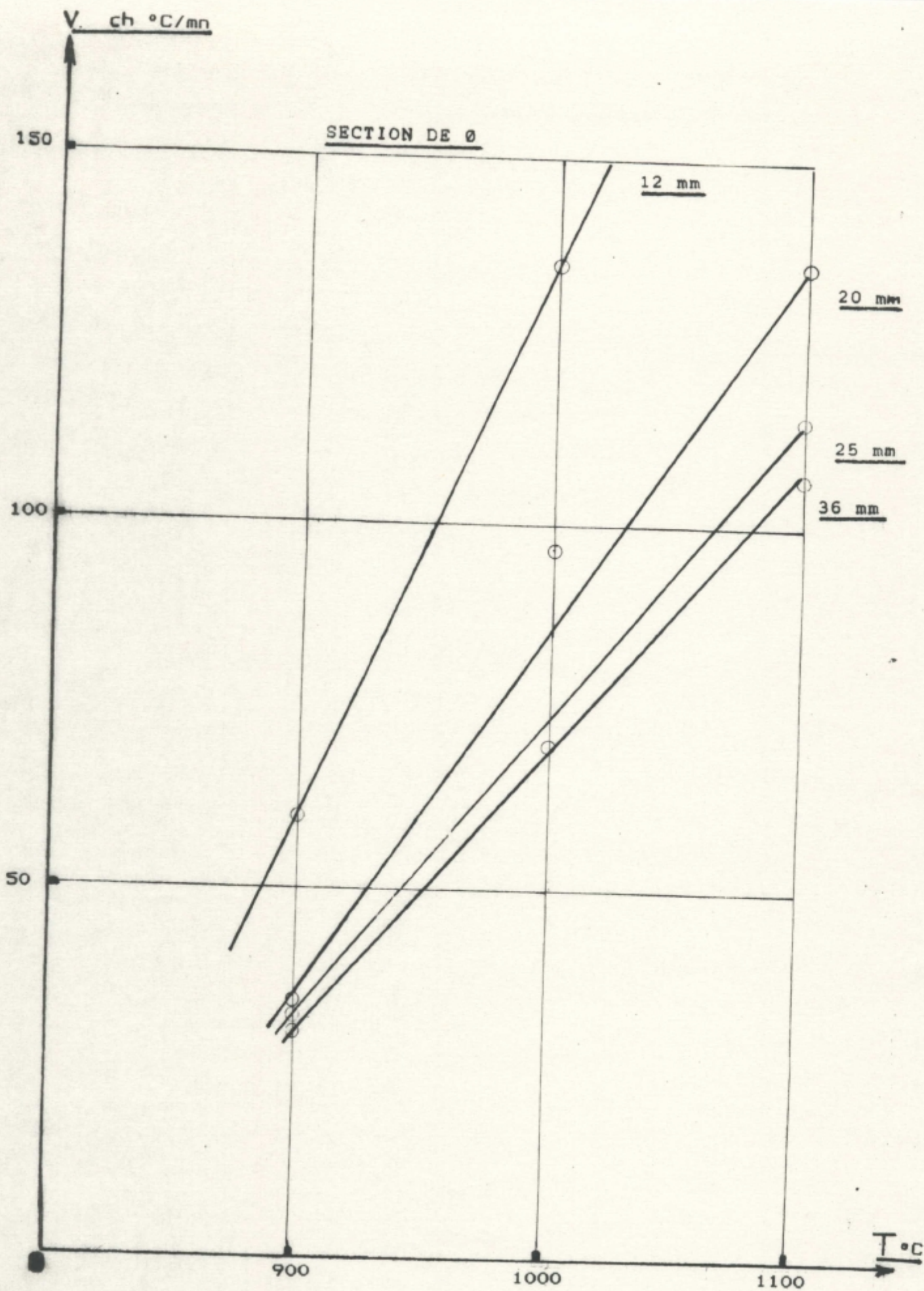


FIG 2.5: VARIATION DE LA VITESSE DE CHAUFFAGE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DU FOUR.

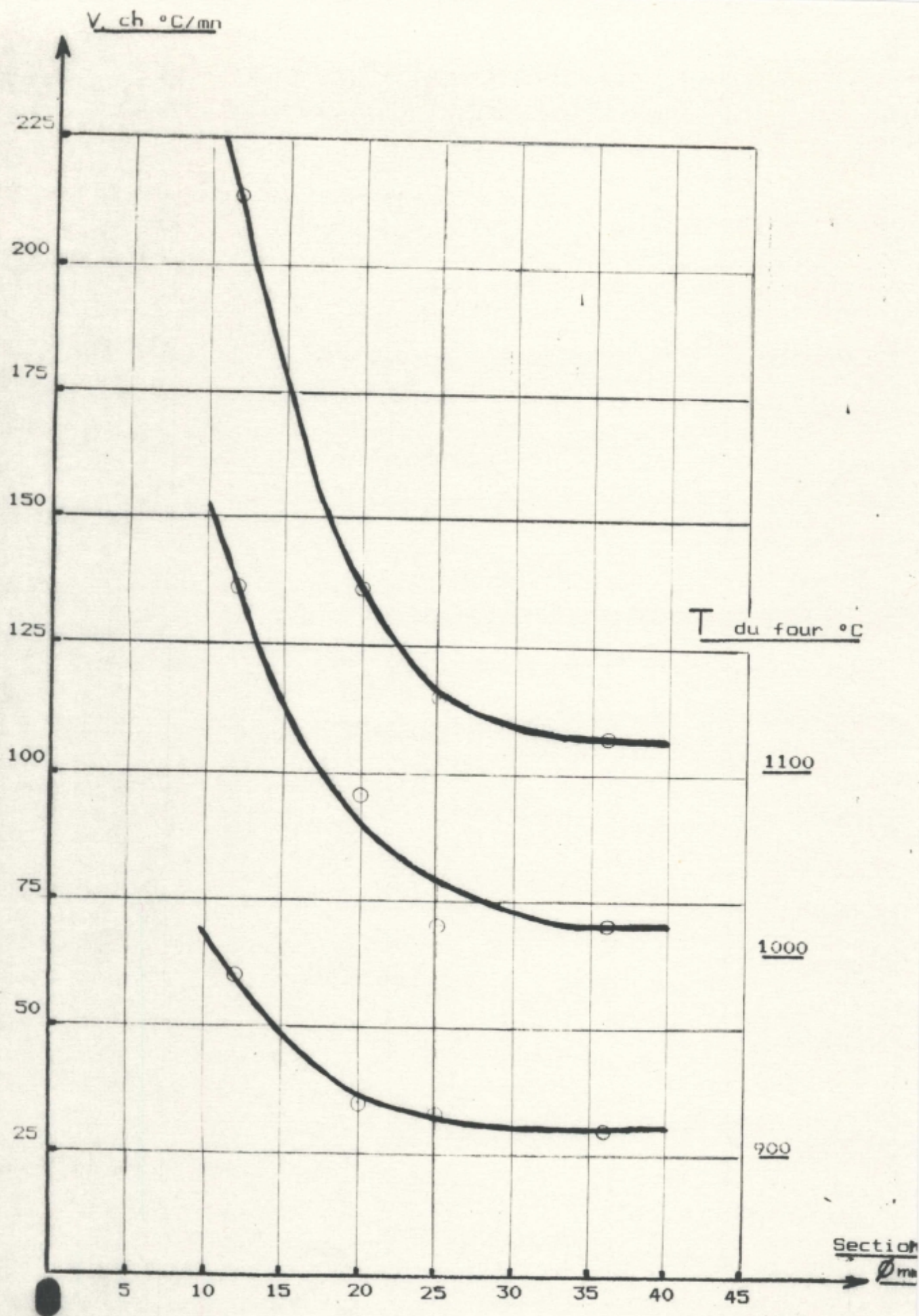


FIG.2.6: VARIATION DE LA VITESSE DE CHAUFFAGE EN FONCTION DE LA SECTION.

1100°C .

L'allure générale des courbes indique que la vitesse de chauffage diminue avec la section suivant une loi exponentielle .

L'étendue des domaines entre les diverses courbes montre que l'action de surchauffe sur la vitesse de chauffage pour la même section diminue avec la température du four .

#### D/ LE TEMPS NECESSAIRE DE CHAUFFAGE D'UNE PIECE A LA TEMPERATURE DESIREE .

Les courbes représentées par la Figure 2.7 sont très significatives vu que le paramètre " temps " est très important en pratique car il permet de contrôler tout enregistrement suivant la période écoulée dans les conditions industrielles afin d'éviter tous les défaut possibles (gros grain, déformation dans le cas du chauffage par induction, ...etc...).

Dans le domaine de température étudié, le temps de chauffe varie linéairement avec la température de chauffage ( entre 750°C- 850°C ) pour les différentes températures du four et pour une section de 12 mm .

Le caractère de relation linéaire du  $t_{ch}=f(T_{ch})$  permet de tracer un abaque pour des vitesses de chauffages différentes ( 60, 80, 110, ...214°C/mn ) .

La validité de cette estimation ( approchée ) a été validée par contrôle du temps de chauffage pendant plusieurs expérimentations . Il y a lieu de noter, l'importance des abaques obtenus dans le contrôle de l'échauffement suivant le

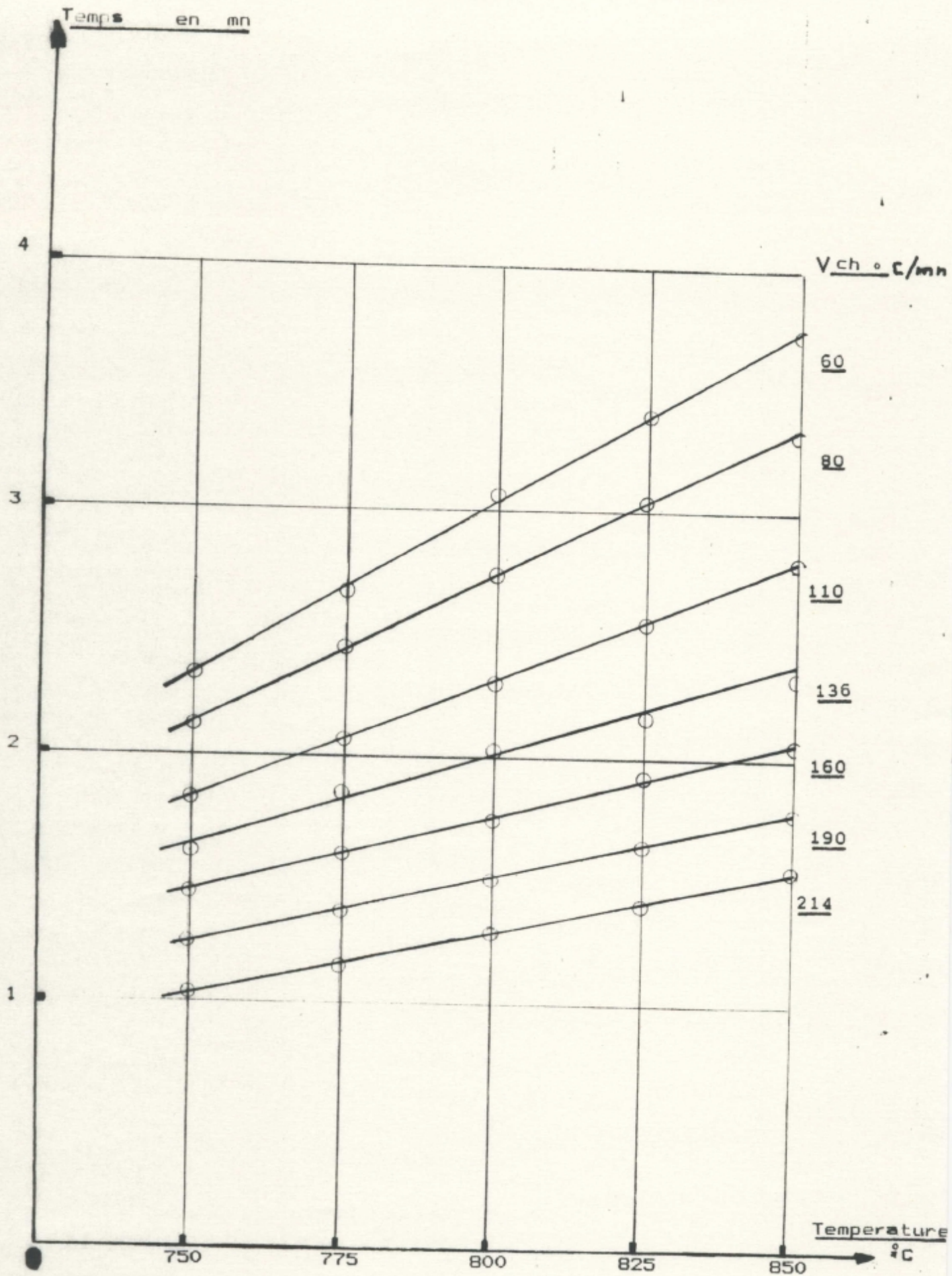


FIG.2.7; TEMPS NECESSAIRE DE CHAUFFAGE D'UNE PIECE A LA TEMPERATURE DESIREE.

temps .

Bien sur , si les propriétés physico-chimiques des aciers à chauffer changent , cela va nécessiter l'utilisation des thermocouples afin d'enregistrer la température du métal .

#### 2.4 CONCLUSION

- Notre étude a principalement concerner les aciers à teneur moyenne en carbone ( A60 et XC48 ) , du fait de leur large utilisation en ALGERIE .
- Les méthodes d'investigations grâce aux quelles , nous avons pu suivre les évolutions à la faveur des différents traitements thermiques peuvent être résumées comme suit : la méthode de la PLANIFICATION permettant l'étude de plusieurs facteurs à la fois avec d'une part , une efficacité très accrue , d'autre part un minimum de frais et de temps . La méthode de COMPTAGE est nécessaire pour l'estimation de la grosseur des grains .
- Par ailleurs , les transformations structurales ainsi que les cycles thermiques ont été caractérisés en fonction de plusieurs facteurs ( Tch , Vch , Tref , N , ...etc..) dont les influences conjuguées sont souvent délicates à prévoir . La connaissance des cycles et T.R.S est en effet nécessaire pour une détermination des conditions de traitement préalable les plus convenables .
- Compte tenu de l'ensemble des résultats établis et

décrits dans ce chapitre , nous pouvons conclure que la vitesse de chauffage est linéaire en fonction de la température et exponentielle avec la section . Par ailleurs , les T de T.R.S augmentent à mesure que la Vch croît .

- Enfin pour le praticien, ces analyses thermiques pourront être utilisées , à la fois pour contrôler les traitements et / ou pour en définir de nouveaux .

# CHAPITRE 3

MODELISATION DU COMPORTEMENT  
MECANIQUE DU A60 SOUS L'ACTION  
DU TThCy

### 3.1 PRINCIPE DE LA PROGRAMMATION D'UNE EXPERIENCE ET SES ETAPES FONDAMENTALES

Avant de procéder à l'expérimentation , on fait une recherche et analyse de toutes les données existantes sur l'objet d'étude . Le chercheur arrivera à une solution du problème d'autant plus vite que ses connaissances de l'objet sont plus complètes .

Pour la réalisation de cette étape le chercheur doit :

- Etablir une liste complète des facteurs et dans le cas d'un doute , il tiendra compte de ceux qui présentent un aspect insignifiant , afin d'éviter une négligence d'éléments pouvant concourir à un résultat .

- Choisir des limites approximatives de variation des facteurs , chose imposée par l'exigence de compatibilité de ces derniers .

- Choisir et fixer les paramètres d'optimisation suivant l'objectif visé .

Parfois, la liste des facteurs est vaste (2 7) si bien qu'une négligence des facteurs insignifiants s'impose ; de ce stade découle l'étape préparatoire de l'expérience .

Notre recherche , basée essentiellement sur la méthode dite "pas à pas" est réalisée en quelques stades, dont le nombre et l'action dépendent du but définitif ainsi que des résultats précédents .

La diversité des objectifs peut se rapporter à deux aspects :



Soit

\* Une description adéquate ( Figure 3.1 - but 1 ) de la fonction dans un domaine donné de l'espace facteurs .

Soit

\* Aboutir à une sélection optimale des conditions ainsi que la valeur des facteurs aux quelles correspond le maximum ( minimum ) de la fonction ( paramètre ) étudiée .

Le schéma de cette procédure est représenté par la ( Figure 3.2 but 2 ) .

Le plus souvent on fait varier des facteurs à deux niveaux , à savoir l'expérience  $2^{**}K$  , contrairement aux expériences de type  $3^{**}K$  moins répandues vu le nombre de niveaux des facteurs , et d'expériences qui augmentent considérablement .

Une planification , une réalisation et un traitement des résultats obtenus lors d'une expérience active englobe les étapes suivantes :

- Codification des facteurs .
- Composition d'une matrice (plan) de l'expérience .
- Randomisation des expériences.
- Réalisation du plan élaboré .
- Estimation de la reproductibilité des expériences .
- Estimation de la signification des coefficients de régression .
- Vérification de l'adéquation du modèle.
- Optimisation du modèle s'il y a lieu .

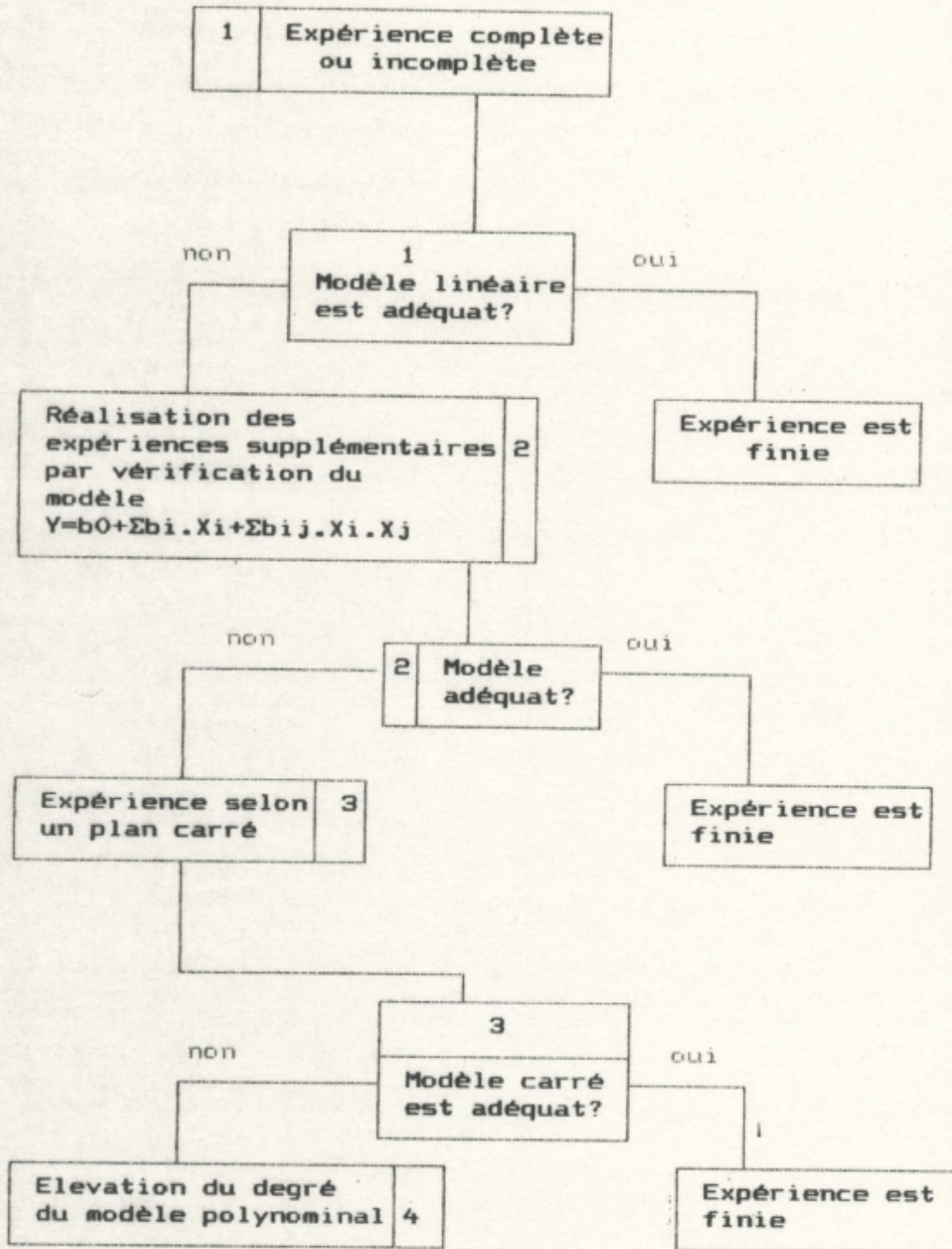


FIGURE 3.1- BUI 1 : SIMULATION MATHÉMATIQUE DU PROCESSUS A ETUDIÉ

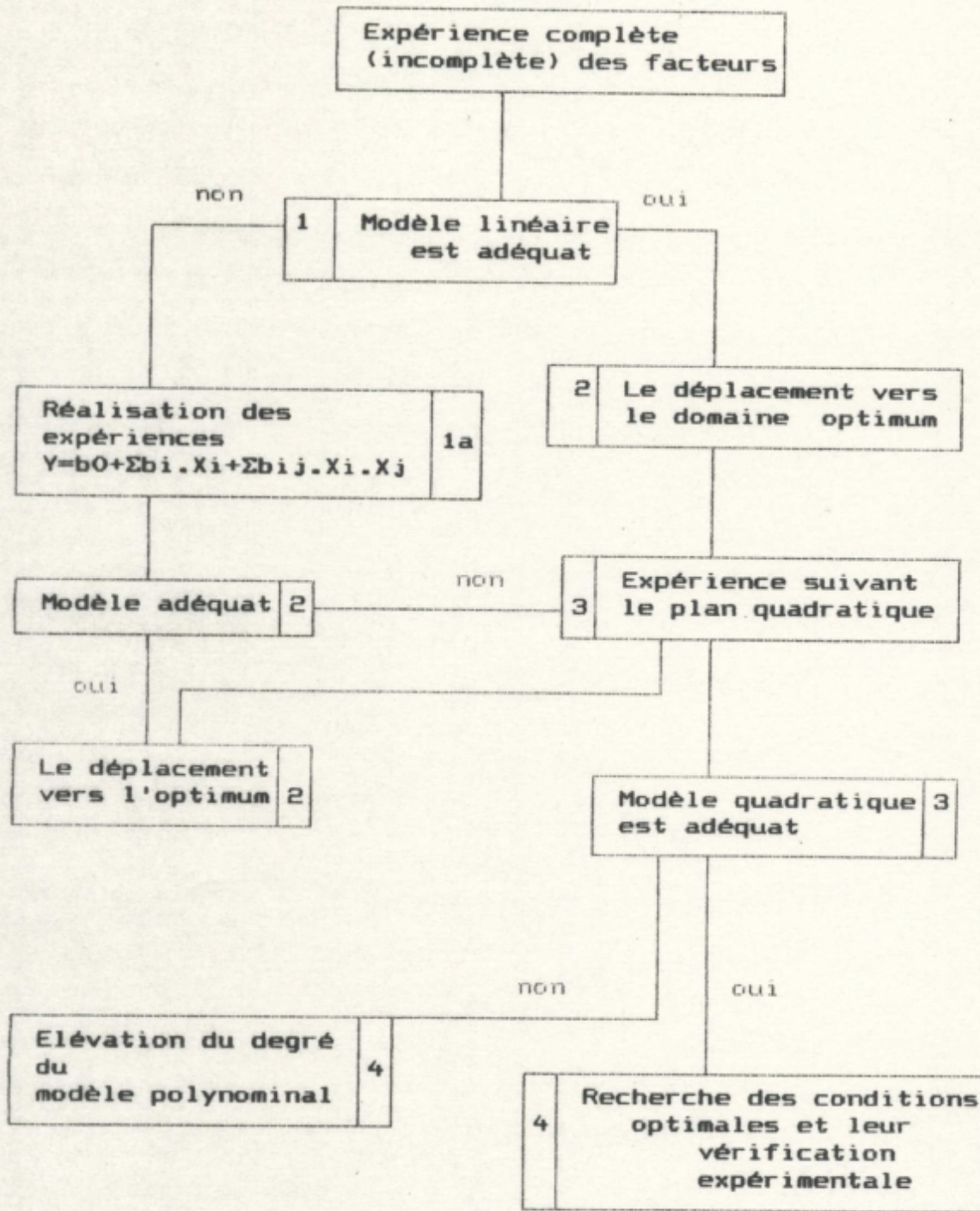


FIGURE 3.2-BUT 2 : OPTIMISATION DU MODELE A ETUDIER

### 3.2 REALISATION DU MODELE MATHEMATIQUE LINEAIRE

#### 3.2.1 CHOIX DES PARAMETRES D'OPTIMISATION

L'étude préalablement entreprise concernant les informations existantes sur le cyclage thermique des alliages a permis d'établir une liste des facteurs pouvant être significatifs ainsi que leur intervalle .

Par exemple :

- X1:** Vitesse de chauffage variant de 20.....1000°C/mn ;
- X2:** Température de chauffage variant de  $T_{trs} + (20...100^{\circ}C)$
- X3:** Vitesse de refroidissement dépend du milieu ( eau ,  
air, four,..etc..) ;
- X4:** Température de refroidissement  $T_{trs} - (20.....100^{\circ}C)$  ;
- X5:** Nombre de cycles variant de 2.....10 ;
- X6:** Section des pièces variant de la plus petite à la plus grande .

En raison de certaines contraintes soit pratiques ou matérielles ( exemple : puissance maximale du four 150 W ), nous avons réduit le nombre de facteurs à quatre et dont les intervalles sont fixés comme suit .

- X1:** Vitesse de Chauffage de 50 à 150 °C/mn .
- X2:** Nombre de Cycles de 3 à 7 .
- X3:** Température de Refroidissement de 600 à 650 °C .
- X4:** Température de Chauffage de 800 à 850 °C .

En construction mécanique , la mise au point d'un alliage ou de son traitement thermique fait intervenir d'importantes exigences .

Ces dernières sont regroupées en trois ensembles à savoir :

- Ensemble de propriétés mécaniques se caractérisant par :
  - a/ La résistance (  $Re_{0.2}$  ,  $R_m$ ... )
  - b/ La fiabilité ( KCU , KCV , A , Z ... )
  - c/ L'endurance ( f,....)
- Ensemble de propriétés technologiques : on peut citer  
L'usinabilité , la trempabilité , la plasticité
- Ensemble des paramètres économiques :  
Prix de revient qui dépend du : nombre  
de cycle ,  $T^{\circ}ch$  , complexité du cyclage, etc..

Le facteur dépendant sollicité lors d'une optimisation peut être soit envisagé comme facteur déterminant , soit sous la forme d'un facteur commun abstrait et ceci en introduisant le poids relatif de chaque facteur pris en considération .

Dans le présent travail , on a choisi un facteur réel mais qui , tout de même reflète plusieurs propriétés c'est la

#### **RESILIENCE .**

- § Comme caractère distinctif de la fiabilité , elle représente en même temps la résistance et la plasticité lors des sollicitations les plus dangereuse par choc .
- § Elle représente également les propriétés technologiques telque la plasticité facilitant ainsi la mise en forme par déformation plastique .

5 Finalement sa grande sensibilité aux changements structuraux , permet de fixer les moindres modifications.

Les considérations économiques ont été négligées , vu que les paramètres des divers régimes ne diffèrent que de peu .

Néanmoins , le nombre de cycles peut être utilisé comme facteur dans une éventuelle étude économique .

#### - CODIFICATION DES FACTEURS

Elle permet une conversion des facteurs naturels ( nombre de cycles , température de chauffage , vitesse de chauffage , température de refroidissement ) en valeur sans unité conventionnelle , très indispensable pour composer une matrice plan orthogonale de l'expérience .

Pour convertir les variables naturelles, en celles codées  $X_i$ , il a fallu remplir un tableau de codage pour deux niveaux . Au titre du niveau zéro , on établit d'habitude le centre de l'intervalle dans lequel on planifie la réalisation de l'expérience .

La relation entre une expression codée et naturelle , se détermine au moyen de la formule suivante:

$$X_i = (x_i - x_{i0}) / \delta_i \quad (3.1)$$

avec :

$X_i$  : valeur codée du facteur  $i$  .

$x_i$  : valeur réelle du facteur  $i$  .

$x_{i0}$ : valeur du  $i$ ème facteur au niveau zéro .

$\delta_i$  : intervalle de variation du facteur  $i$  .

On obtient le tableau 3.1 de codification (voir page suivante)

TABLEAU 3.1 : Codification des facteurs

Intervalle de variation et niveau des facteurs	Vitesse chauffage Vch, °C/mn	Nombre de cycles N	Température de refroidissement T.ref, °C	Température de chauffage T.ch, °C
Niveau zéro Xi=0	100	5	625	825
Niveau bas Xi=-1	50	3	600	800
Niveau haut Xi=+1	150	7	650	850
Intervalle de variation $\delta_i$	50	2	25	25
DESIGNATION EN CODAGE DES FACTEURS	X1	X2	X3	X4

- COMPOSITION DU PLAN

Il est réalisé de la manière suivante :

- Pour le facteur X1 les niveaux s'alternent dans chaque expérience .
- Pour le facteur X2 les niveaux s'alternent dans chaque 2 expériences .
- Pour le facteur X3 les niveaux s'alternent dans chaque 4 expériences .
- Pour le facteur X4 les niveaux s'alternent dans chaque 8 expériences .

Le plan élaboré est représenté dans la page suivante :

TABLEAU 3.2: Plan matrice de l'expérience 2\*\*4

Numéro de l'expérience	FACTEUR X1	FACTEUR X2	FACTEUR X3	FACTEUR X4
1	-1	-1	-1	-1
2	+1	-1	-1	-1
3	-1	+1	-1	-1
4	+1	+1	-1	-1
5	-1	-1	+1	-1
6	+1	-1	+1	-1
7	-1	+1	+1	-1
8	+1	+1	+1	-1
9	-1	-1	-1	+1
10	+1	-1	-1	+1
11	-1	+1	-1	+1
12	+1	+1	-1	+1
13	-1	-1	+1	+1
14	+1	-1	+1	+1
15	-1	+1	+1	+1
16	+1	+1	+1	+1

- RANDOMISATION DES EXPERIENCES

Outre les facteurs pris X1, X2, X3 et X4 l'effet du traitement cyclique dépend naturellement de quelques facteurs pouvant être inconnus. Afin d'introduire un ou plusieurs éléments d'éventualités de l'influence de ces facteurs sur le



résultats d'expériences ( ceci étant nécessaire pour l'utilisation de la méthode statistique ), on établit une séquence aléatoire d'exécution des expériences dans le temps ; cette procédure est nommée **RANDOMISATION** . Afin d'accomplir cette dernière , une nécessité de recours à un tableau constitué de nombres aléatoires ou à la fonction mathématique R.N.D est nécessaire .

Dans notre cas on a utilisé la succession suivante dans la réalisation de nos expériences.

**TABLEAU 3.3** : Randomisation

Numéro d'exp .	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
Ordre de réalisation de l'exp .	6	10	9	1	11	4	15	13	14	7	3	16	12	2	5	8

### 3.2.2 REALISATION DU PLAN D'EXPERIENCE

Les résultats d'expérimentation figurant dans le tableau 3.4 voir page suivante , représentent une matrice développée englobant les variations des variables à l'échelle réelle et codée en plus des résultats correspondant au paramètre d'optimisation qui est la résilience KV .

TABLEAU 3.4 : Plan orthogonal

N° exp	VARIATION DES FACTEURS DU TRAITEMENT THERMIQUE CYCLIQUE								Y exp.
	Réelle				Codée				résilie- nce
	X1	X2	X3	X4	X1	X2	X3	X4	
1	50	3	600	800	-1	-1	-1	-1	75
2	150	3	600	800	+1	-1	-1	-1	59
3	50	7	600	800	-1	+1	-1	-1	57
4	150	7	600	800	+1	+1	-1	-1	52
5	50	3	650	800	-1	-1	+1	-1	50
6	150	3	650	800	+1	-1	+1	-1	56
7	50	7	650	800	-1	+1	+1	-1	51
8	150	7	650	800	+1	+1	+1	-1	47
9	50	3	600	850	-1	-1	-1	+1	156
10	150	3	600	850	+1	-1	-1	+1	71
11	50	7	600	850	-1	+1	-1	+1	100
12	150	7	600	850	+1	+1	-1	+1	277
13	50	3	650	850	-1	-1	+1	+1	103
14	150	3	650	850	+1	-1	+1	+1	61
15	50	7	650	850	-1	+1	+1	+1	95
16	150	7	650	850	+1	+1	+1	+1	71

- ESTIMATION DE L'ERREUR

Dans le cas où l'on réalise un même nombre d'expériences parallèles sur chaque niveau de facteur , on fait intervenir le critère de KOKHREN afin d'apprécier la reproductibilité du processus .

Mais pour l'état actuel où une seule expérience est réalisée à chaque niveau , l'erreur peut être décelée par la réalisation de quelques essais parallèles à un même niveau . Il est souhaitable de réaliser ces expériences au niveau zéro ce qui permettra d'apprécier la validité du modèle obtenu . Le tableau suivant résume les résultats des expériences réalisées ainsi que leur traitement .

TABLEAU 3.5: Reproductibilité des expériences

DISPOSITION DES EXPERIENCES	VARIATION DES FACTEURS EN REPRESENTATION CODEE				VALEUR EXPERIMEN.		MOYENNE STATIS.	
	X1	X2	X3	X4	Y	Y <sub>moy</sub>	S**2	S
1	0	0	0	0	60	52	52.5	7.2
2	0	0	0	0	47			
3	0	0	0	0	48			

En notant que :

S : Ecart standard des erreurs de l'expérience .

S\*\*2: Dispersion:

$$(Y1-Y.moy)**2+(Y2-Y.moy)**2+(Y3-Y.moy)**2/n-1$$

Y<sub>moy</sub>: Valeur moyenne des résultats obtenus .

n : Le nombre de fois où l'expérience est répétée

### 3.2.3 CALCUL DES COEFFICIENTS DE REGRESSION DU MODELE .

Les coefficients de régression du modèle linéaire sont obtenus à partir des formules suivantes :

$$b_0 = \frac{\sum_{n=1}^{16} Y_u}{N}$$

$$b_i = \frac{\sum_{n=1}^{16} X_{iu} Y_u}{N} \quad (3.2)$$

avec

$\Sigma$ : Somme des variations de u entre 1...16

u: Numéro de l'expérience

N: Le nombre des expériences réalisées

$Y_u$ : La valeur de la résilience obtenue au point u

$X_{iu}$ : La valeur de l'ième facteur dans l'expérience u

Les calculs effectués à partir des valeurs obtenues du Tabl.

3.4 ont donné les résultats suivants pour les coefficients :

$$b_0 = 86.3125 ;$$

$$b_1 = 0.4375 ;$$

$$b_2 = 7.4375 ;$$

$$b_3 = -19.5625 ;$$

$$b_4 = 30.4375 .$$

On obtient finalement le modèle linéaire suivant :

$$Y = 86.312 + 0.437X_1 + 7.43X_2 - 19.562X_3 + 30.437X_4$$

Cela étant , on en déduit grâce au logiciel " REGRESS "

( voir annexe ) les coefficients suivants , on cite :

COEFFICIENT de détermination : 0.4297283

COEFFICIENT de corrélation multiple : 0.6555366

ERREUR standard de l'estimé : 51.32357

### 3.2.4 ANALYSE STATISTIQUE DU MODELE LINEAIRE

#### - Estimation des coefficients du modèle .

Dépouiller le modèle obtenu des coefficients à importance non significative , revient à utiliser le critère de STUIDENT.

Ce dernier considère qu'un membre est significatif si :

$$|b_i| \geq \Gamma b_i = t(95\%,N) \cdot S_y / \sqrt{N} \quad (3.3)$$

avec  $b_i$  : coefficient du modèle de rang  $i$  .

$S_y$  : écart standard de l'expérience .

$N$  : nombre d'expérience .

$t$  : coefficient de Student dépend de la précision et du nombre d'expérience ;  $t(95\%,16) = 2.12$  .

Il vient alors :

$$\Gamma b_i = 2.12 * 7.24/4 = 3.23$$

Cela étant , compte tenu du résultat établi , tout coefficient du modèle avec une valeur inférieure à 3.23 n'est point significatif, donc l'influence du 1er facteur est négligeable. Et par conséquent , le modèle linéaire précisé sera sous la forme suivante :

$$Y_1 = 86.312 + 7.437X_2 - 19.562X_3 + 30.437X_4$$

#### - Adéquation du modèle linéaire .

La corroboration de l'adéquation du modèle réalisé est une étape nécessaire , car elle permet de vérifier si le modèle reflète bien le processus simulé .

On recour, dans le cas général au critère de FISCHER ; qui est en soit une condition nécessaire est suffisante . Ce dernier nécessite le calcul préalable de la somme des écarts standarts des expériences ( voir tableau 3.6 ) .

TABLEAU 3.6: Des écarts du modèle linéaire

N° EXPERIENCE	Yexp	Ycal	(Ycal-Yexp)**2
1	75	68	49
2	59	68	81
3	57	82.87	669.25
4	52	82.87	952.95
5	50	28.87	446.47
6	56	28.87	736.03
7	51	43.75	52.56
8	47	43.75	10.56
9	156	128.87	736.63
10	71	128.87	3348.93
11	100	143.74	1913.18
12	277	143.47	17758.22
13	103	89.75	175.56
14	61	89.75	826.56
15	95	104.62	92.54
16	71	104.62	1130.30
$\sum_{n=1}^{16} (Ycal - Yexp)**2$			= 28979.14

Toutefois ,pour certains cas la vérification peut s'effectuer par estimation du membre libre de la régression à l'aide du t-test qui est un critère de STIUDENT .

a/ Critère de FISCHER ( F-critère )

Le critère de Fischer est utilisé le plus souvent pour une comparaison de la précision de dispersion de deux ou plusieurs processus alternatifs .

Fischer considère qu'un modèle est adéquat , si la valeur calculée de son coefficient est inférieure ou égale à celle tabulée .

soit 
$$F = \text{Sad}^{**2} / \text{Sy}^{**2} \leq F(\alpha, \text{fad}, \text{fy}) \quad (3.4)$$

ou 
$$\text{Sad}^{**2} = \sum_{n=1}^{16} (\text{Ycal} - \text{Yexp})^{**2} / \text{fad} \quad (3.5)$$

- avec :
- $\text{Yiexp}, \text{Yical}$  : valeurs expérimentales et calculées de Y dans l'expérience u voir tableau 3.6
  - $\text{Sad}^{**2}$  : dispersion de l'adéquation .
  - $\text{Sy}^{**2}$  : dispersion des erreurs de l'expérience
  - $\text{fad}$  : nombre de degrés de liberté de la dispersion de l'adéquation;  $\text{fad} = \text{N} - \text{K}$
  - $\text{k}$  : nombre de facteurs
  - $\text{fy}$  : nombre de degrés de la dispersion de la reproductibilité .
  - $\alpha$  : niveau de signification (précision) .

b/ La méthode de STIUDENT ( t-test )

Elle est appelée aussi méthode de vérification du nul - hypothèse , c'est une méthode basée sur la comparaison du coefficient libre du modèle avec la valeur expérimentale de la fonction au point zéro , car à cette condition tous les membres suivants du modèle sont nuls .

Il apparait alors que :

$$Y_{0cal} = b_{0cal} = Y_{0exp}$$

si  $| b_{0cal} - Y_{0cal} |$  ne dépasse pas l'erreur de l'expérience on dira que le modèle est adéquat .

Pour estimer cet écart on utilise le t-test ( STIUDENT )

$$t = | b_0 - Y_0 | N / S_y \leq t(\alpha, N) \quad (3.6)$$

avec :  $t(\alpha, N)$ : valeur tabulée du critère de STIUDENT  
 $\alpha$  : niveau de signification  
 $N$  : nombre d'expérience  
 $S_y$ : écart standard des erreurs de l'expérience  
 $b_0, y_0$ : valeurs calculées et expérimentales dans l'expérience zéro .

Application numérique :

Le critère de Fischer et la méthode de Student sont des conditions nécessaires et suffisantes pour la détermination de l'adéquation des modèles .

Cela étant , nous étudierons dans ce qui suit à titre d'exemple l'adéquation du modèle linéaire à travers ces deux méthodes .



- Par le critère de Fischer :

on a  $f_y=2$

$$f_{ad}=16-4=12$$

avec  $f_{tabulé}(0.05,12.2)= 19.413$

d'ou  $S_{ad}^{**2} = 28979.14/12 = 2414.92$

et  $F_{cal}=2414.92/52.5 = 45.99$

Finalement on a:

$$F_{cal}=45.99 \gg F_{tab}=19.413$$

- Par le critère de Student :

on a  $t(0.05,16)= 2.12$

$$t = |86.312 - 52| * 16 / 7.24 = 18.95$$

Par conséquent :

$$t_{cal}=18.95 \gg t_{tab}=2.12$$

Manifestement , chacune des deux méthodes converge vers un même résultat qui est l'inadéquation du modèle linéaire .  
Nous sommes alors conduits à définir un autre modèle plus complet .

### 3.3 MODELE SEMI-QUADRATIQUE

Sachant que le modèle linéaire n'est pas adéquat , il en résulte , selon l'organigramme établi au départ , voir Fig 3.1 - but 1 et Fig 3.2 - but 2 le passage vers un modèle plus performant dit " semi-quadratique ". Ce dernier est constitué par les interactions des différents facteurs en plus du modèle de base .

#### 3.3.1 COMPOSITION DE LA MATRICE DU MODELE SEMI-QUADRATIQUE .

Celle - ci est constituée par les niveaux des facteurs X1 X2 , X3 et X4 ainsi que par leurs interactions ( double , triple et quadruple ) .

On remarque que le nombre des lignes est égal à celui des colonnes  $m = n = 16$  , par conséquent la matrice sera dite carrée d'ordre 16 et nous aurons dans ce cas là une saturation du plan voir tableau 3.7 ( page suivante ) .



## 3.3.2 CALCUL DES COEFFICIENTS DE REGRESSION

Les coefficients du modèle semi - quadratique sont obtenus à partir des formules suivantes :

$$\begin{aligned}
 b_0 &= \frac{1}{N} \sum_{u=1}^{16} Y_u \\
 b_i &= \frac{1}{N} \sum_{u=1}^{16} X_{iu} Y_u \\
 b_{ij} &= \frac{1}{N} \sum_{u=1}^{16} X_{iu} \cdot X_{ju} \cdot Y_u \\
 b_{ijk} &= \frac{1}{N} \sum_{u=1}^{16} X_{iu} \cdot X_{ju} \cdot X_{ku} \cdot Y_u \\
 b_{ijkl} &= \frac{1}{N} \sum_{u=1}^{16} X_{iu} \cdot X_{ju} \cdot X_{ku} \cdot X_{lu} \cdot Y_u
 \end{aligned} \tag{3.7}$$

De la matrice du tableau (3.7) ainsi que des formules (3.7) , on a obtenu les coefficients de régression du modèle :

$$\begin{aligned}
 b_0 &= 86.312 & b_{12} &= 17.562 & b_{123} &= -16.562 & b_{1234} &= -13.937 \\
 b_1 &= 0.437 & b_{13} &= -8.437 & b_{124} &= 17.437 \\
 b_2 &= 7.437 & b_{14} &= 2.812 & b_{134} &= -11.312 \\
 b_3 &= -19.562 & b_{23} &= -8.187 & b_{234} &= -10.312 \\
 b_4 &= 30.437 & b_{24} &= 11.562 \\
 & & b_{34} &= -14.687
 \end{aligned}$$

## 3.3.3 ANALYSE STATISTIQUE DU MODELE OBTENU

## - Estimation des coefficients du modèle.

Cette estimation est évaluée grâce au critère de Student

$$|b_i| \geq \Gamma b_i = t(\alpha, N) * S_y / \sqrt{N}$$

avec :  $t(\alpha, N)$  : Critère de Student dépendant de la précision et du nombre d'expériences N;  $t(\text{tabulé})=2.12$

Alors  $\Gamma_{bi} = 2.12 * 7.24 / 4 = 3.83$

Donc , tous les coefficients du modèle semi-quadratique dont les valeurs sont inférieurs à 3.83 ne seront pas pris en considération . On négligera alors les facteurs X1 et X14 .  
On aboutit finalement au modèle suivant :

$$Y_2 = 86.312 + 7.437X_2 - 19.562X_3 + 30.437X_4 + 17.562X_1X_2 - 8.437X_1X_3 - 8.187X_2X_3 + 11.562X_2X_4 - 14.687X_3X_4 - 16.562X_1X_2X_3 + 17.437X_1X_2X_4 - 11.312X_1X_3X_4 - 10.312X_2X_3X_4 - 13.937X_1X_2X_3X_4.$$

#### - Adéquation du modèle semi-quadratique .

L'adéquation du modèle peut être déterminée par le critère de Student .

$$t = (|b_0 - Y_0| * \sqrt{N}) / S_{y \leq t}(\alpha, N)$$

Pour un nombre d'expériences égale à 16 avec une précision égale à 95% .

On a  $t(\text{tabulé}) = 2.12$

et  $t = (|86.312 - 52| * 4.12) / 7.24 = 18.95$

d'ou on déduit que

$$t(\text{calculé}) = 18.95 \gg t(\text{tabulé}) = 2.12$$

On voit aisément que  $t(\text{calculé})$  est largement supérieur à  $t(\text{tabulé})$  , on en déduit que le modèle semi - quadratique n'est pas adéquat .

Et suivant les étapes successives de l'expérience ( voir Fig 3.1 et 3.2 ) on procède à un passage au plan quadratique .

### 3.4 MODELE QUADRATIQUE :

Dans le domaine de l'extrémum , la " surface de réponse " représentée par la fonction en étude à une courbure importante qui ne peut être décrite de façon adéquate par le biais d'une équation quadratique incomplète ( linéaire avec interactions) , même dans le cas d'un espace restreint . Dans ces cas là , il faut tenter de décrire cette surface de réponse par un modèle plus complexe, c'est le modèle carré complet . Forcément , cela nécessitera une réalisation d'expériences supplémentaires de telle sorte , que chaque facteur varie au moins à trois niveaux .

Le cas le plus simple pouvant être entrepris est une planification de type  $3^{**}K$  .

BOX G.E.P et WILSON K.B. [27] , ont proposé d'utiliser des plans orthogonaux du premier ordre au titre des noyaux qui seront complétés par quelques points bien définis afin d'obtenir une construction du deuxième ordre . Pour cela on réalise une série d'expériences aux points se trouvant à la distance (  $d$  ) du centre (  $o$  ) . Ces derniers sont appelés Points-Etoiles ( voir Figure 3.3 ) .

La distance (  $d$  ) doit être choisie de telle sorte, que le plan demeure orthogonal c'est à dire que les produits de tous les vecteurs colonnes dans la matrice des facteurs indépendants soient égaux à zéro.

Cette condition donne la possibilité de déterminer les coefficients de régression au moyen d'une simple formule ,

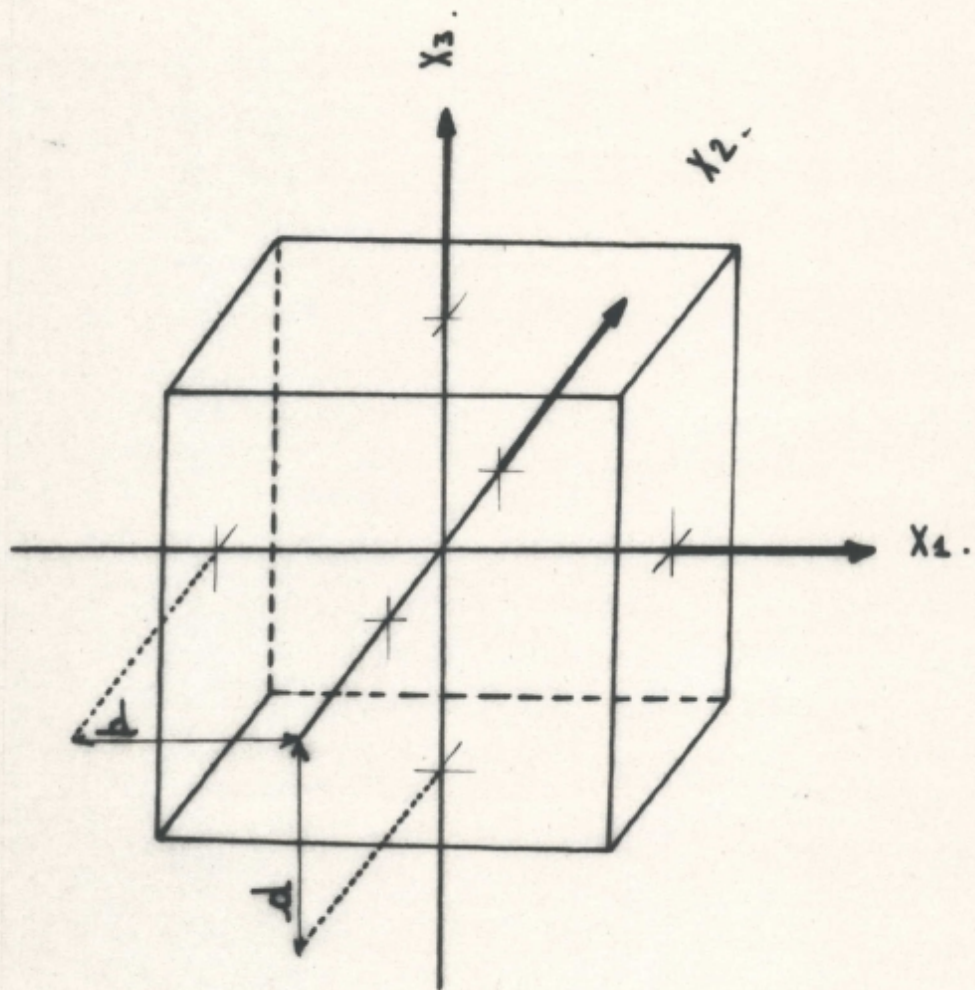


FIG 3.3 : CONSTRUCTION D'UN PLAN DU 3<sup>eme</sup> ORDRE

indépendamment l'une de l'autre .

$$\text{Soit} \quad b_i = \sum X_{iu} \cdot Y_u / \sum X_{i**}^2 \quad (3.8)$$

avec  $i$  : Numéro d'une colonne dans la matrice

$u$  : Numéro de l'expérience

$X_{iu}$  : Les éléments de la  $i$ -ème colonne

D'après ce qui précède la condition d'orthogonalité, ne peut être satisfaite qu'avec un choix rigoureux de la distance ( $d$ ) et du facteur quadratique ( $X_{ii}$ ), on en déduit alors :

- La distance ( $d$ ) des points étoiles

$$d = \sqrt{(N\phi - 2**k) / 2} \quad (3.9)$$

avec

$$\phi = \sqrt{2**k / N}$$

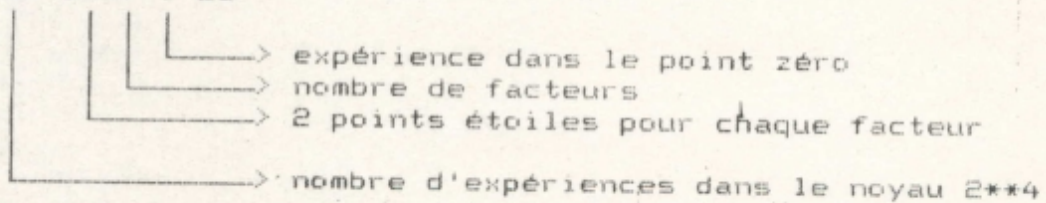
où  $N$ : nombre totale d'expériences soit : les points du noyau ainsi que les points supplémentaires dits étoiles et le point zéro .

- Le facteur quadratique : est défini comme suit

$$X_{ii} = ( X_i^{**2} - \phi )$$

Il vient alors :

$$N = 16 + (2 \times 4) + 1 = 25$$



On a donc

$$\phi = \sqrt{(2**4) / 25} = 4/5$$

et

$$d = \sqrt{(25 \cdot 4/5 - 16) / 2} = 1.4142$$





### 3.4.1 COMPOSITION DE LA MATRICE ORTHOGONALE DU PLAN QUADRATIQUE .

#### - Dressement de la matrice des points étoiles

Cette matrice est constituée uniquement des points étoiles (expérience supplémentaire réalisée à une distance  $d=1.414$ ). La représentation est faite dans les deux modes , le réel et le codé ainsi que les résultats des expériences de résiliences correspondantes .

TABLEAU 3.8: Matrice orthogonale des points étoiles

N°= EXP	VARIATION DES FACTEURS DES POINTS ETOILES								Yexp
	REELLE				CODEE				
	X1	X2	X3	X4	X1	X2	X3	X4	
1	30	5	625	825	-1.414	0	0	0	96
2	170.7	5	625	825	+1.414	0	0	0	50
3	100	2	625	825	0	-1.414	0	0	43
4	100	8	625	825	0	+1.414	0	0	93
5	100	5	590	825	0	0	-1.414	0	58
6	100	5	660	825	0	0	+1.414	0	44
7	100	5	625	790	0	0	0	-1.414	46
8	100	5	625	860	0	0	0	+1.414	97

De la même façon que pour les autres matrices , celle du modèle quadratique est composée par l'ensemble des expériences réalisées , à savoir celles du noyau , celles des points étoiles ainsi que celle du point zéro , en plus des différentes interactions ( voir tableau 3.9 ).

TABLEAU 3.9 : Plan matrice du modèle quadratique.

N°	EX	X1	X2	X3	X4	X1X2	X1X3	X1X4	X2X3	X2X4	X3X4	X1X2X3	X1X2X4	X1X3X4	X2X3X4	X1X2X3X4	$(X1)^2-4/5$	$(X2)^2-4/5$	$(X3)^2-4/5$	$(X4)^2-4/5$	
1		-1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	-1	-1	-1	-1	+1	-1	1/5	1/5	1/5	1/5
2		+1	-1	-1	-1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	-1	-1	1/5	1/5	1/5	1/5	
3		-1	+1	-1	-1	-1	+1	+1	-1	-1	+1	+1	+1	-1	+1	-1	1/5	1/5	1/5	1/5	
4		+1	+1	-1	-1	+1	-1	-1	-1	-1	+1	-1	-1	+1	+1	+1	1/5	1/5	1/5	1/5	
5		-1	-1	+1	-1	+1	-1	+1	-1	+1	-1	+1	-1	+1	+1	-1	1/5	1/5	1/5	1/5	
6		+1	-1	+1	-1	-1	+1	-1	-1	+1	-1	-1	+1	-1	+1	+1	1/5	1/5	1/5	1/5	
7		-1	+1	+1	-1	-1	-1	+1	+1	-1	-1	-1	+1	+1	-1	+1	1/5	1/5	1/5	1/5	
8		+1	+1	+1	-1	+1	+1	-1	+1	-1	-1	+1	-1	-1	-1	-1	1/5	1/5	1/5	1/5	
9		-1	-1	-1	+1	+1	+1	-1	+1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	-1	1/5	1/5	1/5	1/5	
10		+1	-1	-1	+1	-1	-1	+1	+1	-1	-1	+1	-1	-1	+1	+1	1/5	1/5	1/5	1/5	
11		-1	+1	-1	+1	-1	+1	-1	-1	+1	-1	+1	-1	+1	-1	+1	1/5	1/5	1/5	1/5	
12		+1	+1	-1	+1	+1	-1	+1	-1	+1	-1	-1	+1	-1	-1	-1	1/5	1/5	1/5	1/5	
13		-1	-1	+1	+1	+1	-1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	-1	-1	+1	1/5	1/5	1/5	1/5	
14		+1	-1	+1	+1	-1	+1	+1	-1	-1	+1	-1	-1	+1	-1	-1	1/5	1/5	1/5	1/5	
15		-1	+1	+1	+1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	-1	-1	-1	+1	-1	1/5	1/5	1/5	1/5	
16		+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	1/5	1/5	1/5	1/5	
17		1,41	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1,19	-4/5	-4/5	-4/5	
18		1,41	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1,19	-4/5	-4/5	-4/5	
19		0	1,41	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	-4/5	1,19	-4/5	-4/5	
20		0	1,41	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	-4/5	1,19	-4/5	-4/5	
21		0	0	1,41	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	-4/5	-4/5	1,19	-4/5	
22		0	0	1,41	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	-4/5	-4/5	1,19	-4/5	
23		0	0	0	1,41	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	-4/5	-4/5	-4/5	1,19	
24		0	0	0	1,41	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	-4/5	-4/5	-4/5	1,19	
25		0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	-4/5	-4/5	-4/5	-4/5	

### 3.4.2 CALCUL DES COEFFICIENTS DE REGRESSION DU MODELE QUADRATIQUE.

Les résultats des expériences supplémentaires réalisées dans les points-étoiles sont donnés dans les tableaux 3.8 et 3.9 . En utilisant la formule 3.8 ainsi que les données des tableaux précédents , nous pouvons déterminer les valeurs des coefficients de régression du modèle quadratique .

d'où l'on obtient :

$$\begin{array}{llll}
 b_0=46.83 & b_{12}=17.562 & b_{123}=-15.588 & b_{1234}=-13.117 & b_{11}=13.515 \\
 b_1=-2.902 & b_{13}=-8.437 & b_{124}=16.641 & & b_{22}=10.014 \\
 b_2=9.485 & b_{14}=2.812 & b_{134}=-10.647 & & b_{33}=2.513 \\
 b_3=-16.641 & b_{23}=-8.187 & b_{234}=-9.705 & & b_{44}=12.765 \\
 b_4=27.958 & b_{24}=11.562 & & & \\
 & b_{34}=-14.687 & & & 
 \end{array}$$

### 3.4.3 ANALYSE STATISTIQUE DU MODELE OBTENU

#### - Estimation des coefficients .

De la même façon que précédemment , les différents coefficients de régression sont appréciés à l'aide du critère de Student ( formule 3.3 ) .

$$|b_i| \geq \Gamma b_i = t(\alpha, N) * S_y / \sqrt{N}$$

$$\text{ou } t(0.05, 25) = 2.06$$

$$\text{Finalement } \Gamma b_i = 2.06 \times 7.24 / 5 = 2.98$$

Il est clair que pour les coefficients de régression dont la valeur est inférieure à 2.98 ne seront pas pris en considération . Plus , précisément les facteurs  $b_1$  ,  $b_{14}$  et enfin  $b_{33}$  seront négligés .

Ainsi , dans le cas du modèle quadratique on aura :

$$\begin{aligned}
 Y_3 = & 46.39 + 9.485 X_2 - 16.641 X_3 + 27.958 X_4 + 17.562 X_1 X_2 \\
 & - 8.437 X_1 X_3 - 8.187 X_2 X_3 + 11.562 X_2 X_4 - 14.687 X_3 X_4 \\
 & - 15.588 X_1 X_2 X_3 + 16.641 X_1 X_2 X_4 - 10.647 X_1 X_3 X_4 \\
 & - 9.705 X_2 X_3 X_4 - 13.117 X_1 X_2 X_3 X_4 + 13.515 X_1^{**2} \\
 & + 11.014 X_2^{**2} + 12.765 X_4^{**2} .
 \end{aligned}$$

#### - Adéquation du modèle quadratique

On peut facilement la vérifier par le critère de Fischer, mais pour cela, il faut calculer préalablement la somme des écarts standards des expériences , valeur obtenue à partir du tableau 3.10 ( voir page suivante ) .

On obtient :

$$\begin{aligned}
 N &= 25 \\
 \sum (Y_{cal} - Y_{exp})^{**2} &= 2485.39 \\
 N &= 1
 \end{aligned}$$

donc  $F = S_{ad}^{**2} / S_y^{**2} = 497.08 / 52.5 = 9.468$

et sachant que  $F(0.05, 5, 2) = 19.3$

On en déduit

$$F_{cal} = 9.468 \ll F_{tab} = 19.3$$

Finalement le modèle quadratique est adéquat , par conséquent ce dernier manifeste un comportement analogue à celui de notre système simulé et qui est caractériser par l'influence des effets du TThCy sur le comportement mécanique du A60 .

TABLEAU 3.10: Des écarts du modèle quadratique

N° EXP .	Y exp .	Y cal.	(Ycal-Yexp)**2
1	75	75.11	0.012
2	59	52.47	42.640
3	57	61.13	17.056
4	52	52.07	0.004
5	50	58.80	77.44
6	56	54.89	1.232
7	51	60.78	95.648
8	47	50.67	13.468
9	156	150.46	30.691
10	71	62.63	70.056
11	100	102.52	6.350
12	277	266.33	113.848
13	103	104.35	1.822
14	61	55.00	36
15	95	99.66	21.715
16	71	72.31	1.716
17	96	77.52	341.510
18	50	69.31	372.876
19	43	55	144
20	93	81.82	124.992
21	58	74.95	287.302
22	44	27.89	259.532
23	46	32.38	185.504
24	97	111.44	208.513
25	52	46.39	31.472

### 3.5 CONCLUSIONS

Obéissant au principe de la planification , on a été amené à tester plusieurs modèles mathématiques dans l'intention de vérifier leur adéquation vis à vis du phénomène simulé . Cette étude est sous la dépendance de quatre paramètres ( Vch nombre de cycles , Tref , Tch ) dans un domaine borné par les valeurs suivantes :

$$30 \leq \text{Vitesse de chauffage} \leq 170 \text{ } ^\circ\text{C/mn}$$

$$2 \leq \text{Nombre de cycles} \leq 8$$

$$590 \leq \text{Température de refroidissement} \leq 660 \text{ } ^\circ\text{C}$$

$$800 \leq \text{Température de chauffage} \leq 860 \text{ } ^\circ\text{C}$$

Finalemment et conformément aux résultats établis par le critère de FISCHER et de STIUDENT au prés des différents modèles testés ( linéaire , semi-quadratique et quadratique); il apparaît que seul le modèle quadratique manifeste un comportement analogue à celui de notre système .

Ce dernier , est caractérisé par la fonction polynomiale Y3 représentée ci-dessous .

$$\begin{aligned} Y3 = & 46.39 + 9.485 X2 - 16.641 X3 + 27.958 X4 \\ & + 17.562 X1X2 - 8.187 X2X3 + 11.562 X2X4 \\ & - 14.687 X3X4 - 15.588 X1X2X3 + 16.641 X1X2X4 \\ & - 10.647 X1X3X4 - 9.705 X2X3X4 - 13.117 X1X2X3X4 \\ & + 13.515 X1^{**2} + 11.014 X2^{**2} + 12.765 X4^{**2} \end{aligned}$$

# CHAPITRE 4

OPTIMISATION ET OBSERVATION  
MICROGRAPHIQUE DE L'INFLUENCE  
DU TThCy SUR L'ACIER A60

#### 4.1 ANALYSE DU MODELE QUADRATIQUE ET SON OPTIMISATION

Bien souvent , le problème de la détermination des plus grandes et des plus petites valeurs d'une fonction se ramène à la recherche des maximums et des minimums d'une fonction d'une ou de plusieurs variables indépendantes et / ou celles qui ne sont pas indépendantes , mais liées entre elles par certaines conditions supplémentaires .

Pour déterminer les conditions optimales de l'influence du traitement thermique cyclique au point de vue résilience maximale de l'acier A60 .

Il faut effectuer une recherche d'un extrémum du procédé décrit mathématiquement par la fonction quadratique obtenue précédemment soit :

$$\begin{aligned}
 Y_3 &= 46.39 + 9.485 X_2 - 16.641 X_3 + 27.958 X_4 \\
 &+ 17.562 X_1 X_2 - 8.437 X_1 X_3 - 8.187 X_2 X_3 + 11.562 X_2 X_4 \\
 &- 14.687 X_3 X_4 - 15.588 X_1 X_2 X_3 + 16.641 X_1 X_2 X_4 \\
 &- 10.647 X_1 X_3 X_4 - 9.705 X_2 X_3 X_4 - 13.117 X_1 X_2 X_3 X_4 \\
 &+ 13.515 X_1^{**2} + 11.014 X_2^{**2} + 12.765 X_4^{**2}
 \end{aligned}$$

##### 4.1.1 CHOIX DE LA METHODE D'OPTIMISATION

Il existe deux classes de méthodes de recherche de l'optimum d'une fonction à plusieurs variables :

- |                               |                                      |
|-------------------------------|--------------------------------------|
| - Méthode ANALYTIQUE .        |                                      |
| - Méthodes DIRECTES .         | METHODES<br>NUMERIQUES<br>ITERATIVES |
| - Méthodes du PREMIER ORDRE . |                                      |
| - Méthodes du DEUXIEME ORDRE  |                                      |



Le choix d'une méthode repose sur la simplicité et l'avantage de son utilisation ainsi que le résultat à obtenir .

Concernant la méthode analytique , la recherche de l'optimum est basée sur le calcul des dérivées partielles .

On cherche analytiquement les valeurs de  $X_i$  annulant  $f'(X_i)$  .

On détermine ainsi les points critiques ; l'étude du signe de la dérivée seconde  $f''(X_i)$  aux points critiques permet de les classer en maxima locaux et minima locaux .

Malheureusement , vu la complexité de la méthode analytique , elle est rarement applicable en pratique .

L'exemple de notre fonction quadratique Y3 est très révélateur .

- Condition nécessaire pour l'existence d'un extrémum

$$\delta Y_3 / \delta X_1 = \delta Y_3 / \delta X_2 = \delta Y_3 / \delta X_3 = \delta Y_3 / \delta X_4 = 0$$

Pour trouver les valeurs  $X_{10}$  ,  $X_{20}$  ,  $X_{30}$  et  $X_{40}$  vérifiant la condition précédente , on est assujéti à résoudre le système d'équations non linéaires suivant :

$$\left[ \begin{array}{l} \delta Y_3 / \delta X_1 = 17.562X_2 - 8.437X_3 - 15.588X_2X_3 + 16.641X_2X_4 - 10.647X_3X_4 \\ \quad - 13.117X_2X_3X_4 + 27.030X_1 \\ \delta Y_3 / \delta X_2 = 9.485 + 17.562X_1 - 8.187X_3 + 11.562X_4 - 15.588X_1X_3 \\ \quad + 16.641X_1X_4 - 9.705X_3X_4 - 13.117X_1X_3X_4 + 22.028X_2 \\ \delta Y_3 / \delta X_3 = -16.641 - 8.437X_1 - 8.187X_2 - 14.687X_4 - 15.588X_1X_2 \\ \quad - 10.647X_1X_4 - 9.705X_2X_4 - 13.117X_1X_2X_4 \\ \delta Y_3 / \delta X_4 = 27.958 + 11.562X_2 - 14.687X_3 + 16.641X_1X_2 - 10.647X_1X_3 \\ \quad - 9.705X_2X_3 - 13.117X_1X_2X_3 + 25.530X_4 \end{array} \right.$$

Par contre pour les méthodes numériques itératives, l'avantage de leur utilisation relativement à la précédente réside dans le fait qu'elles nécessitent que le seul calcul de  $f(X_i)$  et / ou  $\delta f(X_i)$  à chaque pas .

Cependant dans tous les cas , on est amené à déterminer l'optimum de la fonction à l'intérieur d'un domaine défini au départ . Chose importante , les méthodes numériques itératives supposent que la fonction  $f(X_i)$  dont on recherche l'optimum est unimodale . Aucune supposition n'est nécessaire quant à la continuité, ou la dérivabilité de  $f(X_i)$ . Dans la présente recherche , on a utilisé la méthode directe qui nécessite uniquement le calcul de  $f(X_i)$  à chaque pas .

#### 4.1.2 ALGORITHME DE CALCUL

L'algorithme de calcul réalisé pour cette étude ( voir page suivante ) a été conçu de la façon suivante :

1°- Définition des intervalles des  $X_i$  pour  $i= 1$  à  $4$  :

Afin d'obtenir des résultats pratiques qui doivent refléter des valeurs réelles ; on a été amené à sélectionner deux domaines à savoir :

Pour  $i=1,3,4$  on a  $X_i$  compris entre  $-1.4$  et  $+ 1.4$

Pour  $i=2$  on a  $X_i$  compris entre  $-1.5$  et  $+ 1.5$

2°- Fixation des déplacements des  $X_i$  ( pas ) :

Dans le même ordre d'idées que précédemment , nous avons choisi d'avoir des différents pas représentés comme suit :

Pour  $i= 1,3,4$  on a un pas =  $0.05$  ce qui correspond à

$Y = f(X_1, X_2, X_3, X_4)$  " fonction polynomiale aux  
variables  $X_1, X_2, X_3, X_4$  "

B(100) , X MIN(4) , X MAX (4) : réel  
PAS (4), I, J , K , L , N : entier  
Y MIN , Y MAX : réel

Lire N ; " N étant le nombre de coefficient de la fonction"

Pour I de 1 à N faire lire B(I) fait;" Coefficient de  
la fonction"  
Pour I de 1 à 4 faire lire XMIN(I) fait;" Borne inférieure  
de l'intervalle  
 $X_i$ "  
Pour I de 1 à 4 faire lire XMAX(I) fait;" Borne supérieure  
de l'intervalle  
 $X_i$ "  
Pour I de 1 à 4 faire lire PAS(I) fait;" Déplacement ou  
pas de  $X_i$ "

Y min = 10\*\*+3  
Y max = 10\*\*-3

```

      I = X MIN (1)
Tant que I ≤ X MAX(1)
  faire J = X MIN(2)
    Tant que J ≤ X MAX(2)
      faire K = X MIN(3)
        Tant que K ≤ X MAX(3)
          faire L = X MIN(4)
            Tant que L ≤ X MAX(4)
              faire Y = f(X1,X2,X3,X4)
                si Y ≤ Y min
                  Alors Ymin = Y
                    Yx1=x1,Yx2=x2,Yx3=x3,Yx4=x4
                Sinon si Y ≥ Ymax
                  Alors Ymax=Y
                Fsi
                Yx1=x1,Yx2=x2,Yx3=x3,Yx4=x4
              Fsi
              L = L + Pas(4)
            Fait
            K = k + Pas (3)
          Fait
          J = J + Pas(2)
        Fait
        I = I + Pas (1)
      Fait
    Fait
  Fait

```

IMPRIMER Yx1 , Yx2 , Yx3 , 2x4 , Y max

une variation de  $1^{\circ}\text{C}$  pour la Tch et la Tref  
 ainsi q'un déplacement de  $2.5^{\circ}\text{C}/\text{mn}$  pour la Vch.  
 Pour  $i = 2$  , on a un pas de 0.5 correspondant à un  
 déplacement de 1 cycle .

3\*- Initialisation des variables min , max :

A des valeurs irréalisables égales à  $( 10^{**} \pm 3 )$  .

4\*- Adoption du procédé itérative :

C'est celui de la méthode directe .

4.1.3 INTERPRETATION DES RESULTATS D'OPTIMISATION

La recherche de l'optimum liée à la fonction Y3 , située dans  
 les domaines instaurés précédemment pour des pas de 0.05 et  
 0.5 a donnée lieu aux résultats suivants :

	UNE	résilience maximale égale à.....	529.5 J
Pour	[	UNE	vitesse de chauffage .....X10 = $170^{\circ}\text{C}/\text{mn}$
		UN	nombre de cycles .....X20 = 8
		UNE	température de refroidissement...X30 = $590^{\circ}\text{C}$
		UNE	température de chauffage ..... X40 = $860^{\circ}\text{C}$

À la lumière de ces résultats , on constate que :

Les valeurs de l'optimum obtenu , sont localisées au bord  
 du domaine adopté . Par conséquent , on peut prévoir une  
 élévation de notre fonction hors de l'espace établi , dans  
 les directions indiquées par les facteurs optimaux .

Cependant , cette éventualité paraît peu probable étant donné  
 la valeur très élevée de la résilience déjà obtenue au point

optimum (  $> 44 \text{ daJ /cm}^2$  ) .

Il est à noter qu'une expérimentation hors du domaine étudié dans notre cas est impossible car on se heurte à un important obstacle qui consiste en une indisponibilité des moyens .

En effet , la puissance de notre four ne peut assurer qu'une vitesse de chauffage égale à  $170 \text{ }^\circ\text{C/mn}$  ( pour une section de  $10 \times 10 \text{ mm}^2$  ) .

Néanmoins , au vu des résultats obtenus , on peut établir plusieurs constats :

- L'influence prédominante de la vitesse de chauffage , liée à la grandeur de son coefficient affectant le membre de 2-ème degrés (  $b_{11} = 13.5$  ) .

- Le modèle obtenu présente une forte influence de la température de chauffage (  $b_4 = 28$  ,  $b_{44} = 12.8$  ) . Mais selon le phénomène d'austénisation appliqué aux traitements cycliques ( voir bibliographie ) , l'augmentation de la température de chauffage doit nécessairement s'accompagner par celle de la vitesse de chauffage , dans le cas contraire on aboutit à un grossissement de la structure qui est un état indésirable .

Faute de matériels disponibles , dans le but de réaliser cette augmentation , on se contentera alors des valeurs optimales obtenues soit :

$$X_{10} = 170 \text{ }^\circ\text{C/mn}$$

$$X_{40} = 860 \text{ }^\circ\text{C}$$

• La valeur optimale du 3-ème facteur , correspondant à la température de refroidissement indique une valeur optimale de 590°C . Cette dernière , est située après la courbe de fin de transformation perlitique (voir annexe, courbe T.T.T XC48) . De manière appropriée , un abaissement considérable de la température n'entraînera aucune transformation , en revanche cela engendre une diminution du rendement et une augmentation du prix de revient .

Donc , conformément à la valeur optimale de la Tref , il est conseillé de poursuivre le refroidissement à l'air jusqu'à la fin de la transformation perlitique sans toutefois la dépasser exagérément .

A noter également , que certains échantillons avaient une portion de structure globulaire très appréciable . Cette apparition peut être liée à l'interruption du refroidissement avant la fin de T.R.S perlitique .

• Il reste à prendre en considération un dernier facteur qui est le nombre de cycles . Ce dernier d'après le modèle mathématique doit être maximal , étant donné que le modèle n'est pas valable hors du domaine étudié et compte tenu de l'importance de ce facteur , on a fait appel à une étude supplémentaire concernant l'influence du nombre de cycles sur la résilience ainsi que sur la structure . Cette recherche a été effectuée avec les valeurs optimales obtenues pour les autres facteurs .

#### 4.2 VERIFICATION EXPERIMENTALE

Afin de corroborer le résultat d'optimisation maximal de la résilience fourni par notre modèle , vis à vis de la valeur réelle , nous avons effectué une série d'expériences aux conditions optimales soit  $V_{ch}=170^{\circ}\text{C}/\text{mn}$  ,  $N=8$  ,  $T_{ref}= 590^{\circ}\text{C}$   $T_{ch} = 860^{\circ}\text{C}$  .

De plus , ces essais ont été complétés par quelques expériences réalisées autour de l'optimum et hors du domaine simulé dans une direction qu'on a considéré dans l'interprétation précédente comme étant importante , c'est celle de l'augmentation du nombre de cycles (  $N = 9,10,13$  ) . D'ailleurs , une étude plus détaillée sur ce sujet sera développée dans le paragraphe suivant .

**TABLEAU 4.1** : Résilience du A60 traitée par cyclage à différent régime .

ETAT	PARAMETRES DU TRAITEMENT				RESILIENCE KV
	X1	X2	X3	X4	
T1	170	8	590	860	285
T2	170	9	590	860	279
T3	170	10	590	860	108
T4	170	13	590	860	84

Lors des expériences supplémentaires tous les facteurs sauf celui du nombre de cycles , ont été maintenus à un même niveau qui est celui de l'optimum .

Les résultats des essais donnés par le ( tableau 4.1 ) ,

correspondent à la moyenne de trois essais .

On remarque que les traitements T1 et T2 , bien que caractérisés par des nombres de cycles différents ont des résiliences voisines . Le gain par rapport à un état recuit est très élevé .

Nous observons également une légère chute de la résilience pour le cas des traitements T3 et T4 . Il peut y avoir deux explications à ce fait :

- Les études antérieures montrent que la résilience passe par un maximum lorsque le nombre de cycles atteint une valeur optimale . Il se trouve que la résilience des traitements T1 et T2 se situe autour de ce maximum .

- Ou bien , il faudra rechercher en plus une explication dans la nature la forme et la répartition des phases en présence .



#### 4.3 MORPHOLOGIES ET STRUCTURES DE L'ACIER A60 LORS DU CYCLAGE

Les échantillons étudiés lors de l'analyse micrographique ont été prélevés sur des éprouvettes cassées préalablement au mouton-pendulaire .

L'observation a porté donc sur des échantillons à différents états : recuit , normalisé , cyclés de 3 jusqu'a 13 .

L'examen a été réalisé au microscope optique et électronique à balayage avec des grossissements successifs (x200,x500) , (x1000 , x5000 , x10000 ) permettant ainsi la détection d'infimes détails et l'évaluation des dimensions .

Aux états recuits et normalisés , les colonies de perlite ont une structure lamellaire , avec une grosseur de grains égalant les quelques dizaines de micromètres ( Fig 4.1 ) et enfin la forme des grains ferritiques et perlitiques est plus ou moins arrondie. La distance interlamellaire est de 0.5  $\mu\text{m}$  après recuit et de 0.2  $\mu\text{m}$  après normalisation ( Fig 4.2 et 4.3 ) .

- Le cyclage au nombre de 3 apporte bon nombre de modifications ; en effet les grains ferritiques, tout en conservant leur grosseur deviennent perturbés aux joints. Notons également que les grains perlitiques présentent une cohabitation de structure à cémentite globulaire et lamellaire ( Fig 4.4 et 4.5 ) .
- L'application de 5 cycles modifie sensiblement la structure qui devient assez fine et homogène comparable

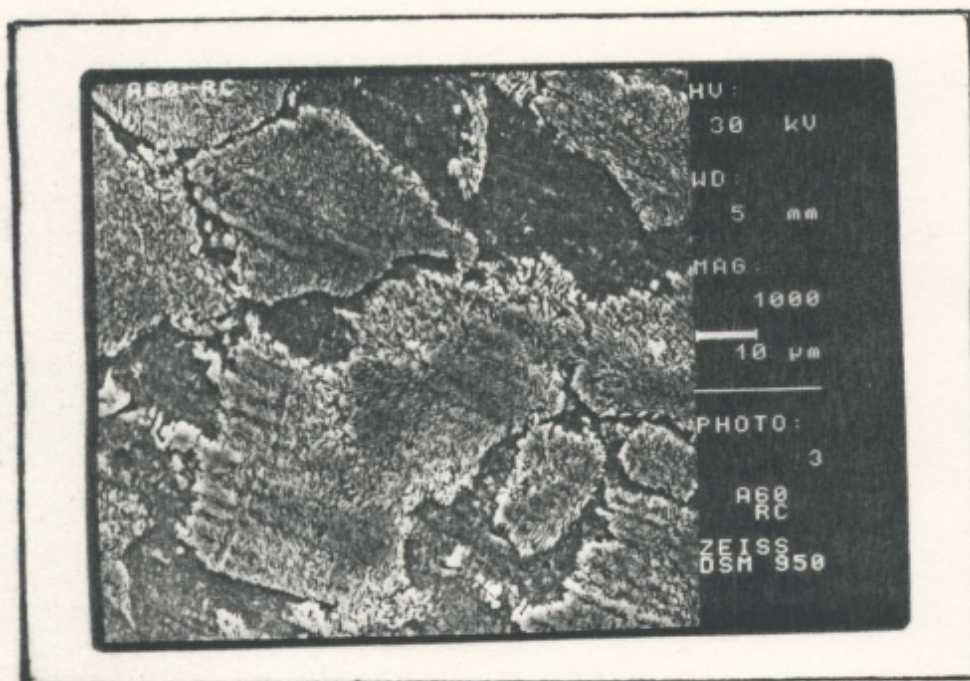


fig 4.1

A 60 APRES RECUIT GROSSISSEMENT (x 1000)

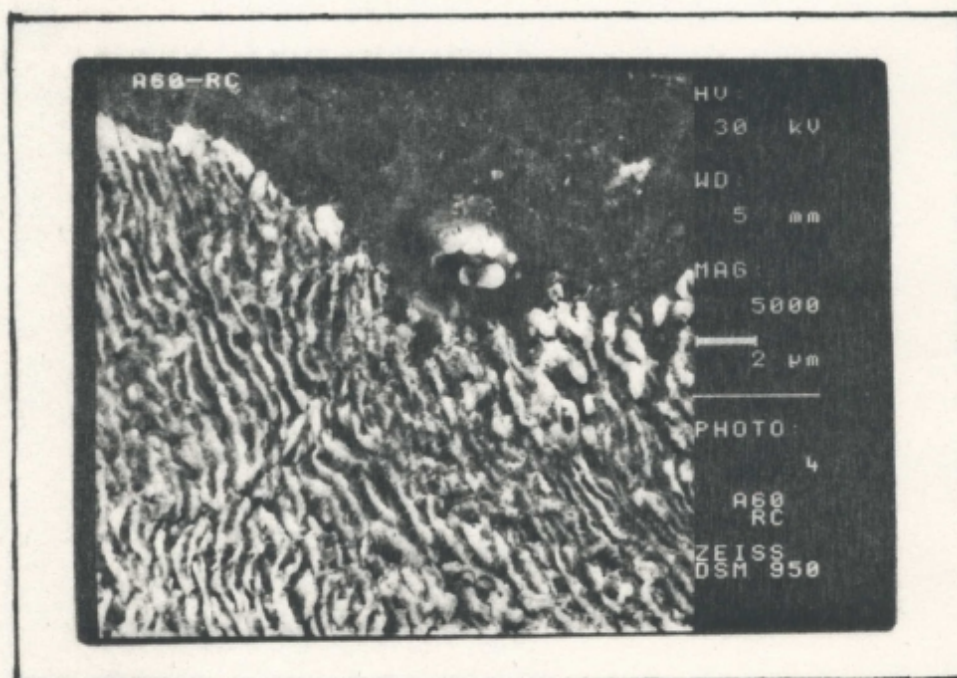


fig 4.2

A 60 APRES RECUIT GROSSISSEMENT (x 5000)

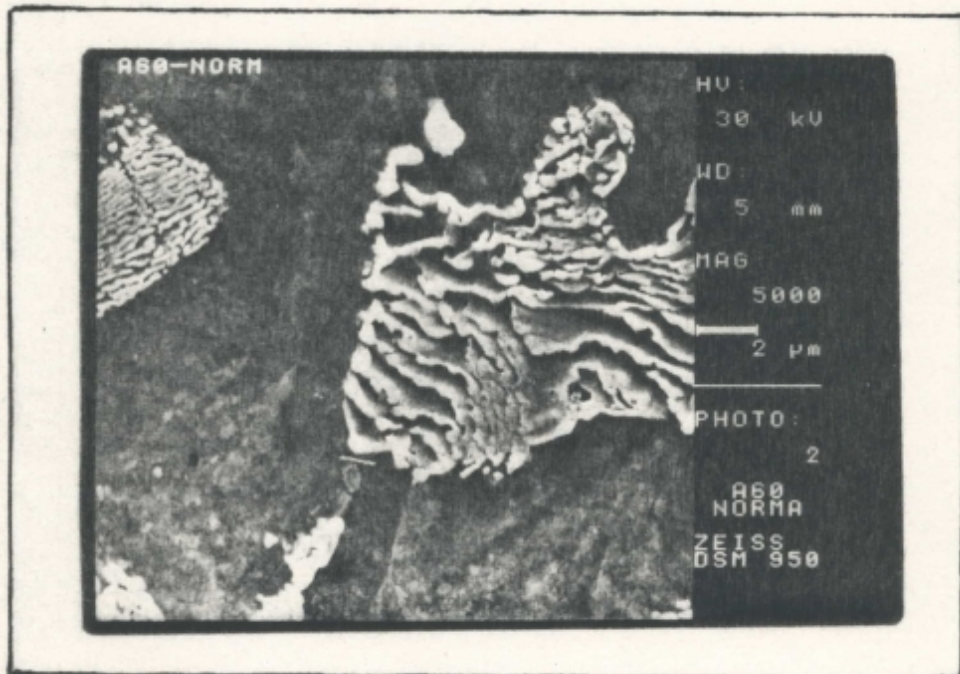


fig 4.3

A 60 APRES NORMALISATION

GROSSISSEMENT (x 5000)

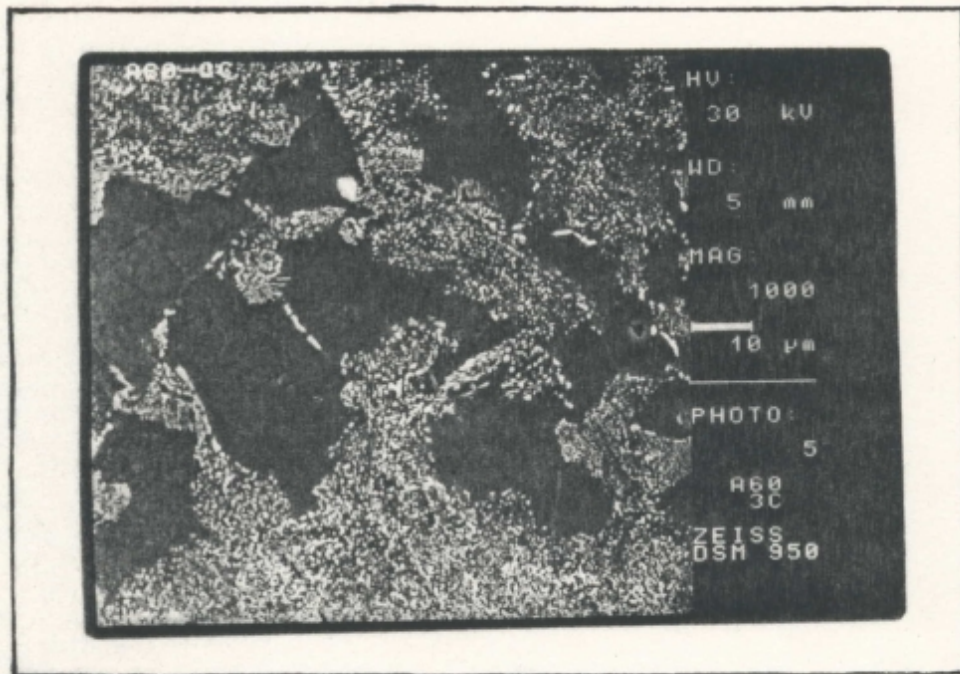


fig 4.4

A 60 APRES 3 CYCLES GROSSISSEMENT (x 1000)

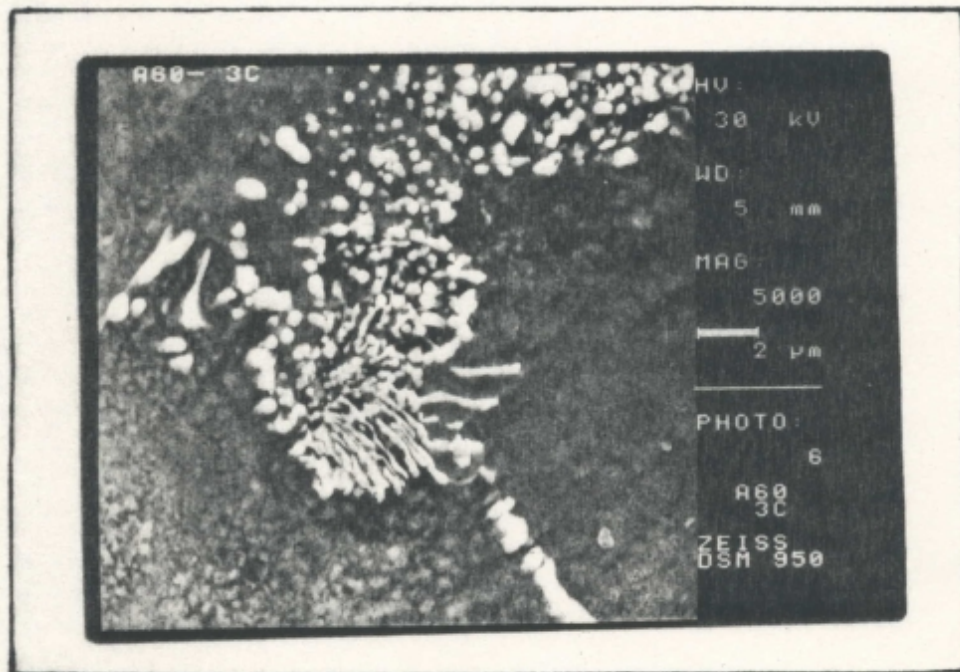


fig 4.5

A 60 APRES 3 CYCLES GROSSISSEMENT (x 5000)

a la pseudoperlitique ( Fig 4.6 ) . La cémentite dans sa majeure partie se trouve sous forme de lamelles (Fig4.7)

- L'on observe , dans la structure de l'acier ayant subi 7 cycles , l'existence de domaines ayant une affinité et une homogénéité bien développée (Fig 4.8). Cet état est très marqué d'une part , par la grosseur de ces grains ferritiques , d'autre part par ces lamelles qui deviennent difficilement résolubles (Fig 4.10 ) . Toutefois , dans certaines parties l'homogénéité est presque parfaite (Fig 4.9 ) , cette différence est liée à la grande sphéroïdisation de la cémentite (Fig 4.11 ) .

- L'augmentation du nombre de cycles jusqu'a 9-11 renforce l'hétérogénéité de la structure (Fig 4.12,4.13, 4.14 ) .

On distingue la présence de grands îlots de ferrite . Comme ,il est aussi intéressant de préciser qu'au sein des colonies de perlite , on remarque ( Fig 4.15 : au grossissement 10000 ) l'existence de ponts entre les particules globulaires et les lamelles de cémentite participant ainsi à l'austénisation en jouant le rôle de chemins de diffusion .

Dans les cas précédemment étudiés , la comparaison des résultats des observations avec les caractéristiques mécaniques montre que ces dernières sont en étroite relation avec l'évolution structurale lors du cyclage .

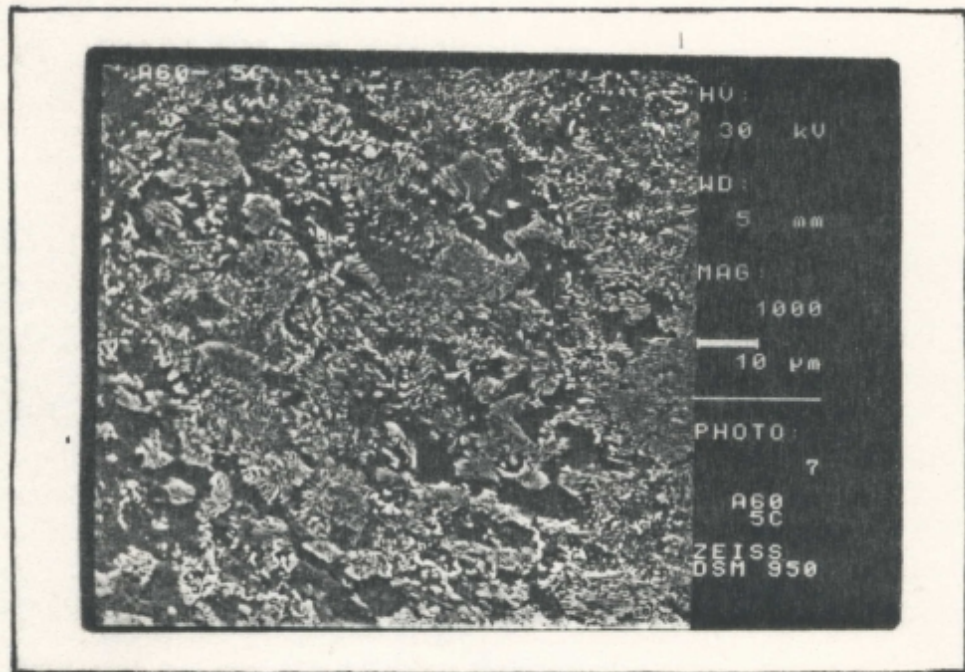


fig 4.6

A 60 APRES 5 CYCLES GROSSISSEMENT (x 1000)

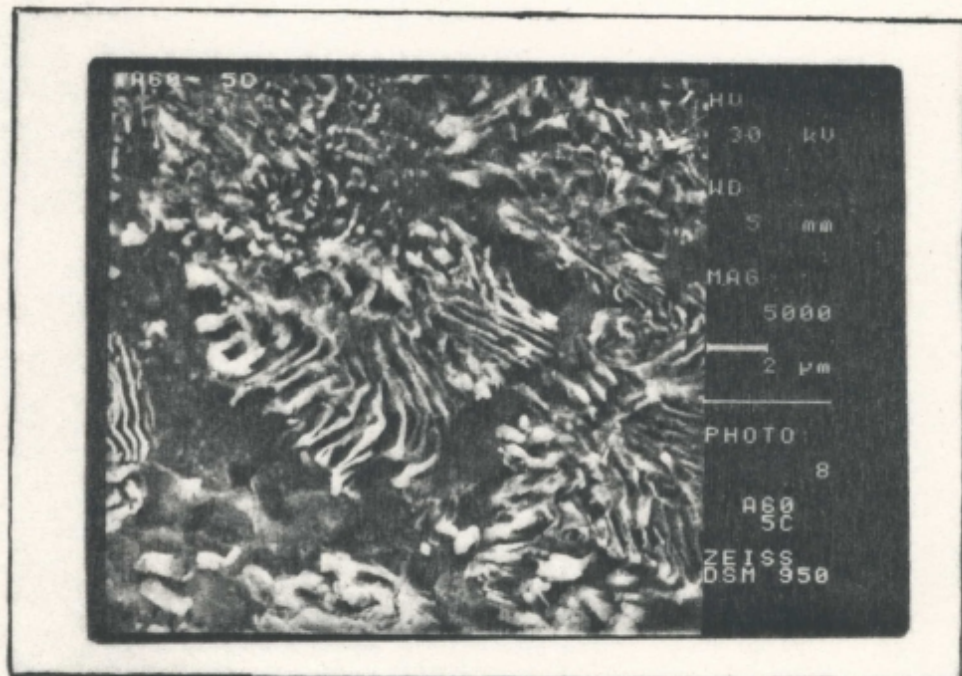


fig 4.7

A 60 APRES 5 CYCLES GROSSISSEMENT (x 5000)

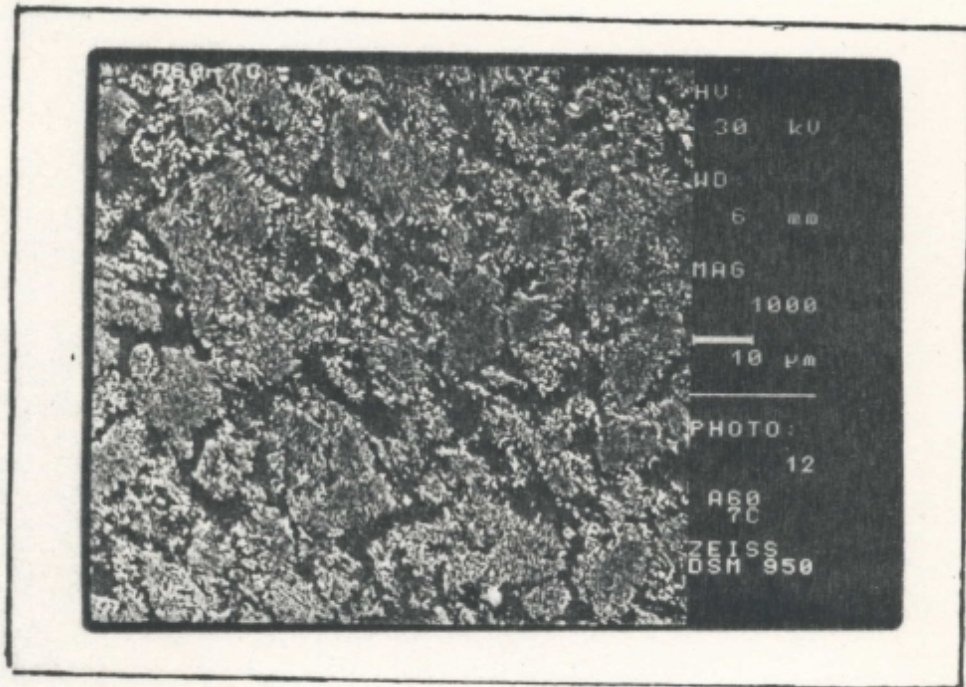


fig 4.8

A 60 APRES 7 CYCLES GROSSISSEMENT (x 1000)

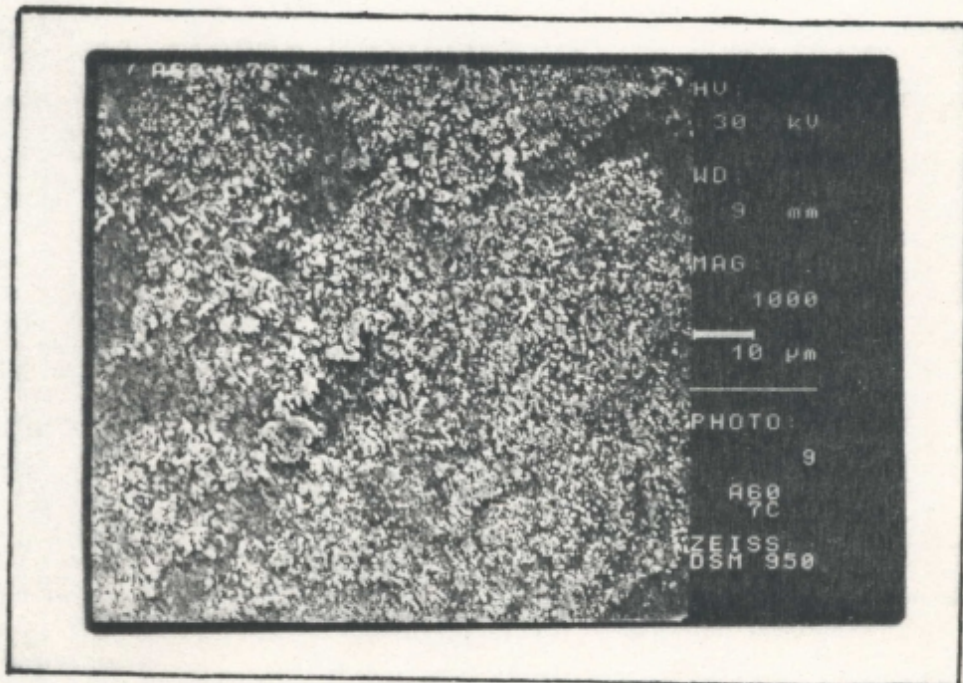


fig 4.9

A 60 APRES 7 CYCLES GROSSISSEMENT (x 1000)

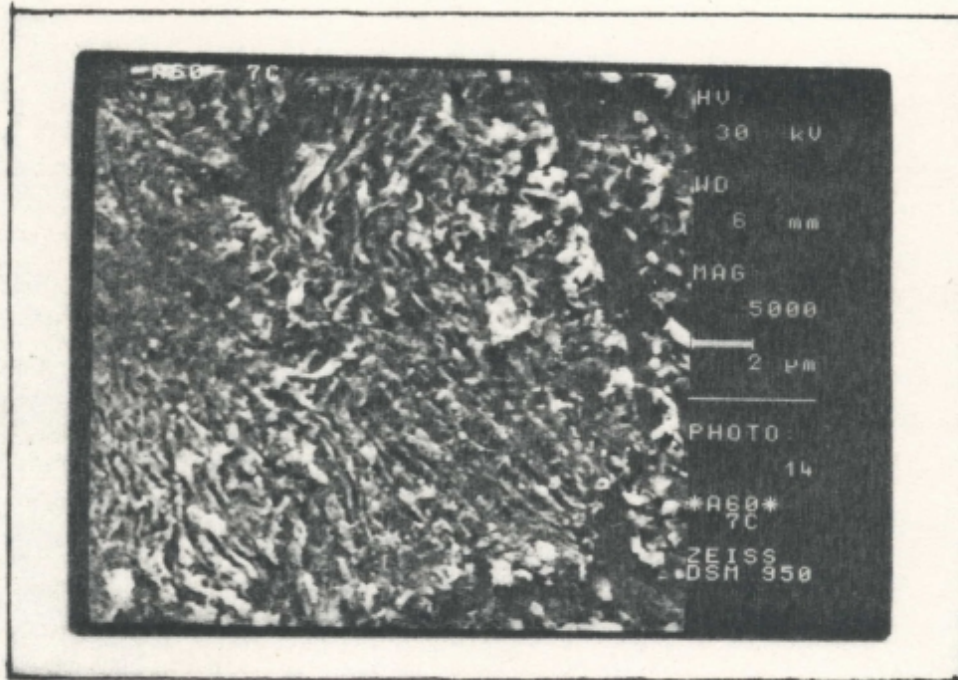


fig 4.10 A 60 APRES 7 CYCLES GROSSISSEMENT (x 5000)

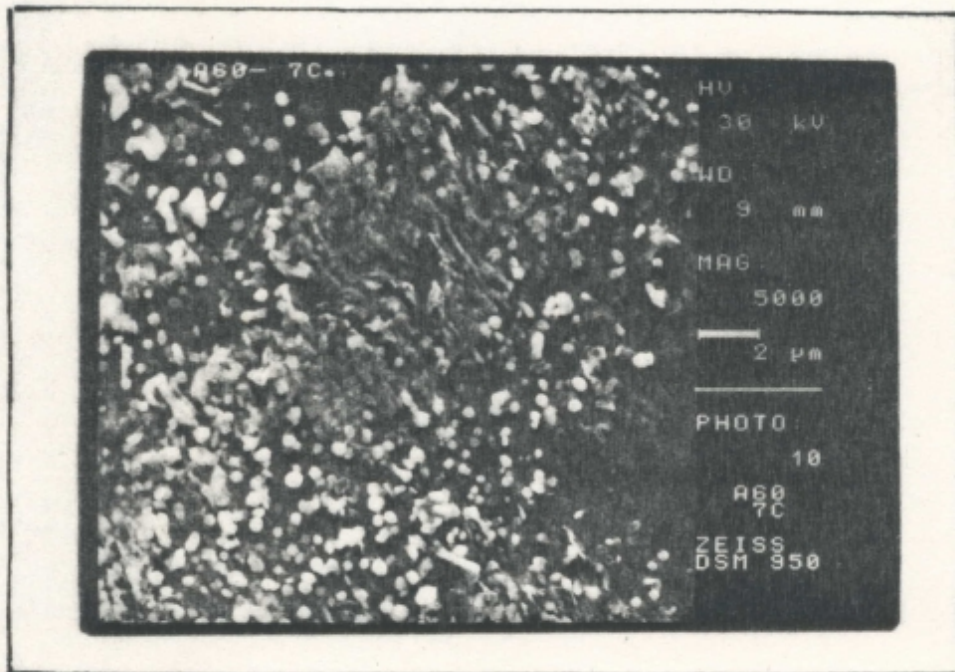


fig 4.11 A 60 APRES 7 CYCLES GROSSISSEMENT (x 5000)



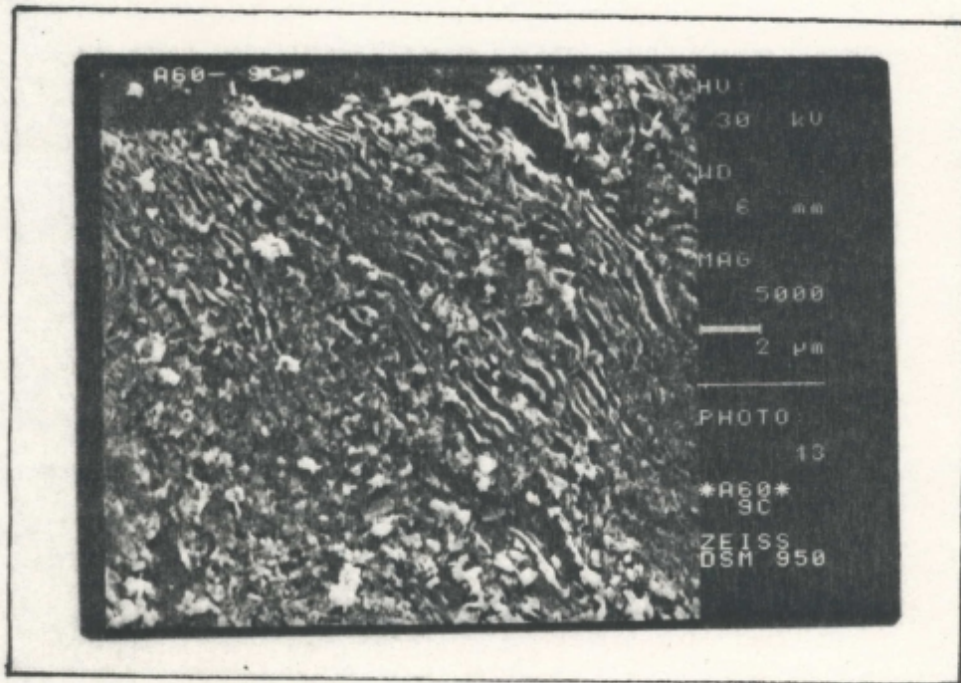


fig 4.12

A 60 APRES 9 CYCLES GROSSISSEMENT (x 5000)

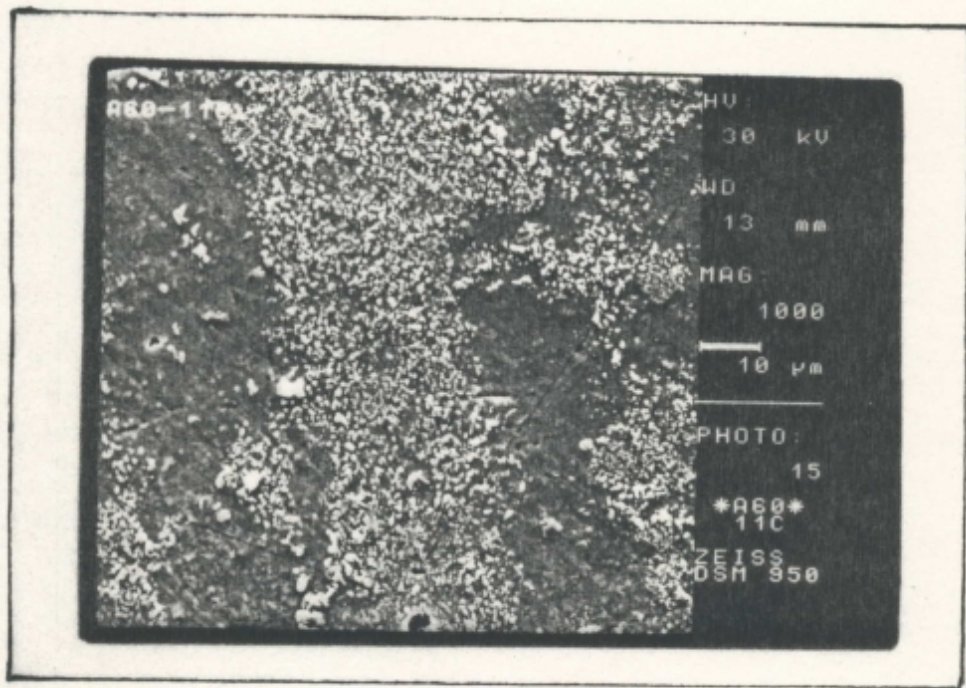


fig 4.13 A 60 APRES 11 CYCLES GROSSISSEMENT (x 1000)

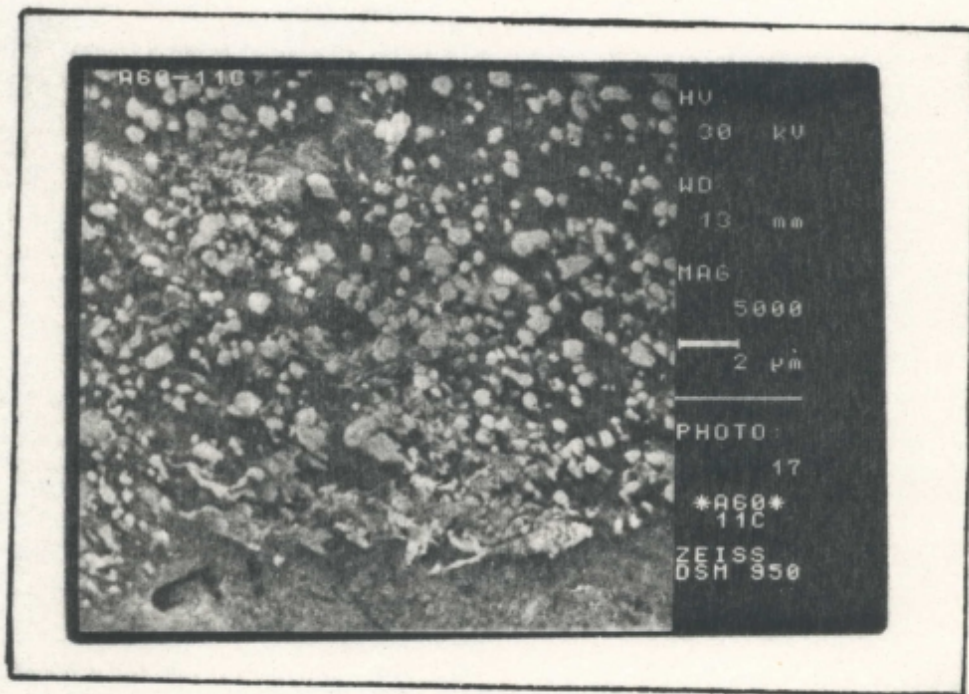


fig 4.14 A 60 APRES 11 CYCLES GROSSISSEMENT (x 5000)

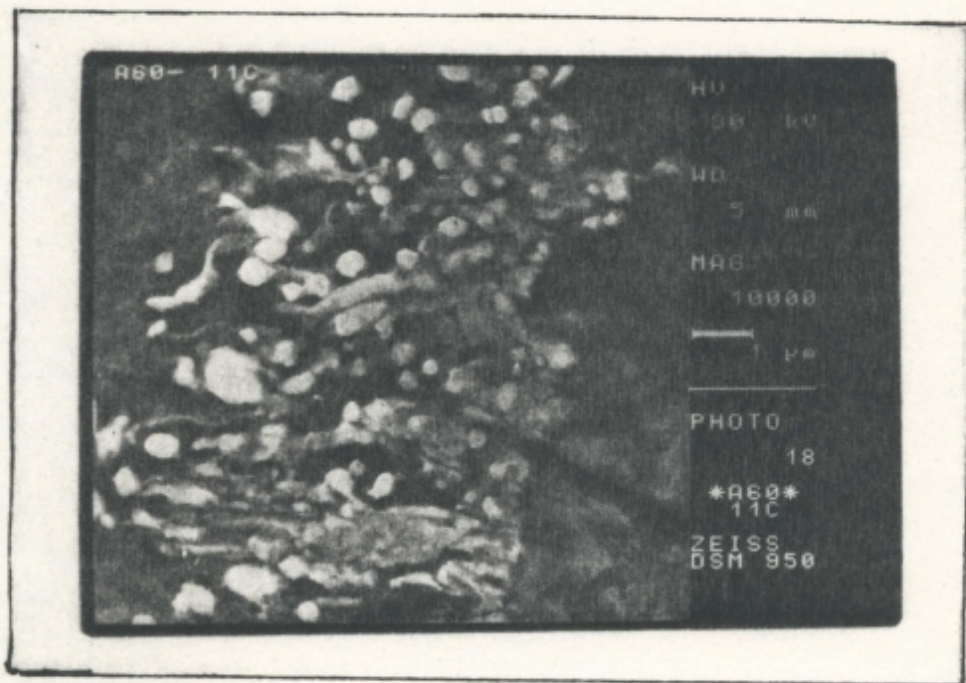


fig 4.15

A 60 APRES 11 CYCLES GROSSISSEMENT (x 10000)

En effet , l'affinement de la structure dans les échantillons cyclés jusqu'à 7 fois , entraîne une activation de la résilience , toutefois la poursuite du cyclage conduit à un grossissement structurale et parallèlement à une diminution de la résilience .

#### 4.4 EXPLICATION DU PROCEDE D'OBTENTION DE LA STRUCTURE FINE

L'obtention d'une structure fine et homogène dans un acier hypoeutectoïde lors du T.Th imposé peut s'expliquer de la manière suivante :

La perlite dans sa structure primaire renfermant environ 0.8% C, se transforme lors du chauffage accéléré en austénite fine ( dans le cas où il y a absence de maintient ainsi qu'un échauffement ne dépassant le point critique AC1 que légèrement ) . Cette transformation se réalise par diffusion, en effet les sites de germination potentiels de l'austénite apparaissent au premier stade , dans les grains perlitiques préférentiellement aux joints des phases "ferrite-cémentite " . Par la suite , la naissance des germes austénitiques a lieu dans la ferrite légèrement surchauffée ( phénomène crée par l'absorption de la chaleur lors de la réaction " perlite-austénite " ) .

Nous remarquons , que l'austénite obtenue dans les grains ferritiques apparaît aux interfaces ferrites / anciens grains perlitiques déjà transformés en austénite. La cause de cette transformation réside essentiellement dans les

contraintes occasionnées par le passage  $\alpha \rightarrow \gamma$ , plus précisément dans la différence de volumes entre l'ex-perlite et l'austénite apparue .

L'originalité et l'intérêt de cette austénite formée dans les grains ferritiques , réside dans son hétérogénéité ainsi que son état métastable causé par la faible teneur en carbone; en revanche , cette situation se stabilisera au fur et à mesure de la diffusion du carbone à partir des grains voisins austénitiques .

On constate donc , que le développement du passage  $\alpha \rightarrow \gamma$  progresse de l'austénite transformée vers la ferrite entraînant chaque fois un peu plus de carbone .

Finalement , dans l'ensemble des grains austénitiques , la zone externe se trouve plus saturée en carbone que celle interne .

Vient ensuite , le refroidissement à l'air de l'acier chauffé rapidement à une température légèrement supérieure à  $AC_1$  , le processus de transformation inverse ne sera pas identique à celui qui a lieu après un maintien , car premièrement le séjour homogénéise la composition chimique dans le volume des grains d'austénite , deuxièmement le long de la durée de refroidissement il y aura d'une part , dépôt de ferrite , d'autre part , diminution du volume avec enrichissement en carbone jusqu'à 0.8% .

Au-delà de ce stade , l'austénite contenant un titre eutectoïde en carbone passe à la perlite par la

transformation habituelle .

Mais dans le cas contraire , où le refroidissement a lieu après un chauffage accéléré sans maintien , les grains austénitiques ont une structure initiale , caractérisée par un état granulaire plus fin et hétérogène , situation qui peut s'expliquer par la présence de régions plus riches en carbone avoisinant les grains ferritiques provoqués par la diffusion et surtout par la thermodiffusion lors du développement du passage  $\alpha \rightarrow \gamma$ .

Cela nous permet de souligner alors , que les régions extérieures d'amas de grains austénitiques sont plus stables.

La décomposition de l'acier ayant la structure austénitique ( décrite ci-dessus ) se produit pendant le refroidissement de la manière suivante .

La transformation  $A \rightarrow (F+P)$  commence dans une première étape dans les grains austénitiques qui sont plus pauvres en carbone ( càd ) , dans les grains situés à l'intérieur . En outre , ce déclenchement est favorisé d'une part , par les températures plus basses existantes dans ces zones , d'autre part , par la présence d'autre grains austénitiques plus chauffés situés à l'extérieur et bordant la phase ferritique. La transformation débute donc , non pas à partir des frontières de séparation " austénite-ferrite " mais plutôt au sein ( à l'intérieur ) des colonies des grains fins austénitiques , par un dépôt de ferrite suivi d'une réaction perlitique .

Une fois le refroidissement terminé , on obtient dans l'ex-

zone d'austénite , une structure pseudoperlitique contenant moins de 0.8% de carbone .

Donc un chauffage accéléré à une température légèrement supérieur à  $A_{C1}$  suivi immédiatement d'un refroidissement ne conduit pas à un mélange normal ( classique ) défini comme ( F+P ) , mais plutôt vers un mélange composé de grains ferritiques ( non encore affectés par la transformation de phase ) et d'un conglomérat de perlite et de ferrite soit : ( F+(F+P) ) .

A remarquer que les transformations décrites ci-dessus ne sont qu'un premier stade ( pas ) vers l'affinement complet de la structure .

Effectivement , si on poursuit le cyclage l'affinage sera de plus en plus poussé et atteindra son maximum après un nombre limité de cycles .

L'action de conversion vers une ferrite libre à lieu en dépit d'un léger chauffage au-dessus de  $A_{C1}$  , grâce à l'apparition d'une austénite métastable dans les gros grains ferritiques , plus précisément au contact avec les zones où se déroule la transformation austénitique .

Les grains ferritiques fins situés au sein du mélange (F+P) restent plus froids, vu que le flux de chaleur en propagation est absorbé partiellement par leur entourage ( voisinage ) perlitique , la où commence l'austénisation avec absorption de chaleur .

Par conséquence , les gros grains ferritiques ( initiaux ) s'échauffent , contrairement aux fins grains de ferrite dans

la pseudoperlitique qui demeurent pendant un laps de temps à une température constante de transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$ . Dans ces conditions ( la température de ferrite libre est supérieure à celle de la ferrite pseudoperlitique ) le développement de l'austénisation se trouve alors orienté ; il se déroule en premier lieu dans les gros grains surchauffés de ferrite libre .

Ces particularités de l'austénisation sont conditionnées par la différence de température lors du chauffage rapide ainsi que la thermodiffusion du carbone dans l'austénite vers des zones plus chaudes voisinant la ferrite libre .

La cinétique de transformation lors du refroidissement ultérieur reste la même que celle exposée ci-dessus .

Si le cyclage est poursuivi , la propagation de la transformation se déroulera suivant toute la ferrite libre existante dans l'acier recuit ou normalisé .

En résumé , il apparaît que par quelques chauffages accélérés jusqu'à une température sensiblement supérieure à  $AC_1$  et des refroidissements successifs à l'air jusqu'à des températures inférieures à  $AR_1$  on affine la structure des aciers et donc , on améliore leurs propriétés mécaniques .

#### 4.5 CONCLUSIONS

Afin d'optimiser les effets du TThCy sur le comportement mécanique du A60 , le traitement thermique doit être réalisé aux conditions suivantes :

Chauffage jusqu'à une température de 860 °C , avec apport



d'une vitesse de chauffage égale à 170 °C/mn , suivi immédiatement d'un refroidissement à l'air jusqu'à 590 °C . Ce traitement répété huit fois assure une élévation remarquable de la résilience . Le gain par rapport à l'état initial est de 2 à 3 fois plus .

Ces premiers résultats nous permettent d'affirmer que :

- Les valeurs des contraintes optimales sont situées sur le contour du domaine établi précédemment et par conséquent il est souhaitable soit d'avoir un élargissement du domaine d'étude soit son déplacement par l'utilisation de sources de chauffages puissantes (électromagnétique..etc..). En plus , les observations micrographiques que nous avons effectuées nous ont permis de montrer que les microstructures obtenues sont essentiellement dépendantes du cycle thermique:

- L'homogénéité structurale est conditionnée fortement par le nombre de cycles .

- Corrélativement à cet accroissement du nombre de cycles on constate un affinement structural ainsi qu'une sphéroïdisation de la cémentite .

- Les résultats de cette double constatation sont à leur maximum pour un domaine de cycles autour de ( 7 - 8 ) et s'inversent au-delà de cette limite .

- Si bien que c'est le nombre de cycles qui programme l'état structural final du matériau .

# **CHAPITRE 5**

**INFLUENCE DU CYCLE THERMIQUE  
SUR LE COMPORTEMENT  
STRUCTURAL ET MECANIQUE  
DE L'ACIER XC48**

### 5.1 PRINCIPE D'OBTENTION DE LA STRUCTURE GLOBULAIRE SORBITIQUE

À l'heure actuelle , l'un des moyens le plus sûr d'amélioration de la résistance des aciers , est l'acquisition d'une structure globulaire perlito-sorbitique le long de toute la section de la pièce et pas uniquement à la surface , et cela à une profondeur limitée par la trempabilité ( environ 5 - 6 cm pour les aciers au carbone ).

Il est connu que le refroidissement des aciers à partir de l'état austénitique , ne détermine point la formation de la perlite au passage à la température  $A_{r1}$  ; toutefois un processus de mise en place de la cémentite par diffusion est déclenché avec une forte consolidation , dans le but de combiner un arrangement des molécules de cémentite en plaquettes , après écoulement d'un laps de temps suivi d'un surrefroidissement .

Le refroidissement au-dessous de  $A_{r1}$  , est suivi en premier lieu de la formation des germes de cristallisation de cémentite , parallèlement aux réseaux de fer  $\alpha$  qui restent au-delà de certain degrés sursaturés en carbone .

Le refroidissement suivant s'accompagne d'un accroissement orienté des inclusions de cémentite et c'est uniquement à partir des températures  $T^{\circ} = A_{r1} - (80 \dots 100^{\circ}C)$  que se termine la formation de la structure eutectoïde avec cémentite lamellaire .

Si à partir des températures légèrement inférieures à  $A_{r1}$  ( par exemple de  $30 \dots 50^{\circ}C$  ) , on réalise un refroidissement

rapide ( dans un but de fixation ) à l'eau , on aboutit alors à une structure de cémentite préférentiellement globulaire . Lors de la trempe , le temps de refroidissement est faible , tel que la formation des lamelles de cémentite par diffusion est impossible . Le dépôt de cémentite se poursuivra aussi bien sur les particules déjà déposées que sur les nouveaux germes de cristallisation .

Mais pour réaliser cet état de fait trois conditions s'imposent :

- 1° La température de chauffage doit être limitée , de façon à ce que l'acier ne soit pas porté à une température supérieure à  $A_3$  ( état entièrement austénitique ) , il apparaît , lors du refroidissement suivant un processus préparatoire de cémentite lamellaire dans le domaine intermédiaire entre  $A_{c3}$  et  $A_{c1}$  , et le refroidissement même rapide après le point  $A_{r1}$  ne donne pas le résultat désiré et la majeure partie de la perlite obtenue est sous forme lamellaire .
- 2° Le surrefroidissement de l'austénite doit être faible avec une vitesse de refroidissement relativement élevée afin de satisfaire la formation d'un grand nombre de germes de cristallisation de cémentite .
- 3° Après le passage austénite - ferrite , le temps de refroidissement doit être faible dans le but d'éviter la formation d'une cémentite lamellaire .

Les conditions indiquées précédemment , nécessitent d'une

part , l'abaissement de la température de chauffage jusqu'à quelques dizaines de °C au-dessus de Ac1 ( au lieu de Ac3 ) d'autre part , le recours à un refroidissement combiné ; ce dernier est réalisé d'abord à l'air libre jusqu'à des températures de 30° à 50°C inférieur à Ar1 ensuite dans de l'eau ou de l'huile . Toutefois un seul chauffage et refroidissement laissera la majeure partie de la ferrite libre sans aucune modification .

Donc afin d'obtenir l'homogénéité maximale de la structure en carbone (c<sub>ad</sub>) pour que toute la ferrite subisse une T.R.S de phase , il est indispensable de réaliser plusieurs chauffages et refroidissements ( cycles ) suivant le régime décrit auparavant .

## 5.2 CHOIX DES PARAMETRES DU CYCLE THERMIQUE COMBINE

Les contraintes thermiques ainsi que les morphologies sont étroitement liées au régime thermique et au profil de répartition des températures dans la pièce .

Il nous a donc paru nécessaire avant toute caractérisation morphologique de définir les cycles thermiques aussi bien en laboratoire que dans des conditions industrielles éventuelles Les cycles thermiques combinés sont mesurés à une profondeur de 5 mm à l'aide d'éprouvettes équipées de thermocouples reliés à un enregistreur rapide à faible inertie ( voir Fig.2.4) .

Conditions de traitement :

- Température du four ..... 1050 °C ;
- Nombre de cycles ..... 3 - 5 ;
- Température de chauffage .....  $T^{\circ}(\text{T.R.S}) + 40^{\circ}\text{C}$
- Température de refroidissement  
à l'air .....  $T^{\circ}(\text{T.R.S}) - 40^{\circ}\text{C}$

Nous avons dans un premier stade entrepris l'enregistrement d'une courbe d'analyse thermique caractérisée par un temps de chauffage d'une minute ( temps nécessaire pour atteindre les 1050 °C ) ensuite un temps de maintien de trois minutes immédiatement suivi d'un refroidissement à l'air ( voir courbe C ).

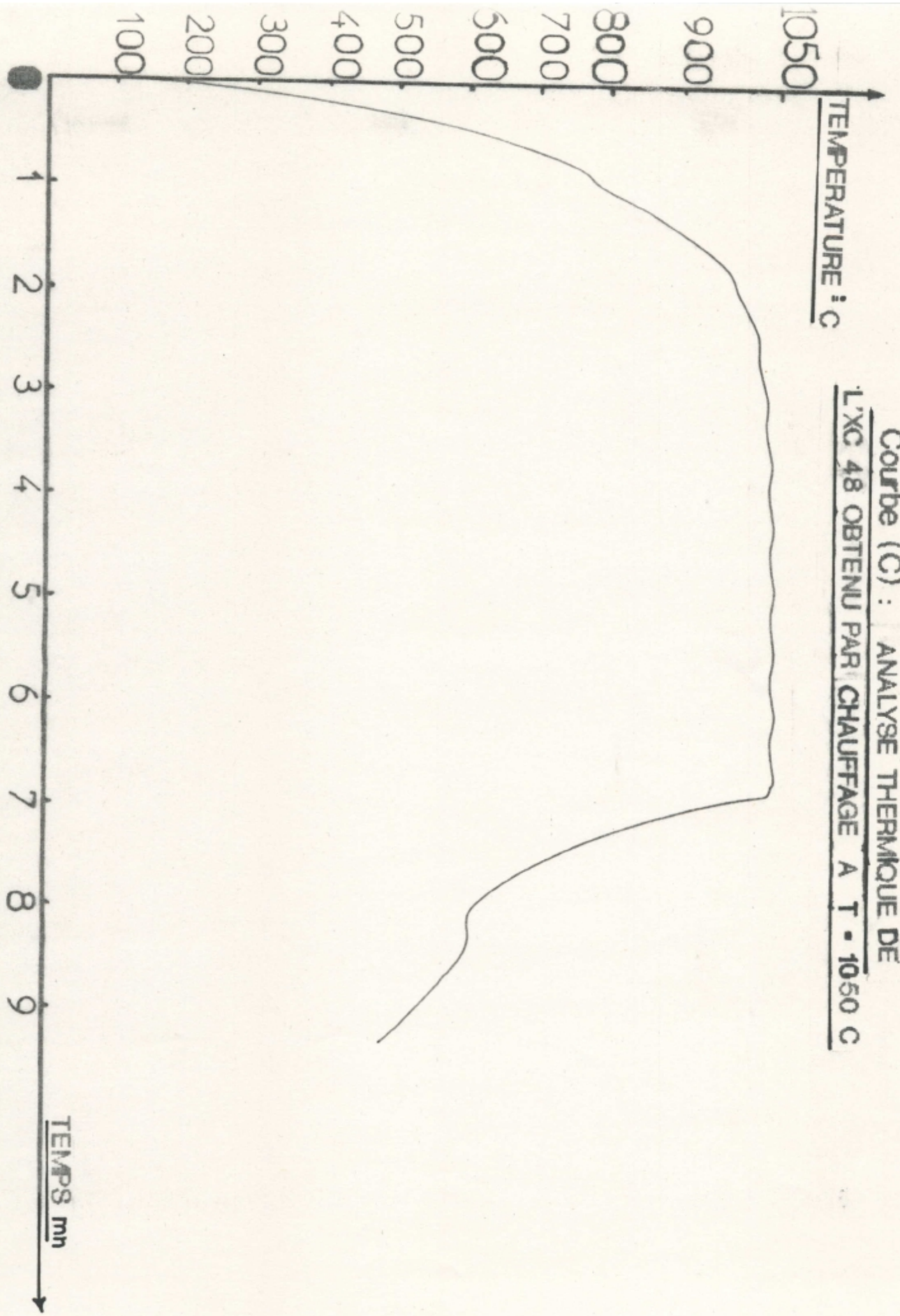
Un tel enregistrement nous est nécessaire pour déterminer les températures correspondantes aux transformations structurales de l'acier XC48 .

On a obtenu :

TEMPERATURE DE TRANSFORMATION STRUCTURALE	
AU CHAUFFAGE en °C	AU REFROIDISSEMENT en °C
810	650

Nous avons enregistré ensuite , les cycles combinés à la profondeur de 5 mm et aux conditions citées ci-dessus ( à savoir  $T_{ch} = 850^{\circ}\text{C}$  ,  $T_{ref} = 610^{\circ}\text{C}$  ) voir courbe D .

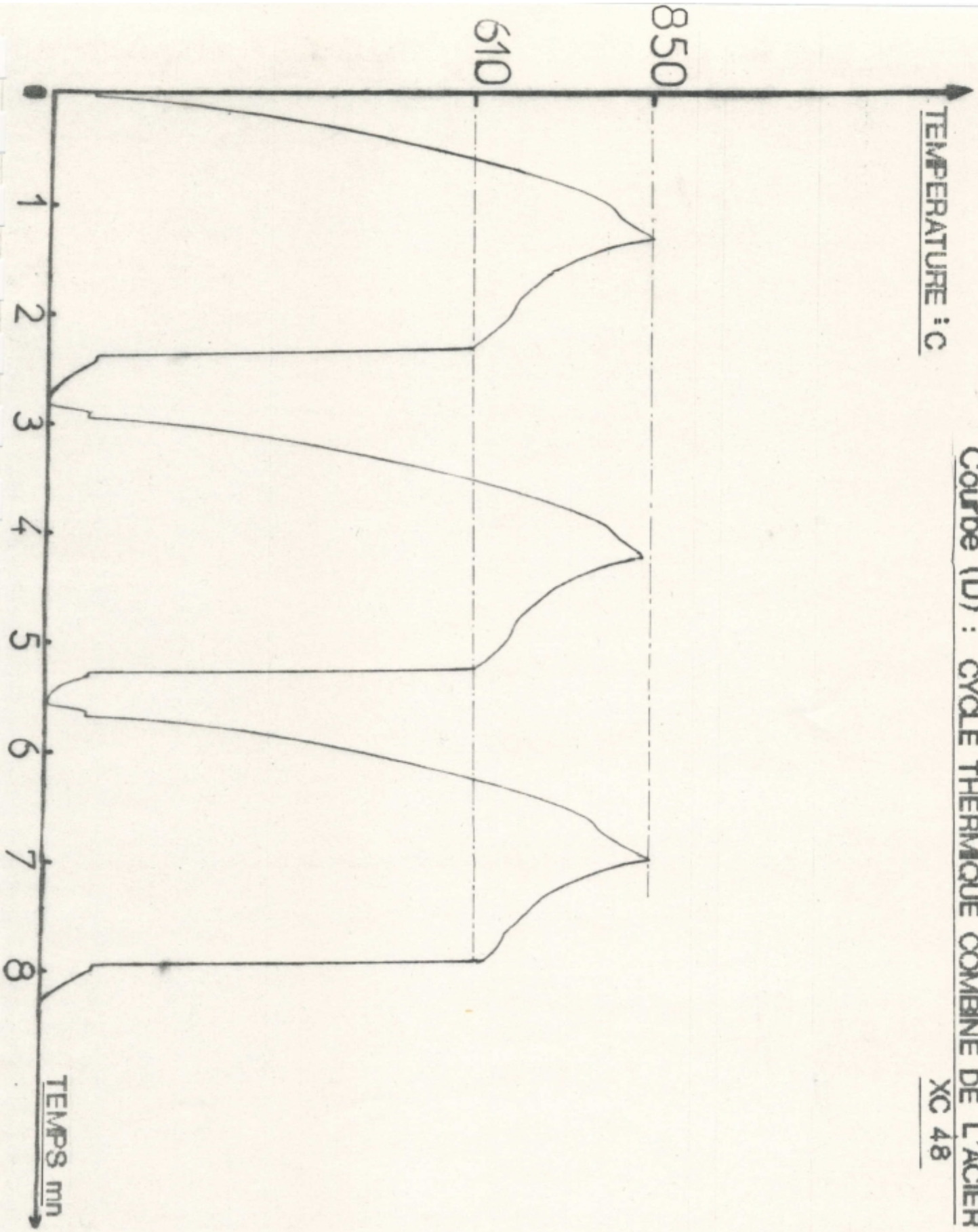
Courbe (C) : ANALYSE THERMIQUE DE  
L'XC 48 OBTENU PAR CHAUFFAGE A T = 1050 C



Courbe (D) : CYCLE THERMIQUE COMBINE DE L'ACIER

TEMPERATURE : C

XC 48





Ces cycles se distinguent surtout par le fait qu'ils sont rapides depuis la température ambiante jusqu'à 810 °C , et on note un léger fléchissement de la vitesse de chauffage après la transformation structurale .

### 5.3 CHANGEMENTS STRUCTURAUX DANS L'ACIER XC48 LORS DU CYCLAGE

Au stade primaire , ( recuit ou normalisé ) l'acier étudié présente une structure ferrito-perlitique avec une grosseur de grains égale à 5 . La forme de la cémentite eutectoïde est entièrement lamellaire avec des distances interlamellaires égale 1.8  $\mu\text{m}$  .

- Au-delà d'un cycle , peu de modifications en résultent dans la structure de l'acier XC48;(état prévisible vu le faible nombre de cycles ) . Néanmoins , il apparaît un arrangement plus uniforme de la cémentite (Fig 5.1) avec toutefois une légère distinction de la cémentite globulaire (Fig 5.2).
- Après trois cycles de traitement , le volume de la ferrite libre diminue fortement (Fig 5.3) . On détecte la présence simultanée de deux formes de cémentite : la globulaire ainsi que la lamellaire qui montrent une forte perturbation (Fig 5.4).
- Les micrographies de l'échantillon traité 4 fois de suite montrent une structure très homogène (Fig 5.5,5.6 avec une large distribution des particules de cémentite

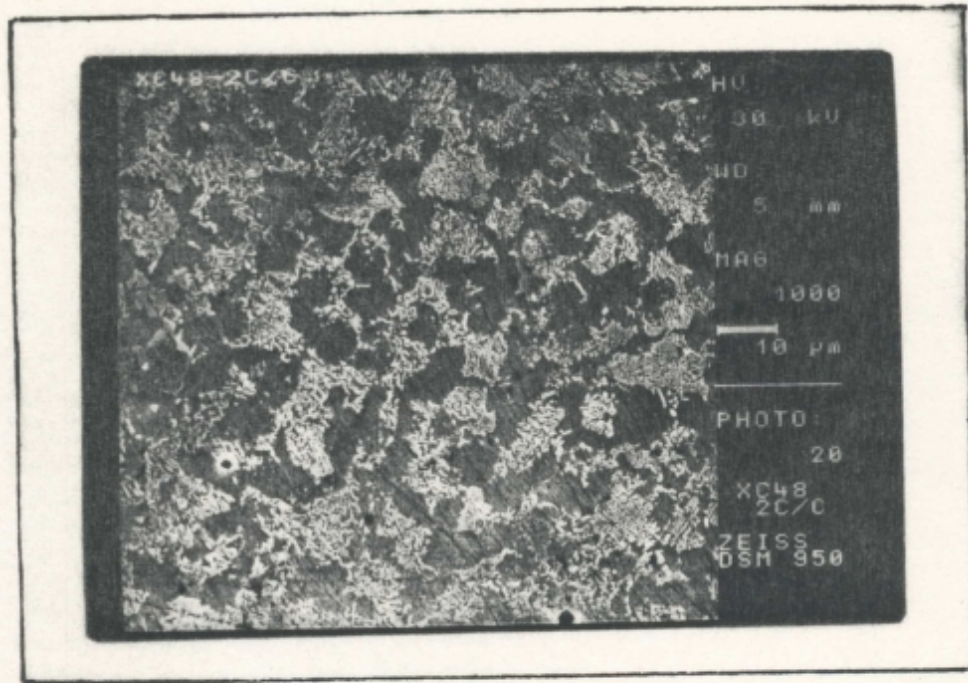


fig 5.1 XC 48 APRES 2 CYCLES GROSSISSEMENT (x 1000)

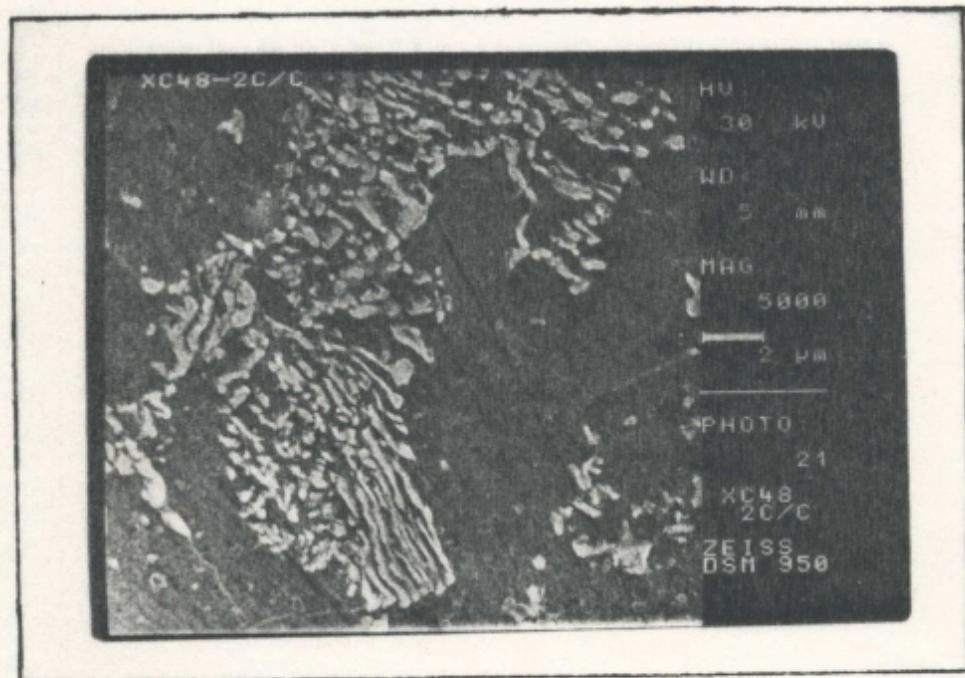


fig 5.2 XC 48 APRES 2 CYCLES GROSSISSEMENT (x 5000)

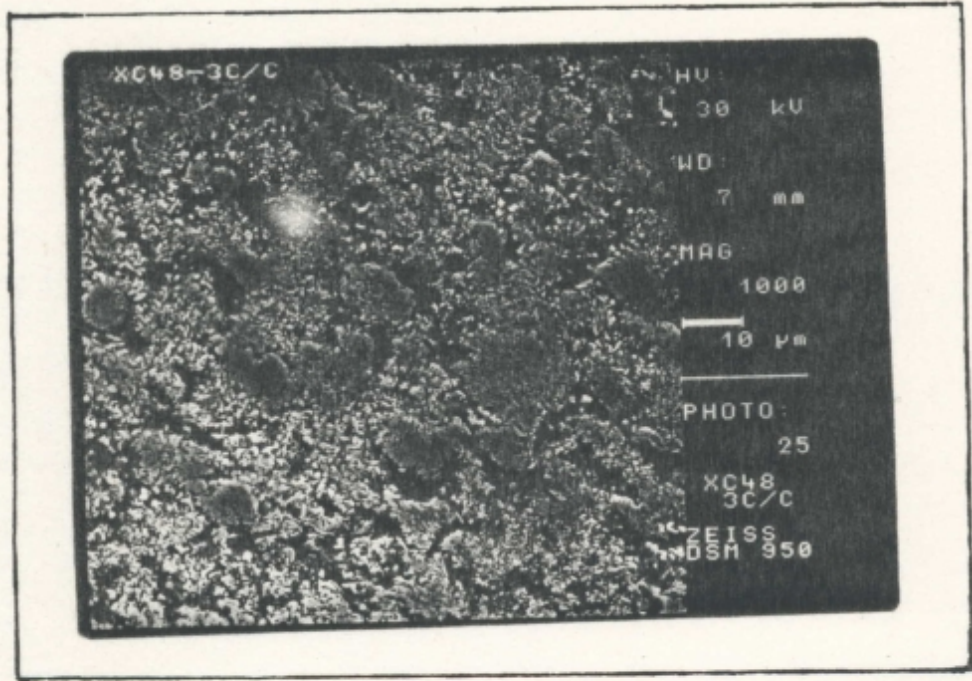


fig 5.3 XC 48 APRES 3 CYCLES GROSSISSEMENT (x 1000)

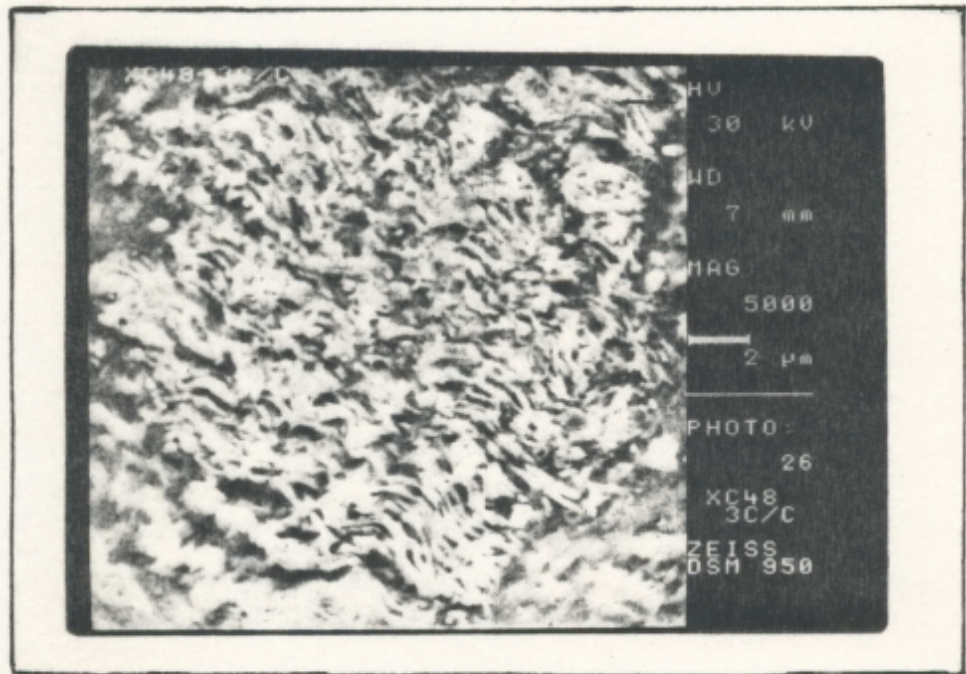


fig 5.4 XC 48 APRES 3 CYCLES GROSSISSEMENT (x 5000)

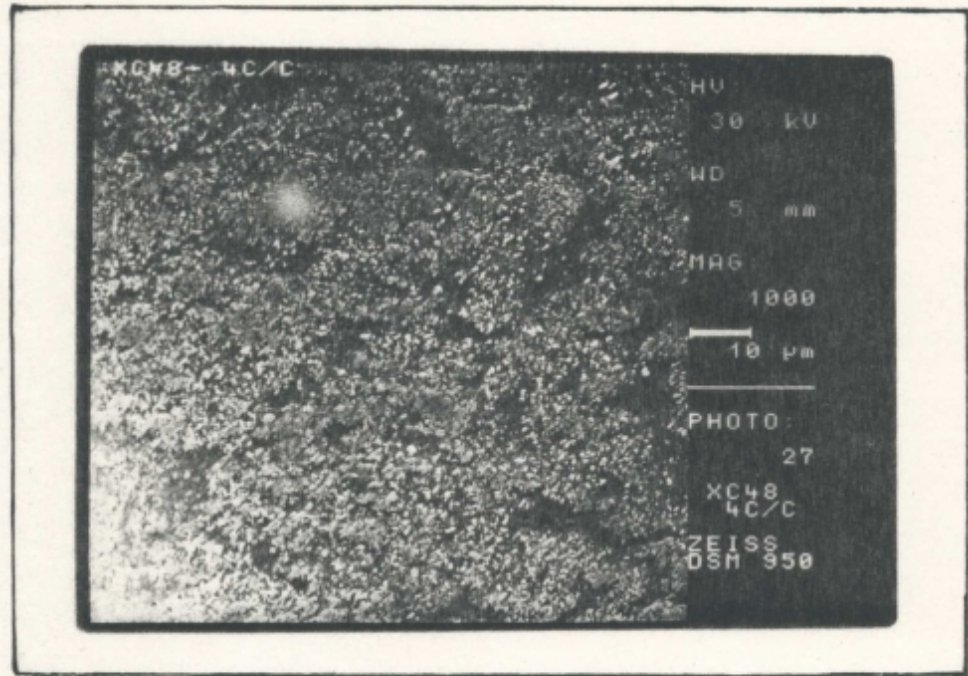


fig 5.5 XC 48 APRES 4 CYCLES GROSSISSEMENT (x 1000)

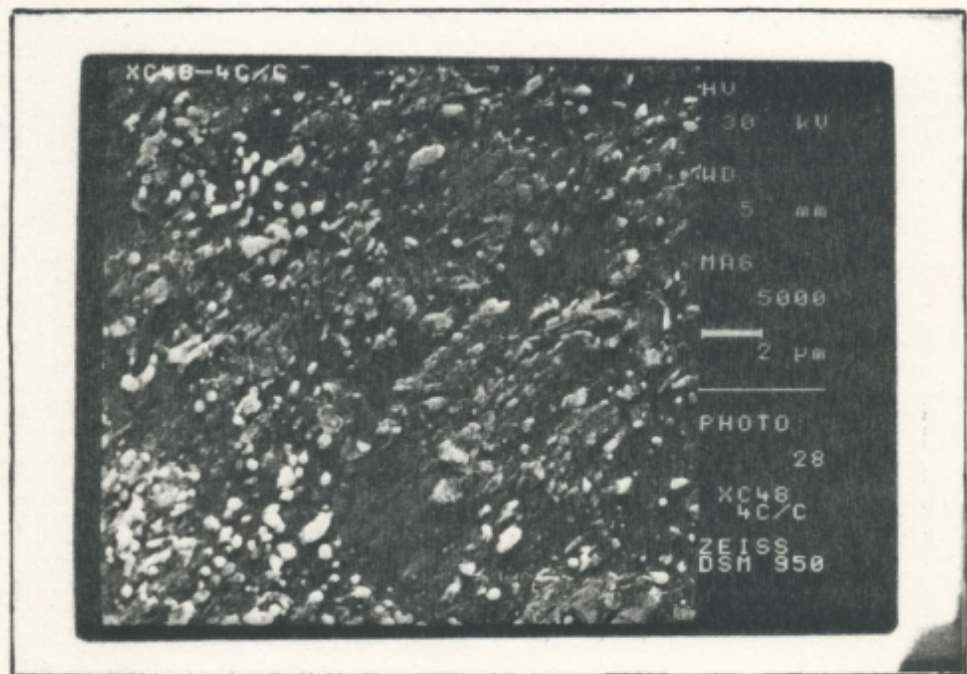


fig 5.6 XC 48 APRES 4 CYCLES GROSSISSEMENT (x 5000)

globulaire le long de la structure . Les dimensions des particules globulaires varient de 0.2 à 0.5  $\mu\text{m}$  .

- Après application de cinq à six cycles , la majeure partie de la cémentite possède une forme sphérique assez fine (Fig 5.8 et 5.10 ) , avec une augmentation sensible des zones de ferrite libre (Fig 5.7 et 5.9 ) .
- Au-delà de 10 cycles , la structure de l'acier présente une prédominance en cémentite lamellaire contrairement à la cémentite globulaire (Fig 5.11) . Mais par rapport à la structure initiale , cette dernière est nettement plus fine (Fig 5.12 ) .

La comparaison des structures étudiées avec les résultats des essais mécaniques , montre une liaison se résumant en la finesse structurale et la forme globulaire de la cémentite avec la résilience .

L'influence prédominante de la forme de cémentite est mise en évidence à partir des éprouvettes ayant subi 5 - 6 cycles . Ces dernières se caractérisent , par la présence de plages de ferrite proeutectoïdes ayant une forme de cémentite globulaire ainsi qu'une résilience assez élevée ( Fig 5.13 ) .

L'on constate aussi une certaine oscillation de la structure le long du traitement cyclique . C'est à dire le passage d'une structure hétérogène et lamellaire à une structure homogène de plus en plus globulaire , ou bien à une structure moins homogène et plus lamellaire .

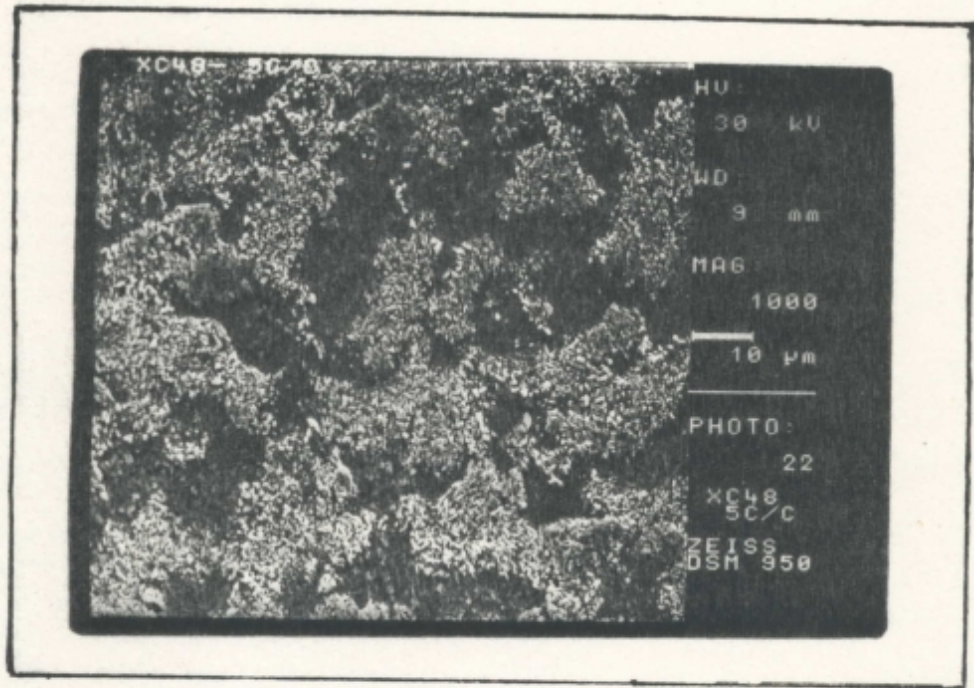


fig 5.7 XC 48 APRES 5 CYCLES GROSSISSEMENT (x 1000)

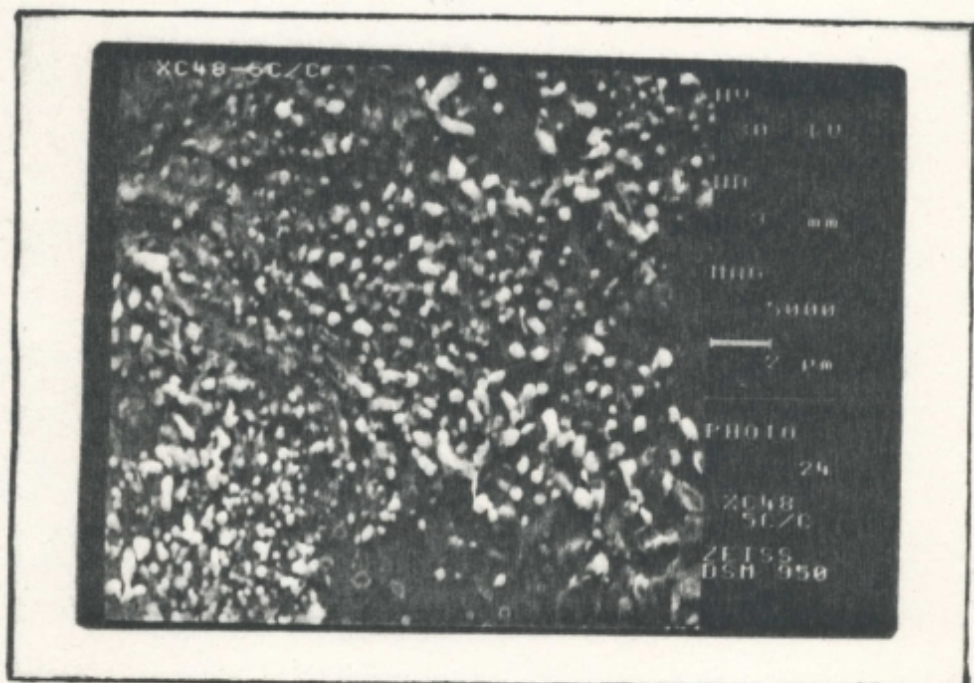


fig 5.8 XC 48 APRES 5 CYCLES GROSSISSEMENT (x 5000)



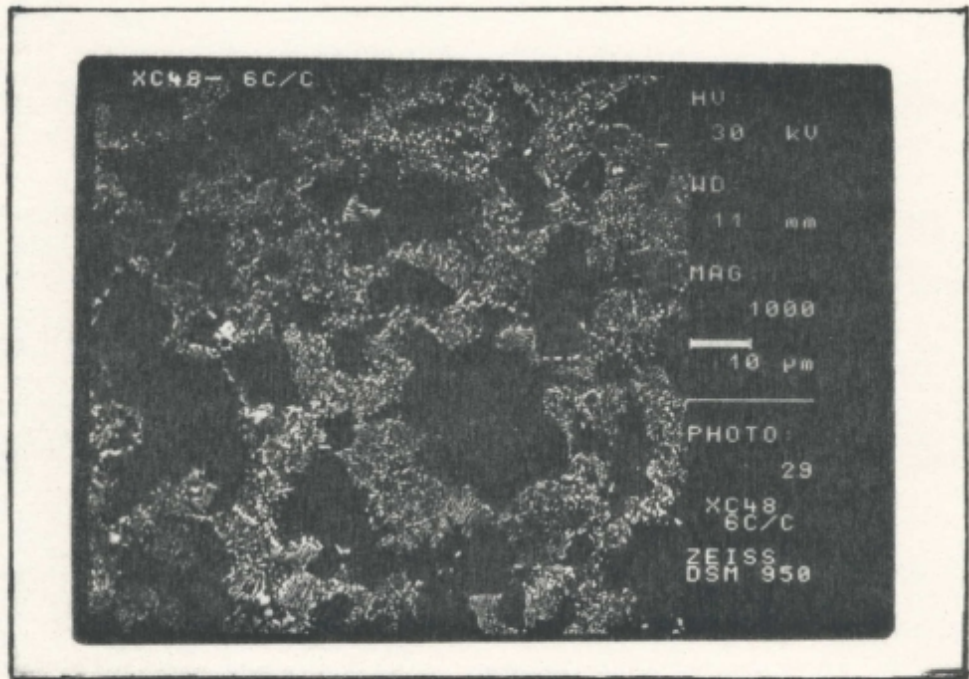


fig 5.9 XC 48 APRES 6 CYCLES GROSSISSEMENT (x 1000)

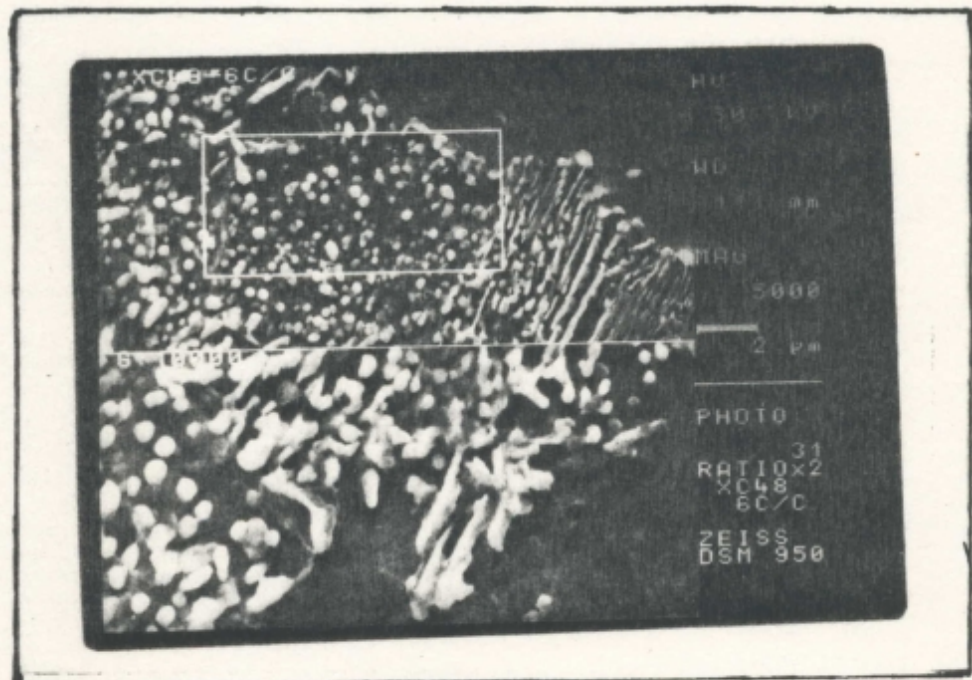


fig 5.10 XC 48 APRES 6 CYCLES GROSSISSEMENT ( x 5000 , 8000 )

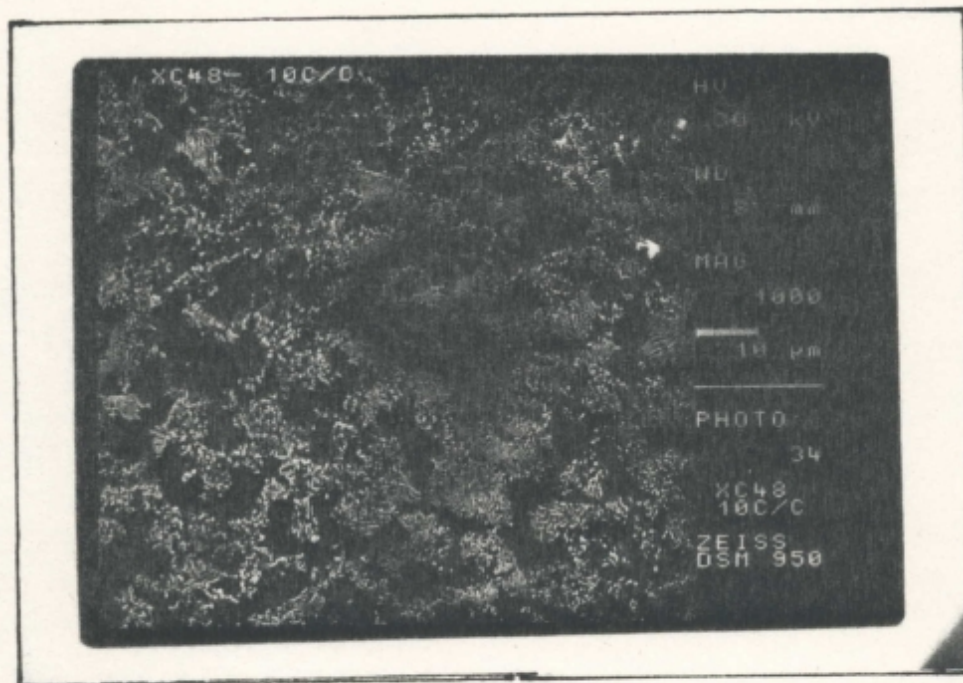


fig 5.11 XC 48 APRES 10 CYCLES GROSSISSEMENT (x 1000)

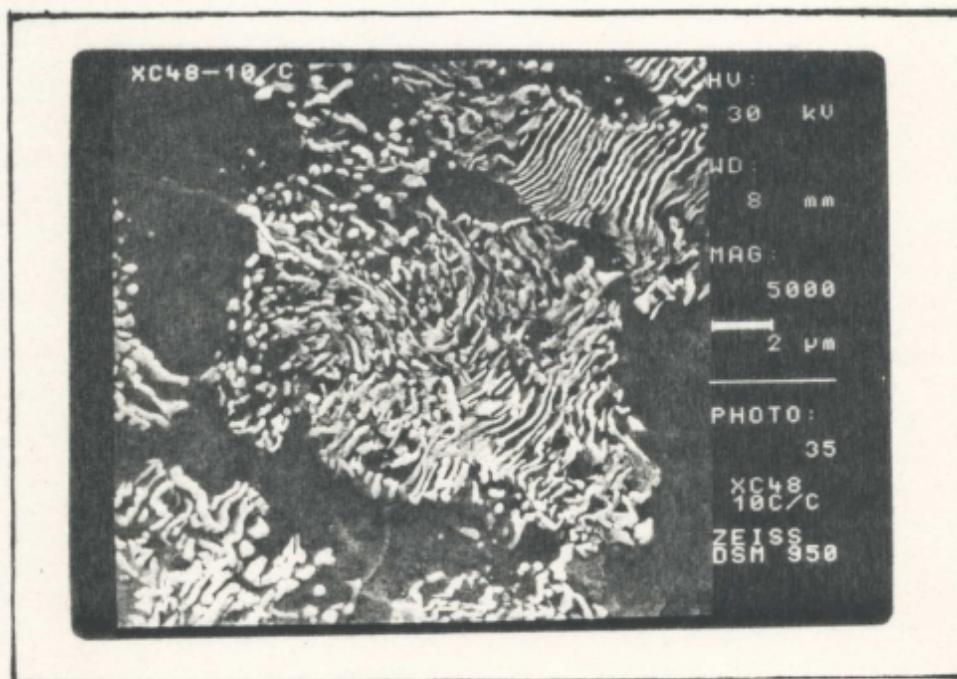


fig 5.12 XC 48 APRES 10 CYCLES GROSSISSEMENT (x 5000)



La présence de ce phénomène particulier observé au-delà du nombre de cycles ( 8 - 10 ) , peut s'expliquer par l'existence d'une homogénéité très poussée comparable à celle ayant lieu après austénisation et qui d'habitude conduit à une structure classique ferrite pseudoeutectoïde plus perlite lamellaire .

#### 5.4 PROPRIETES MECANQUES

Ce paragraphe concerne l'influence exercée par le traitement thermique cyclique et traditionnel sur les caractéristiques mécaniques de l'acier XC48 .

Ces évolutions ont été caractérisées par des essais de résilience et de traction ainsi que par des observations micrographiques .

##### - **ESSAIS DE RESILIENCE**

Des essais de résilience ont été effectués sur divers échantillons ayant subi un TThCy combiné pour des températures de chauffage et de refroidissement (850°C, 610°C) ainsi qu'un nombre de cycles variant entre 2 et 10 .

L'essai a été effectué conformément à la norme AFNOR A03/156 sur une machine de résilience " CHARPY " à entaille en V sous une énergie initiale de 30 daJ .

La Fig 5.13 montre les évolutions de la résilience en fonction du nombre de cycles .

Deux domaines peuvent être définis en fonction du nombre de cycles croissant :

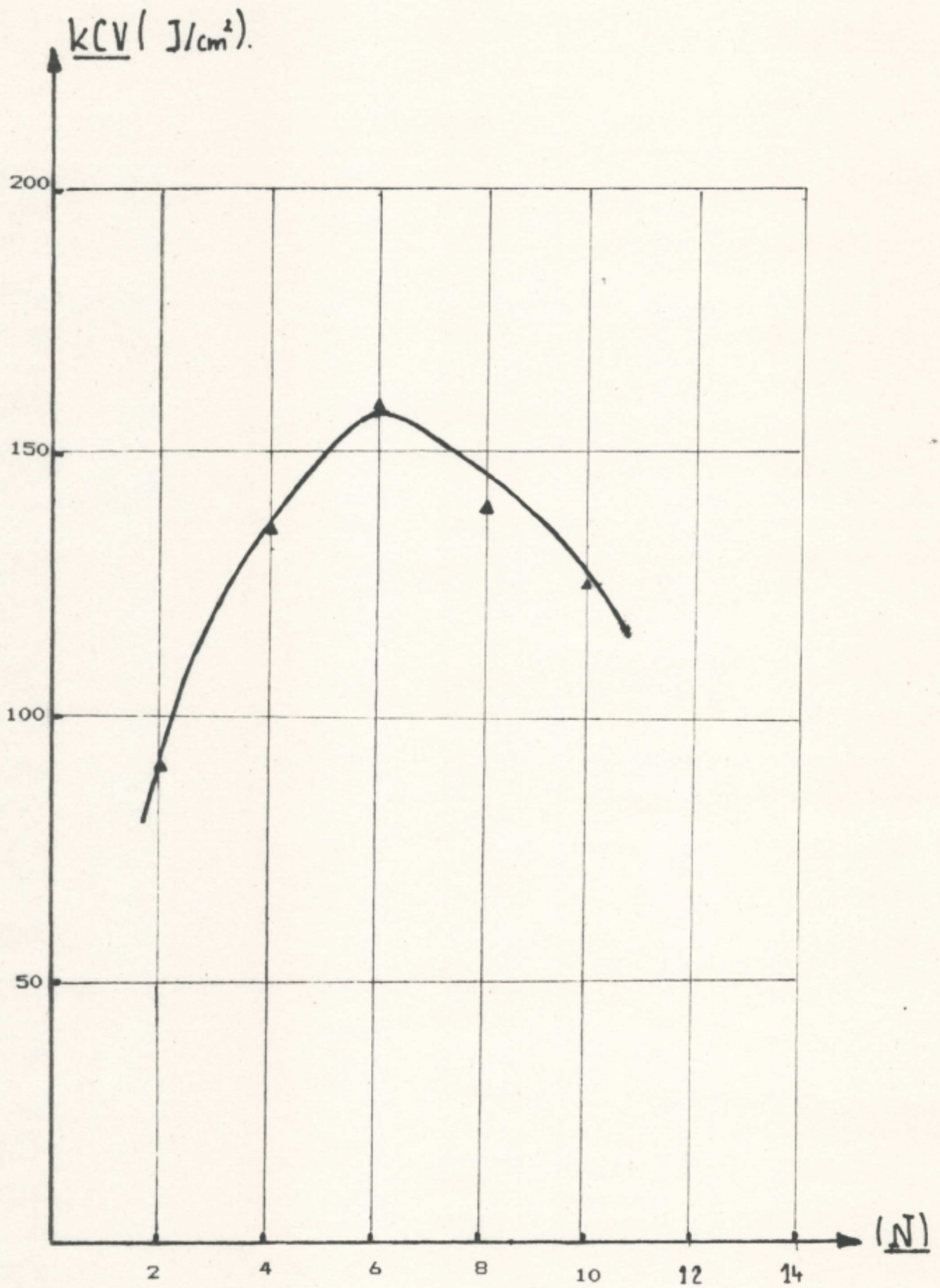


FIG 5.13 : VARIATION DE LA RESILIENCE EN FONCTION DU NOMBRE DE CYCLES

\* Le premier domaine (I) : se situe entre 2 et 5-6 cycles ; il est marqué par une montée de la résilience ; le maximum est observé pour 6 cycles .

Ce fait est corroboré par les observations micrographiques précédentes , pour lesquelles on observe un accroissement de l'homogénéité ainsi qu'un affinement très poussé de la structure .

\* Le deuxième domaine (II) : au-delà de 6 cycles est , pour tous les échantillons caractérisés par une fragilisation très importante , traduite par une chute rapide de la résilience .

#### - ESSAIS DE TRACTION

Nous avons montré antérieurement qu'après un TThCy la structure de l'acier XC48 devenait très homogène et très fine ; dans cet état le matériau présentait une résilience élevée .

Nous allons nous efforcer , dans ce paragraphe , de mettre en évidence l'effet exercé par le TThCy sur l'évolution de la résistance à la traction , à l'allongement , à la striction . Pour ce faire , nous avons considéré en plus du traitement cyclique d'autres traitements conventionnels , nous permettant ainsi une meilleure comparaison .

Chaque éprouvette a été marquée par deux repères distant d'une longueur  $L_0 = 50$  mm définie par les normes A32/01 et A32/201 .

Nous avons reporté dans le tableau 5.1 les conditions ainsi que les résultats des principaux traitements effectués .  
Chaque valeur donnée correspond à la moyenne de trois essais.

**TABLEAU 5.1** : Comparaison des caractéristiques mécaniques de l'XC48 traité par cyclage suivant le régime optimal et par les traitements conventionnels .

TYPE DE TRAITEMENT	CONDITION DE REALISATION				RESULTATS		
	Tch en °C	MILIEU ET Tref en °C	Vch en °C/mn	N de cycles	Rm 1 en dan/mm <sup>2</sup>	A en %	Z en %
NORMALISE	860	AIR	/	/	66.7	21.3	45.4
TREMPE + REVENU	840 600	EAU AIR	/	/	74.2	22.6	49.0
CYCLE	850	AIR à 610 EAU	160	6	73.6	25.7	57.7

On constate , qu'un cyclage approprié du XC48 augmente toutes les caractéristiques mécaniques par rapport aux traitements conventionnels en effet : la résistance à la traction s'accroît de 10 % / à l'état normalisé , le coefficient de striction , augmente presque d'un tiers par rapport à l'état trempé et revenu . Notons aussi , que le TThCy assure un même niveau de résistance que les autres traitements , toutefois avec une plasticité élevée , évaluée à 15 % .  
Il est à noter que la résilience après un cyclage au régime proposé est sensiblement élevée par rapport à ces deux états classiques et atteint 45 % .

### 5.5 CONCLUSIONS

Les conclusions essentielles qui peuvent être dégagées , au terme de ce chapitre sont :

- Suite à l'étude de la courbe d'analyse de l'XC48 , nous avons conclu que les conditions pour lesquelles l'acier considéré doit subir un TThCy combiné sont les suivantes : chauffage à 850 °C suivi d'un double refroidissement ; à l'air jusqu'à 610 °C et par suite à l'eau jusqu'à la température ambiante , l'opération étant répétée pendant 6 cycles .

- Une étude comparative des résultats obtenus par les traitements thermocycliques et traditionnels ( exp: Tr + Rv ) a montrée un accroissement des caractéristiques mécaniques ( Rt, KCV , A ,.etc.) . Toutefois , il y a lieu de remarquer une légère concordance des valeurs de la résistance à la traction pour les deux types de traitements et surtout une augmentation accentuée de la résilience pour le cas du cyclique .

Lors des observations micrographiques on a constaté que :

- L'acier XC48 présente à l'état de livraison une structure ferrito-perlitique , majoritairement lamellaire . Après le traitement cyclique la matrice devient de plus en plus homogène et on assiste à une transformation totale ou partielle ( suivant le nombre de cycles ) de la cémentite en une forme globulaire .

# CONCLUSIONS

•1• Jusqu'à l'heure actuelle les études concernant les traitements cycliques sont très réduites ceci est dues essentiellement à la nouveauté du thème .

Mais sur la base des résultats acquis , des constatations se sont peu à peu dégagées sur les TThCy ainsi :

- Ils permettent d'obtenir une structure fine et globulaire tout le long de la section du matériau et donc la notion habituelle de trempabilité n'a plus lieu d'être. D'où notre choix des aciers ordinaires ( A60 et XC48 ) qui peuvent avec un TThCy approprié remplacer les aciers alliés d'une part , et par leur abondance sur le marché national d'autre part .

- Ils apportent parallèlement , à l'homogénéisation et l'affinement structural un accroissement très important des caractéristiques mécaniques , principalement celle de la plasticité .

•2• Les cycles thermiques sont la conséquence de plusieurs combinaisons de paramètres technologiques dont les influences relatives sont impossibles à prévoir quantitativement . C'est ce qui nous a conduit à opter pour la méthode dite " de la planification " car elle permet d'une part , l'étude de plusieurs facteurs à la fois avec une efficacité très accrue et un minimum de frais et de temps . D'autre part , elle permet de dégager des lois générales et même des principes permettant l'orientation des principaux paramètres de traitement ( à la mise au point d'un régime ) et / ou à l'interprétation des morphologies .

■3■ Le comportement de l'acier A60 lors du TThCy , est régi par une loi du type quadratique , laquelle est adéquate suivant le critère de FISCHER et admissible dans le domaine suivant : de 30 à 170 °C/mn pour la vitesse de chauffage ( Vch ) , de 2 à 8 cycles ( Ncy ) , de 590 à 660 °C pour la température de refroidissement ( Tref ) et enfin de 800 à 860 °C pour la température de chauffage .

La fonction régissant cette loi est représentée ci-dessous :

$$\begin{aligned}
 KV = & 46.39 + 9.485 N - 16.641 Tref + 27.958 Tch \\
 & + 17.562 Vch \cdot N - 8.437 Vch \cdot Tref - 8.187 N \cdot Tref + 11.562 N \cdot Tch \\
 & - 14.687 Tref \cdot Tch - 15.588 Vch \cdot N \cdot Tref + 16.641 Vch \cdot N \cdot Tch \\
 & - 10.647 Vch \cdot Tref \cdot Tch - 9.705 N \cdot Tref \cdot Tch - 13.11 Vch \cdot N \cdot Tref \cdot Tch \\
 & + 13.515 Vch^{**2} + 11.014 N^{**2} + 12.765 Tch^{**2} .
 \end{aligned}$$

■4■ L'optimisation du comportement du A60 sous l'action du TThCy a donnée lieu à des valeurs de contraintes optimales suivantes :

- Vitesse de chauffage = 170 °C/mn
- Nombre de cycles = 8
- Température de refroidissement = 590 °C
- Température de chauffage = 860 °C

■5■ Les observations micrographiques ont montré que les évolutions structurales mises en jeu au cours d'un TThCy sont fonction de l'ensemble des paramètres technologiques et particulièrement du nombre de cycles . Ces derniers modifient l'homogénéité , provoquent l'affinement des grains et une certaine sphéroïdisation de la cémentite . Toutes les



évolutions observées peuvent être dues d'une part , à un chauffage accéléré et à une absence de maintien à la température d'austénisation , d'autre part à la cinétique des T.R.S des phases pour des états hors d'équilibre .

L'augmentation du cyclage au-delà de (8 - 9) cycles entraîne un grossissement structural , lequel peut être lié à l'homogénéisation élevée comparable à celle obtenue après austénisation .

•6• La transformation de la structure lamellaire de l'acier XC48 en une structure globulaire sorbitique peut être réalisée par un TThCy combiné dont les paramètres sont : chauffage accéléré ( 100 - 150 °C/mn ) jusqu'à 850 °C , suivi d'un double refroidissement à l'air jusqu'à 610 °C et ensuite à l'eau , opération réalisée pendant 6 cycles .

Par rapport à un double traitement classique ( Tr + Rv ) , le TThCy donne pour un même accroissement de la résistance à la traction évalué de 5 à 10 % une augmentation accentuée de la résilience de 100 à 200 % .

Le cyclage exagéré du XC48 peut conduire comme dans le cas du A60 à un grossissement structural . Ce phénomène a lieu pour le régime étudié après 7 cycles .

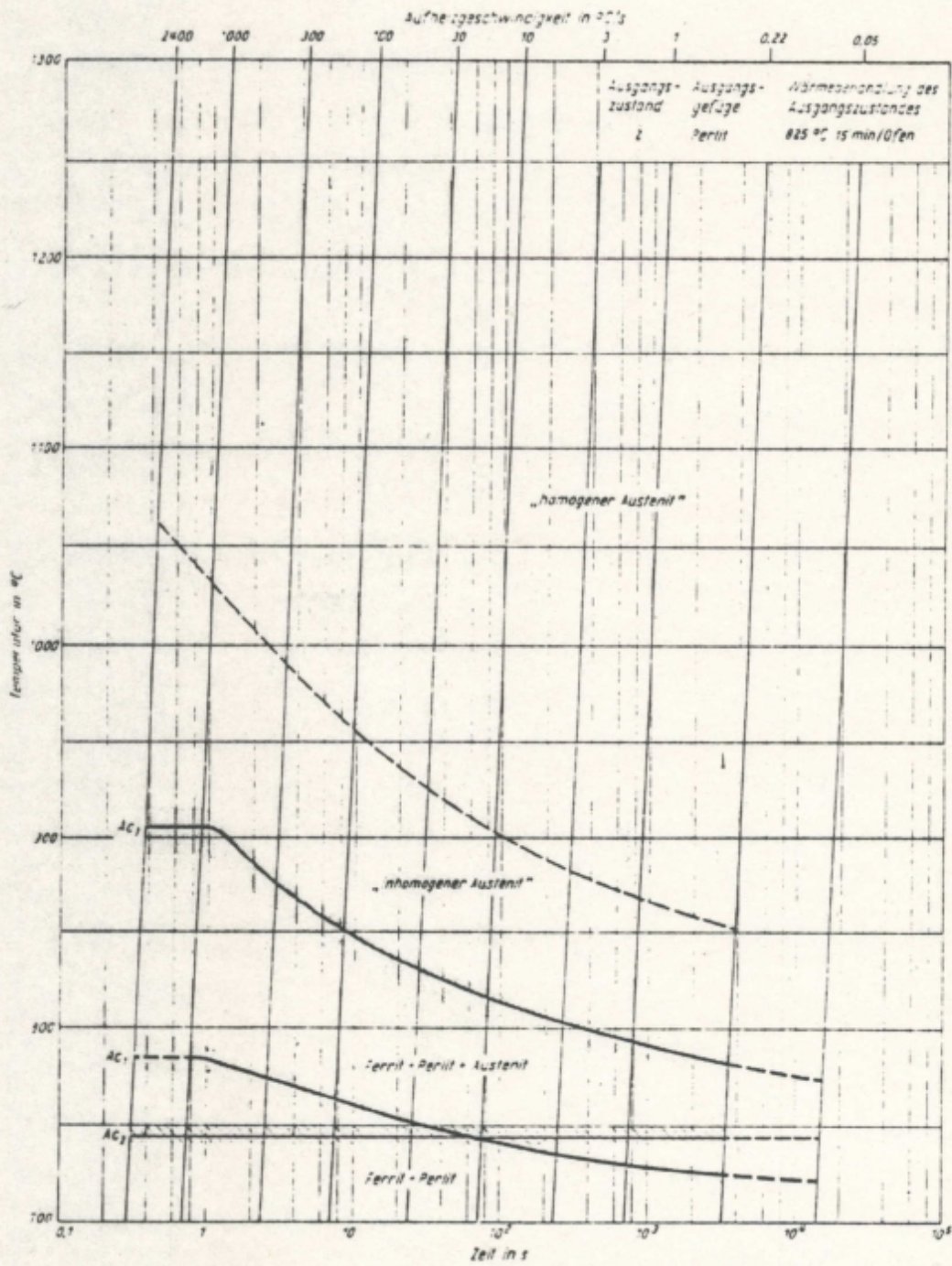
•7• L'application pratique des résultats présentés au cours de cette recherche peut être basée sur une série d'abaques ( *exg* : Vch en fonction de la Section , de la T du four ; T de la pièce en fonction du temps , de la Vch ,...etc... ) . La réalisation d'un régime sera d'autant plus facile si nous

disposons de tous ces paramètres . Un exemple est donné en annexe concernant le contrôle de la température d'une pièce par la succession du temps de chauffage et de refroidissement

```
*****  
*****  
*****  
*
```

**ANNEXE**

ANNEXE 1 : COURBE T.T.A DE L'ACIER A60



## ANNEXE 2 : PROGRAMME " REGRESS "

```

090 REM REGRESSION MULTILINEAIRE (EX REG TWO)
090 LOCATE 2,23: PRINT "REGRESSION MULTILINEAIRE (Pas de graphique)"
100 LOCATE 4,25: INPUT "Nombre de points connus. " : N%
110 LOCATE 6,25: INPUT "Nom de la VARIABLE DEPENDANTE " : VD$
120 LOCATE 9,30: PRINT "Maximum 5 variables"
130 LOCATE 2,25: INPUT "Nombre de VARIABLES INDEPENDANTES: " : VI%
140 LOCATE 9,30: PRINT "
150 FOR I = 1 TO VI%+2
160 S(I) = 0: XX(I) = 0: TT(I) = 0
170 FOR J = 1 TO VI%+2
180 AA(I,J) = 0
190 NEXT J
200 NEXT I
210 FOR L = 1 TO VI%
220 LOCATE L+10,23: PRINT "Nom de la VARIABLE INDEPENDANTE NO":L:" "
230 LOCATE L+10,63: INPUT VI$(L)
240 NEXT L
250 XX(1) = 1
260 CLS: LOCATE 10,9: PRINT " Voulez-vous avoir une copie de la valeur des points
sur imprimante ?": LOCATE 11,32: PRINT "O/N ?": IMPR$ = INPUT$(1)
270 IF IMPR$="N" OR IMPR$="n" THEN IMPR$="N" GOTO 4340
280 IMPR$="O": LOCATE 17,10: PRINT "Mettez l'imprimante en marche et faites
(Enter)": OS=INPUT$(1)
290 IMPR$="O": LPRINT " REGRESSION MULTILINEAIRE"
300 LPRINT LPRINT "n de POINTS CONNUS. " : N%
310 LPRINT "Nom de la VARIABLE DEPENDANTE " : VD$
320 FOR I = 1 TO VI%
330 LPRINT "Nom de la VARIABLE INDEPENDANTE NO":I:" " : VI$(I): NEXT
340 REM DIM
350 FOR I = 1 TO N%
360 CLS: LOCATE 12,37: PRINT "Point " : I
370 IF IMPR$="O" THEN LPRINT LPRINT "Point " : I
380 FOR J = 1 TO VI%
390 LOCATE 13,20: PRINT "Valeur de la VARIABLE INDEPENDANTE NO " : J
400 LOCATE 15,63: INPUT XX(J + 1)
410 IF IMPR$="O" THEN LPRINT "Valeur de la VARIABLE INDEPENDANTE NO":J:" " : X
(J+1)
420 LOCATE 13,20: PRINT "
430 NEXT J
440 LOCATE 13,25: INPUT "Valeur de la VARIABLE DEPENDANTE " : XX(VI%+2)
450 IF IMPR$="O" THEN LPRINT "Valeur de la VARIABLE DEPENDANTE " : XX(
VI%+2)
460 FOR K = 1 TO VI% + 1
470 FOR L = 1 TO VI% + 2
480 AA(K,L) = AA(K,L) + XX(K) * XX(L)
490 S(K) = AA(K,VI% + 2)
500 NEXT L
510 NEXT K
520 S(VI% + 2) = S(VI% + 2) + XX(VI% + 2) ^ 2
530 NEXT I
540 FOR I = 2 TO VI% + 1
550 TT(I) = AA(1,I)
560 NEXT I
570 FOR I = 1 TO VI% + 1
580 J = I
590 IF AA(J,I) < > 0 THEN 4630
600 J = J + 1
610 CLS: LOCATE 12,30: PRINT "PAS DE SOLUTION UNIQUE"
620 GOTO 5320
630 FOR K = 1 TO VI% + 2
640 B = AA(1,K)
650 AA(1,K) = AA(J,K)
660 AA(J,K) = B
670 NEXT K

```

```

650 Z = 1 / AA(1,1)
4690 FOR K = 1 TO VI% + 2
700 AA(1,K) = Z * AA(1,K)
710 NEXT K
4720 FOR J = 1 TO VI% + 1
4730 IF J = 1 THEN 4720
740 Z = - AA(J,1)
750 FOR K = 1 TO VI% + 2
4760 AA(J,K) = AA(J,K) + Z * AA(1,K)
770 NEXT K
780 NEXT J
4790 NEXT I
4800 PRINT
510 CLS LOCATE 2,32:PRINT "COEFFICIENTS DE L'EQUATION"
4820 IF IMPR$="O" THEN LPRINT:LPRINT:LPRINT "COEFFICIENTS DE L'EQUATION"
4830 LOCATE 4,35:PRINT "Constante: ",AA(1,VI% + 2)
840 IF IMPR$="O" THEN LPRINT " Constante ",AA(1,VI% + 2)
550 FOR I = 2 TO VI% + 1
4860 LOCATE I+4,35:PRINT "Variable('I - 1') = ",AA(1,VI% + 2)
4870 IF IMPR$="O" THEN LPRINT " Variable('I - 1') ",AA(1,VI% + 2)
580 NEXT I
4890 IF IMPR$="N" THEN LOCATE 23,60:PRINT"faites <Enter>": O$=INPUT$(1)
4900 P = 0
910 FOR I = 2 TO VI% + 1
920 P = P + AA(1,VI% + 2) * (S(I) - TT(I) * S(1) / N%)
4930 NEXT I
940 R = S(VI% + 2) - S(1) * S(1) / N%
950 Z = R - P
4960 L = N% - VI% - 1
4970 PRINT
980 I = P / R
990 CLS LOCATE 2,31:PRINT "PARAMETRES DE LA COURBE"
5000 IF IMPR$="O" THEN LPRINT:LPRINT:LPRINT "PARAMETRES DE LA COURBE"
010 LOCATE 10,25:PRINT "Coefficient de DETERMINATION: ",I
020 IF IMPR$="O" THEN LPRINT " Coefficient de DETERMINATION ",I
5030 LOCATE 12,25:PRINT "Coefficient de CORRELATION MULTIPLE: ",SOR(I)
5040 IF IMPR$="O" THEN LPRINT " Coefficient de CORRELATION MULTIPLE ",SOR(I)
5050 LOCATE 14,25:PRINT "Erreur standard de l'ESTIME: ",SOR(ABS(Z / L))
5060 IF IMPR$="O" THEN LPRINT " Erreur standard de l'ESTIME ",SOR(ABS(Z / L))
070 IF IMPR$="N" THEN LOCATE 23,60:PRINT"faites <Enter>": O$=INPUT$(1)
5080 REM -----
090 IF IMPR$="O" THEN LPRINT:LPRINT:LPRINT "INTERPOLATION OU EXTRAPOLATION" LPRINT
5100 CLS LOCATE 1,27:PRINT "INTERPOLATION OU EXTRAPOLATION" LOCATE 2,25:PRINT "
(Entrez X = 0 pour marquer la fin)"
110 LOCATE 3,25:INPUT "Variable INDEPENDANTE NO 1: ",X
120 IF X=0 THEN 5270
5130 IF IMPR$="O" THEN LPRINT "Variable INDEPENDANTE NO 1: ",X
140 P = AA(1,VI% + 2)
150 FOR J = 1 TO VI%
5160 IF J = 1 THEN 5200
170 LOCATE J+4,25:PRINT "Variable INDEPENDANTE NO",J," : "
180 LOCATE J+4,55:INPUT X
190 IF IMPR$="O" THEN LPRINT "Variable INDEPENDANTE NO",J," : ",X
200 IF X = 0 THEN 5270
210 P = P + AA(J + 1,VI% + 2) * X
220 NEXT J
230 LOCATE 21,25:PRINT "Valeur de la variable DEPENDANTE: ",P
240 IF IMPR$="O" THEN LPRINT "Valeur de la variable DEPENDANTE: ",P
250 IF IMPR$="N" THEN LOCATE 23,60:PRINT"faites <Enter>": O$=INPUT$(1)
260 GOTO 5100
270 CLS LOCATE 12,10:PRINT "Voulez-vous faire une nouvelle REGRESSION MULTIL
NEAIRE (O/N) ?"
280 LOCATE 13,40:J$=INPUT$(1)

```

```

5290 IF J$ = "N" OR J$="n" THEN 3150
5300 IF J$="O" OR J$ = "o" THEN CLS GOTO 4130
5310 GOTO 5270
5320 LOCATE 14,31 PRINT "CALCULS IMPOSSIBLES"
5330 FOR I = 1 TO 2000: NEXT I: GOTO 5270
5340 END
6000 REM -----SOUS-PROGRAMME DE COORDONNEES DU POINT-----
6010 IF RES$="2" THEN 6050
6020 X5 = ( (X - XN) / LX * 312) + 2 Y5 = 150 - ( (Y - YN) / LY * 150)
6030 IF X5 < 2 OR X5 > 314 THEN 6100
6040 GOTO 5070
6050 X5 = ( (X - XN) / LX * 634) + 5 Y5 = 150 - ( (Y - YN) / LY * 150)
6060 IF X5 < 5 OR X5 > 639 THEN 6100
6070 IF Y5 < 1 OR Y5 > 150 THEN 6100
6080 X% = X5:Y% = Y5
6090 GOTO 5130
6100 X% = 5:Y% = 1
6110 IF RES$="1" THEN X%=2
6120 RETURN
7000 REM -----SOUS-PROGRAMME D'IMPRESSION DU POINT-----
7010 IF RES$="2" THEN 7030
7020 IF X% < 2 OR X% > 312 THEN RETURN
7030 IF X% < 5 OR X% > 639 THEN RETURN
7040 IF Y% < 1 AND Y% > 150 THEN RETURN
7050 IF G% = 1 THEN PSET (X%,Y%): DRAW "XETOILE$." RETURN
7060 PSET (X%,Y%): RETURN
8000 REM -----SOUS-PROGRAMME DE REPERAGE DES ERREURS-----
8010 CLS: LOCATE 5,25: PRINT "ERREUR NO" ERR "DETECTEE A LA LIGNE" ERL
8020 LOCATE 11,7: PRINT "CONSULTEZ L'APPENDICE A DU MANUEL BASIC POUR LE DEFINIT
ON de L'ERREUR"
8022 IF ERR=24 OR ERR=25 OR ERR=57 OR ERR=65 THEN 7050
8030 LOCATE 22,60: PRINT "Faites <Return>": O$=INPUT$(1)
8040 RESUME 1000
8050 LOCATE 15,6: PRINT "Une erreur no 24,25,57 ou 65 indiquent que l'imprimante
est mal BRANCHEE"
8060 LOCATE 22,40: PRINT "Corrigez la situation et faites <Return>": O$=INPUT$(1)
9065 CLS
9070 RESUME 0

```

## ANNEXE 3 : PROGRAMME D'OPTIMISATION POLYNOMIALE " BERG"

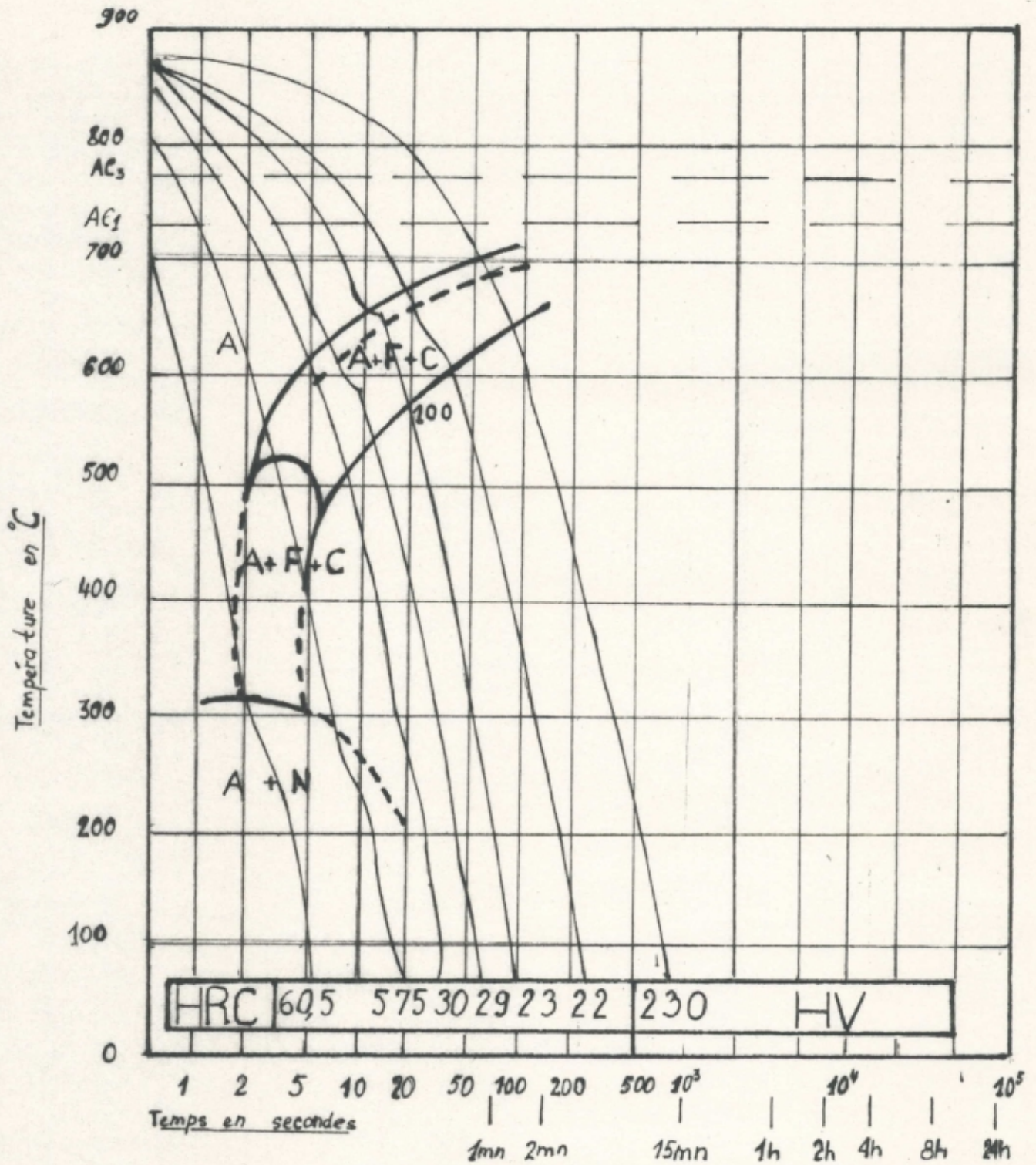
```

PRINT"OPTIMISATION DES MODELES POLYNOMIAUX DU 2-eme ORDRE DE 4 PARAMETRES
PRINT " PAR RECHERCHES SUCCESSIVES
INPUT " INTRODUISEZ LES COEFFICIENTS DU MODELE, SONT-ILS DEJA INTRODUITS ?
      OUI-1 ,NON-0 ";P3
IF P3= 0 GOTO 30
READ B0,B1,B2,B3,B4,B12,B13,B14,B23,B24,B34,B123,B124,B134,B234,B1234,B11,B22
33,B44
      GOTO 65
INPUT " B0?,B1?,B2?,B3?,B4?";B0,B1,B2,B3,B4
INPUT "B12=?,B13=?,B14=?,B23=?,B24=?,B34=?";B12,B13,B14,B23,B24,B34
INPUT "B123=?,B124=?,B134=?,B234=?,B1234=?";B123,B124,B134,B234,B1234
INPUT "B11=?,B22=?,B33=?,B44=?";B11,B22,B33,B44
DIM XMIN(4), XMAX(4),PAS(4),O(4)
PRINT "INTRODUISEZ POUR CHAQUE PARAMETRE SON INTERVALLE MIN ET MAX "
PRINT "ET SON PAS DE RECHERCHE"
FOR I=1 TO 4
  PRINT I;"min?max?pas?"
  INPUT XMIN(I),XMAX(I),PAS(I)
NEXT I
YMAX=0
FOR I=0 TO INT((XMAX(1)-XMIN(1))/PAS(1))
FOR J=0 TO INT((XMAX(2)-XMIN(2))/PAS(2))
FOR K=0 TO INT((XMAX(3)-XMIN(3))/PAS(3))
FOR L=0 TO INT((XMAX(4)-XMIN(4))/PAS(4))
  X1=XMIN(1)+PAS(1)*I
  X2=XMIN(2)+PAS(2)*J
  X3=XMIN(3)+PAS(3)*K
  X4=XMIN(4)+PAS(4)*L
  GOSUB 376
  IF Y>YMAX THEN YMAX=Y: O(1)=X1:O(2)=X2:O(3)=X3:O(4)=X4
NEXT L
NEXT K
NEXT J
NEXT I
PRINT "PARMI LES POINTS EXAMINES? LE MAXIMUM Ymax = ";YMAX
PRINT "CORRESPOND AUX PARAMETRES SUIVANTS : "
FOR I=1 TO 4
  PRINT "X(";I;")= ";O(I);"XMIN(";I;")= ";XMIN(I)
  PRINT "XMAX(";I;")= ";XMAX(I);"PAS(";I;")= ";PAS(I)
NEXT I
INPUT " DESIREZ-VOUS LA VALEUR DE Y CALCULE O/N "; REP$
IF REP$ ="N" THEN GOTO 390
INPUT "INTRODUIRE X1,X2,X3,X4";X1,X2,X3,X4
GOSUB 376
PRINT "Y = " ;Y
GOTO 420
Y1=B0+B1*X1+B2*X2+B3*X3+B4*X4+B11*X1*X1+B22*X2*X2+B33*X3*X3+B44*X4*X4
Y2=B12*X1*X2+B13*X1*X3+B14*X1*X4+B23*X2*X3+B24*X2*X4+B34*X3*X4
Y3=B123*X1*X2*X3+B124*X1*X2*X4+B134*X1*X3*X4+B234*X2*X3*X4+B1234*X1*X2*X3*X4
Y=Y1+Y2+Y3
RETURN
PRINT "DESIREZ -VOUS CHANGER LES CONDITIONS DE RECHERCHES ?"
INPUT "(oui-1,non-0);P
IF P=1 GOTO 70
DATA 47.83,-2.900,9.485,-16.641,27.958
DATA 17.562,-8.437,2.812,-8.187,11.562,-14.687
DATA -15.588,16.641,-10.647,-9.705,-13.117
DATA 13.114,10.614,2.112,12.363
END

```

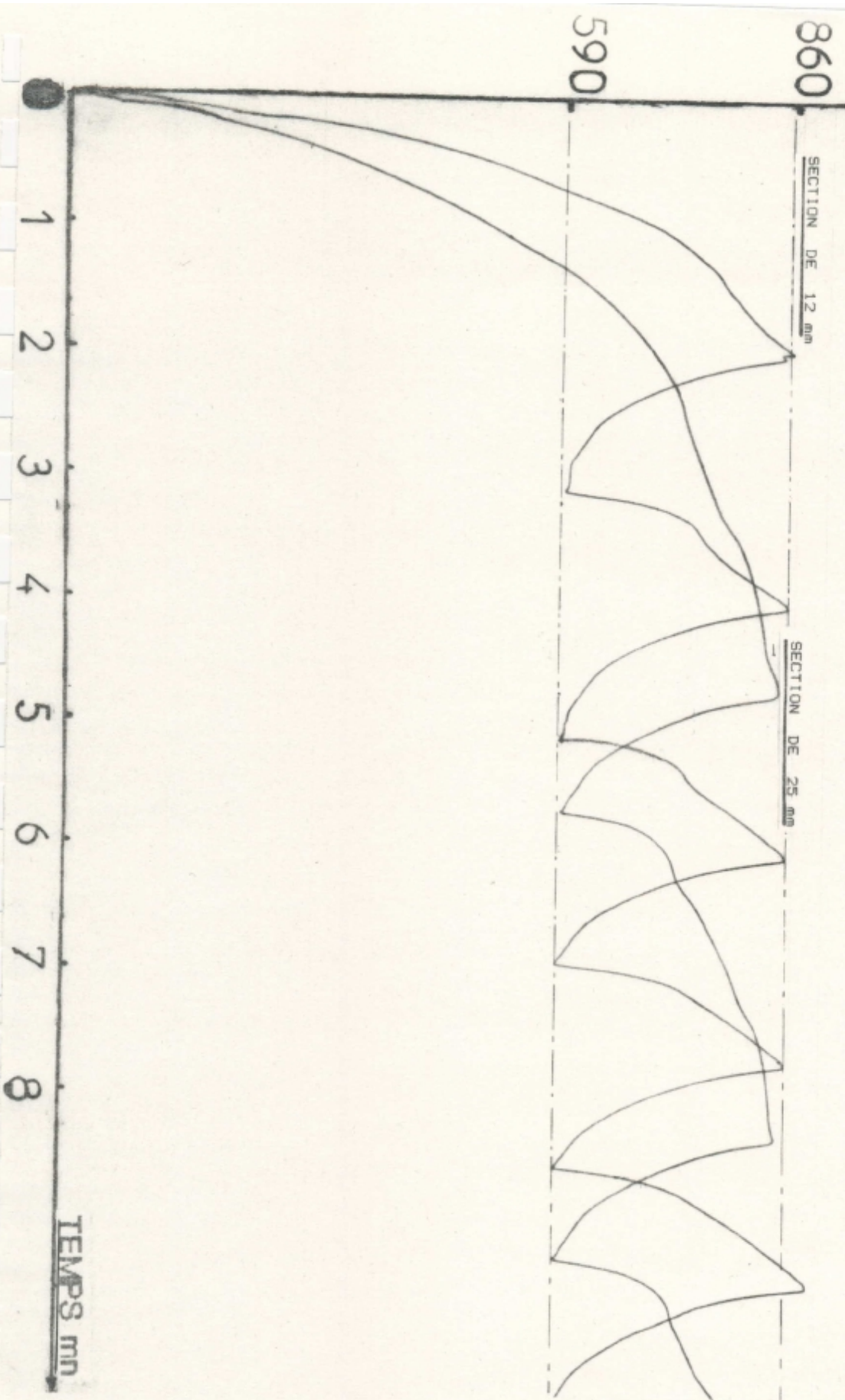


ANNEXE 4 : COURBE T.T.T DE L'ACIER XC48



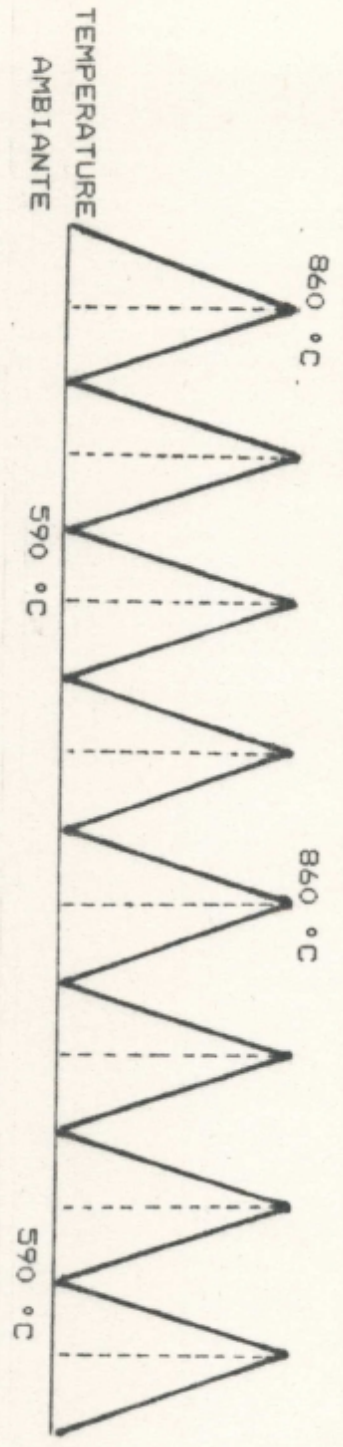
TEMPERATURE : C

REGIME RECOMMENDE POUR  
LE CYCLAGE DU A60



REGIME RECOMMENDE POUR LE CYCLAGE DU A60  
POUR UNE SECTION DE 12 mm

- POUR UNE VITESSE DE CHAUFFAGE : 170 °C/mn
- POUR UNE TEMPERATURE DE CHAUFFAGE : 860 °C
- POUR UNE TEMPERATURE DE REFRROIDIOSSEMENT : 590 °C
- POUR UN NOMBRE DE CYCLES : 8

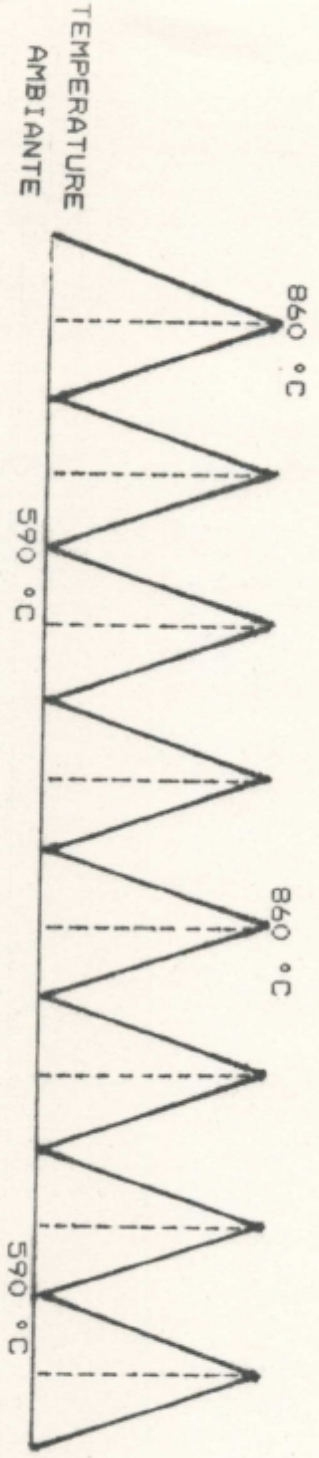


2'2"
1'8"
56"
1'8"
56"
1'8"
56"
1'8"
56"
1'8"
56"
1'8"
56"
1'8"
56"
1'8"

TEMPS TOTAL = 17'38"

REGIME RECOMMENDE POUR LE CYCLAGE DU A60  
POUR UNE SECTION DE 25 mm

- POUR UNE VITESSE DE CHAUFFAGE : 170 °C/mn
- POUR UNE TEMPERATURE DE CHAUFFAGE : 860 °C
- POUR UNE TEMPERATURE DE REFROIDISSEMENT : 590 °C
- POUR UN NOMBRE DE CYCLES : 8



4'42"
1'2"
2'36"
1'2"
2'36"
1'2"
2'36"
1'2"
2'36"
1'2"
2'36"
1'2"
2'36"
1'2"
2'36"
1'2"

TEMPS TOTAL = 30'10"

# BIBLIOGRAPHIE

- [1] **C.QUANTIN ,G.METAUER,M.GANTOIS** ,traitement thermique,136, p.36 ,(1979)," Transformation de phase des aciers en cycles thermiques rapides " .
- [2] **W.L.HAWORTH,J.GORDON PARR** ,transactions of the ASM,58,476 (1965)," The effect of rapid heating on the alpha-gamma transformatin in iron " .
- [3] **J.ORLICH** ,traitement thermique,90,(1974)," Les processus d'austenisation au cours de l'echauffement rapide de l'acier " .
- [4] **J.ORLICH** ,(1973)," Atlas zur warmebehandlung der stale " .
- [5] **FEDYUKIN VK.** metalloved,8, p42-44,(1974)," Traitement thermique cyclique d'aciers de construction au carbone " .
- [6] **FEDYUKIN VK.** energo-mashinostr.11,p35-36,(1977), " Augmentation de la resistance des materiaux fer-carbone par un traitement thermique cyclique " .
- [7] **ANAKIN A.V.** metalloved.term.obrab.met,2,p10-13,(1988) " Termocyclic treatment of carbon steel wire " .
- [8] **BARANOV AA.** metallofizika,58,p54-56,(1975)," Mecanisme de deformation de la surface des aciers au cours d'un traitement thermique cyclique " .
- [9] **SHITNOV ED. EHNTIN RI.** fiz. khim. obrabot .mater,6,p99-103,(1976),"Influence de la grosseur du grain d'austenite sur les propriétés mecaniques des aciers de constructions chrome-nickel " .
- [10] **SHTINOV ED. EHNTIN RI.** fiz. khim. obrabot .mater,1,p78-81 (1977)," Durcissement combine de l'acier par affinage du grain d'austenite " .
- [11] **PADMANABHAN R. WOOD WE.** mater.sci.eng,2,p125-143,(1984) " Microstructural analysis of a multistage heat-treated ultrahigh strength low alloy steel " .
- [12] **PLATNOV YA.B** obrabot, mater,1,p78-81,(1977)," Influence de quelques facteurs technologiques sur les proprietes mecaniques des aciers 40 C4 et 30 CMS4 " .
- [13] **CHANG N.** materials science and engineering KOREA,p 225-260 (1990) " Effects of repeated thermal cyclings on the transformation behaviour microstructure and mechanical properties in a cobalt-free-tungsten containing maraging steel W-250 " .
- [14] **VOLOSEVITCH YU. PETROV N.** metallofizika 49, p 49-54,(1973) " Proprietes mecaniques de l'acier au nickel après traitement electro-thermique cyclique " .

- [15] **LYASOTSKAYA VS. RAVDONIKAS YU.** weld.prod.GRB ,5,p 25-27, (1983), " Amelioration des propriétés des assemblages soudés en alliage de titane à l'aide d'un traitement thermique cyclique " .
- [16] **PODZOROV B.N. PLATNOV V.N.** metall. term. obrab. p37-39 ,(1977), " Traitement thermocyclique des Alpac " .
- [17] **LEBEDEV TA. MARINETZ T.K.** russ, metall, 39, 2, p50-60, (1974) " Fonte à graphite sphéroïdale comme matériau de construction " .
- [18] **G.E.HICHO, C.H.BRADY** naval ship research ,p58, sept (1985) " Effect of heat treatment on mechanical propertie and microstructure of four different heats of ASTM A710 steel " .
- [19] **J.C.MAZAUD** , revue de metallurgie ,2, (1970), " La prévention des ruptures catastrophiques " .
- [20] **A.CONSTANT G.HENRY** , revue de metallurgie CIT ,38 (1982) " Les principes de base du traitement thermique . Transformation au chauffage " .
- [21] **R.ROCHE G.MURRY** , traitement thermique ,199, (1986) " Les essais mécaniques ; l'essai de résilience " .
- [22] **C.QUANTIN G.METAUER** , revue de metallurgie ,136, (1979) " Transformations de phases des aciers en cycles thermiques rapides " .
- [23] **R.A.GRANGE** metallurgical transactions , volume 2, (1975) " The rapid heat treatment of steel " .
- [24] **V.V.SIMOCHKIN** sov.cast.technol, volume 10, p18-19, (1986) " Influence of cyclic heat treatment on mechanical properties of cast construction steels " .
- [25] **F.PEILLOUD G.DUDRAGNE** mém.étud.sci.metall,3, p 135 - 144 (1984), " Optimisation of the heat treatment of 100C6 steel " .
- [26] **VINARSKY MS. LOURIE MV.** texnique ,KIEV ,(1975) , 168 p " Planification de l'expérience dans les recherches technologiques " .
- [27] **BOX G.E.P WILSON K.B** , journal of the royal statistical society (1951), B13 , p 1 - 45 " On the expérimental atteinement of optimum conditions " .
- [28] **CIARLET P.G.** Masson (1980) " Introduction à l'analyse numérique matricielle et à l'optimisation " .

[29] M. BOUMAH RAT A. GOURDIN , OPU (1983) " Méthodes numériques appliquées " .

[30] V. LAKHTINE , édition mir (1978), " Métallographie et traitement thermique des métaux " .

[31] J BENARD , édition masson (1984) , " Métallurgie générale " .

\*\*\*\*\*  
\*\*\*\*\*  
\*\*\*\*\*  
\*\*

8258A  
1  
Dr. A. Boumahrat  
Don

