

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

8/95

وزارة التربية الوطنية
MINISTERE DE L'EDUCATION NATIONALE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT : METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

- ETUDE DU COMPORTEMENT STRUCTURAL DE L'ACIER 35NCD16
EN FATIGUE THERMIQUE

Proposé par :

Mr K. ABADLI

Étudié par :

Mlle Fouzia OURDANE

Dirigé par :

Mr K. ABADLI

PROMOTION : JUIN 1995

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التربية الوطنية

MINISTRE DE L'EDUCATION NATIONALE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT ; METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

- ETUDE DU COMPORTEMENT STRUCTURAL DE L'ACIER 35NCD16
EN FATIGUE THERMIQUE

Proposé par :
Mr K. ABADLI

Etudié par :
Mlle Fouzia OURDANE

Dirigé par :
Mr K. ABADLI

PROMOTION : JUIN 1995

المدسة الوطنفة المتمددة التففففات
BIBLIOTHEQUE — المكككفة
Ecole Nationale Polytechnique

DEDICACES

A la personne qui m'est la plus chère au monde, ma tendre et douce mère, A mon chère père, source de confiance, a mes très chères frères , A mes chères soeurs, A tous ceux que j'aime et qui m'aiment, Je dédie ce modeste travail.

OURDANE Fouzia

ملخص

ان صلب الانشآت للمعالجة الحرارية، الذي يحتوي على نسب ضئيلة من العناصر نيكل - كروم - موليبدان، يتميز بالمقاومة للحرارة و القدرة على التشكيل على الساخن. هذا الصلب لديه خواص ميكانيكية و حرارية و هو مستعمل في صناعة قطع غيار المحركات. الهدف من هذه الدراسة هو تشخيص السلوك الميكانيكي و البني للصلب من نوع 35NCD16 خاضع للدورة الحرارية. النتائج المحصلة تبين ظاهرة تضخم و تكوير السمنتيت مما يسبب ليونة في الصلب أثناء الدورة الحرارية.

RESUME:

Les aciers de construction à traitements thermiques faiblement alliés au Nickel-Chrome-Molybdène sont connus par leur bonne résistance à chaud et par leur capacité de mise en forme par deformation plastique.

Ces aciers sont employés dans la fabrication des pièces de moteur, tels queles engrenages, les vilebrequins, les arbres de moteurs.

L'objectif assigné à notre étude est de caractériser le comportement microstructural et mécanique d'un acier de construction de nuance 35NCD16 soumis à des cyclages thermiques.

Les résultats obtenus montrent une coalescence et une globulisation de la cémentite accompagnées d'un adoucissement de l'acier durant les cyclages thermiques.*

ABSTRACT:

Steels of construction for heat-treatment alloyed with minor amounts of Nickel-Chromium-Molybdenum are to be known for a good resistance to heat and the ability to heat-forming.

These steels having a good thermal and mechanical properties,they are to be used for manufacturing turbine discs,for instance.

The aim of our study is to characterize a mechanical and a microstructural behaviour of steel 35NCD16 subjected to heating cycle.

The results obtained showed a coarsening and spheroidization of cementite accompanied by a softening of our steel during a heating cycle.

SOMMAIRE

CHAPITRE I

Metallographie de l'acier allié 35NCD16

I - Désignation normalisée	4
I-1 - composition chimique	4
I-2 - Caractéristiques mécaniques.....	5
I-3 - Caractéristiques physiques.....	5
II -Influence des éléments d'addition	6
II - 1 Solubilité des éléments dans la matrice.....	7
II - 1-1- Solubilité du C	7
II - 1-2- Solubilité du Si.....	8
II - 1-3- Solubilité du Mn.....	8
II - 1-4- Solubilité du Ni.....	8
II - 1-5- Solubilité du Cr.....	8
II - 1-6- Solubilité du Mo.....	8
II - 2 Influence des éléments d'élaboration.....	9
II - 2-1 - Le Carbone.....	9
II - 2-2 - Le Silicium.....	9
II - 2-3 - Le Manganèse.....	9
II - 3 - Influence des éléments d'addition.....	12
II - 3-1 - Influence sur la transformation entectoïde.....	12
II - 3-2 - Influence sur le domaine austénique.....	13
II - 3-2-1- Effet du Chrome et Molybdène.....	13
II - 3-2-2- Effet du Nickel.....	13

- II - 3-3- Influence sur la stabilité des carbures.....13
- II - 3-4- Influence sur les propriétés mécaniques.....17
- III - Transformations de phases :.....17
- III - 1 - Austénisation.....18
- III - 2 - Transformations anisothermes de l'austénite.....18
- III - 3 - Transformations isothermes de l'austénite.....20
- III - 4 - Transformations au cours du revenu.....23
 - III - 4 - 1 - Evolution des propriétés mécaniques
au cours du revenu.....25
- III - 5 - Trempabilité.....25

Comportement en fatigue thermique

- I - Définition.....27
- II - Contraintes thermiques dues au cyclage.....28
 - II - 1 - Contraintes d'origine thermiques.....29
 - II - 2 - Contraintes dues au gradient thermique.....29
 - II - 3 - Mécanismes de la fatigue thermique.....30
 - II - 4 - Facteurs de fatigue thermique.....31
 - II - 4 - 1 - Influence de la température
de cyclage thermique.....31
 - II - 4 - 2 - Influence du temps de maintien.....33
- III - transformations structurales au cours du cyclage.....33
- IV - Comportement en fatigue de l'acier 35NCD16.....34

CHAPITRE II

Methodes experimentales...

- I - Matériau étudié.....37

I - 1 Etat brut.....	37
I - 1 - 1 - Composition chimique	37
I - 1 - 2 - Caractéristiques mécaniques.....	38
I - 1 - 3 - Caractérisation structurale.....	38
I - 2 Etat de référence.....	38
II - Techniques expérimentales.....	40
II - 1 Essai de cyclage thermique.....	40
II - 1 - 1 - Dispositif expérimental.....	40
II - 1 - 2 - Conditions de cyclage thermique	46
II - 1 - 3 - Paramètres de cyclage thermique.....	47
II - 2 Caractérisation structurale.....	47
II - 3 Essai de dureté.....	51
II - 4 Analyse de contrainte aux rayons X.....	52

CHAPITRE III

Résultats expérimentaux

I - Etude en microscopie électronique à balayage.....	54
I - 1 - Etat de référence.....	54
I - 2 - Comportement microstructural au cours du cyclage thermique.....	54
II - Cinétique de la croissance de la cémentite.....	57
III - Analyse des contraintes résiduelles.....	64
IV - Evolution de la dureté.....	68

CHAPITRE IV
Interprétation des resultats

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE -- المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

INTRODUCTION.....	74
I- Evolution microstructurale au cours du cyclage thermique.....	74
II- Evolution de la dureté.....	75
III- Influence des contraintes résiduelles.....	75
IV- Influence du comportement microstructurale sur la dureté.....	76
ANNEXE I	
ANNEXE II	
BIBLIOGRAPHIE.	

INTRODUCTION

Dans beaucoup d'applications industrielles, les métaux et alliages sont soumis à des fluctuations cycliques de température.

Nous citons à titre d'exemple les générateurs de vapeur, les turbines à gaz, les moteurs, les lingotières, les cylindres de laminoir.

Le cyclage thermique engendre des contraintes dites thermiques qui seront responsables de l'endommagement des pièces et de la réduction de leurs durées de vie même si la valeur de ces contraintes est inférieure à la limite élastique du matériau.

La résistance à l'endommagement d'un matériau dépend de plusieurs facteurs, certains liés à la nature et aux caractéristiques du matériau et d'autres aux conditions du cyclage thermique

Les aciers de construction à traitement thermique se distinguent par une bonne résistance à chaud et par une bonne aptitude à la mise en forme par laminage et forgeage à l'usinage et au soudage. Ils sont employés dans la fabrication des éléments de machines (arbres de moteurs, vilebrequins).

La famille des aciers de construction contient des aciers au carbone et des aciers faiblement alliés au Chrome (0,8-1,1 %), le Nickel (0,5-4,5 %), le Silicium (0,5-1,2 %) et le Manganèse (0,8-1,8 %). D'autres éléments sont introduits dans l'acier en combinaison avec le Chrome tels que : le Molybdène, le Vanadium, le Titane et le Bore.

La morphologie de la structure d'un acier de construction dépend des traitements thermiques, mécaniques ou thermo-mécaniques subies.

Ceci entraîne des propriétés mécaniques inhérentes à l'évolution de la structure au cours du fonctionnement de la pièce.

L'objet de notre travail est de contribuer à l'étude du comportement d'un acier faiblement allié au Nickel - Chrome - Molybdène 35NCD16 soumis à des variations cycliques de température.

L'étude consiste à suivre l'évolution de la microstructure en l'occurrence l'évolution de la taille des particules de cémentite, ainsi que les propriétés mécaniques au cours du cyclage thermique.

Elle consiste aussi à suivre les variations de contraintes résiduelles dans l'acier cyclé.

Ce mémoire contient quatre chapitres. Dans le premier chapitre, nous présentons une étude bibliographique sur l'acier étudié 35NCD16 et son comportement en fatigue thermique.

Nous consacrons le deuxième chapitre aux techniques expérimentales.

Le troisième chapitre contient les résultats obtenus. Enfin, nous présentons au quatrième chapitre, l'interprétation générale des résultats et la conclusion.

CHAPITRE I

METALLOGRAPHIE DE L'ACIER

ALLJE 35 NC D 16

INTRODUCTION :

L'acier de nuance 35 NC D 16 possède une structure micrographique proche de celle de l'acier XC 38 ; c'est à dire une structure ferrito-perlitique. L'addition de 4% de Nickel, de 1% de chrome et de 0,38 % de Molybdène à pour objectif de modifier les points de transformation perlitique et de conférer aux phases présentes (ferrite, cementite) des caractéristiques mécaniques améliorées dans le but de résister aux sollicitations mécaniques et thermiques.

I - DESIGNATION NORMALISEE :

Défini selon la norme AFNOR (NF 35 - 551) par la désignation 35 NC D16 ; cet acier allié appartient à la famille des aciers alliés au Nickel - chrome et molybdène pour traitements thermiques.

En effet, grâce à la présence des éléments C, Ni, Cr et Mo dans les proportions définies par la fourchette, ces aciers acquièrent, après traitements thermiques, des propriétés mécaniques remarquables qui leur permettent une bonne résistance aux sollicitations mécaniques et thermiques.

I.1 - Composition chimique :

La composition chimique définie par la norme française AFNOR (NFA 35 - 551) et la norme Britannique (BS - 970) est présentée de la manière suivante (1) :

Tableau I.1 : Composition chimique de l'acier 35 NC D 16 selon la norme
NFA 35-551

Eléments (%)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
Fourchette	0,32 - 0,39	0,1 - 0,4	0,15 - 0,55	1,5 - 2,0	3,5 - 4,1	0,25 - 0,4

Le soufre et le phosphore doivent être maintenus respectivement à un taux maximal de 0,035.

1.2 - Caractéristiques mécaniques :

Les caractéristiques mécaniques que doit vérifier l'acier 35 NC D 16 dans les états de traitements thermiques de recuit et de trempe revenu sont définies de la manière suivante [1].

Tableau I.2 : Caractéristiques mécaniques de l'acier 35 NC D 16 selon la norme NF - 35 - 55 1 [1]

Caractéristiques	R_e	R	A5d	KCU	HB
Etat	(daN/mm ²)	(daN/mm ²)	(%)	(DaJ/cm ²)	
Recuit 850					269
T850H - R200	140	185	8	4	
T850H - R650	85	100	19	13	

Les caractéristiques mécaniques de l'acier 35 NC D 16 réalisables sur barres traitées en fonction de leur diamètre d sont présentées dans le tableau (3) [1].

Le traitement thermique appliqué est une trempe à l'eau à partir de 830° C suivie d'un revenu à 600 ° C.

Tableau I.3 : Caractéristiques mécaniques réalisables sur barres traitées de l'acier 35 NC D 16.

d	E	R	A _{5d}	KCU
(mm)	(Kgf /mm ²)	(kgf/m ²)	(%)	(daJ/Cm ²)
$d \leq 40$	≥ 105	125 - 145	≥ 9	≥ 5
$40 \leq d \leq 100$	≥ 95	115 - 135	≥ 10	≥ 5
$100 < d < 160$	≥ 90	110 - 130	≥ 11	≥ 5
$160 < d < 250$	≥ 80	100 - 120	≥ 11	≥ 5

Les caractéristiques mécaniques désignés sont :

R_e : Limite élastique conventionnelle à 0,2 %

R : Résistance à la rupture.

A_{5d} : Allongement à la rupture en % pour des éprouvettes rondes ayant une longueur initiale entre repères l_0 liée au diamètre de la partie calibrée par la relation : $l_0 = 5 d$.

KCU : Rébيلية en dan/cm^2 pour éprouvette entaillée en U.

E : Module d'élasticité longitudinal.

1.3 - Caractéristiques physiques :

L'acier 35NCD16 présente les caractéristiques physiques suivantes [3]

- Masse volumique à 20 °C : $\rho = 7,85 \text{ Kg /dm}^3$.
- Module d'élasticité longitudinale : 210.000 N/mm^2 .
- Nombre de poisson : 0,3
- Coefficient de dilatation linéique à e : $12. 10^{-6} \text{ }^\circ \text{K}^{-1}$
- Capacité calorifique massique de 0. à 100 °c $C_p : 482 \text{ J/Kg} - \text{ }^\circ \text{K}$
- Conductivité thermique à 20 °c $\lambda : 43 \text{ W / m }^\circ \text{K}$
- Résistivité Electrique à 20 °C $e : 0,25 \text{ U } \Omega . \text{ m}$.

II - INFLUENCE DES ELEMENTS D'ADDITION :

L'acier 35NCD16 contient comme élément d'addition le Nickel, le chrome et le Molybdène. Le carbone, le silicium et le manganèse sont des éléments d'élaboration. D'une manière générale, l'influence d'un élément doit être étudiée en fonction de divers paramètres tels que :

- Leur solubilité.
- Leur action sur la constitution à l'équilibre
- Leur action sur les transformations d'équilibre
- Leur action sur les propriétés mécaniques.

II.1 - Solubilité des éléments dans la matrice (ferritique ou austénitique) :

La solubilité des différents éléments présents dans l'acier 35 NC D 16 exprimée en pourcentage atomique dans les matrices ferritique et austénitique est présentée dans le tableau (4) [3].

Tableau (I.4) : Solubilité limite des éléments dans l'acier :

Element	Matrice γ		Matrice α %
	%	Effet du C	
Si	2	↓	13,5
Mn	Totale		3
S	0,065		0,02
P	0,3		2,55
Cr	12,7	↓	Totale
Ni	Totale		7
Mo	2	↓	32
C	2,1		0,025

La solubilité des éléments Cr, Mo et Si diminue par action du carbone.

II.1.1 - Solubilité du carbone :

Le carbone est présent dans l'acier sous deux formes :

- En solution solide d'insertion dans le fer α (ferrite) ; Sa solubilité dans cette phase croît avec la température ; elle atteint un maximum de 0,025 % à 723 °C environ.

Au dessus de cette température, le carbone est soluble dans le Fer γ (austénite) ; sa solubilité dans cette phase stable est comprise entre 0,8 - 2,1 % , elle croît avec la température.

- Le carbone se combine au fer pour former un carbure Fe_3C appelé cementite et contenant 6,67 % C.

II.1.2 - Solubilité du silicium :

Le silicium est un élément alphagène et non carburigène, il se retrouve totalement dissout dans la ferrite. Sa solubilité dans cette phase atteint 13,5 % ; mais elle ne dépasse pas 2 % dans l'austénite.

II.1.3 - Solubilité du Manganèse :

Le manganèse par sa nature gamagène, est totalement soluble dans l'austénite. Sa solubilité dans la ferrite, ne dépasse pas 3 %.

L'action carburigène du manganèse n'est pas suffisante pour former des carbures, mais elle permet de stabiliser la cementite sous forme de $(Fe, Mn)C$. le coefficient de partage du manganèse entre la ferrite et la cementite est moyen.

II.1.4 - Solubilité du Nickel :

Le Nickel est un élément gamagène et non carburigène. Sa solubilité dans l'austénite est totale. Dans la ferrite, elle ne dépasse pas 7 % et elle est pratiquement nulle dans la cementite.

II.1.5 - Solubilité du chrome :

Le chrome est un élément alphagène, il se dissout totalement dans la ferrite. Sa solubilité dans l'austénite est notable et atteint 12,5 %.

Le chrome se dissout également dans la cementite sous forme de $(Fe, Cr)_3C$ lorsque son taux est faible, et forme des carbures Cr_xC_y pour des taux élevés. Son coefficient de partage est moyen.

II.1.6 - Solubilité du Molybdène :

Comme le chrome, le Molybdène est alphagène et carburigène. Sa solubilité atteint 32 % dans la ferrite et 2 % dans l'austénite.

Pour des faibles taux, il se dissout dans la cémentite sous forme de $(\text{Fe}, \text{Mo})_3 \text{C}$ et pour des taux élevés, il forme des carbures $\text{Mo}_x \text{C}_y$. Le coefficient de partage du Molybdène est moyen.

II.2 - INFLUENCE DES ELEMENTS D'ELABORATION :

II.2.1 - Le carbone :

Le carbone confère à l'acier une dureté et une tenacité importantes par la formation de la cémentite $\text{Fe}_3 \text{C}$ carbure très dur de structure orthorhombique contenant 6,67 % C et se présentant sous forme de lamelles dans la perlite.

Lorsque le taux de carbone augmente, les caractéristiques de résistance (R_m et R_e) augmentent. Fig (1) [3].

II.2.2 - La silicium :

Le silicium rétrécit le domaine austénitique. Il provoque le déplacement des températures de transformations A_3 ($\alpha \rightleftharpoons \gamma$) et A_4 ($\gamma \rightleftharpoons \delta$) respectivement vers le haut et vers le bas fig (2) [4].

Le silicium affecte les conditions de la transformation entectoïde par l'abaissement de la composition entectoïde fig (3) [3] et le relèvement de la température entectoïde AC_1 fig (4) [3].

Le silicium engendre un durcissement important de la ferrite, mais abaisse la ductilité de l'acier. fig (5) [3].

II.3 - Le manganèse :

Contrairement à l'action du silicium, le manganèse étend le domaine austénitique par l'abaissement de la température A_3 et relèvement de la température A_4 fig (6) [3].

Le manganèse abaisse la composition eutectoïde fig (3) et la température eutectoïde AC_1 fig (4).

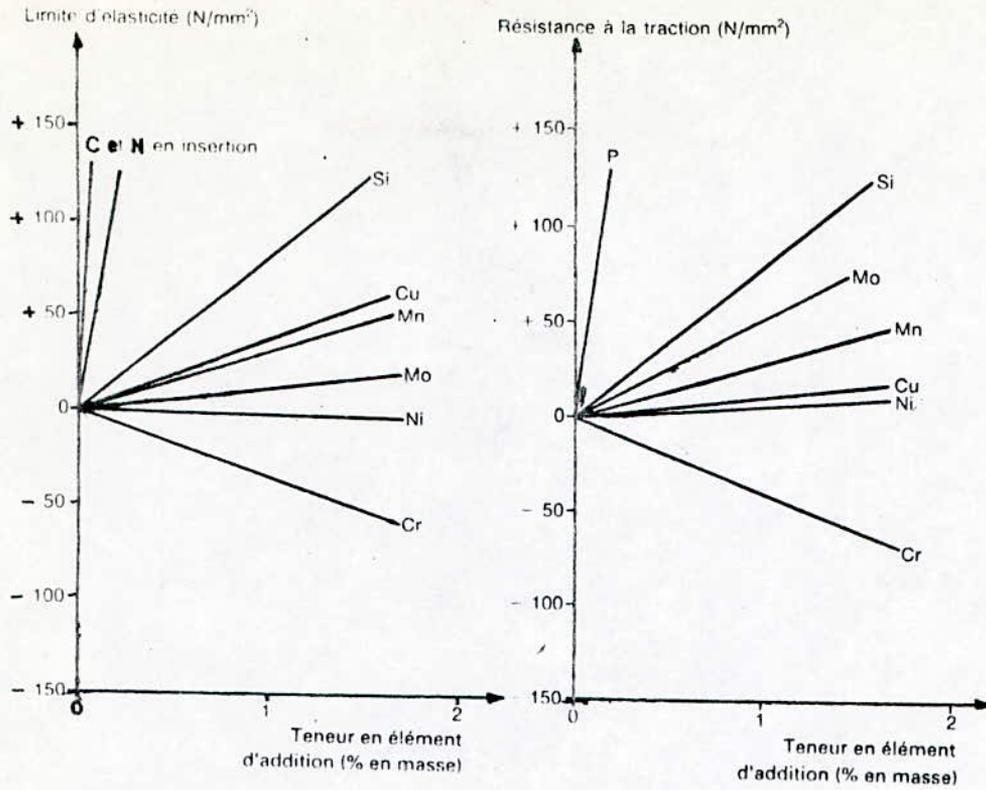


Fig 1. Influence des éléments en solution solide sur les propriétés de la ferrite [3]

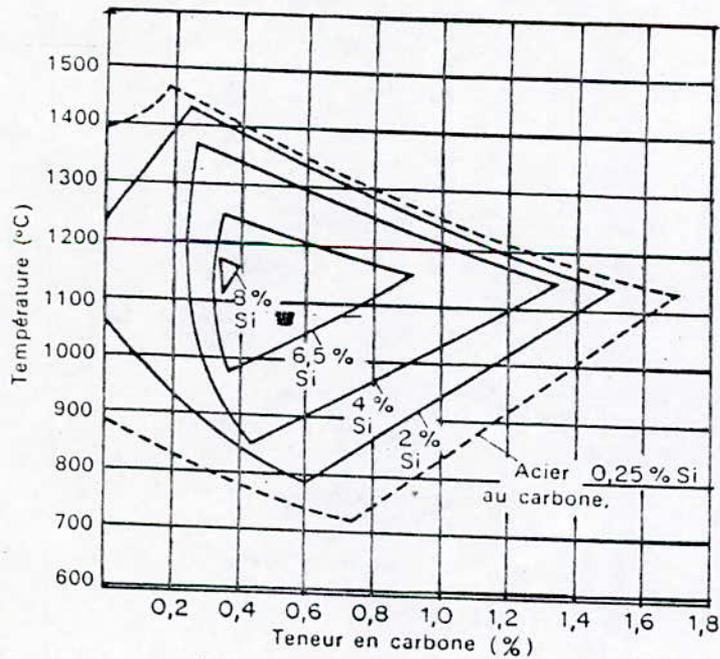


Fig 2. Influence du Silicium sur le domaine austénitique.

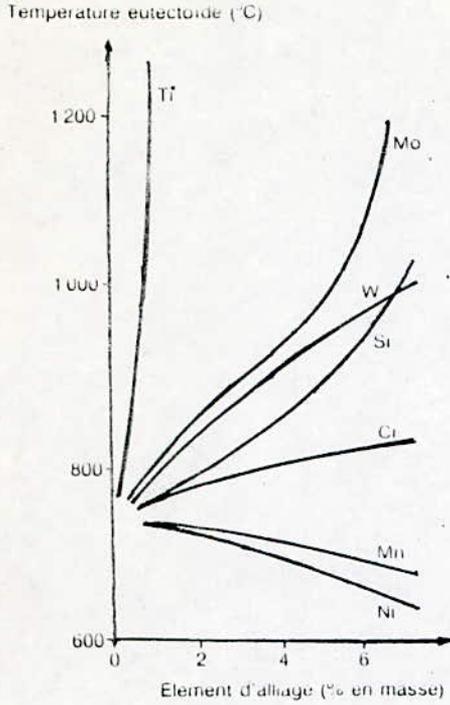


Fig 4

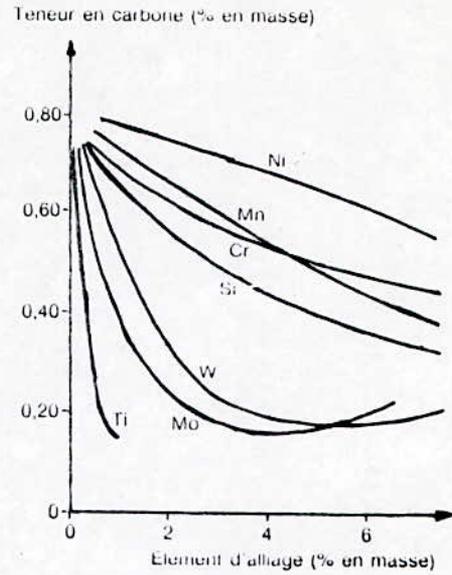


Fig 3.

Influence des éléments d'addition sur la composition et la température eutectoïde [3]

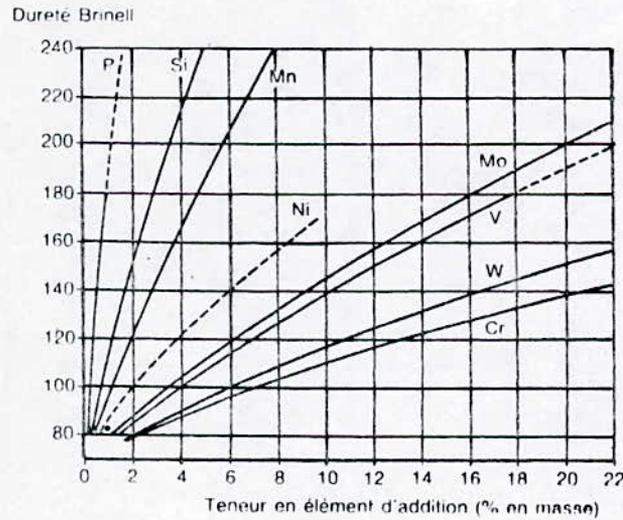


Fig 5. Durcissement de la ferrite par les éléments d'addition [3]

La présence de cet élément engendre une augmentation de la tenacité de l'acier au dépend de sa ductilité. Il contribue aussi au durcissement de la phase ferritique fig (5) [3].

II.3 - INFLUENCE DES ELEMENTS D'ADDITION :

L'addition à l'acier des éléments Ni, Cr et Mo dans les taux définis par la norme NF A 35 - 551 a pour but de doter à l'acier 35NCD16 des propriétés mécaniques de résistance optimales et ce comparé à son prix de revient.

II.3.1 - Influence sur la transformation eutectoïde :

Les trois éléments Ni, Cr et Mo abaissent la composition eutectoïde (perlite). Cependant l'effet du Molybdène est le plus marqué fig (3). On constate aussi d'après la figure que la composition eutectoïde chute de 0,8 à 0,75 % C pour 1 % de Chrome, à 0,55 % pour 4 % de Nickel et à 0,75 % C pour 0,3 % de Molybdène.

La température AC_1 est relevée par l'action des éléments alphagènes (Cr, Mo) et abaissée par l'action du Ni.

L'action du Molybdène est plus importante, car 0,3 % de cet élément suffit pour relever AC_1 de 730 à 760 °C, par contre il faut 1 % Cr pour provoquer un relèvement identique.

Pour un taux de nickel de 4 %, la température AC_1 atteint 670 °C fig (4).

D'après ces résultats, on peut tirer les conclusions suivantes :

- La composition eutectoïde de l'acier est plus basse que celle de l'alliage Fe-C à 0,4 % C .
- La température eutectoïde AC_1 peut être déterminée à partir de la relation d'ANDREWS [5].

$$AC_1 \text{ (}^\circ\text{C)} = 722 - 10,7 (\% \text{ Mn}) - 16,9 (\% \text{ Ni}) + 29,1 (\% \text{ Si}) + 16,9 (\% \text{ Cr}) + 6,38 (\% \text{ W}) + 290 (\% \text{ AS})$$

On trouve : $AC_1 \text{ (}^\circ\text{C)} \approx 661 \text{ }^\circ\text{C}$.

II.3.2 - INFLUENCE SUR LE DOMAINE AUSTENITIQUE :

II.3.2.1 - Effet du Chrome et du Molybdène :

L'addition de ces deux éléments engendre un retrécissement du domaine austénitique caractérisé par :

- Un relèvement progressif de AC_1 .
- Un abaissement progressif de AC_3 de X_E et de la solubilité de l'austénite en carbone. figures (7) et (8) [4].

L'effet du Molybdène est plus accentué.

II.3.2.2 - Effet du Nickel :

Le Nickel à un effet inverse caractérisé par fig (9) [4].

- Un abaissement de AC_1 et de X_E .
- Un abaissement de AC_3 .

On peut calculer l'abaissement de AC_3 pour l'acier 35NCD16 à partir de la relation d'ANDREWS [5].

$$AC_3 \text{ (}^\circ\text{C)} = 912 - 203 (\sqrt{\%C}) - 15,2 (\% \text{ Ni}) - 30 (\% \text{ Mn}) - 11 (\% \text{ Cr}) - 20 (\% \text{ Cu}) + 44,7 (\% \text{ Si}) + 31,5 (\% \text{ Mo}) + 13,1 (\% \text{ W}) + 104 (\% \text{ v}) + 700 (\% \text{ P}) + 400 (\% \text{ Al}) + 120 (\% \text{ AS}) + 400 (\% \text{ Ti}).$$

II.3.3 - INFLUENCE SUR LA STABILITE DES CARBURES :

Les éléments Chrome et Molybdène ont tendance à former des carbures de formule $Cr_x C_y$ et $Mo_x C_y$. Les coupes pseudobinaires Fe - C - Cr et Fe-C - Mo permettent de définir les carbures stables dans les conditions de composition et de température donnée. fig (10) et (11). [6].

Ainsi pour l'acier 35NCD16 avec 1 % de Cr et 0,4 % C, le seul carbure stable est la cémentite alliée au chrome $(Fe, Cr)_3 C$ de structure orthorhombique et avec un taux de 0,3 % Mo et 0,4 % C, le seul carbure stable est la cémentite alliée au Molybdène $(Fe, Mo)_3 C$.

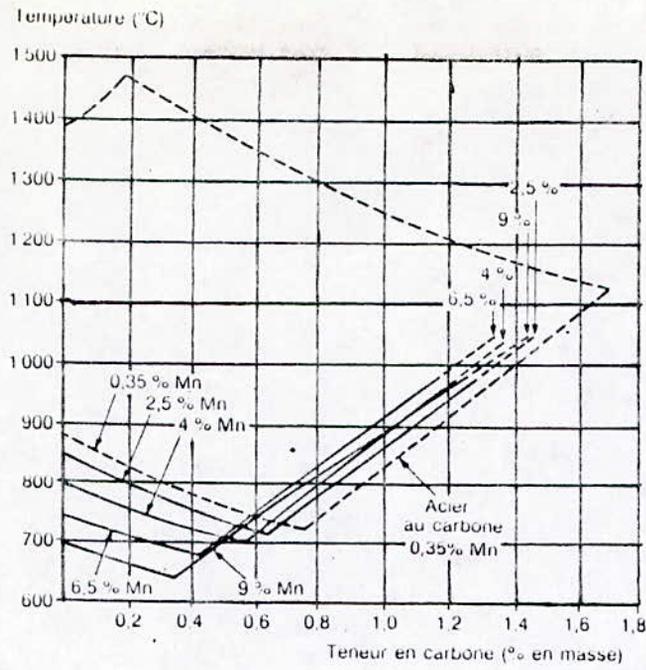


Fig 6. Influence du Manganèse sur le domaine austénitique [3]

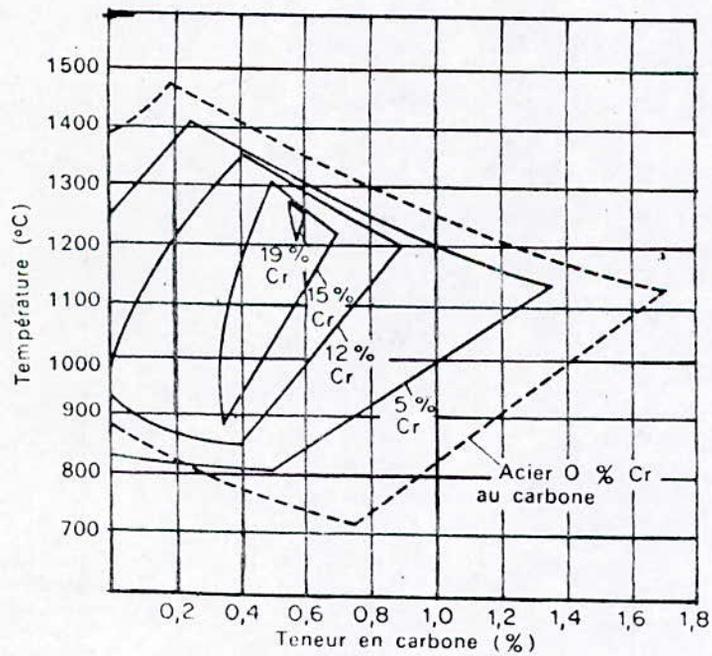


Fig 7. Influence du Chrome sur le domaine austénitique [4]

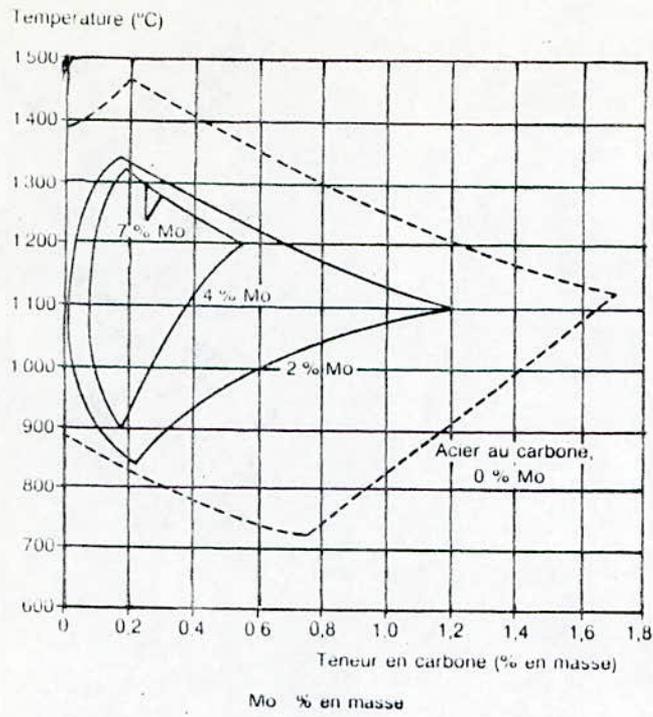


Fig 8 Influence du Molybdène sur le domaine austénitique [3]

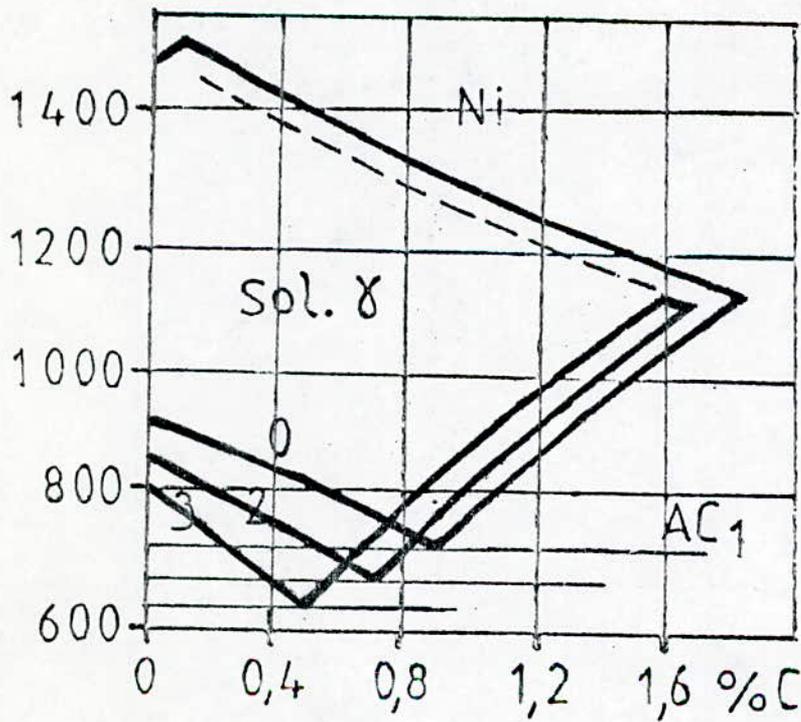


Fig 9. Influence du Nickel sur le domaine austénitique [5]

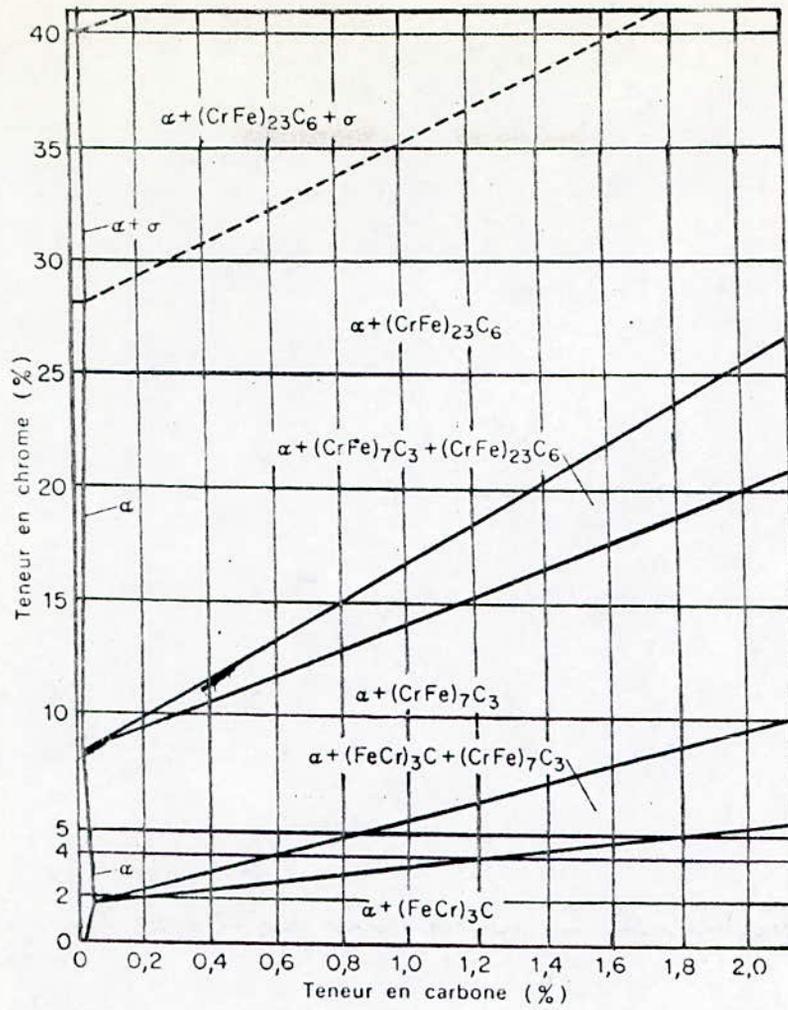


Fig 10. Diagramme ternaire Fe - Cr - C [6]

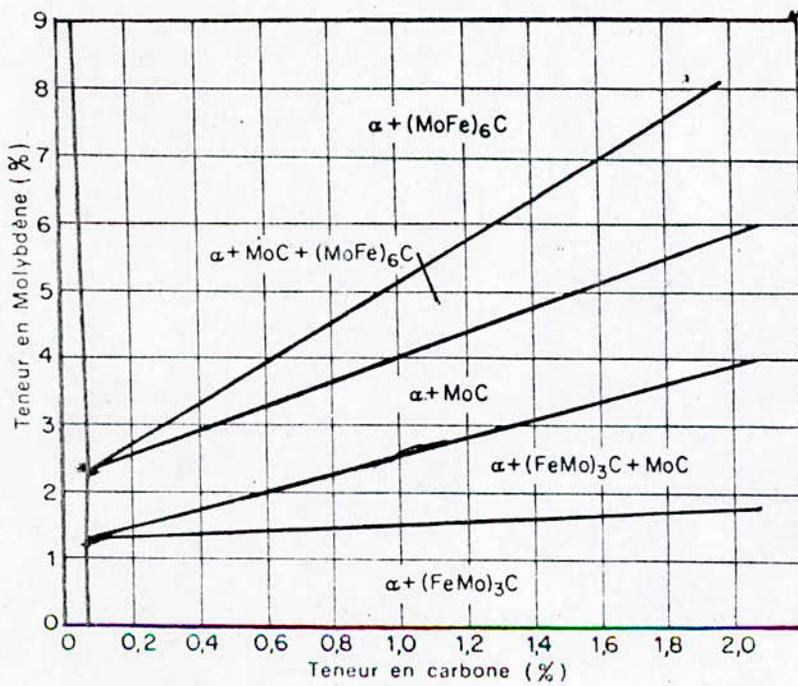


Fig 11. Diagramme ternaire Fe - Mo - C [4]

Donc le seul carbure stable dans l'acier 35NCD16 est la cémentite alliée au Cr et au Mo $(Fe, Mn, Cr, Mo)_3 C$ de structure orthorhombique et de forme lamellaire dans la perlite.

II.3.4 - INFLUENCE SUR LES PROPRIETES MECANIQUES :

L'addition des éléments Nickel, chrome et Molybdène ont un effet marqué sur les caractéristiques mécaniques de l'acier 35NCD16.

L'addition de 4 % de Nickel, complètement dissoute dans la ferrite par solution solide de substitution a pour but de durcir la ferrite fig (5) [4].

D'autre part le Nickel affine la structure de la perlite.

Ce comportement engendre un accroissement de la résistance de l'acier sans augmenter la fragilité fig (1) [3].

Le Chrome et le Molybdène interviennent par effet de mise en solution solide dans la ferrite et engendrent une augmentation de la limite d'élasticité et de durcissement de la ferrite. D'autre part on a constaté que le Chrome élève la résistance à la traction des aciers au Nickel. La présence simultanée du Nickel et du Chrome dans un acier confère à celui-ci une résistance à l'usure et une résilience élevée [7] [3].

III - TRANSFORMATIONS DE PHASE :

Les traitements thermiques effectués dans le but de conférer aux aciers leurs propriétés d'emploi comportent généralement deux opérations successives : le durcissement par trempe, par chauffage au dessus du point de transformation AC_3 suivi d'un refroidissement approprié et le revenu par chauffage au dessous de AC_1 du métal durci par trempe. La première étape de ce traitement est appelée : "**austénisation**".

III.1 - Austénisation :

Par définition, l'austénisation est l'opération au cours de laquelle l'acier est porté à une température telle que la structure devienne complètement austénitique. Si cette transformation est incomplète, elle est partielle [8].

L'état de l'austénite dépend à la fin des conditions du traitement d'austénisation : vitesse de chauffage, température et temps de maintien ; ces facteurs ont une influence décisive sur la mise en solution plus ou moins complète des phases précipitées et la grosseur du grain austénitique qui sont les éléments essentiels caractérisant l'état de l'austénite en fin d'austénisation.

Les aciers hypoeutectoïdes se composent de ferrite et de perlite. Lors du chauffage, les grains perlitiques de composition eutectoïde se transforment d'abord en austénite à une température AC_1 , la proportion d'austénite augmente progressivement aux dépens de la ferrite jusqu'à la température AC_3 qui marque la fin de la transformation.

Au delà de la limite AC_3 , seul se manifeste le grossissement du grain austénitique.

III.2 - Transformations anisothermes de l'austénite :

L'étude du diagramme T.R.C. de l'acier 35NCD16 fig (12) [9] montre que selon la vitesse de refroidissement de l'austénite deux structures sont susceptibles de se produire.

1/ Lorsque la vitesse de refroidissement V_r est supérieure à $0,7 \text{ }^\circ\text{C/s}$ la structure obtenue est complètement martensitique.

2/ Lorsque la vitesse de refroidissement V_r est inférieure à $0,7 \text{ }^\circ\text{C/s}$ la structure obtenue est un mélange de bainite + martensite.

Le domaine perlitique est inexistant sur la courbe, il est repoussé à des vitesses plus faibles.

ANDREWS [5] a établi une relation permettant de déterminer la température de début de transformation martensitique M_s en fonction de la composition chimique de l'acier.

$$M_s \text{ (}^\circ\text{C)} = 539 - 423 (\% \text{ C}) - 30,4 (\% \text{ Mn}) - 17,7 (\% \text{ Ni}) - 12,1 (\% \text{ Cr}) \\ - 11 (\% \text{ Si}) - 7 (\% \text{ Mo}).$$

Tous les éléments présents dans l'acier abaissent M_s . L'effet du carbone est sensible. Les éléments gamagènes (C, Ni et Mn) ont l'effet le plus marqué sur M_s .

L'action du chrome est plus importante que celle du Molybdène.

La température M_s de l'acier 35NCD16 est élevée 270°C. Cette température est constante pour des vitesses de refroidissement supérieures à 0,7 °C/S, pour de plus faibles vitesses, M_s dépend de la vitesse de refroidissement. Brisson et All [10] ont montré que la dureté de l'acier à l'état martensitique et bainitique dépend de la composition et de la vitesse de refroidissement V_r selon une loi type :

$$H_v = A + B \log V_r.$$

où A et B sont fonction de la composition.

Les calculs de corrélation effectués sur ordinateur IBM 1130 ont donné les résultats suivant :

* Pour la structure bainitique :

$$HV_B = - 323 + 185 C + 330 Si + 158 Mn + 65 Ni + 144 Cr + 191 Mo \\ + \log V_r \\ [89 + 54 C - 55 Si - 22 Mn - 10 Ni - 20 Cr - 33 Mo].$$

* Pour la structure martensitique B est constant

$$HV_M = 127 + 949 C + 27 Si + 11 Mn + 8 Ni + 16 Cr + 21 V_r.$$

Le chrome et le Molybdène ont un effet plus marqué sur HV_B que le Ni.

Le Molybdène ne semble pas intervenir dans le durcissement de la martensite. Le Nickel et le chrome par contre affectent favorablement la dureté de la martensite.

L'effet du chrome est plus important. La fig (13) [10] montre l'influence des éléments d'alliage sur la dureté de la bainite. Contrairement au carbone les éléments Mn, Cr, et Mo diminuent la dureté lorsque la vitesse de refroidissement augmente.

III. 3 - Transformation isothermes de l'austénite :

Le diagramme T.T.T. de l'acier 35NCD16 révèle les transformations de l'austénite lors de son refroidissement en conditions isothermes à diverses températures fig (14) [11].

La zone de stabilité de l'austénite est assez large et sa transformation ne s'achève pas, même pour une durée de maintien de 24 h. [8], cette propriété est due essentiellement à l'effet des éléments d'addition.

Le Nickel élément non carburigène repousse le diagramme vers la droite sans modifier sa forme de façon appréciable. Les éléments carburigènes, chrome et Molybdène, repoussent le diagramme vers la droite et font apparaître les deux nez de perlite et de bainite, les séparant, un domaine de stabilité de l'austénite dans l'intervalle 545 - 425 °C.

Le Molybdène repousse le nez perlitique plus à droite que le nez bainitique.

Au dessus de la température 425 °C, l'austénite se transforme d'abord formant un domaine perlitique. Celui-ci est précédé par un domaine de formation de la ferrite properlitique de structure granulaire.

La transformation bainitique a lieu dans l'intervalle de température compris entre 425 - 270 °C. En dessous de la température 270, l'austénite se transforme en martensite.

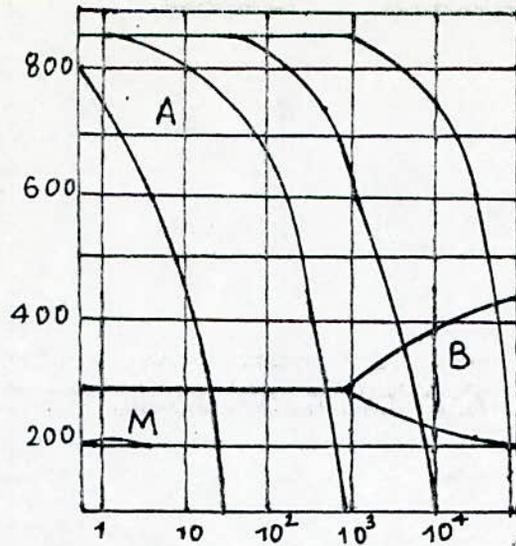


Fig 12. Courbe T.R.C. de l'acier 35NCD16 [9]

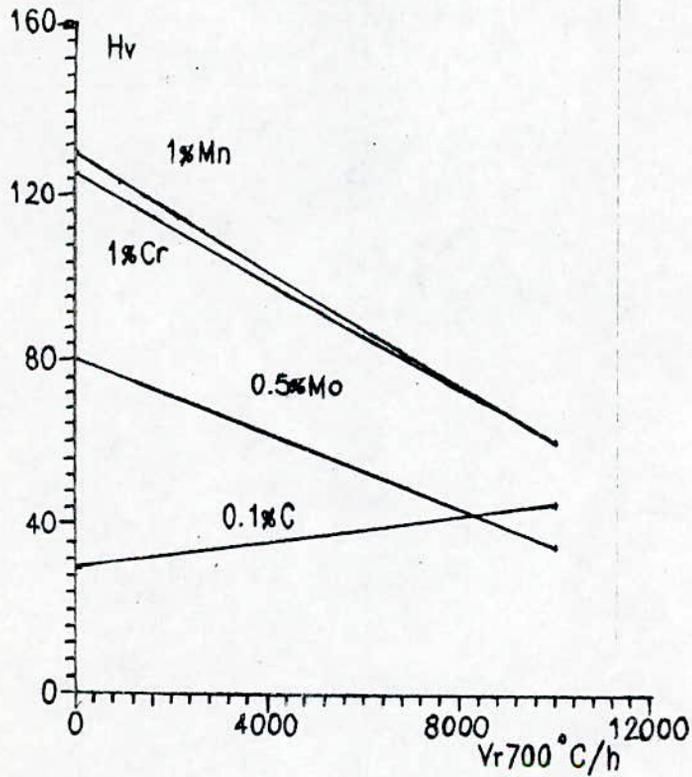


Fig 13. Evolution de la dureté de la bainite par les éléments d'addition [4]

35 NCD 16

C ^{0/100}	Mn ^{0/100}	Si ^{0/100}	S ^{0/100}	P ^{0/100}	Ni ^{0/100}	Cr ^{0/100}	Mo ^{0/100}	Cu ^{0/100}	As ^{0/100}
0.37	0.37	0.28	0.010	0.009	3.79	1.49	0.38	0.13	0.052

Austénisé à : 850°C 1/2 h

Grossueur du grain : 7 - 8

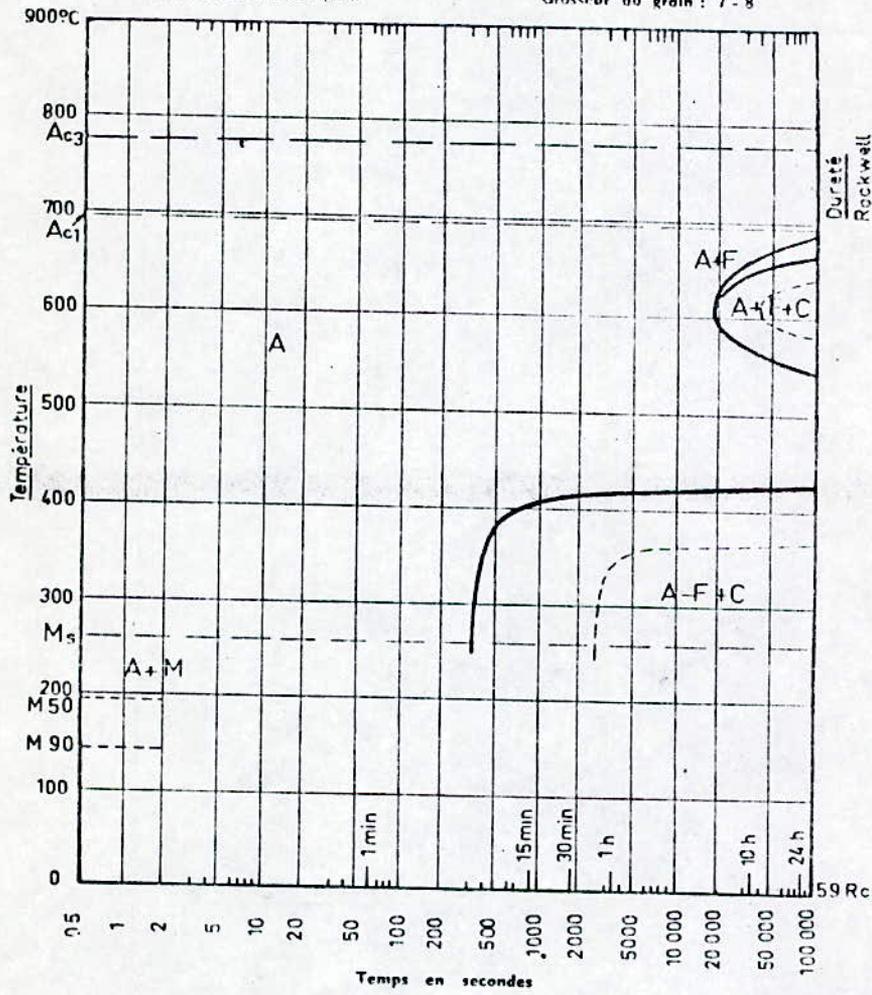


Fig 14. Courbe T.T.T. de l'acier 35NCD16 [111]

III.4 - Transformation au cours du revenu :

La décomposition de la solution solide austénitique au cours du refroidissement rapide conduit à la formation de la martensite sursaturée en carbone.

De plus une certaine quantité d'austenite peu ne pas se transformer, au cours du refroidissement et substituer à l'ambiante sous forme d'austénite résiduelle.

Le revenu comporte un ou plusieurs chauffages à des températures déterminées (inférieures à AC_1) avec maintien à ces températures en provoquant la précipitation complète du carbone sous la forme de carbure stable ; il permet une amélioration importante de la ductilité et de la tenacité, aux prix d'une diminution qui peut être notable de la dureté, de la résistance à la traction et de la limite d'élasticité. [8].

Lors du chauffage, les transformations de la structure trempée se produit en quatre stades [7] [8] [10].

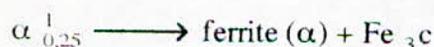
1er stade : A des températures comprises entre l'ambiante et 150 °C, la martensite de structure quadratique s'appauvrit progressivement en carbone jusqu'à une teneur 0,25 % C et précipite un carbure de fer hexagonale de formule approximative Fe_2C



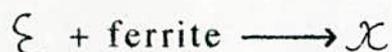
Pendant ce stade l'austénite résiduelle reste stable, la résistance augmente et la ductilité est améliorée.

2ème stade : A des températures comprises entre 200 - 300 °C, ce stade marque la décomposition de l'austénite résiduelle en constituants intermediaires de type troostite qui sont en fait des perlites ultra fines.

Ce stade marque aussi la décomposition de la martensite appauvrie en carbone par précipitation de la cementite



Le carbure se transforme ensuite en carbure , orthorhombique de formule approximative Fe_5C_2 en réagissant sur la ferrite qui l'entoure



3ème stade : Ce stade intervient à des températures comprises entre 300 - 450 °C, il marque la précipitation de la cementite par transformation du carbure .



La cementite formée se trouve sous forme de plaquettes entre et dans les grains ferritiques.

4ème stade : A des températures inférieures à AC_1 et supérieures à 450 °C, la diffusion des atomes Chrome et Molybdène devient thermiquement activée, ces éléments solubles dans la matrice ferritique quittent cette dernière, pour se substituer en partie aux atomes de fer de la cementite qui s'enrichit progressivement en élément d'alliage.

Ce stade marque aussi la globularisation et la coalescence des particules de cementite alliée.

LIFSHITZ - WAGNER [13] ont établi une loi donnant l'évolution de la taille du grain en fonction du temps.

$$R^3(t) = R_0^3 + cst \cdot t$$

R_0 : rayon des particules à l'état initial.

Cst : Constante qui dépend de la nature de l'alliage.

La structure finale après revenu sera donc caractérisée par une matrice ferritique contenant des globules de cementite alliée coalescée.

III.4.1 - Evolution des propriétés mécaniques au cours du revenu :

La figure (15) [8] représente les variations, au cours du revenu, de la dureté de la martensite, en fonction de la teneur en éléments d'alliage pour une même teneur en carbone et à des températures différentes. Il est donc clair que la dureté évolue avec l'évolution de la teneur en éléments d'alliage.

On peut voir aussi que le Nickel reste sans effet notable quelle que soit la température de revenu.

Par contre la résistance à l'adoucissement des éléments carburigènes Chrome et Molybdène est considérable.

Le revenu augmente l'allongement et surtout la résilience mais il diminue la dureté, la limite élastique et la résistance à la traction [14].

Le chauffage effectué lors du revenu provoque la disparition des contraintes propres (équilibre mécanique), d'où diminution de la fragilité.

III.5 - Trempabilité :

La courbe limite Jominy [1] représentée dans la figure (16) montre la bonne trempabilité de l'acier 35NCD16 grâce à la présence des éléments Nickel Chrome et Molybdène qui ont un effet favorable sur la trempabilité de l'acier dû à leur effet sur la boucle austénitique. La dureté élevée est presque constante dans toute l'épaisseur de l'acier.

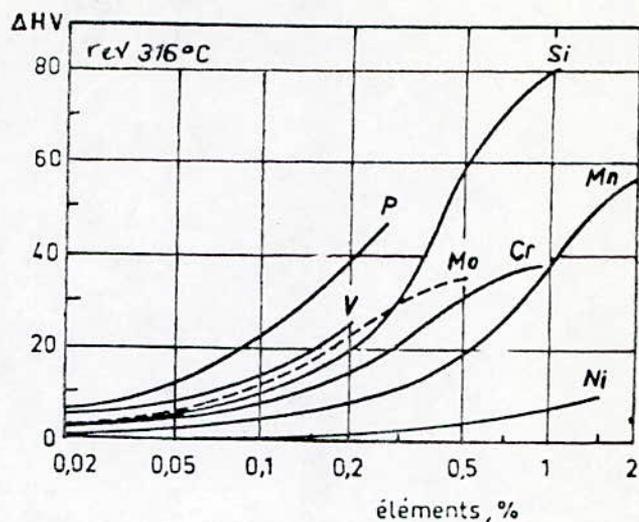
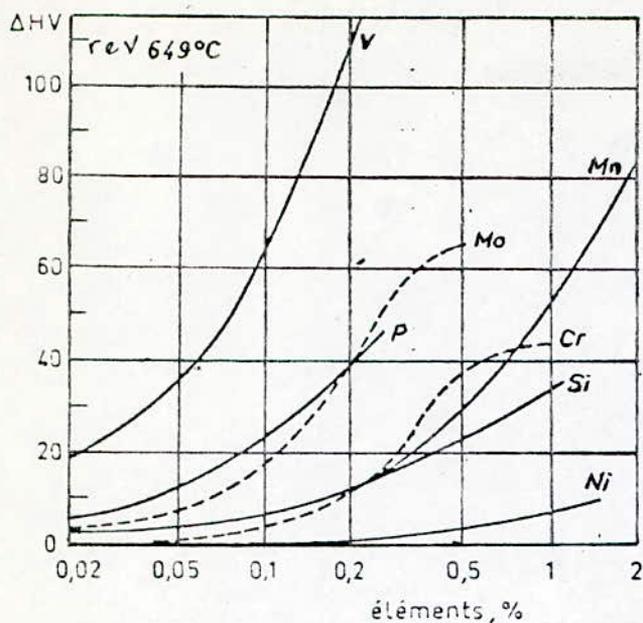


Fig 15. Influence des éléments d'alliage sur la dureté de la Martensite [4]

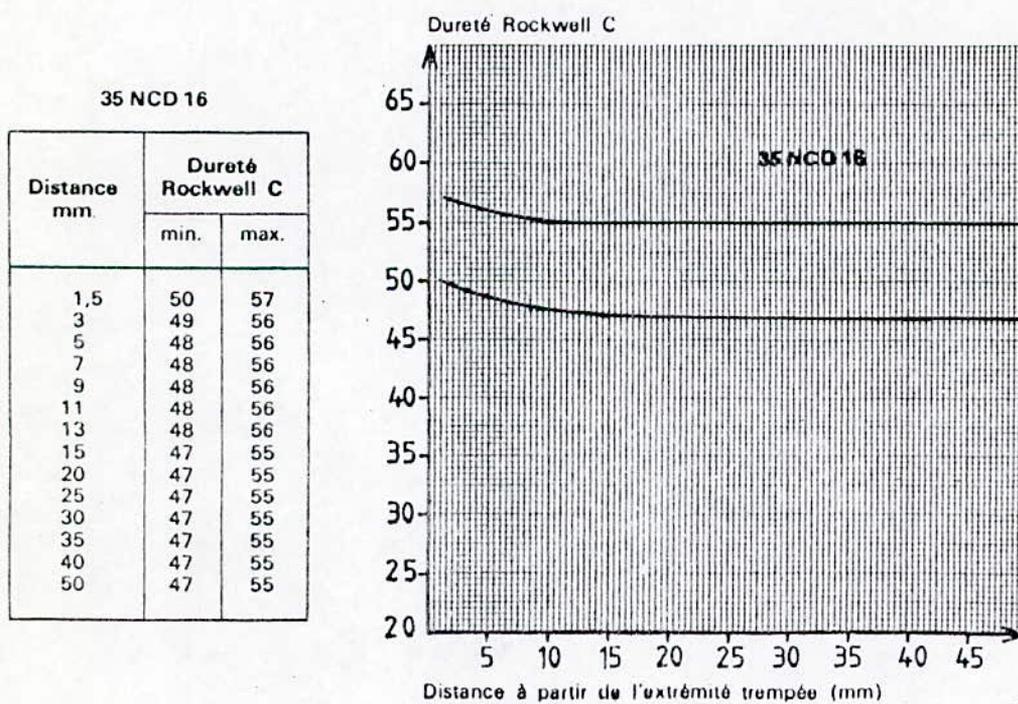


Fig 16. Courbe de trempabilité de l'acier 35NCD16 [1]

COMPORTEMENT EN FATIGUE THERMIQUE

INTRODUCTION :

Lorsqu'un matériau métallique est soumis à des cycles répétés d'efforts, il subit des modifications de sa microstructure, ces modifications engendrent un endommagement qui peut conduire à la rupture. Le phénomène est désigné par la fatigue.

Cet endommagement ne se signale par aucune modification microscopiquement décelable et la rupture peut intervenir à des niveaux de contraintes peu élevés souvent inférieures à la limite d'élasticité mais dont la répétition constitue le danger.

Lorsque le matériau est soumis à des variations cycliques de température, il est le siège de contraintes d'origine thermiques, on parle ainsi de fatigue thermique.

La capacité de résistance à la fatigue d'un matériau s'appelle Endurance.

I - DÉFINITIONS :

Plusieurs définitions ont été proposées pour décrire le phénomène de fatigue thermique.

Pour D. MIANNAY [15] "la fatigue thermique désigne le problème de fissuration progressive de matériaux soumis à des variations cycliques de la température : la fissuration se produit sous l'effet de la déformation et des contraintes d'origine thermique".

Une autre définition plus précise est donnée par D.A. SPERA [16]. "La fatigue thermique, est la détérioration progressive et éventuellement la fissuration des matériaux par l'alternance de l'échauffement et du refroidissement avec une dilatation thermique entièrement ou partiellement empêchée".

La fatigue thermique affecte les matériaux ductiles pour lesquels, la détérioration s'effectue de façon progressive après un certain nombre de cycles.

MIANNAY [15] considère que "Lorsque la fissuration apparaît au cours du premier cycle de fatigue thermique celle-ci est alors appelée choc thermique".

Selon MANSON [17] : "La différence entre la fatigue et le choc thermique, est du fait que lors du choc thermique, toute la pièce est portée à une température uniforme (non existence de gradient thermique entre les différents points de la pièce) puis elle est immergée brutalement dans un milieu à plus basse température.

Lors de la fatigue thermique, il existe toujours un gradient de température entre la surface et les autres couches internes de la pièce cela est dû à un temps de maintien à haute température relativement court".

II - CONTRAINTES THERMIQUES DÛES AU CYCLAGE :

Les variations de températures provoquent le développement de contraintes dans le matériau. La nature et l'intensité de ces contraintes dépendent du signe des variations et du gradient de température du matériau et du milieu.

Deux types de contraintes peuvent se développer au cours du cyclage.

II.1 - Contraintes d'origine thermiques :

Les contraintes (traction ou compression) sont dûes aux variations de température entre la surface et le coeur de la pièce.

La déformation associée à une pièce plane :

$$\varepsilon = \alpha \Delta T$$

la contrainte associée à cette déformation

$$\sigma = E \varepsilon = E \alpha \Delta T$$

pour une pièce de géométrie quelconque :

$$\sigma = \frac{E \alpha \Delta T \cdot S}{1 - \mu}$$

où :

- μ : Le coefficient de poisson.
- E : Module de young
- S : Facteur de forme
- α : Coefficient de dilatation thermique du matériau
- ΔT : Variation de température.

II.2 - Contraintes dues au gradient thermique :

A cours du cyclage, la pièce est soumise à une température T_1 puis plongée dans un milieu d'une température T_2 .

Pour connaître la valeur de contraintes de surface, on considère la température moyenne T_{moy} de la pièce.

En chaque point de la pièce et pour une plaque parfaitement élastique :

$$\sigma_1 = \frac{-E \cdot \alpha (T - T_{moy})}{(1 - \mu)}$$

La contrainte due à la variation de température de T_1 à T_2 :

$$\sigma_2 = \frac{-E \cdot \alpha (T_1 - T_2)}{(1 - \mu)}$$

La contrainte réduite, introduite par MANSON [17] pour avoir une approche plus globale des mécanismes, s'exprime par :

$$\sigma^* = \frac{\sigma_1}{\sigma_2} = \frac{(T - T_{\text{moy}})}{(T_1 - T_2)}$$

L'échange thermique entre la pièce et le milieu dépend du coefficient de transfert du matériau et de sa diffusivité thermique.

II.3 - Mécanisme de la fatigue thermique :

Le diagramme de NORTHCOTT et BARON [18] permet de mettre en évidence le mécanisme de la fatigue thermique.

Lorsque la pièce, sans contraintes internes (point O) fig (17), subit un chauffage, la température de la couche extérieure augmente rapidement, ces couches tendent alors à se dilater, alors que le coeur plus froid, empêche cette dilatation en exerçant des contraintes de compression.

Cette couche se déforme d'abord de façon élastique (branche OA), puis de façon plastique (branche AB) lorsque le gradient thermique entre la surface et le coeur devient suffisant.

A ce niveau, les contraintes auront dépassées la limite élastique et peuvent provoquer le fluage.

Au cours du refroidissement, les couches externes tendent à se contracter, mais à cause des déformations plastiques de compression développées au cours de la phase du chauffage, limitent le retour, ce qui engendre des contraintes de traction d'abord élastiques (branche BC) puis plastiques (branche CD).

Lorsque la pièce retrouve sa température initiale, la déformation disparaît (point D) mais une contrainte de traction résiduelle subsiste (D), cette contrainte sera responsable dans l'amorçage des fissures dans le matériau.

Au cours des cycles suivants, le processus se répète et après un certain nombre de cycles, la courbe se stabilise sous forme d'une boucle.

Lors d'un maintien à chaud dans un état de contraintes de compression élevées, les déformations élastiques se transforment en déformations plastiques, à cause des phénomènes de fluage et de relaxation, le niveau des contraintes sera abaissé. Le point figuratif sur la courbe se déplace alors de (B) vers (B') fig (18).

Pour le choc thermique, les variations de température sont plus importantes que celles provoquant la fatigue thermique. Lors du maintien à chaud, les contraintes de compressions développées dans la pièce sont très importantes, elles dépassent de loin la limite élastique et provoquent la plastification totale des couches superficielles.

Lors d'un refroidissement brutal (trempe), le gradient de température est maximal et les contraintes de traction sont très élevées, elles agissent sur les couches superficielles plastifiées et de caractéristiques mécaniques affaiblies au cours de la phase de chauffage précédente d'où la fissuration rapide du matériau.

II.4 - Facteurs de fatigue thermique :

Plusieurs facteurs peuvent conditionner le cyclage thermique, les plus importants sont les températures et le temps de cyclage.

II.4.1 - Influence des températures de cyclage thermique :

lorsqu'on parle de températures de cyclage, on désigne les paramètres suivants :

- | | |
|------------------------|---|
| - Température maximale | (T _{max}) |
| - Température minimale | (T _{min}) |
| - Température moyenne | (T _{moy}) - $= \frac{T_{max} + T_{min}}{2}$ |
| - Gradient thermique | (ΔT) = T _{max} - T _{min} . |

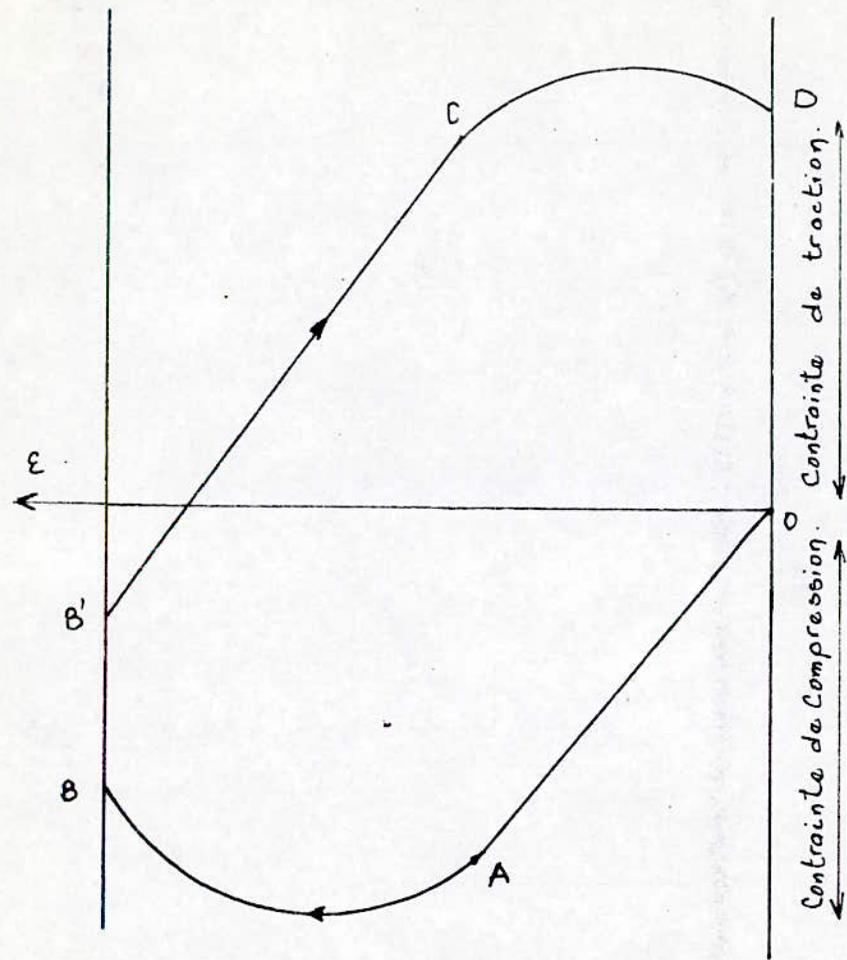


Fig 18. Mécanisme de fatigue thermique [18]

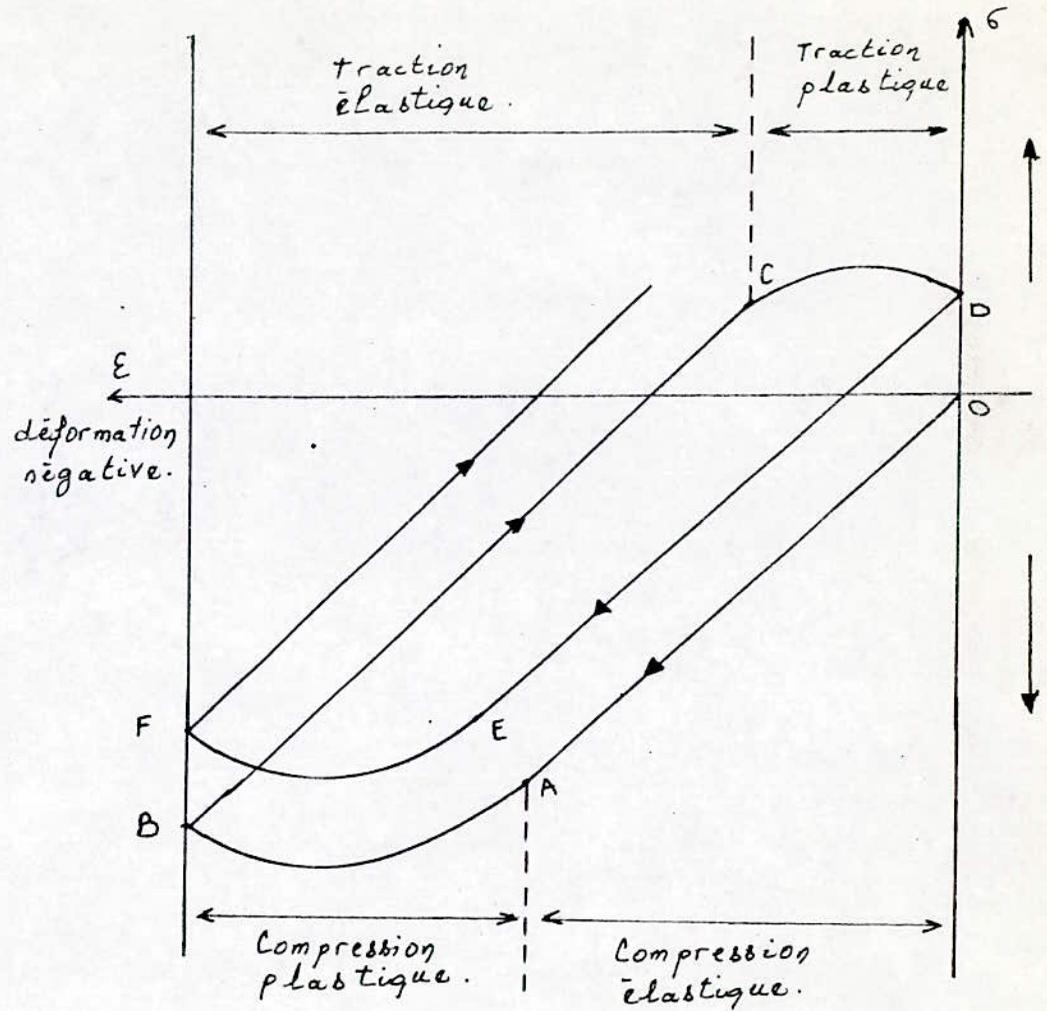


Fig 17. Diagramme de NORTHCOTT et BARON [18]

Pour une température minimale fixée, une augmentation de T_{max} entraîne l'augmentation d'une part de ΔT et d'autre part de T_{moy} , qui provoquent successivement des contraintes thermiques élevées et l'abaissement des caractéristiques mécaniques de la pièce, d'où sa réduction de vie.

Contrairement à cet effet, pour une température maximale donnée, une augmentation de température minimale, provoque la diminution du gradient thermique et de T_{moy} . Cette diminution engendre donc des contraintes thermiques plus faibles et altère les propriétés mécaniques du matériau d'où l'augmentation de sa durée de vie.

Les paramètres ΔT et T_{moy} apparaissent comme les facteurs principaux de fatigue thermique. Ils peuvent caractériser un cycle thermique.

ΔT indique la sévérité du cyclage thermique et T_{moy} son niveau stationnaire. L'augmentation de ΔT et T_{moy} a un effet négatif et leur diminution un effet positif sur la durée de vie du matériau [18].

II.4.2 - Influence du temps de maintien :

Les travaux de KAWAMOTO, de MANSON et de GLENNY et TAYLOR [18] confirment l'influence négative du temps de maintien à chaud sur la durée de vie des pièces. Cette influence est due probablement aux phénomènes de relaxation des contraintes et aux phénomènes des changements métallurgiques lors d'un maintien aux températures élevées sous contraintes de compression.

III - TRANSFORMATIONS STRUCTURALES AU COURS DU CYCLAGE :

Au cours du cyclage thermique et selon les conditions de l'essai, le matériau peut être le siège de certaines transformations structurales.

Les transformations structurales susceptibles de se produire au cours de la fatigue thermique provoquent des changements morphologiques des phases existantes.

Le maintien aux températures élevées provoque le grossissement des grains. La taille des grains est d'autant plus importante que la température maximale est élevée et la durée de maintien à cette température est longue.

Si la température maximale du cycle est supérieure à la température de transformation du matériau et si la durée de maintien à cette température est suffisamment longue, le matériau peut subir des transformations de phases.

Les périodes de refroidissement du matériau correspondent à des trempes, les produits de la trempe sont souvent métastables et se décomposent pendant les périodes de chauffage suivantes. Le processus se déroule continuellement au cours du cyclage.

Lorsque les produits de la transformation sont stables (précipitation), la transformation s'effectue par fraction au cours de chaque cycle et elle devient totale après un certain nombre de cycle plus ou moins élevé. [18].

IV - COMPORTEMENT EN FATIGUE OLYGOCYCLIQUE DE L'ACIER 35NCD16 :

GALLET et LIEVRADE [19] ont fait des études sur le comportement en fatigue olygocyclique de l'acier 35NCD16 à différents états.

- Revenu à 200 °C
- Trempes à différentes températures (taux d'austénite résiduelle entre 2 et 12%).
- Revenu à 500 °C.

Les résultats obtenus varient d'un état à l'autre, il ont trouvé que :

- Lorsque le taux d'austénite résiduelle est faible, l'acier est faiblement adouci.
- Lorsque le taux d'asténite résiduelle est marqué, sa destabilisation compense largement l'adoucissement de la martensite.

- Pour un revenu de 500 °C, l'austénite résiduelle disparaît complètement, cet état engendre un adoucissement cyclique de façon sensible. fig. (19) [19].

Ils ont ainsi expliqué que la structure martensitique est une structure d'écrouissage. Cet état est d'autant plus marqué que la température de revenu est faible.

Aux températures de revenu supérieures à 330 °C, cet état marque la précipitation de la cémentite et les carbures secondaires, la coalescence des carbures augmente ainsi avec la température de revenu et la consolidation diminue.

CHAPITRE II

METHODES EXPERIMENTALES

I - MATERIAU ETUDIE :

I.1 - Etat de livraison :

L'acier étudié de nuance 35NCD16 a été fourni par d'entreprise SIDER. Il a été livré sous forme de barres cylindriques de 16 mm de diamètre et de 1m de longueur.

L'opération de découpage des barres pour obtenir des échantillons pour les différentes analyses et essais a été faite au laboratoire de métallographie du département. la scie utilisée est une tronçonneuse qui fonctionne avec une lubrification appropriée.

I.1.1 - Composition chimique :

L'analyse chimique a été faite au niveau de trois organismes :

SNVI de ROUIBA, laboratoire du C.D.M. (H.C.R.) et enfin à l'E.R.M.A. de DAR-EL-BEIDA. Ceci afin d'avoir des resultats précis sur la composition de l'acier. La méthode d'analyse utilisée par les trois organismes est la spectrométrie.

La composition moyenne de l'acier est présentée dans le tableau I.1.

Tableau I.1 - Composition chimique de l'acier étudié :

Elément	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	P
Composition valeur en (%)	0,35	0,42	0,41	3,8	0,98	0,17	0,009	0,008

Cette composition confirme la nuance de l'acier 35NC D16 bien que le taux de chrome est relativement faible. Cet élément devant faire 1,2 %.

1.1.2 - Caractéristiques mécaniques :

Le tableau I.2 illustre les caractéristiques mécaniques de l'acier 35NC D16 à l'état brut.

Tableau I.2 - Caractéristiques mécanique de l'acier 35NCD16 à l'état livré.

H.R.C. (150Kgf)	R _m (Mpa)
20,3	770

1.1.3 - Caractéristiques structurales :

La structure à l'état brut observée au microscope métallographique est un mélange de perlite et de bainite avec prépondérance de la bainite.

Cet état de structure est confirmé par le diagramme T.R.C. de l'acier 35NCD16 où à l'état recuit, la vitesse de refroidissement très faible conduit à la formation de bainite.

La fig (20) prise au microscope optique montre la structure de l'acier à l'état recuit (brut). On remarque deux régions :

- Les régions fines : Perlite
- Les régions grossières : Bainite.

1.2 - Etat de Référence :

1.2.1 - Traitements thermiques :

En conformité avec les normes et les conditions d'utilisation de l'acier 35NCD16, nous avons procédé à un traitement de trempe revenu des pièces.

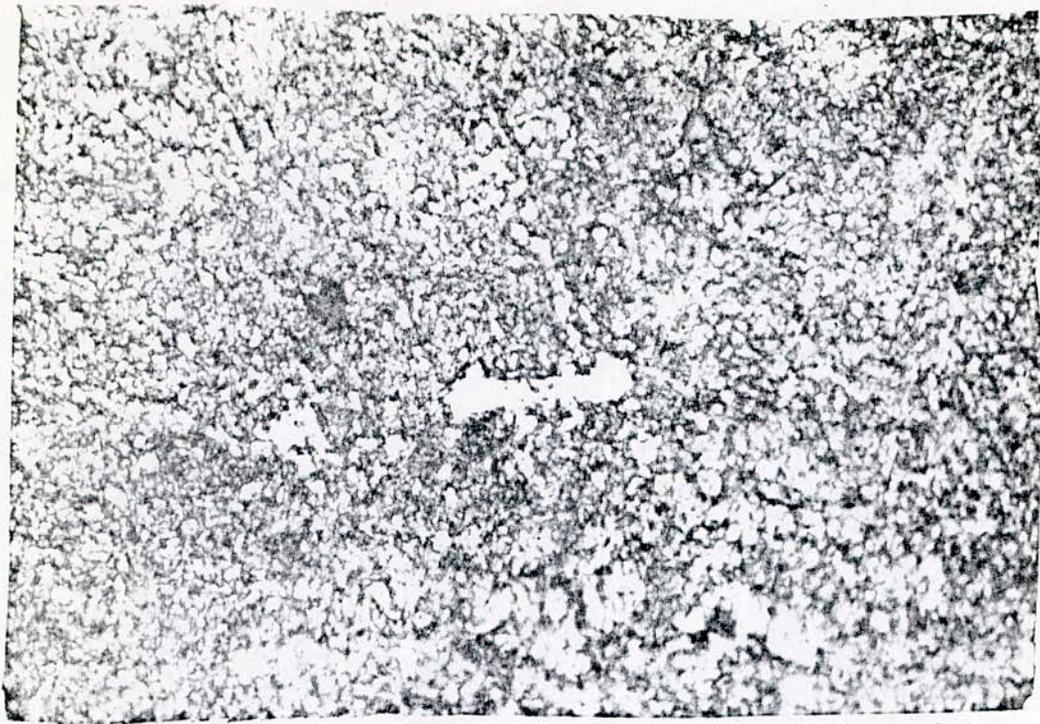


Fig 20. Structure de l'acier 35NCD16 à l'état brut G.500

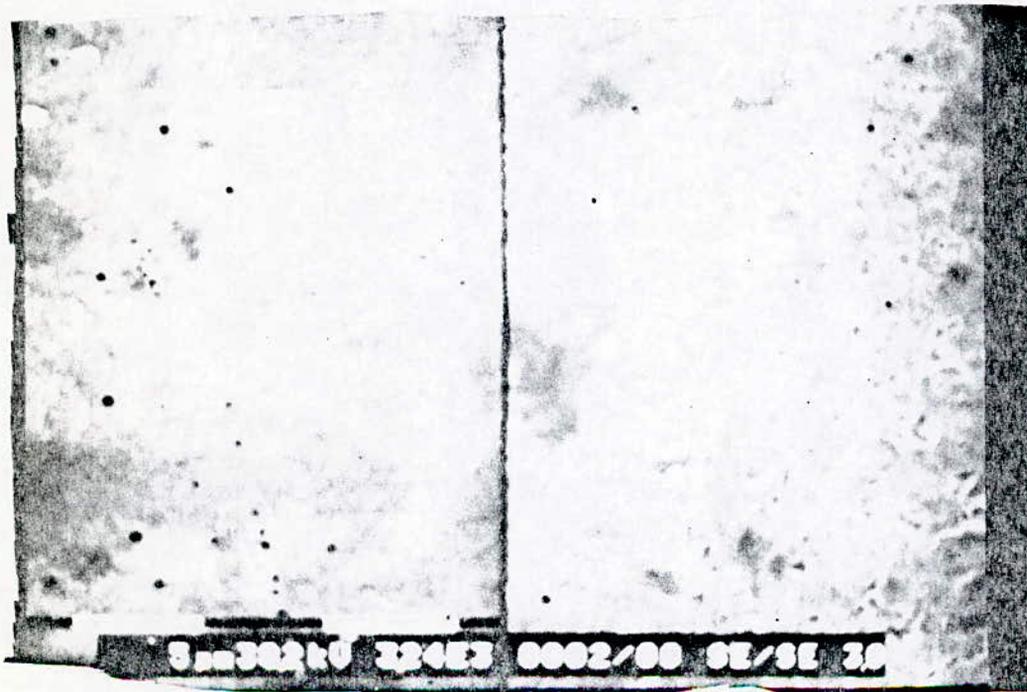


Fig 21. Structure de l'acier 35NCD16 à l'état revenu.

Les conditions de ce traitement sont :

- Austénisation à 880 °C pendant 30 mn
- Trempe à l'huile
- Revenu à 600 °C pendant 2 heures.

La microstructure de l'acier de référence est plus fine et aciculaire, la ferrite qui a l'aspect claire constitue un fond sur lequel est finement dispersée la cémentite sous forme de particules.

L'observation de l'acier de référence au microscope électronique à balayage montre une dispersion plus fine de la cémentite où la taille des particules est relativement faible par rapport à l'acier brut. fig (21).

1.2.2 - Caractéristiques mécaniques :

Le tableau I.3 - présente les caractéristiques mécaniques de l'acier 35NC D16 à l'état revenu. Les caractéristiques de l'état revenu sont plus élevées (dureté, Rm) que celles de l'état recuit (brut). La différence de la dureté est notable.

Tableau I.3 - caractéristiques mécaniques de l'acier de référence

H.R.C.	R _m (Mpa)
27	890

II - TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES :

II.1 - Essais de cyclage thermique :

II.1.1 - Dispositif expérimental :

La machine d'essai de cyclage thermique fig (22 a) est un assemblage de deux parties.

* Un dispositif thermique fig. (22 b) constitué de :

- Four tubulaire de marque ADAMEL, type T.5 qui peut atteindre une température de 1000 °C.
- Un régulateur qui permet de fixer la température du four à l'aide d'un thermocouple (K) lié à ce dernier.
- Un bloc de puissance qui alimente le four.
- Un bac d'eau situé au dessous du four de capacité de 40 litres.

* Un dispositif électromécanique fig (22 c) constitué de :

- Un système électromécanique (moteur) de bielle manivelle qui permet d'effectuer un mouvement sinusoïdal rectiligne. Le mouvement permet un cyclage thermique des pièces.
- Un générateur à courant continu pour alimenter le temporisateur.
- Un temporisateur qui permet de fixer le temps de maintien à chaud de la pièce.
- Un switch qui permet le blocage de l'échantillon dans le four en coupant le courant dans le moteur.
- Une table potentiométrique, liée à l'échantillon, par un thermocouple, qui permet d'enregistrer la variation de température de l'échantillon au cours du cyclage en fonction du temps.

Les échantillons de forme cylindriques (16 mm de diamètre et 6 mm d'épaisseur) fig. (23) fixés par leur partie supérieure à un fil en acier réfractaire lié à la bielle - manivelle, ils sont introduits dans le four dont la température de chauffage est fixée par le régulateur. En réglant la tension d'alimentation du moteur et du système de temporisation, on obtient des mouvements oscillatoires verticaux avec un cyclage bien déterminé.

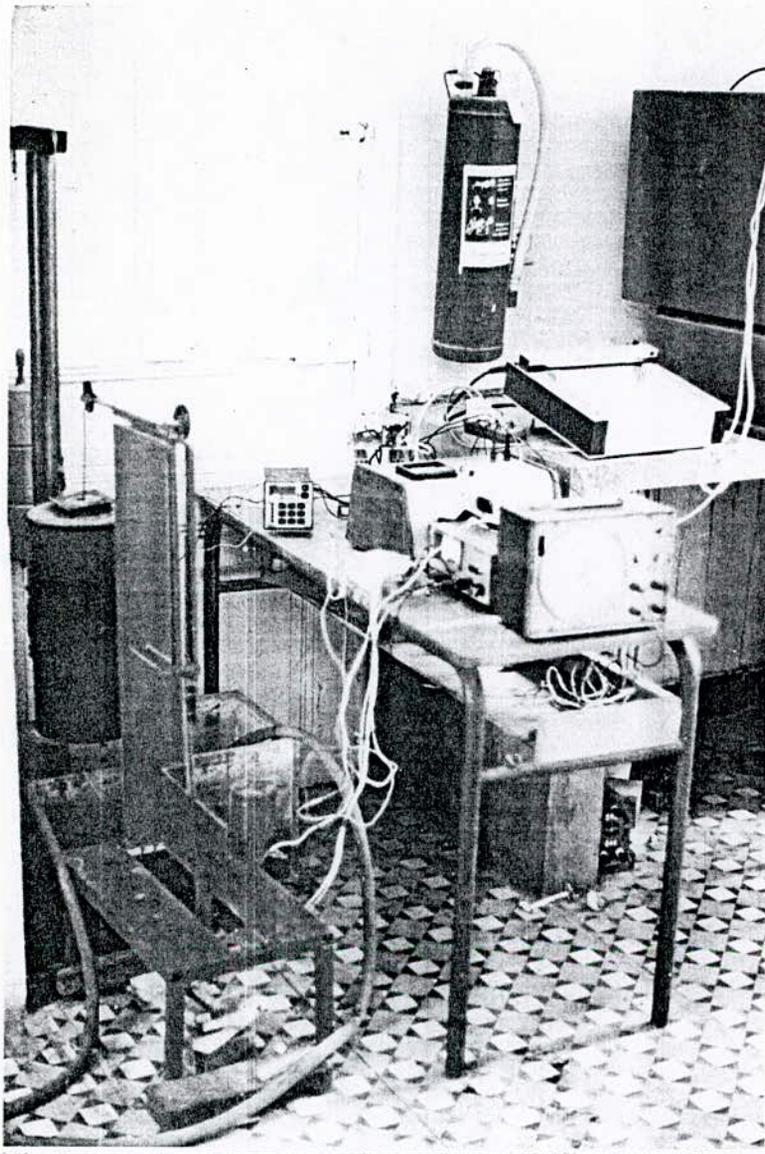


Fig 22.a Machine d'essai de fatigue thermique

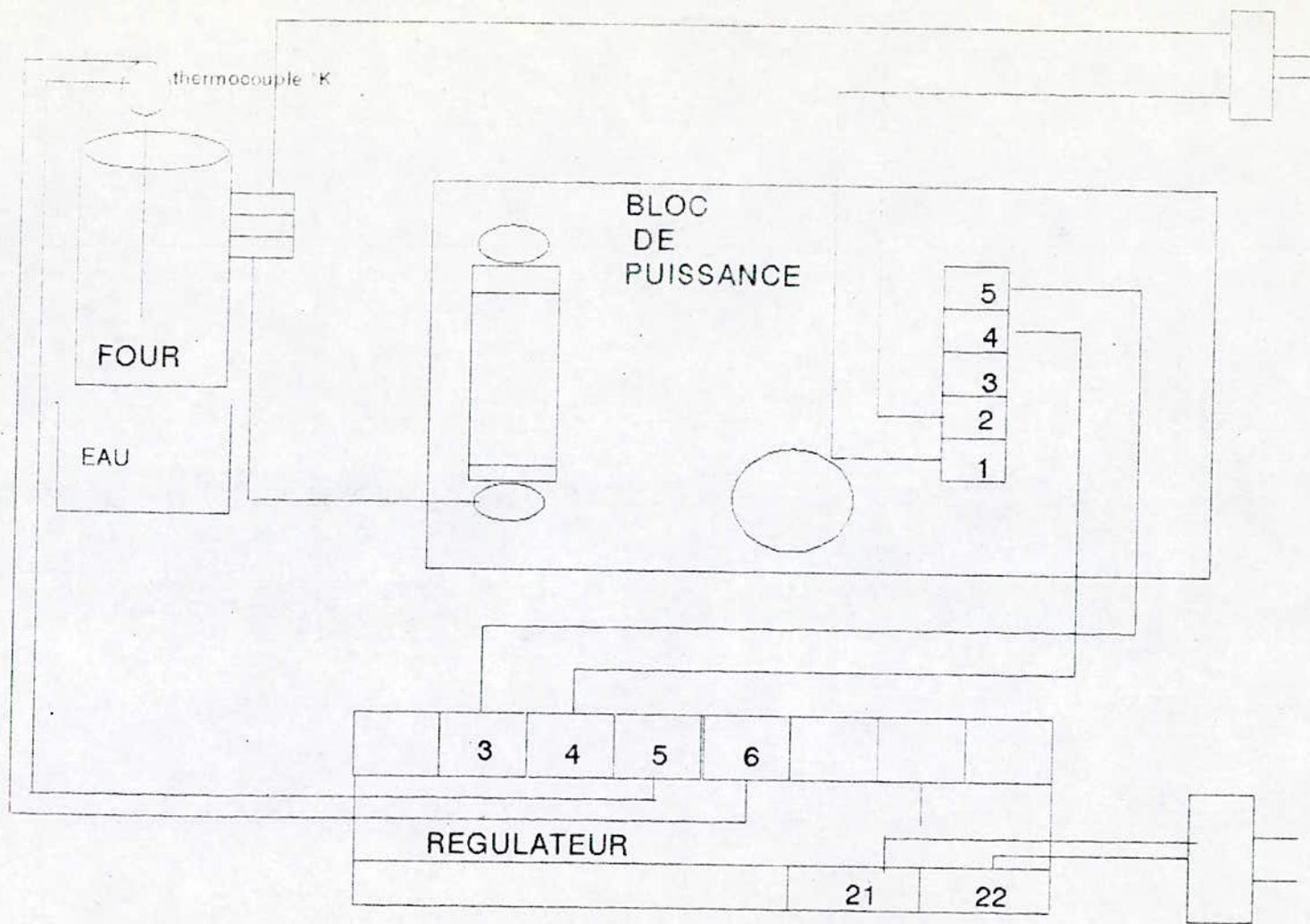


Fig 22.b Dispositif thermique

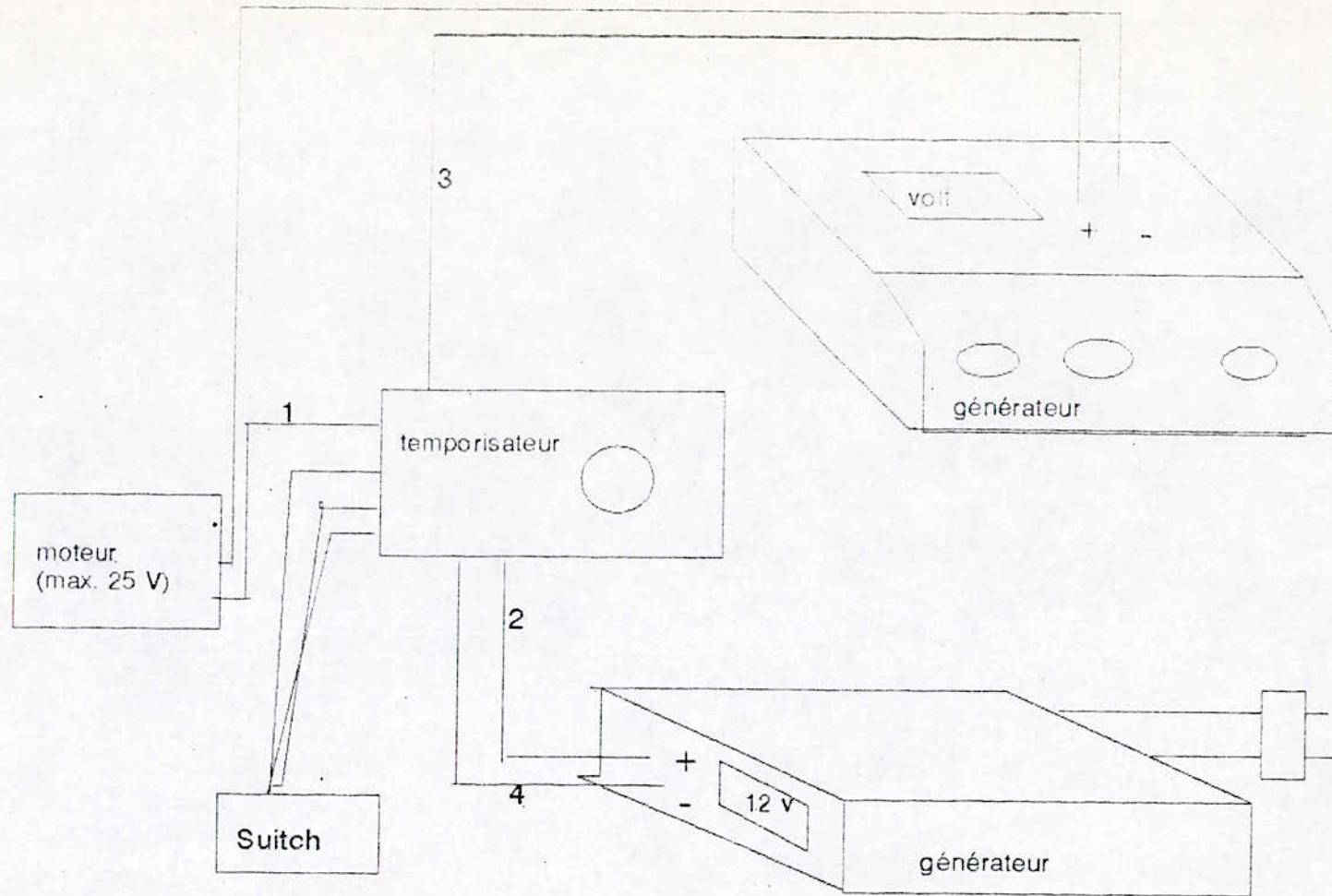


Fig 22.c Dispositif électromécanique

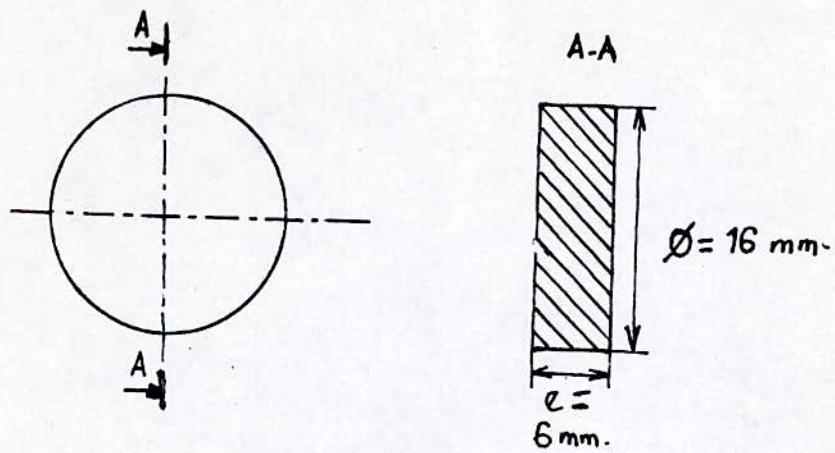


Fig 23. Pièce d'essai de choc thermique

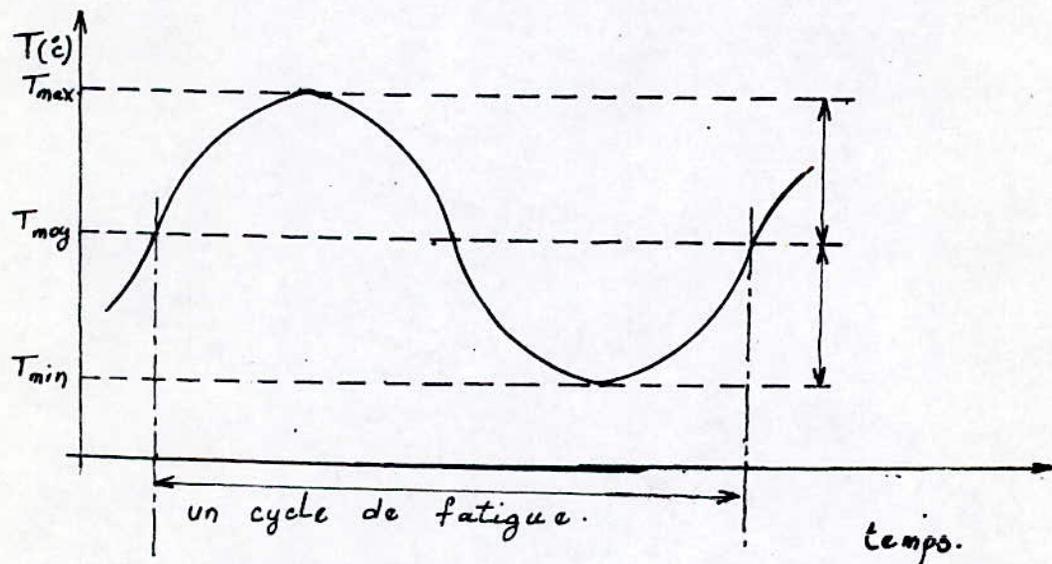


Fig 24. Forme d'un cycle thermique

Dans ces conditions, les échantillons sont maintenus dans le four où ils atteignent une température maximale pendant T1 puis trempés dans le bain d'eau où ils subissent le refroidissement à une température minimale pendant un temps T2, le cycle thermique obtenu a la forme présentée dans la figure (24).

II.1.2 - Conditions de cyclage thermique :

Dans cette étude nous avons effectué trois expériences selon le paramètre choisi.

- Première expérience : Evolution de l'acier au cours du cyclage thermique.

Les essais ont été effectués sous forme de chocs thermiques car les pièces sont trempées dans l'eau après un séjour de 5 mn dans le four. C'est pourquoi nous nous sommes limités à 120 cycles. Les conditions de cet essai sont :

- Température maximale des pièces..... : 600 °C
- Temps de maintien à chaud : 300 s
- Temps de maintien à froid (dans l'eau)..... : 2 s
- Durée total du cyclage : 302s

- Deuxième expérience : Etude de l'effet de la température maximale.

Les pièces ont subi des cyclages à température variable de 400 à 700 °C pour un nombre de cycles constant (40 cycles).

Le choix de cette plage de température est dictée par les conditions réelles de fonctionnement de l'acier 35NC D16 dans les différentes applications industrielles. Les conditions de l'essai sont :

- Temps de maintien à chaud : 300 s
- Temps de maintien à froid : 2s
- Durée totale du cyclage : 302 s
- Nombre de cycles : 40 cycles.

- Troisième essai : Etude des effets de la durée de maintien à chaud :

Les conditions de cyclage de cet essai sont analogues au premier, mais celui-ci se distingue du premier par le paramètre temps de maintien à chaud :

- Température maximale des pièces : 600 °C
- Temps de maintien à chaud : 180 s
- Temps de maintien à froid : 2 s
- Durée total du cyclage : 182 s.

II.1.3 - Paramètres de cyclage thermique :

Les figures (25) représentent les courbes de cyclage pour chaque essai.

Les paramètres de cyclage pour chaque essai sont regroupés dans le tableau ci-dessous.

Tableau II.4 - Conditions opératoires du cycle thermique.

Paramètres Essais	T _{max} (°c)	T _{min} (°c)	ΔT(°c)	t _{max} (s)	t _{min} (s)	v _c (°c/min)	V _R (°c/mn)
Essai N° 1	600	390	210	300	2	42	6.300
Essai N° 2	400	120	280	300	2	56	8.400
	500	140	360	300	2	72	10.800
	700	490	210	300	2	42	6.300
Essai N° 3	600	160	440	180	2	147	13.200

II.2 - Analyse structurale :

Pour la caractérisation structurale, les pièces subissent d'abord des polissages au papier abrasif de granulométrie croissante 120, 320, 400, 600 et 1000 sous lubrification d'eau, respectivement pendant 5 min, suivi d'une finition au feutre avec de la pâte diamantée d'alumine (1 et 0,3U).

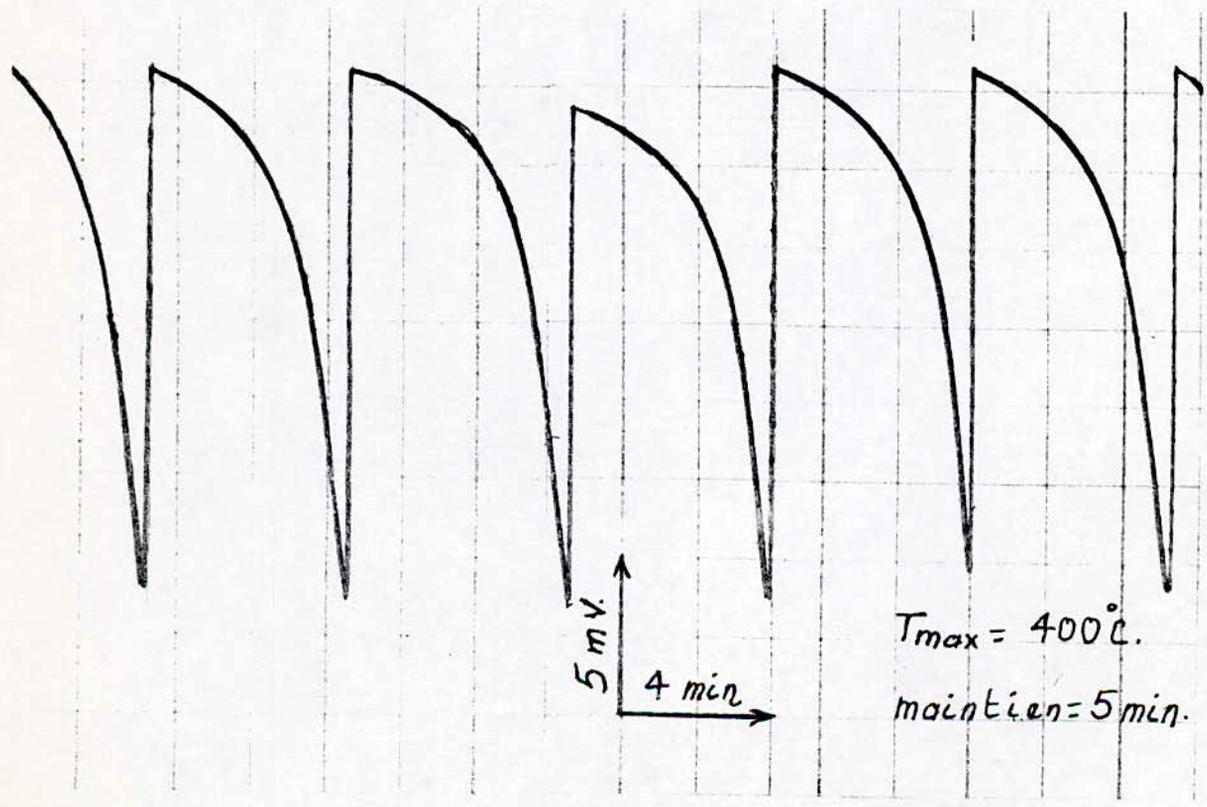
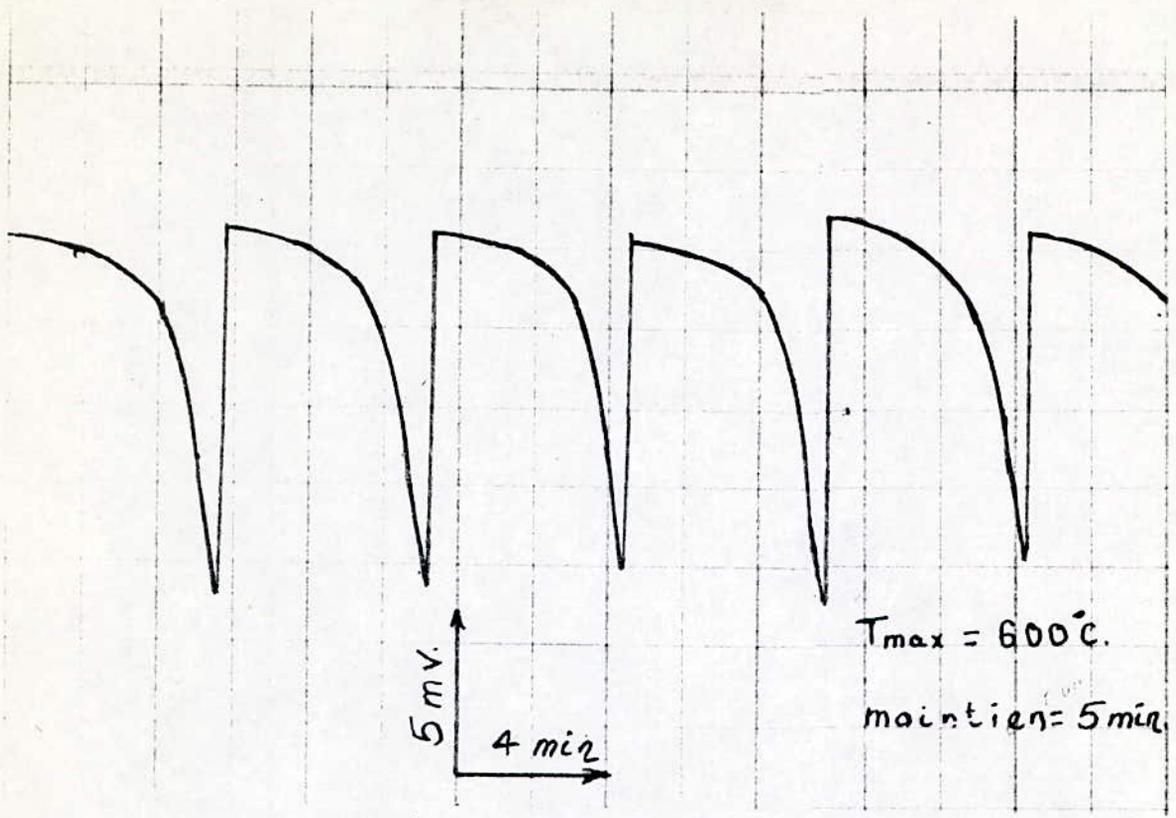
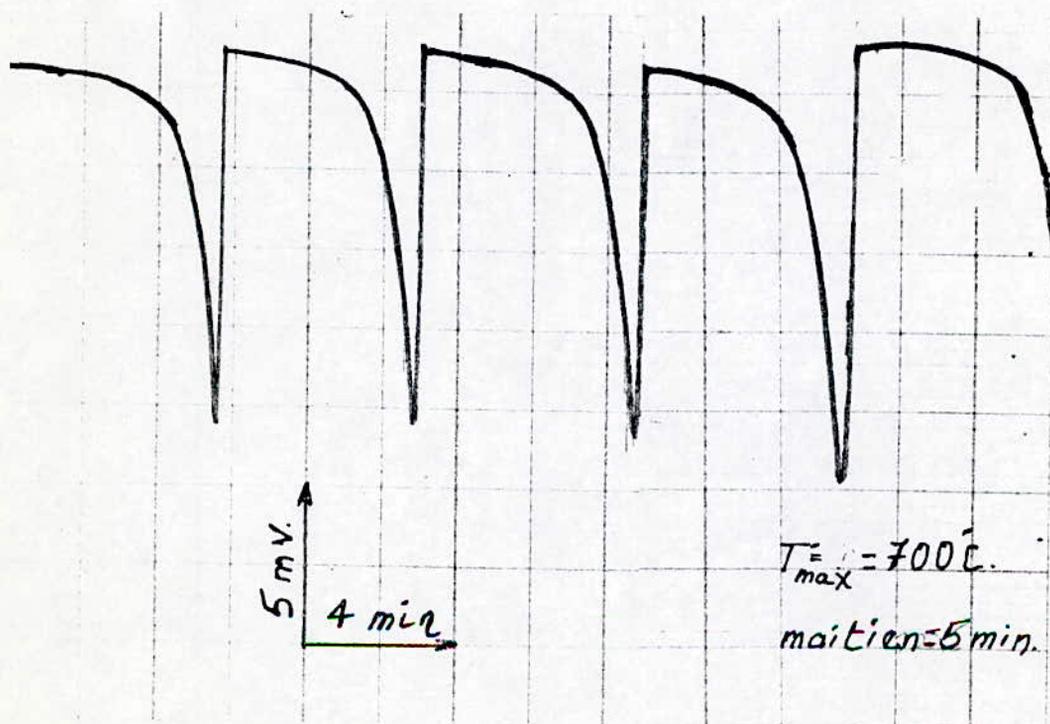
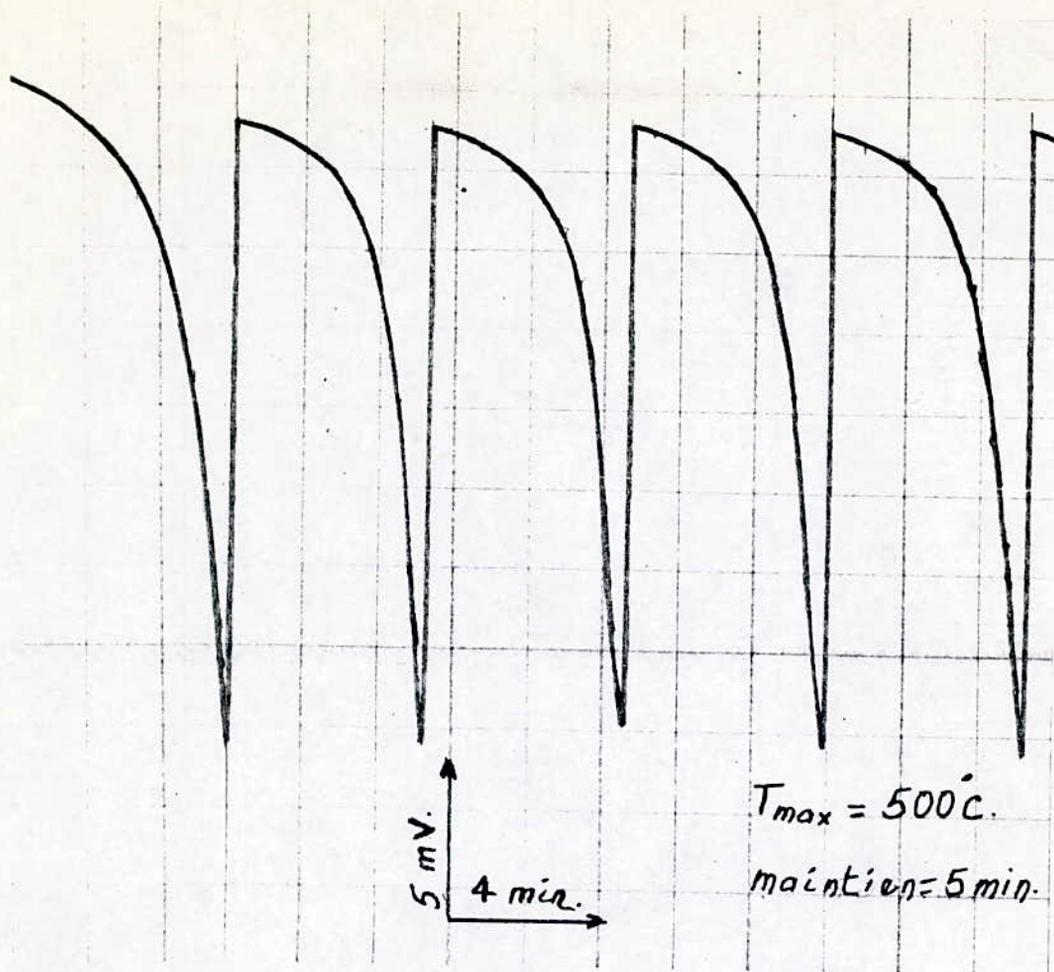
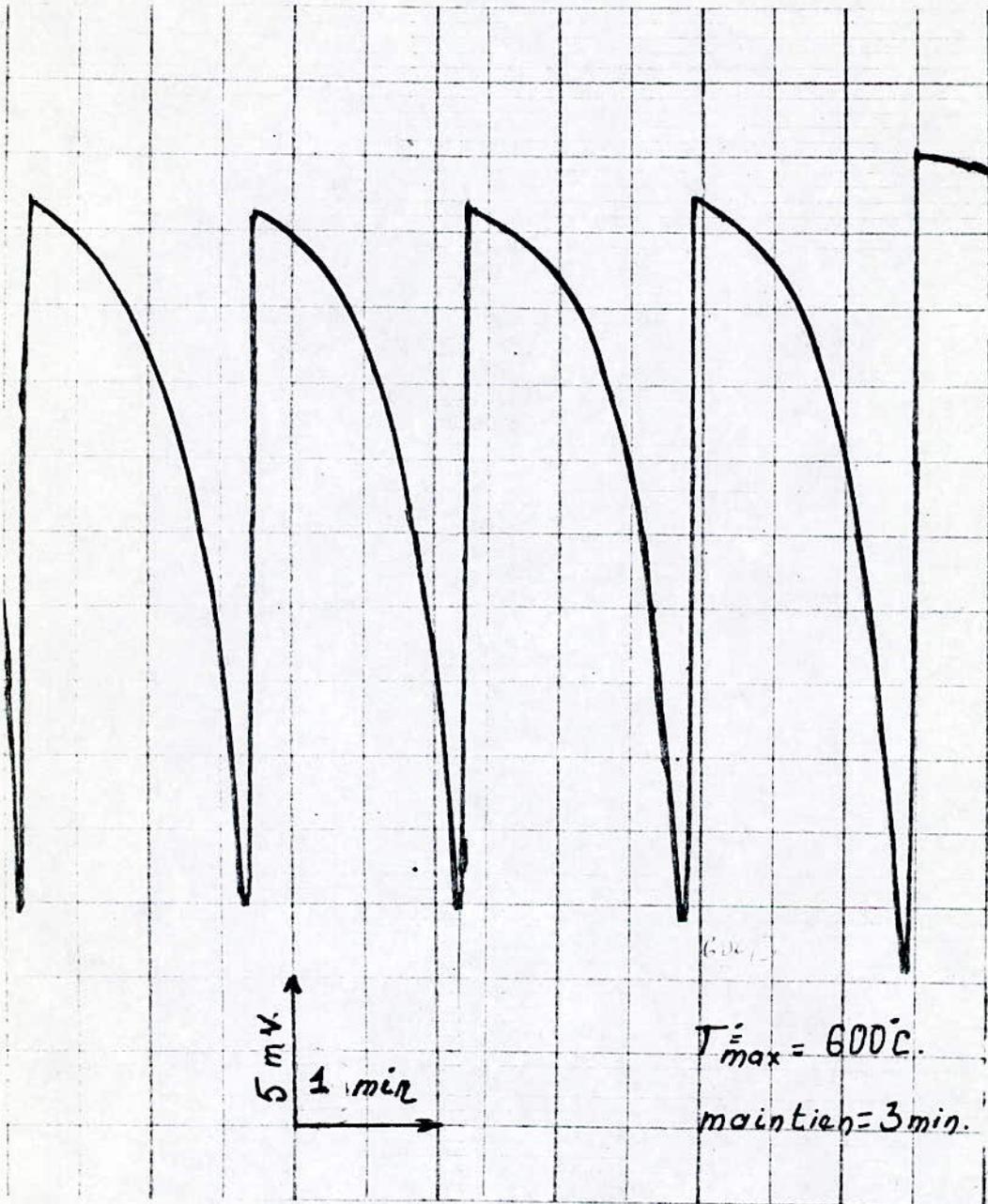


Fig 25. Courbes de cyclages





Pour l'attaque chimique nous avons choisi le Nital 4% comme reactif d'attaque avec une durée de 10s environ.

Pour l'observation structurale, nous avons utilisé deux types de microscopes :

1/ Microscope optique, le grossissement utilisé est 500 X les observations ont lieu au laboratoire (C.D.M.) du H.C.R.

2/ Microscope électronique à balayage. L'observation a été effectuée au laboratoire d'analyse et de simulation du H.C.R et au laboratoire du C.D.M. de DRARIA.

Le fort grossissement nous permet de suivre l'évolution microstructurale en particulier de la cementite alliée pour mettre en évidence les transformations au cours du cyclage.

Les appareils utilisés sont respectivement du type "PHILLIPS - SEM 505" à l'U.D.T.S. du H.C.R. et de type "PHILLIPS XL30 au C.D.M. de DRARIA.

3/ Analyse d'image :

Un analyseur d'image utilisé au laboratoire du C.D.M. de DRARIA permet de tracer la courbe cumulée de la taille des particules de cementite de l'acier 35NCD16 cycle.

A partir de cette courbe, il permet le calcul de la taille moyenne de ces particules et l'écart-type pour mettre en évidence la dispersion des valeurs mesurées.

11.3 - Essai de dureté :

L'essai de dureté consiste à mesurer l'aptitude de la résistance à la pénétration de l'acier. Pour une bonne reproductibilité des résultats, la surface visée a reçu une bonne planéité et un bon polissage. Pour cet essai, nous avons utilisé un duromètre de marque "LECO - TR. 240" du laboratoire de métallurgie (E.N.P.), les paramètres de l'essai sont :

- Pénétrateur conique en diamant
- Charge appliquée 150 Kg.

II.4 - Analyse des contraintes aux rayons X :

Le principe de la méthode est exposé en annexe, il est basé sur la mesure des déformations engendrées par les contraintes d'origine thermiques ou mécaniques. La déformation d'un matériau provoque la variation de distance interréticulaire (d_{hkl}) d'une famille de plans (h.k.l) diffractants. Or une variation Δd correspond à une variation de l'angle 2θ de position des pics de diffraction dans le diagramme Intensity = f (2θ), selon la loi de Bragg d'interferentiée :

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{-\cotg \theta}{2} \cdot \Delta 2\theta$$

Donc la mesure du décalage $\Delta 2\theta$ du pic sur le diagramme permet de calculer la déformation par rapport à un état de référence.

Le calcul de la contrainte σ se fait par les lois de la mécanique des milieux continus. En effet on demontre que (voir annexe) :

$$\sigma_{\theta} = K' \Delta 2\theta$$

Dans notre étude, n'ayant pas la possibilité de faire une analyse approfondie par diffraction X (limitation du nombre d'échantillons, limitation de l'angle d'exposition ψ) nous nous limitons donc à une analyse qualitative par comparaison avec l'état de référence.

L'appareil utilisé est un diffractomètre de marque "PHILLIPS".

Les conditions des essais sont :

- Raie K_{α} du rayonnement de Cu
- Longueur d'onde $\lambda_{K_{\alpha}} = 1,5405 \text{ \AA}$
- Fente : 0,2
- Pas d'acquisition $2\theta = 0,05^{\circ}$
- Angle : $\psi = 0^{\circ}$.

CHAPITRE III

RESULTATS EXPERIMENTAUX

1 - ETUDE EN MICROSCOPIE ÉLECTRONIQUE À BALAYAGE :

1.1 - Etat de référence :

Etat de revenu à 600 °C structure : Biphasée : composée de cémentite et de ferrite.

La cémentite apparait en blanc sur les photographies, elle se présente sous deux aspects :

En bâtonnet et en globules, mais la tendance à la globulisation est plus importantes.

Il semble que les bâtonnets sont orientés vers une direction précise. On peut expliquer par une précipitation de la cémentite le long du contour des anciens aiguilles de la martensite qui sont plus ou moins parallèles. La tailles des particules de cémentite aussi bien en bâtonnets qu'en globules est variable et est distribuée de façon normale.

La ferrite apparait en couleur sur les photographies, on constate la disparition de la forme aciculaire des anciennes aiguilles de martensite. Elle apparait sous forme de petits grains très fins de taille variable et distribué de façon normale. La cémentite est localisée dans les joints de grains feritiques on ne constate pas les anciens grains austénitiques fig [26].

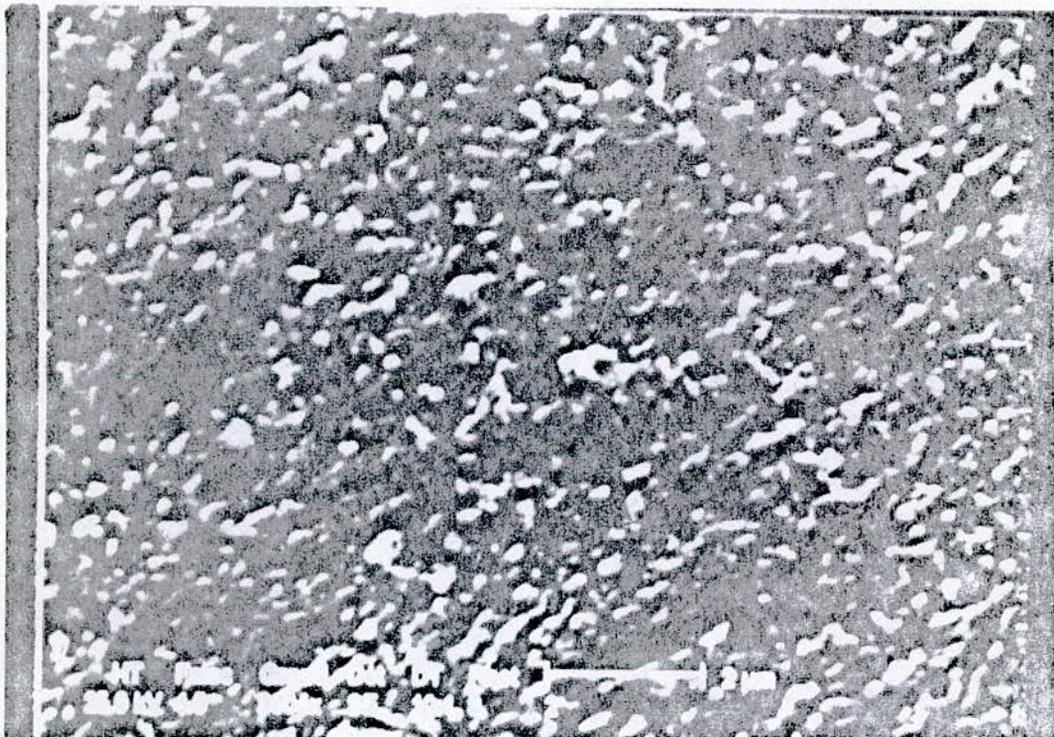
1.2 - Comportement microstructurale au cours du cyclage :

1.2.1 - Essai N° 1 : Evolution au cours du cyclage thermique à 600°C:

En comparant l'état de l'acier respectivement à 40 , 80 et 120 cycles. On constate que d'une part la forme bâtonnets des carbures (cémentite) est progressivement remplacée par la forme globulaire au cours du cyclage, et d'autre part une agmentation de la taille des partiente de cémentite fig (26-a).



1 - Sans choc thermique

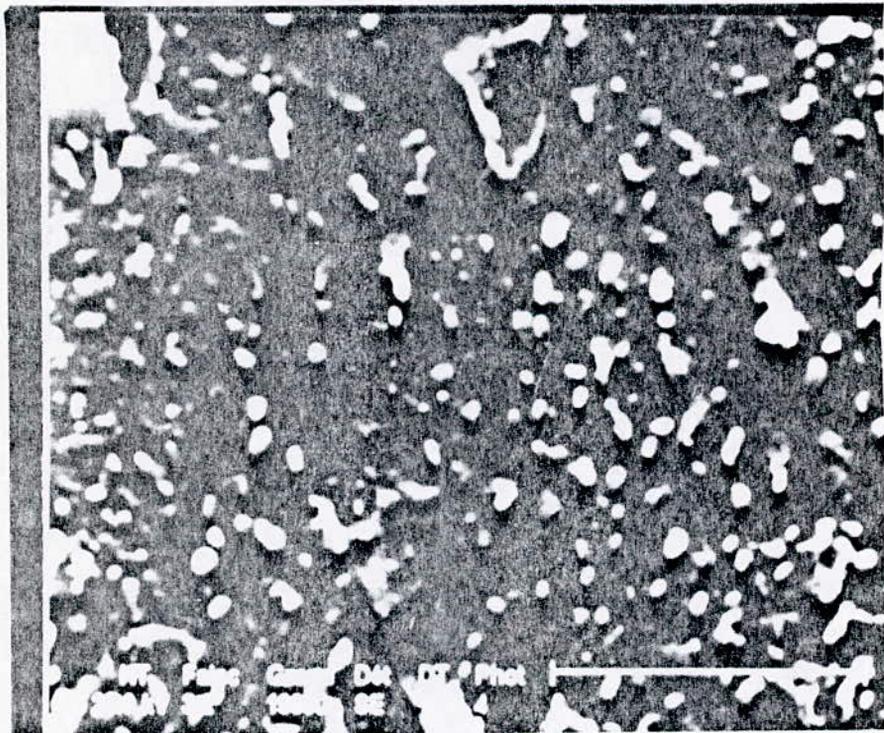


2 - 40 chocs thermiques

Fig 26.a Essai N° 1



3 - 80 chocs thermiques



4 - 120 chocs thermiques

Ce dernier resultat est confirmé par l'étude d'analyse d'image qui a permis de calculer la taille moyenne des particules de cementite dans chaque état. On constate que la croissance des particules de cementite est faible a 600 °C.

Les photographies obtenues ne permettent pas de conclure quant à l'évolution de la taille de la ferrite.

1.2.2 - Essai n° 2 : Influence de la température maximale du cyclage thermique :

Pendant le cyclage à 400, 500, 600 et 700°C la structure batonnets ne disparaît pas par insuffisance de la durée de cyclage (40 cycles) par contre on constate qu'une élévation de la température maximale du cycle de 400°C à 700°C engendre un accroissement important de la taille des particules de cementite fig. [26 - b].

Les résultats sont confirmés par l'analyse d'image.

1.2.3 - Essai n° 3 : Influence du temps de maintien à chaud :

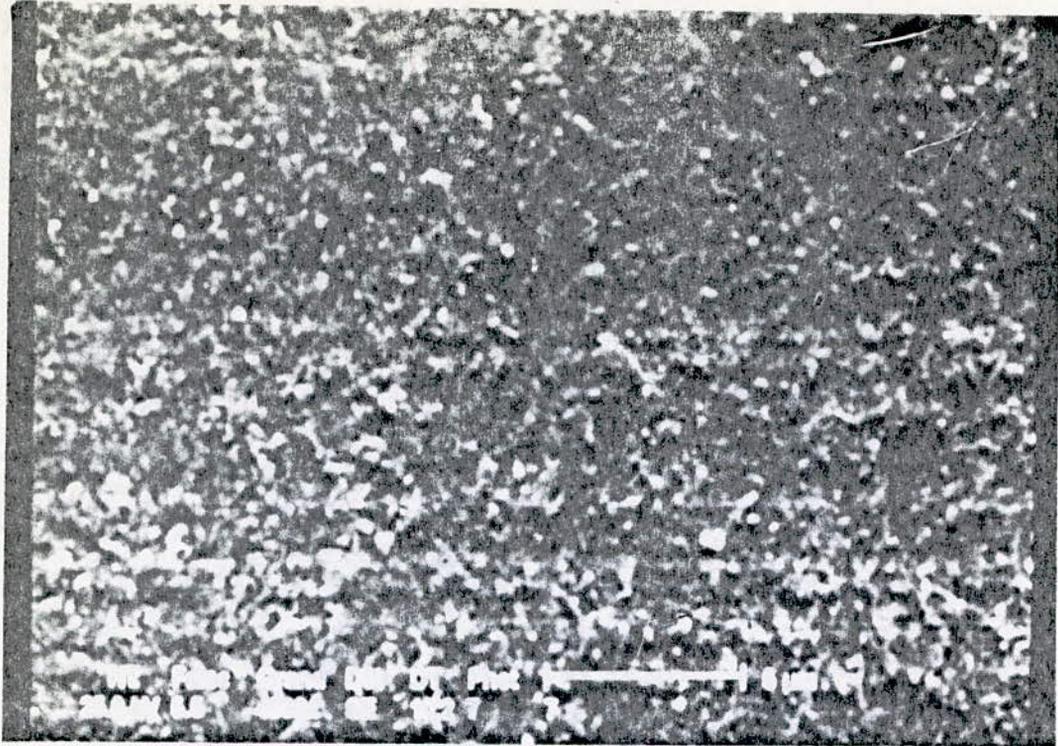
On constate qu'au cours de cyclage à 600 °C avec un maintien de 3mn une croissance notable des particules de cementite. ainsi que leur sphéroïdisation fig (26-c) .

L'étude de l'analyse d'image confirme ces résultats d'autre part en comparant l'évolution de la taille moyenne des particules avec les structures maintenues pendant 5 mn on constate que l'évolution est moins accentuée.

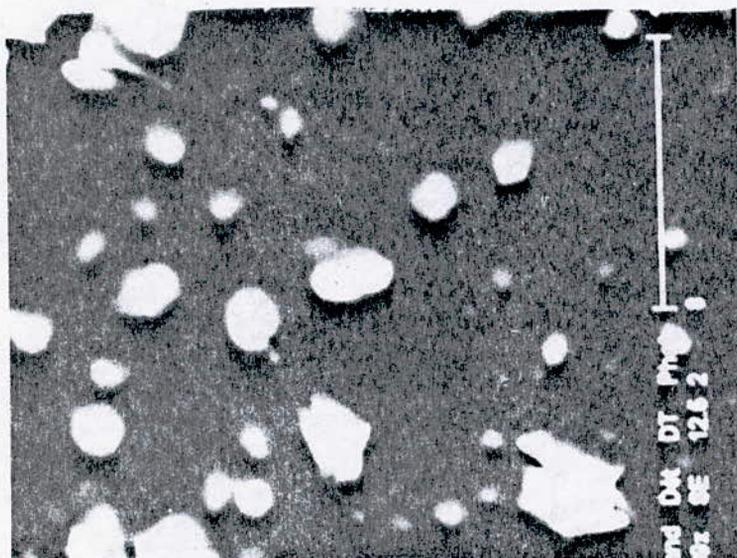
II - CINETIQUE DE LA CROISSANCE DE LA CEMENTITE :

L'étude de la croissance de la cementite au cours du cyclage thermique a été faite au analyse d'image.

Cette méthode basée sur une analyse statistique de mesures des tailles nous fournit la distribution des tailles, la valeur moyenne et l'écart type permettant d'estimer la dispersion à la valeur moyenne.

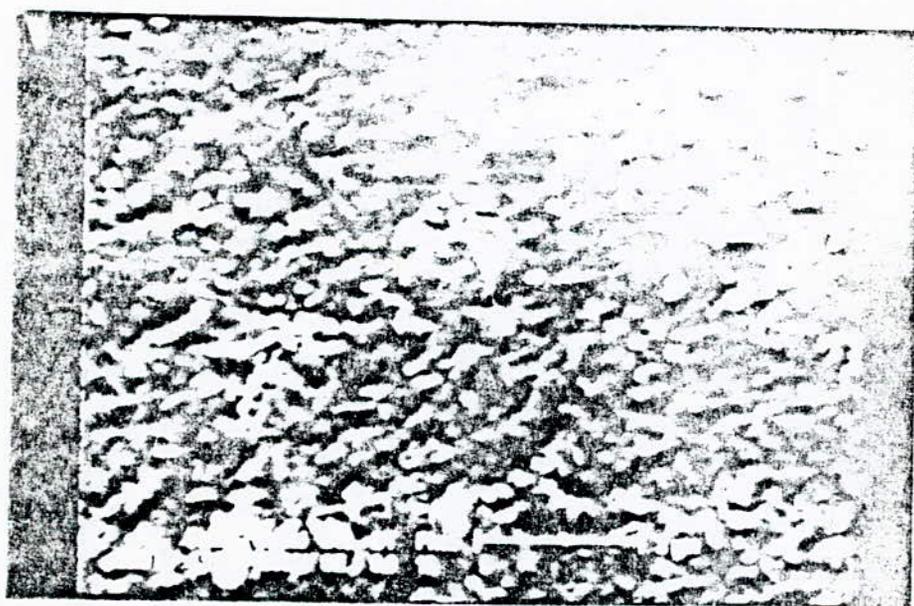


1 - Température maximale 400°C

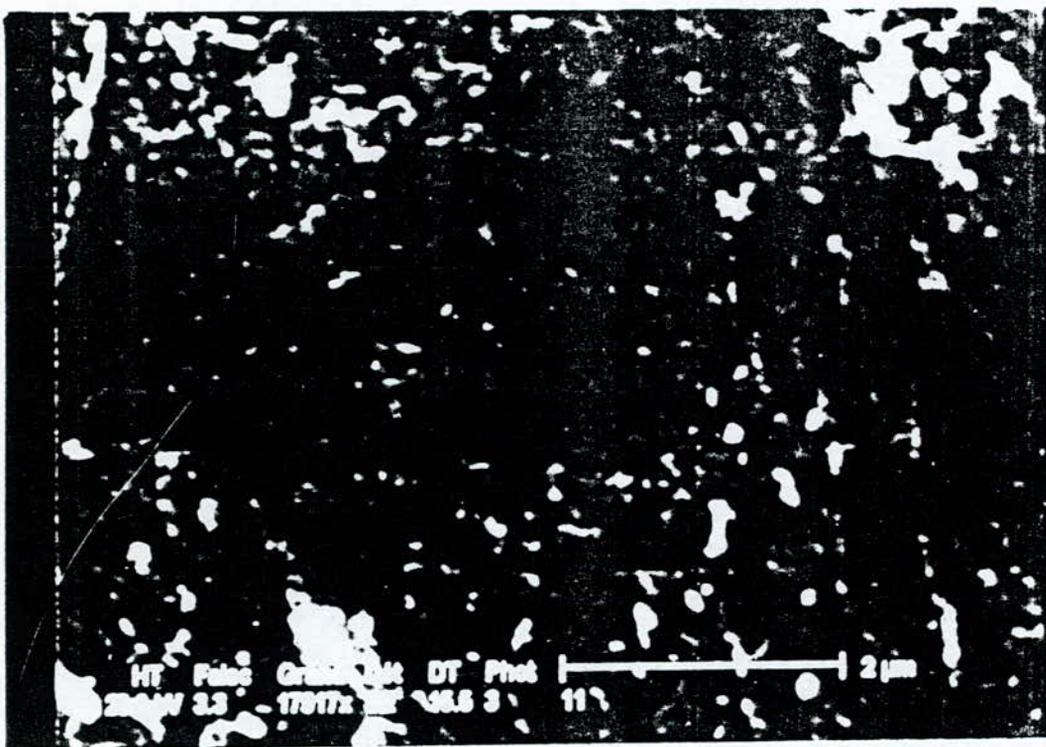


2 - Température maximale 500°C

Fig 26.b Essai N° 2

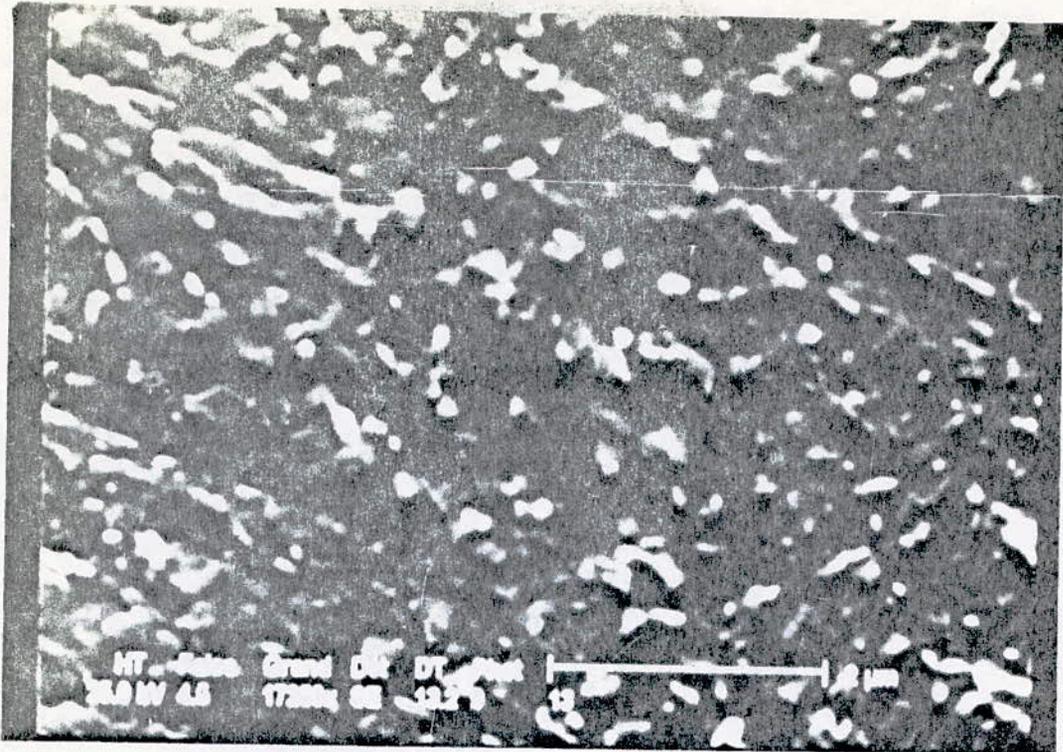


4 - Température maximale 700°C

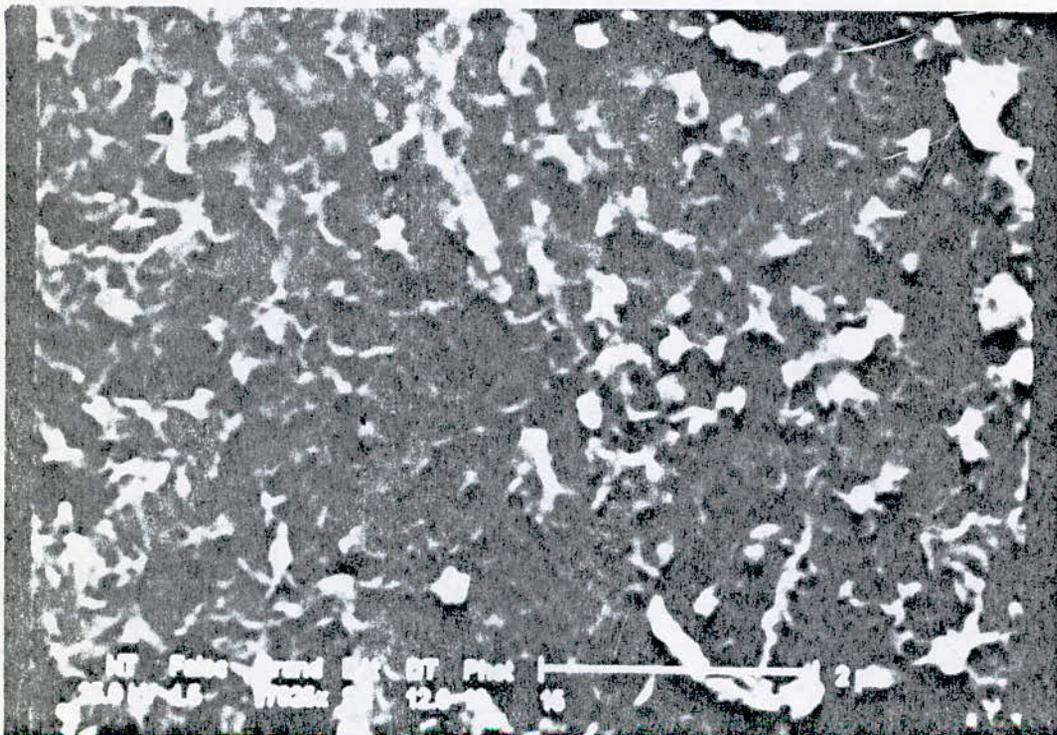


2 - 40 chocs thermiques

Fig 26.c Essai N° 3



3 - 80 chocs thermiques



4 - 120 chocs thermiques

II.1 - Essai N° 1 :

L'évolution de la taille moyenne \bar{d} au cours du cyclage, lors d'un chauffage à 600 °C pendant 5 mn est représentée sur la figure (27).

Nous constatons une coalescence des particules au cours du cyclage qui semble obeir a une loi parabolique de type :

$$\bar{d} = Kt^n$$

Les resultats montrent une variation de la constante K pour les premiers 60 cycles suivie d'une stabilisation pour les cycles suivants d'une valeur moyenne : de 4.10^{-3} s U.S.I.

La vitesse de croissance décroît selon une loir parabolique en accord avec la loi de variation des tailles. fig [28]. Pour calculer les viteses nous avons estimer la constatanne $K = 5,9 \cdot 10^{-3}$ U.S.I.

II.2 - Essai N° 2 :

L'influence de la température maximale du cycle sur l'évolution de la taille des particules et représentée par la fig [29].

Les resultats montrent une croissance de la taille moyenne avec la température maximale. Selon une lois parabolique ou une loi linéare c'est à dire :

$$\bar{d} - d_0 = KT^n \text{ avec } n \geq 0$$

II.3 - Essai N° 3 :

Les resultats montrent une croissance de la taille moyenne au cours du cyclage. Lors d'un maintien à 600 °C pendant 3mn fig [27].

Les variations de la taille des particules de cementite semblent obeir à une loi parabolique. La vitesse de croissance décroît selon une loi parabolique avec le nombre de cycle. La figure [28] montre que la cinetique de croissance dépend du temp de maintien à chaud.

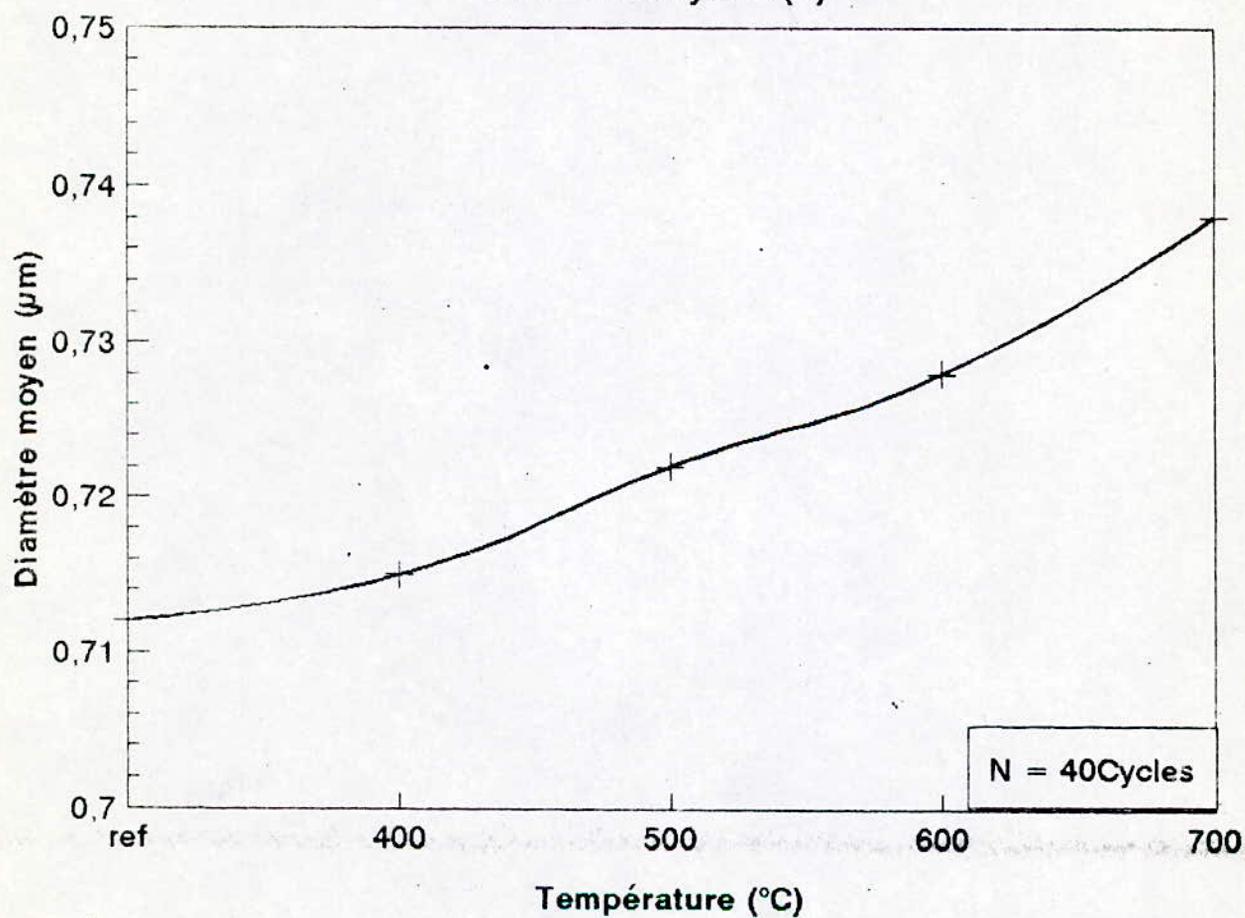
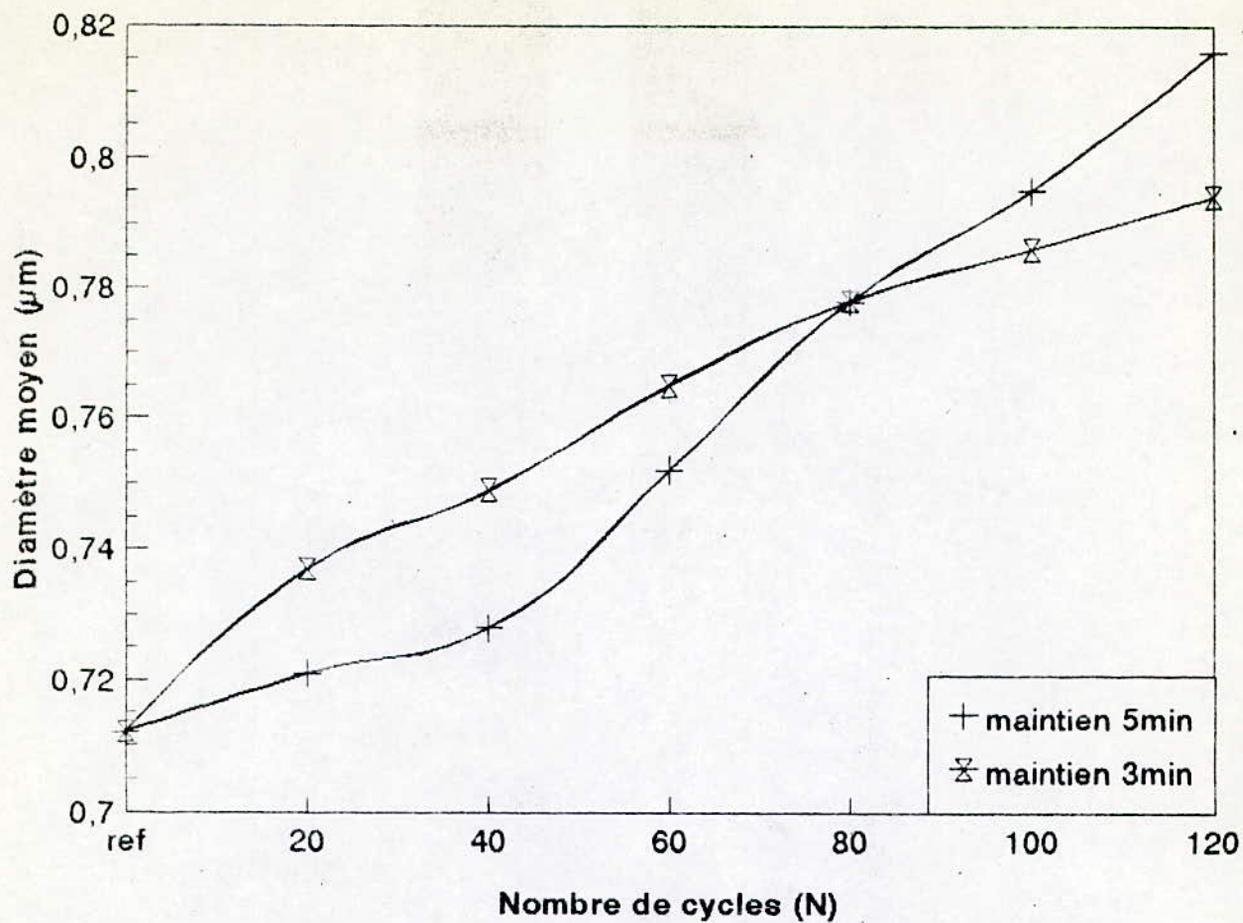


Fig 27. Evolution de la taille moyenne de la cementite au cours du cyclage thermique

En effet la vitesse de croissance est d'autant plus élevée que la durée de maintien à chaud est *prolongée. plus courte.*

III - ANALYSE DES CONTRAINTES RESIDUELLES :

Les résultats de l'analyse radiocristallographique les échantillons après les essais de fatigue thermique sont représentés dans le tableau III.1.

Ces résultats présentent une dispersion importante qui ne permet pas une interprétation rigoureuse.

Néanmoins, nous pouvons constater les décalages des pics (110) et (211) par rapport à l'état de référence (état revenu non essayé). Fig.28.

En effet, pour un cyclage à 600 °C avec un maintien de 5mn on constate après 10h d'essais, un décalage positif du pic (211) de ...

$$\Delta 2 \theta = 1,75^\circ$$

Ce qui correspond à l'introduction de contraintes de compression dans le matériau.

Les résultats sur les effets de la température maximale montrent un décalage dans le sens des faibles angles ($\Delta 2 \theta < 0$) donc la formation de contraintes de traction.

L'exposition à 600 °C pendant 3 mn a les mêmes effets que celle de 5 mn ; un décalage positif de la position du pic (211) donc la formation de contrainte de compression. Après une durée de 10h, le décalage pour un maintien de 3mn à 600 °C est de $\Delta 2 \theta = 1,9^\circ$ donc les contraintes plus intenses par rapport à une exposition à 5mn.

Ech	Plan	2 θ	θ
Réf	(110)	44,65	22,325
Revenu	(211)	80,25	40,125
6	(110)	44,70	22,35
600/5/120	(211)	82,00	41
7	(110)	44,5	22,50
- 400/5/40	(211)	- 83	41,50
8	(110)	44,80	22,40
500/5/40	(211)	80	40
9	(110)	44,20	22,10
- 700/5/40	(211)	80,15	40,075
11	(110)	44,75	22,375
600/3/40	(211)	80,5	40,25
15	(110)	44,75	23,375
600/3/120	(211)	- 82,15	41,075

Tableau III : Résultats d'analyse radiocristallographique de l'acier - 35NCD16 après différents états de cyclage thermique.

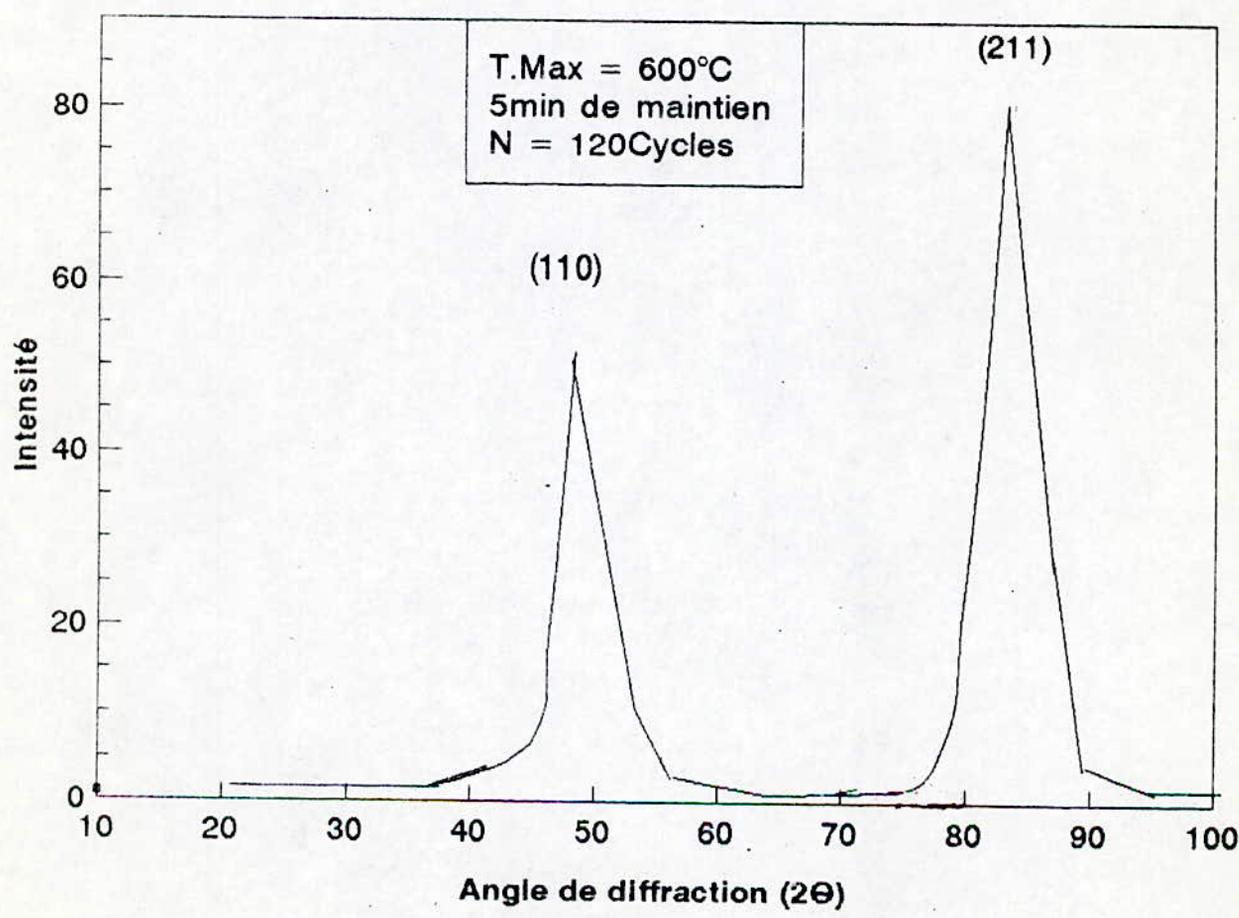
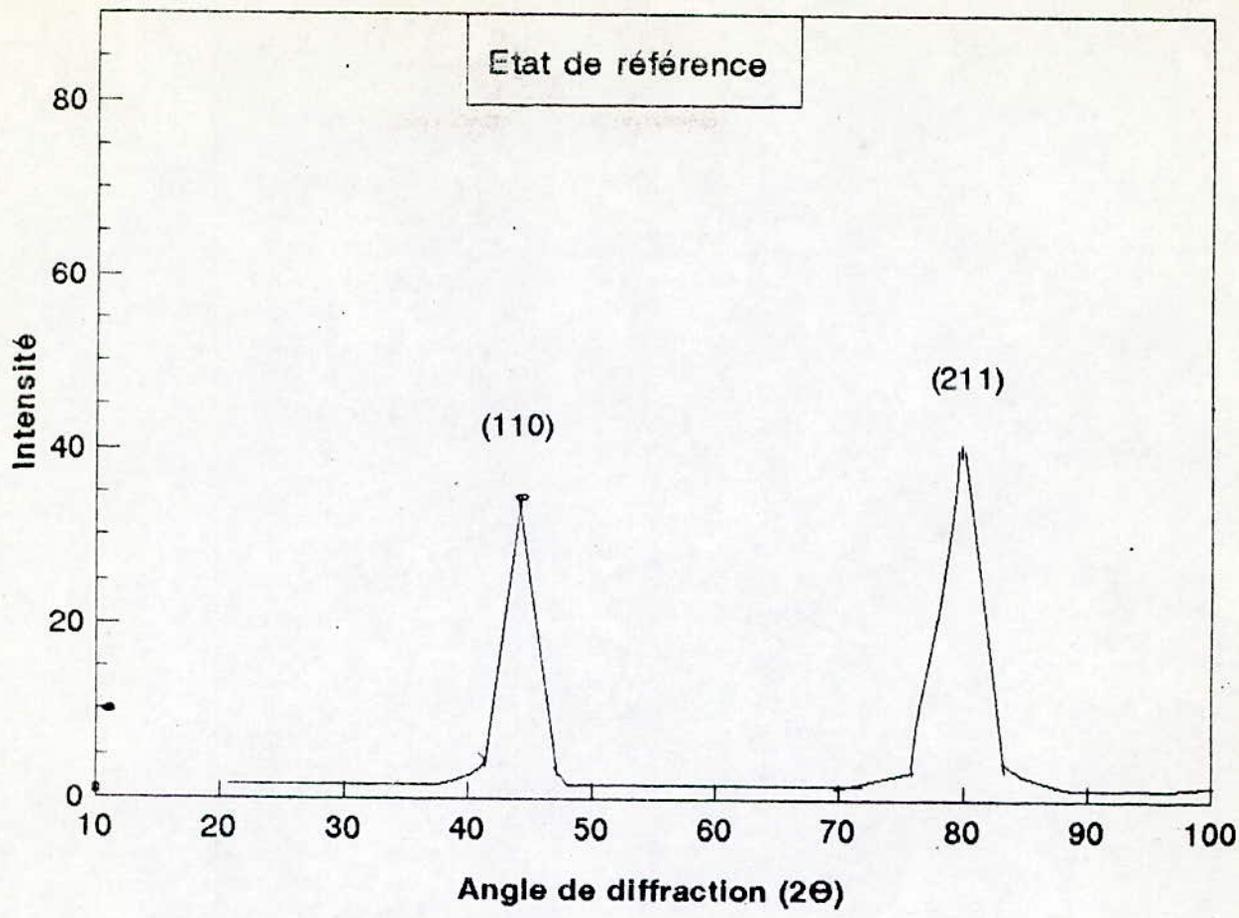
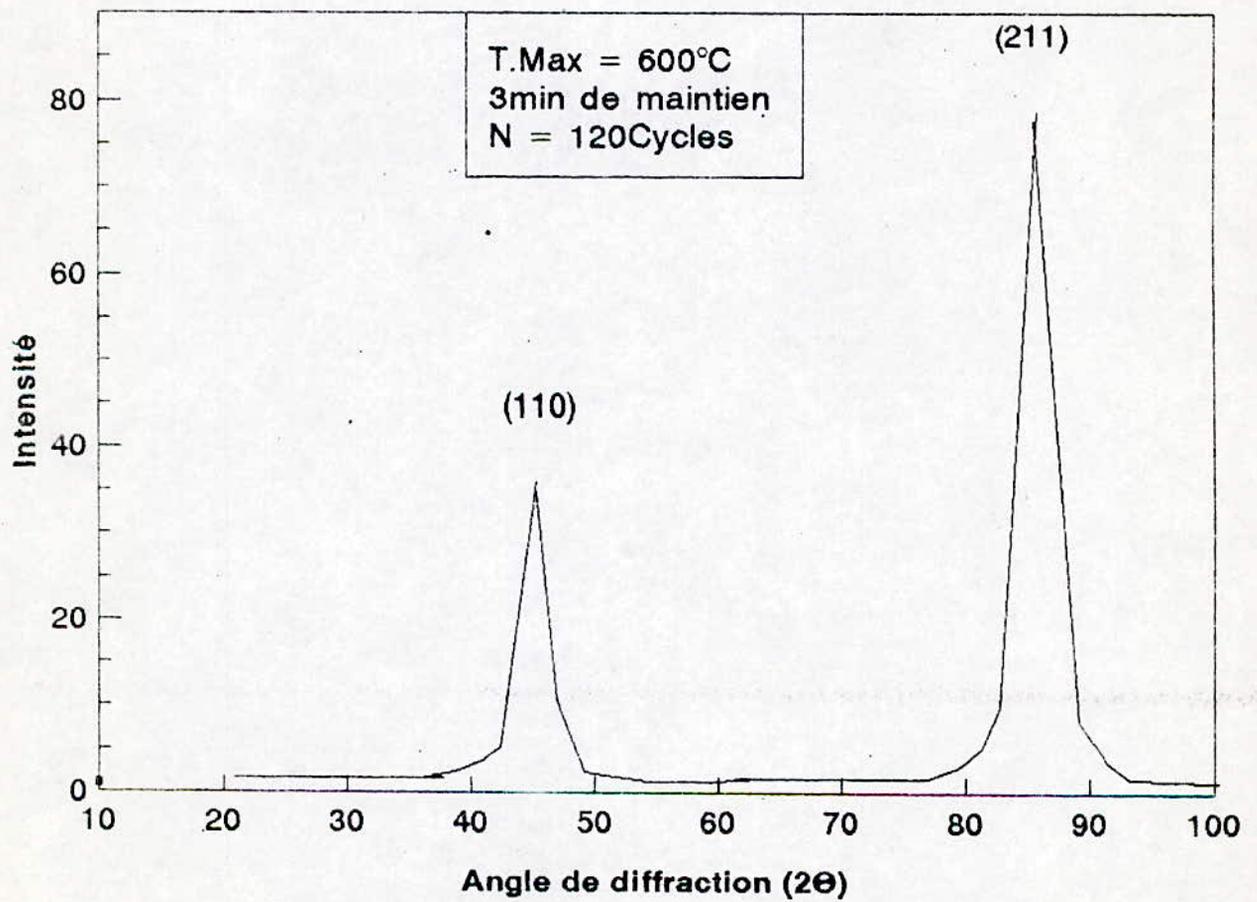
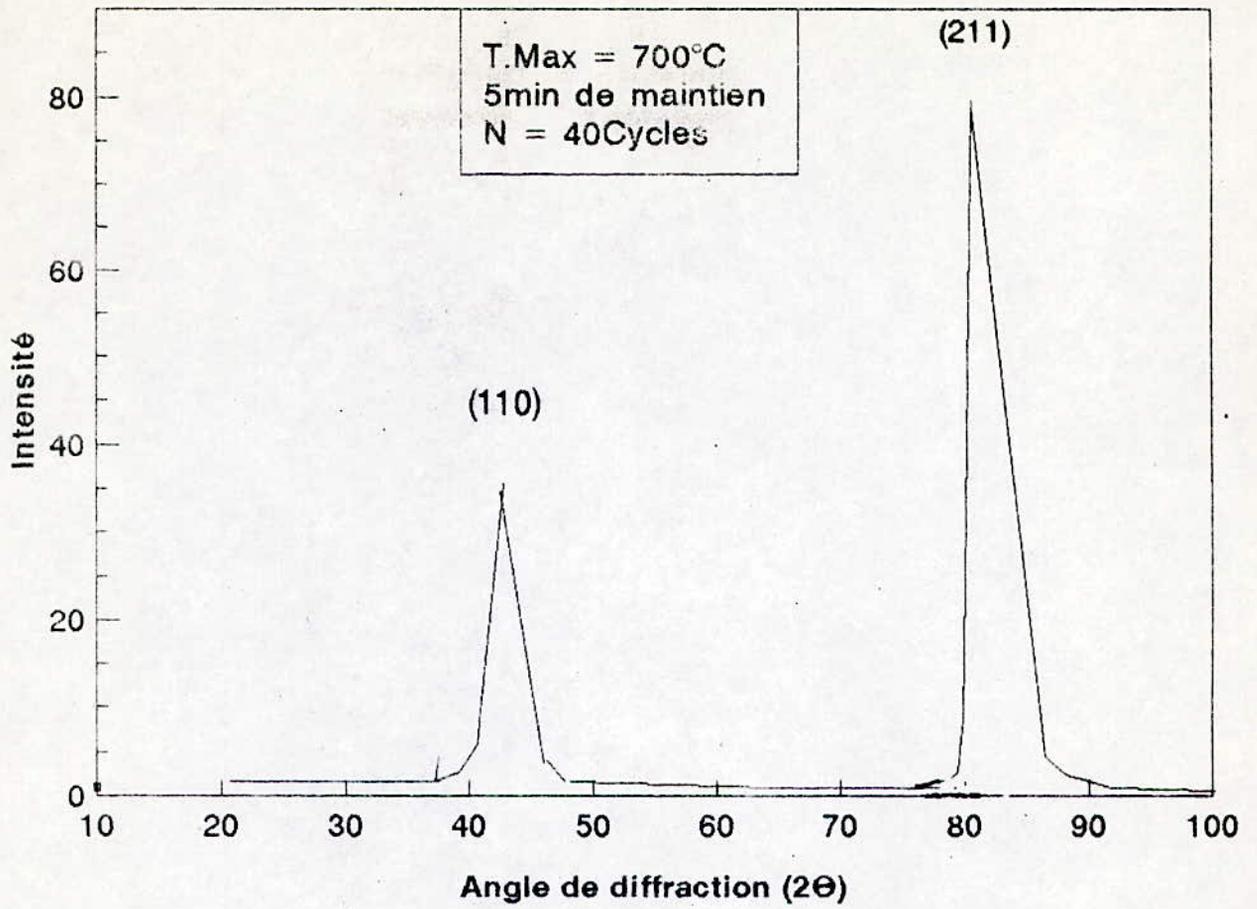


Fig 28. Courbes de diffractométrie.



IV - EVOLUTION DE LA DURETE :

Essai N° 1 :

Les resultats obtenus montrent un adoucissement important de l'acier au cours du cyclage thermique entre 600° et 400° C avec une durée de maintien de 5mn.

Les variations relatives de la dureté sont respectivement de 11,5 % pendant les 40 premiers cycles, de 14,2 % pendant les 40 cycles suivants (de 40 à 80 cycles) et de 25,8 % pendant les 40 derniers cycles (entre 80 - 120 cycles) fig. [29].

Essai N° 2 :

La dureté décroît lorsque la température de maintien à chaud augmente de 400 à 700° C pour une durée de cyclage constante de 40 cycles.

Les variations relatives de la dureté sont de 2% lorsque la température maximale passe de 400 à 500° C, de 6% lorsqu'elle passe de 500 à 600° C et enfin de 7,5% lorsqu'elle passe de 600 à 700° C. fig.[29].

Essai N° 3 :

La dureté de l'acier décroît au cours du cyclage thermique entre 600 et 200° C pour une durée de maintien de 3mn. Les variations de la dureté sont respectivement de 11,85% pendant les premiers 40 cycles, de 10,08% pendant les 40 cycles suivant (40 - 80 cycles) et de 15,42% pendant les derniers 40 cycles (80 - 120 cycles).

Les résultats montrent que l'adoucissement de l'acier pour un maintien de 3mn est plus faible que celui obtenu pour un maintien de 5mn.

En effet, on constate que le niveau de dureté et les variations relatives (taux d'adoucissement) sont plus faibles pour un maintien de 3mn. fig [29].

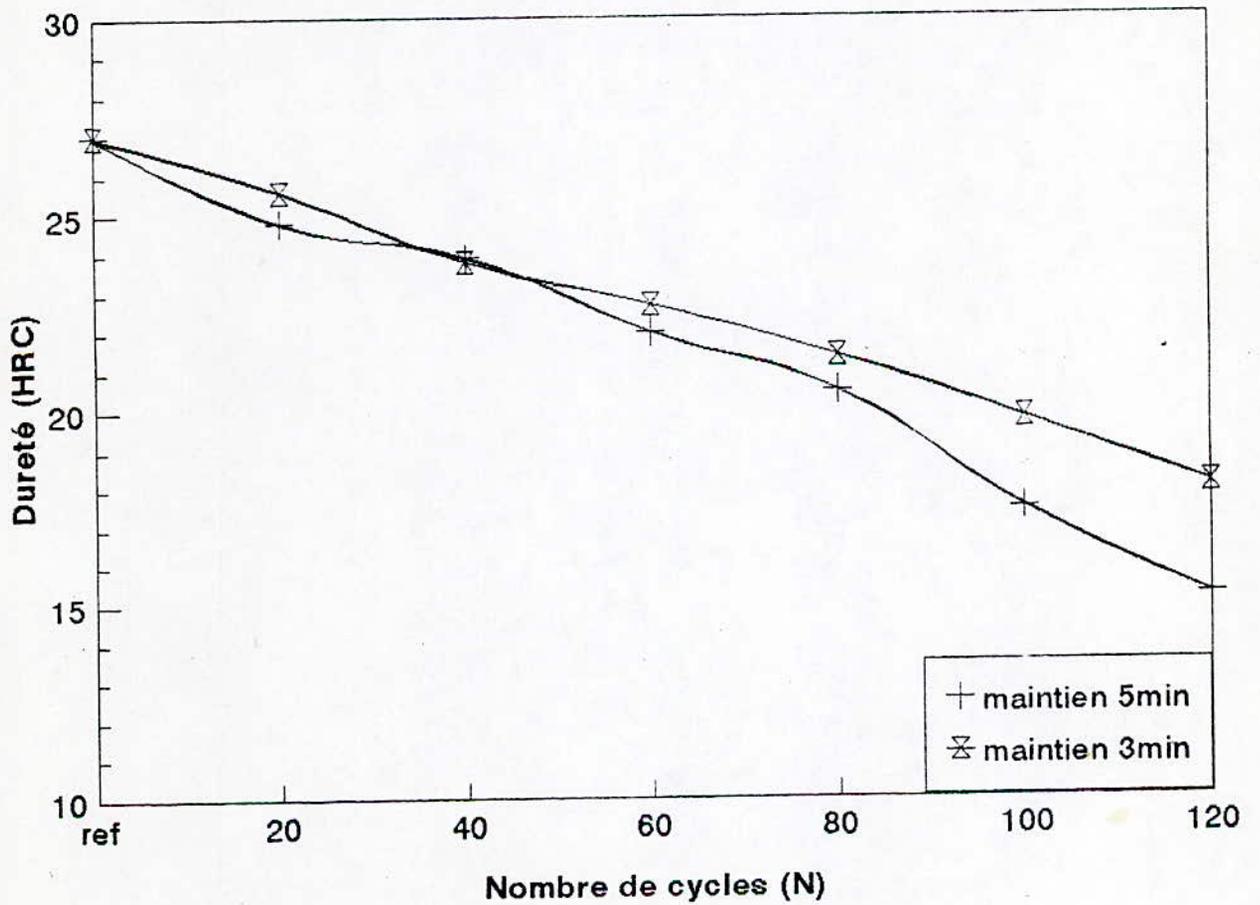
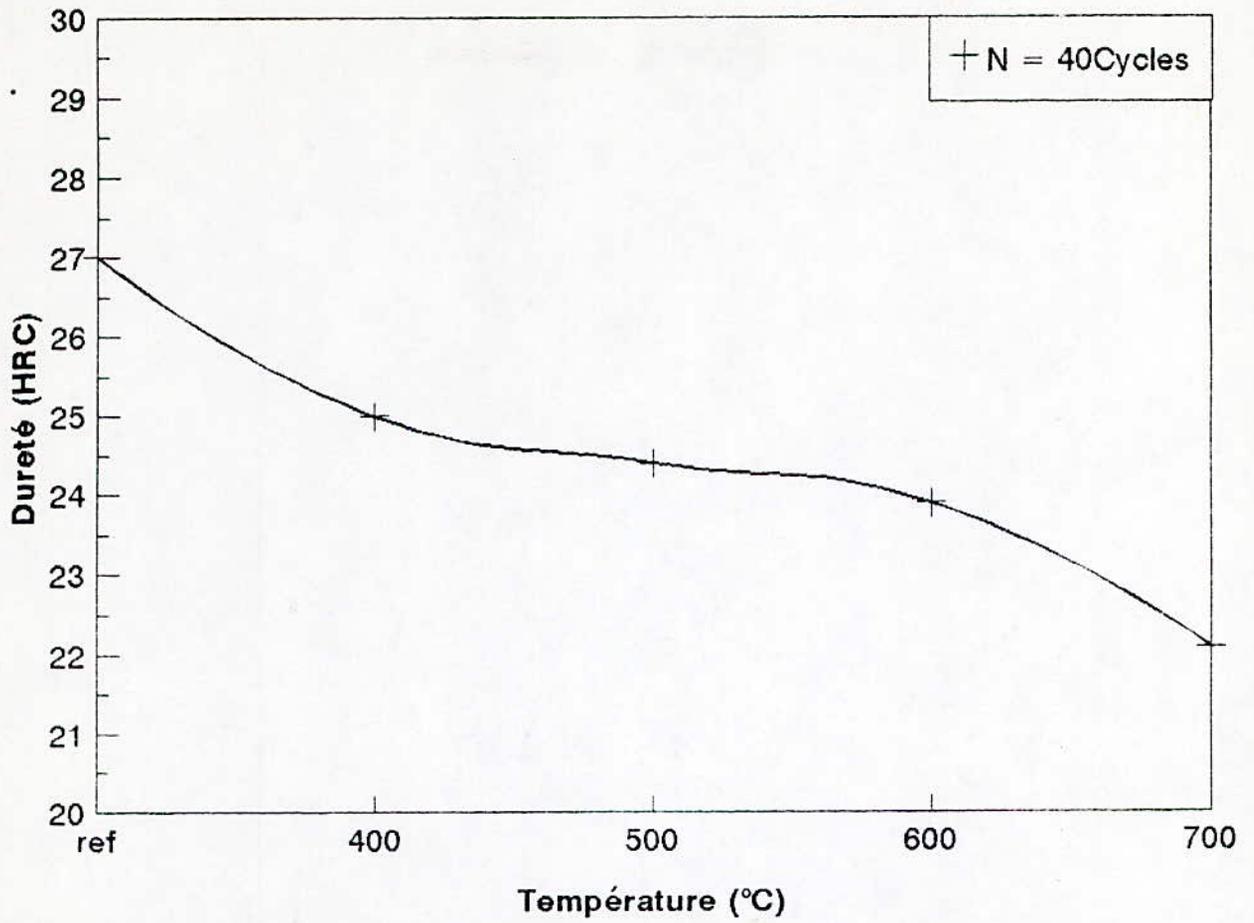


Fig.29 Evolution de la dureté

Essai N° 1 : Tableau II.1

Evolution de la taille moyenne et de la vitesse de croissance de la cementite au cours du cyclage thermique. ($T^{\circ}\text{max}$ 600° c , t maintien = 5 mn).

Echantillon	T (s)	\bar{d} (μm)	σ	\sqrt{t}	\bar{V} (μm/s)	HRC (150 kgf)
• réf		0,712	0,478	0	0	27
• 1	6.000	0,721	0,476	77,46	$0,52 \cdot 10^{-5}$	24,8
• 2	12.000	0,728	0,476	109,55	$0,38 \cdot 10^{-5}$	23,9
• 3	18.000	0,752	0,470	134,16	$0,30 \cdot 10^{-5}$	22
• 4	24.000	0,778	0,462	154,92	$0,26 \cdot 10^{-5}$	20,5
• 5	30.000	0,795	0,468	173,21	$0,20 \cdot 10^{-5}$	17,5
• 6	36.000	0,816	0,468	189,74	$0,15 \cdot 10^{-5}$	15,2

Essai N° 2 : Tableau II.2

Effet de la température maximale du cycle sur la taille moyenne de la cementite.

Echantillon	t(s)	Tmax	\bar{d}_T (um)	σ	HRC(150 kgf)
Réf	12.000	Rev. 600° c	0,712	0,478	27
1	12.000	400	0,715	0,470	25
2	12.000	500	0,722	0,470	24,4
3	12.000	600	0,728	0,5	23,9
4	12.000	700	0,738	0,5	22,1

Essai N° 3 : Tableau II.3

Evolution de la taille moyenne et de la vitesse de croissance de la cementite au cours du cyclage thermique. (T° max = 600°C, T maintien = 3mn).

Echantillon	T (s)	\bar{d} (μm)	σ	\sqrt{t}	\bar{V} (μm/s)	HRC (150 kgf)
• réf	0	0,712	0,478	0	0	27
• 1	3.600	0,737	0,470	60	$0,55 \times 10^{-5}$	25,6
• 2	7.200	0,749	0,470	84,85	$0,44 \times 10^{-5}$	23,4
• 3	10.800	0,765	0,470	103,92	$0,33 \times 10^{-5}$	22,7
• 4	14.400	0,778	0,477	120	$0,28 \times 10^{-5}$	21,4
• 5	18.000	0,786	0,470	134,16	$0,22 \times 10^{-5}$	19,8
• 6	21.600	0,794	0,468	146,97	$0,17 \times 10^{-5}$	18,1

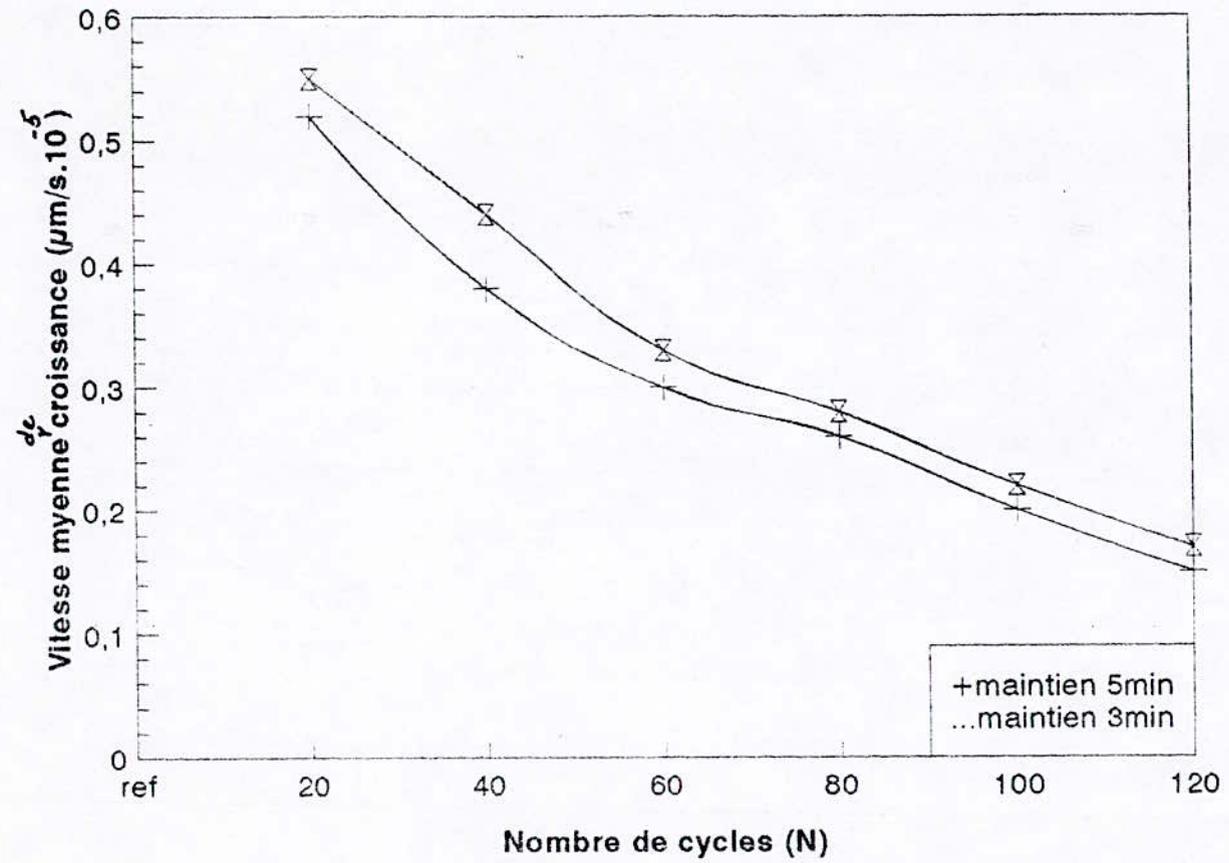


Fig30 Evolution de la vitesse de croissance de la cémentite en fonction du nombre de cycles

CHAPITRE IV

INTERPRETATION DES RESULTATS :

INTRODUCTION :

Les resultats obtenus traduisent le comportement de l'acier de construction 35NCD16 au cours d'un cyclage thermique. Les facteurs du cyclage étudiés sont : les températures maximales et minimales, le gradient thermique, la durée de maintien à chaud et les vitesses de chauffage et de refroidissement.

Ces facteurs provoquent des changements dans la morphologie de la structure et des propriétés mécaniques de l'acier.

I .- EVOLUTION MICROSTRUCTURALE AU COURS DU CYCLAGE:

L'état revenu de l'acier 35NCD16 est constitué de ferrite et cementite, ces deux constituants stables ne subissant pas de transformations de phases lors du chauffage, la seule évolution constatée concerne la forme et la taille de la cementite.

Au cours du maintien à chaud de chaque cycle, la structure formée de particules fines sous forme de batonnets de cementite alliée se transforme progressivement par sphéroïdisation et par coalescence pour donner une structure globulaire plus stable.

Les resultats obtenus montrent une évolution de la taille de cementite selon une loi parabolique :

$$\bar{d} = K. \sqrt{t}$$

En conformite avec les lois de la croissance des phases par diffusion.

L'évolution vers une forme sphéroïdale de la cémentite est due à des considérations thermodynamiques. En effet, l'enthalpie libre correspondante à la forme sphérique est plus faible que celle d'une autre forme.

La taille moyenne de la cémentite globulaire est influencée par la durée de maintien à chaud et par la température maximale. Cette taille augmente avec une durée de maintien et avec une température maximale plus élevée à cause de l'ampleur de la diffusion du carbone dans le fer en premier lieu et aussi des éléments Mn, Cr, Mo, le Si et le Ni restants dans la matrice ferritique.

II - EVOLUTION DE LA DURETE :

Les résultats obtenus montrent un adoucissement général au cours du cyclage thermique.

L'adoucissement est plus important lorsque la durée de maintien à chaud est plus élevée. Nous pouvons interpréter ce résultat par l'importance de la coalescence, de la déformation plastique et de la relaxation des contraintes par fluage qui ont un effet plus marqué que l'interaction des dislocations avec les particules de cémentite et de la formation des contraintes résiduelles d'origine thermique.

Les mêmes phénomènes sont observés lorsqu'on augmente la température du cycle.

III - INFLUENCE DES CONTRAINTES RESIDUELLES :

Les résultats d'analyse diffractométriques ont permis de mettre en évidence de façon qualitative une variation de contraintes résiduelles dans le matériau. Ces contraintes de type compression augmentent au cours du cyclage lors d'un maintien de 3 et de 5mn. Elle sont formées lors des phases de chauffage en accord avec le diagramme de NORTHCOTT et BARONE [18].

Une augmentation de la température maximale engendre une augmentation du niveau de contrainte dans le matériau ce qui confirme nos observations précédentes.

Ces résultats ne sont pas rigoureux pour prétendre à une interprétation précise. Les raisons ont été invoqués antérieurement.

IV - INFLUENCE DU COMPORTEMENT MICROSTRUCTURAL SUR LA DURETE :

La dureté est d'autant plus faible que la taille moyenne de la cementite est importante.

La figure [33] montre un abaissement de la dureté en fonction de la taille. Les variations sont de type exponentielles. On constate que l'allure des courbes n'est pas influencée par le temps de maintien à chaud.

Les courbes relatives à un maintien de 3 et 5 mm se croisent pour un diamètre moyen de 0,785 μm .

L'influence de la température maximale donne la même allure de la courbe de variation de la dureté en fonction de la taille fig. [34].

Les variations $\bar{d} = \rho(T)$ sont de type exponentielle de type $H = C.T^{-n}$
 $0 < n < 1$.

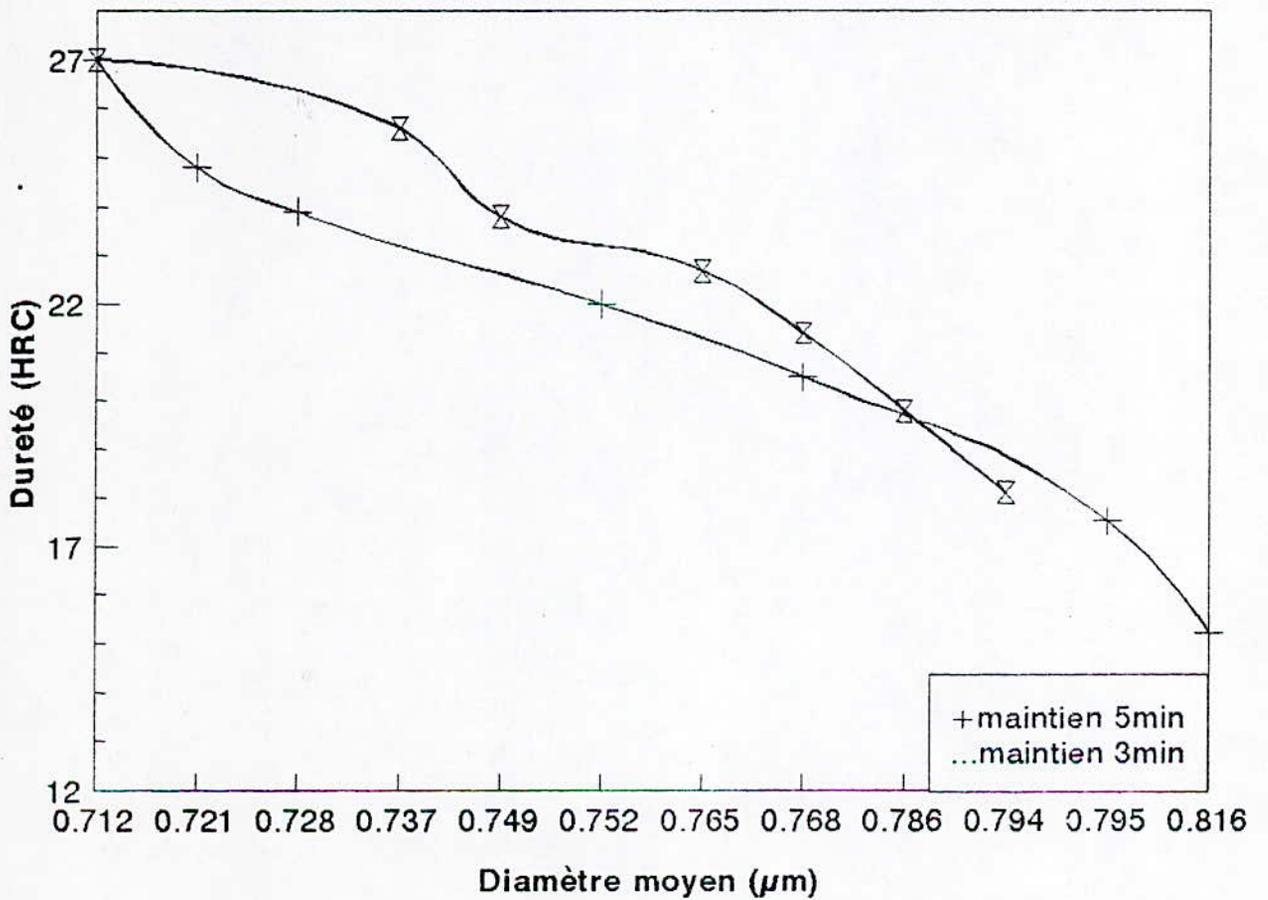
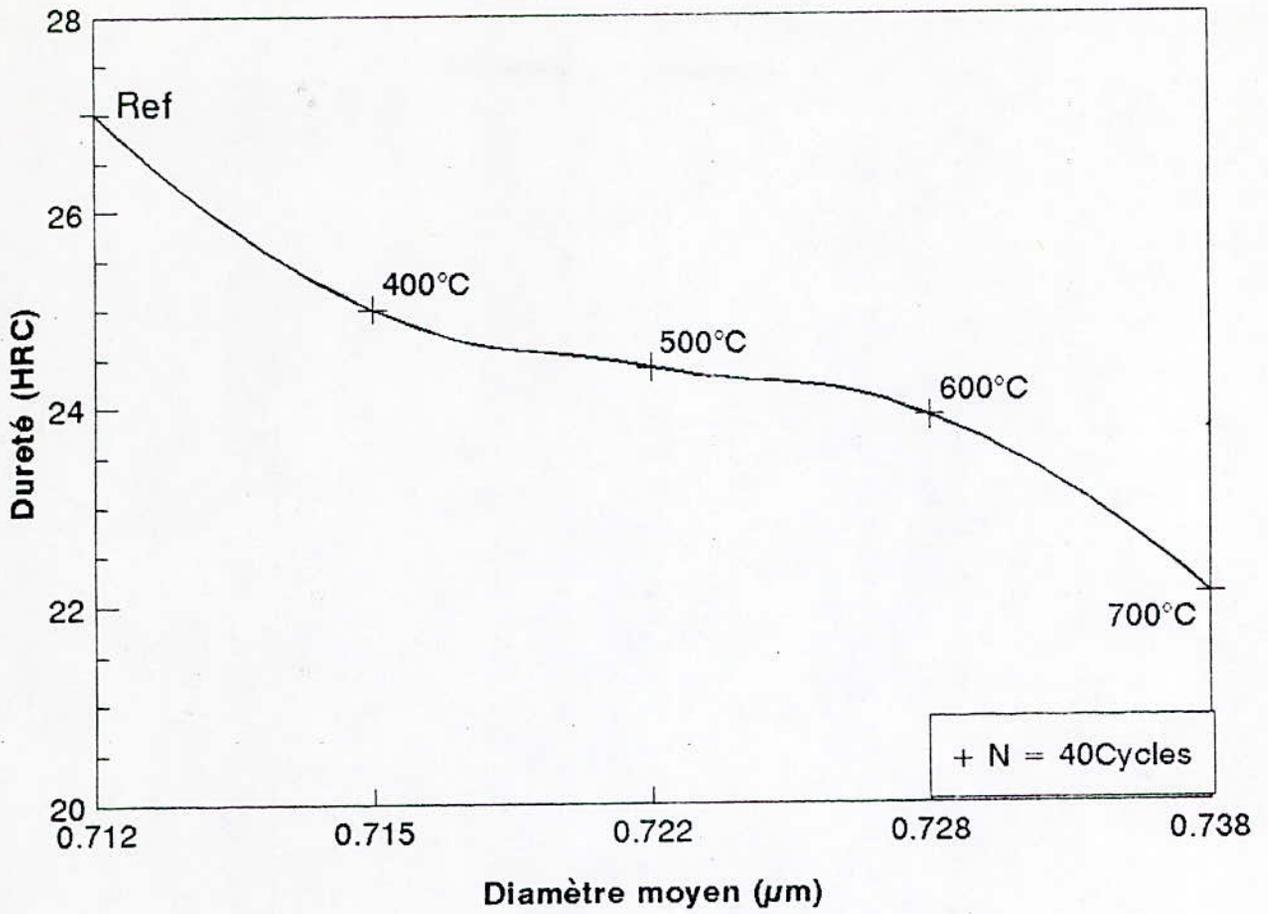


Fig34. Evolution de la dureté en fonction du diamètre moyen de la cémentite.

conclusion

L'objectif visé par cette étude est la détermination du comportement de l'acier de construction faiblement allié 35NCD16 au cours d'un cyclage thermique.

L'étude du comportement consiste à suivre l'évolution de la structure et des caractéristiques mécaniques (la dureté) au cours du cyclage thermique .

Les résultats montrent que:

-La structure se développe par des transformations d'ordre morphologique vers des formes globulaires ,coalescées de la cémentite

-La vitesse de croissance des globules de cémentite dépend du paramètre du cyclage à savoir le gradient thermique,la température maximale et la durée de maintien à chaud.Les résultats obtenus montrent qu'au cours du cyclage ,la cémentite passe de la forme allongée (bâtonnets) issue de la décomposition de la martensite vers une forme globulaire.Les globules subissent une croissance et une coalescence qui sont accélérées par une augmentation de la durée de maintien à chaud ou de la température maximale.

-A cette évolution morphologique de la cémentite,l'acier subit un adoucissement qui s'accroît avec une augmentation de la température maximale et du temps de maintien à chaud.

-Il existe une relation directe entre les variations de la dureté avec l'évolution de la microstructure (la taille moyenne de la cémentite).

-Mise en évidence de la présence de contraintes résiduelles par analyse radiocristallographique.Une relaxation de contraintes au cours du cyclage a été constatée .Elle se produit pendant les phases de maintien à chaud.

Pour approfondir cette étude et comprendre mieux les phénomènes mis en jeu,nous proposons de mener les travaux dans les directions suivantes:

-Suivre la croissance et la coalescence de la cémentite par analyse d'image et par analyse au M.E.B.

-Analyse des contraintes résiduelles par diffraction aux rayons X.

-Effet des contraintes résiduelles sur les transformations de la microstructure de l'acier.

ANNEXE

ANALYSE DES CONTRAINTES RESIDUELLES PAR DIFFRACTOMETRIE

Lorsqu'un matériau est le siège de contraintes d'origine mécanique ou thermique, il subit des déformations élastiques ou plastiques si le niveau des contraintes dépasse la limite élastique.

A l'échelle micrographique la déformation ε se traduit par une variation des distances interticulaires de certaines familles de plans (hkl).

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = \frac{d - d_0}{d_0}$$

Lorsque les distances interticulaires subissent une variation Δd , cela se traduit par un décalage des pics de diffraction du diagramme intensité = $f(2\theta)$ de diffraction d'un angle $\Delta 2\theta$.

En effet, en différenciant la loi de BRAGG, on trouve

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = - \frac{\cotg \theta}{2} \cdot \Delta 2\theta$$

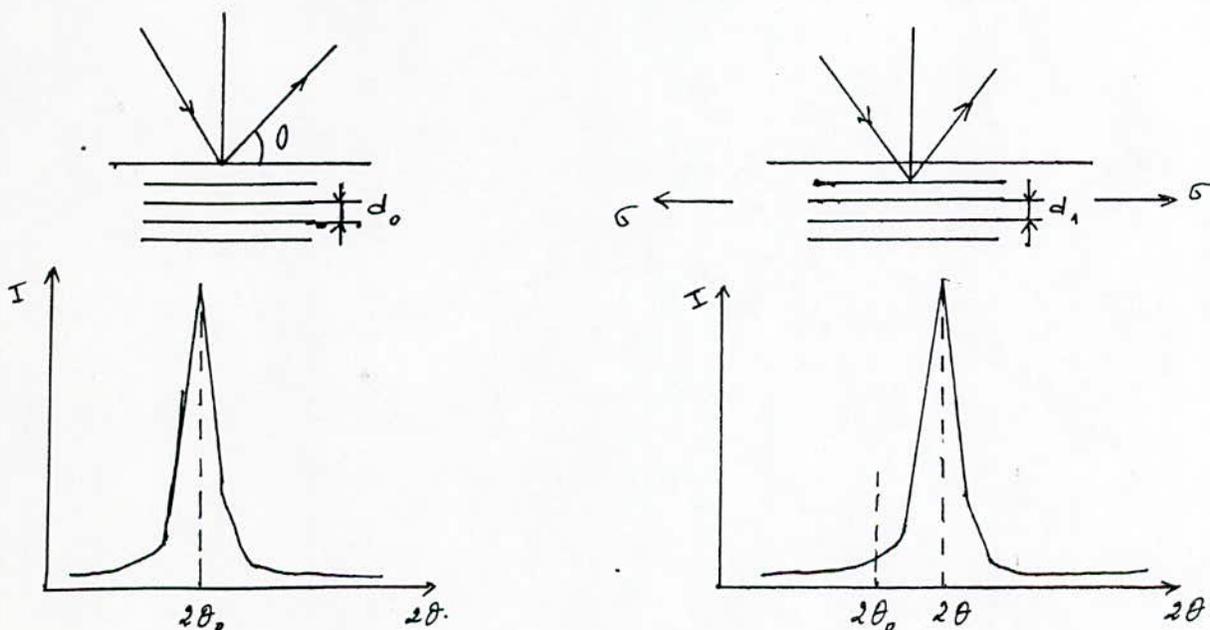


Figure 1: variation de la position des pics de diffraction lors d'une déformation.

$$\varepsilon_{\phi\psi} = (1 + \nu) / E \cdot (a_1' \sigma_1 + a_2' \sigma_2) - \nu / E (\sigma_1 + \sigma_2)$$

donc ε se met sous la forme :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = (1 + \nu / E) (\sigma_{\phi} \sin^2 \psi) - \nu / E (\sigma_1 + \sigma_2)$$

$$\text{Si } \psi = 0, \varepsilon_{\phi\psi} = \varepsilon_{\perp} = (d_{\perp} - d_0) / d_0$$

$$\varepsilon_{\phi\psi} - \varepsilon_{\perp} = (d_{\psi} - d_{\perp}) / d_0$$

$$\sigma_{\phi} = (\Delta d / d) \cdot (E / 1 + \nu) (1 / \sin^2 \psi)$$

finalement nous avons :

$$\sigma_{\phi} = K' \cdot \Delta 2\theta$$

La contrainte σ_{ϕ} est proportionnelle au déplacement des raies des plans hkl étudiés.

Dans le cas d'une contrainte uniaxiale sur un cylindre :

• $\sigma_y = E \varepsilon_y$ avec $\varepsilon_y = \Delta d / d$

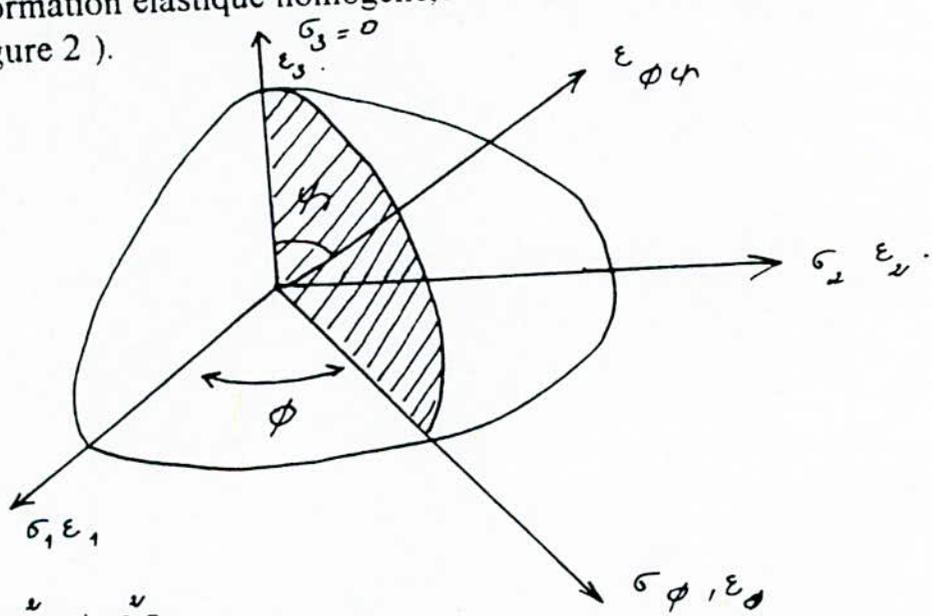
$\varepsilon_x = -\nu \varepsilon_y$

$\varepsilon_x = (d_{\perp} - d_o) / d_o$ et $\sigma_y = -(E / \nu) \cdot (d_{\perp} - d_o) / d_o$

d étant la distance interreticulaire des plans hkl dont la normale est confondue avec la normale de la surface
 d étant la distance de ces mêmes plans dans le matériau sans contrainte.

CALCUL DE ε :

considérant un solide homogène isotrope, soit un volume sphérique auquel on fait subir une déformation élastique homogène, ce volume se déforme en un ellipsoïde (figure 2).



$\varepsilon_{\phi\psi} = a_1 \varepsilon_1 + a_2 \varepsilon_2 + a_3 \varepsilon_3$

a_i sont les cosinus directeurs du vecteur ε

$a_1 = \sin \psi \cos \phi$

$a_2 = \sin \psi \sin \phi$

$a_3 = \cos \psi$

de même

$\sigma_{\phi\psi} = a_1 \sigma_1 + a_2 \sigma_2 + a_3 \sigma_3$

A la surface nous avons un système de contraintes planes :

σ_1, σ_2 et $\sigma_3 = 0$ avec $\varepsilon_3 \neq 0$

ANNEXE N° 2

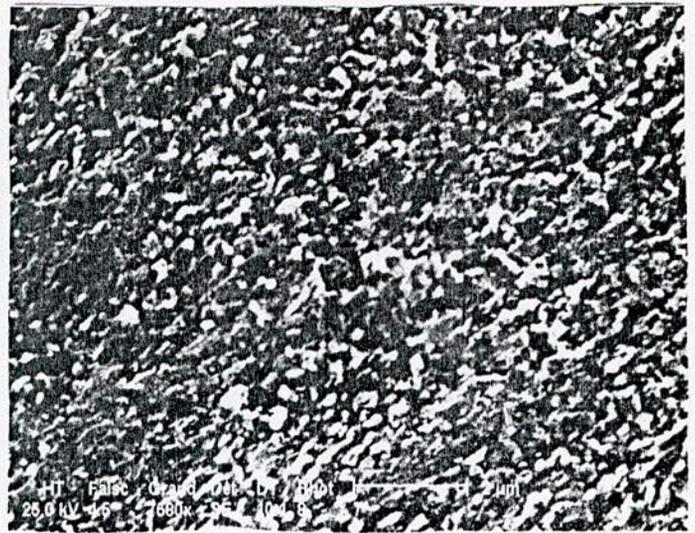
Analyse d'images

GRANIX - version A.1.1

le 06-14-1995 à 09:52:39

facteur de calibrage : 1.242236E-02 µm / pixel
 pas de l'analyse : 4.303232E-02 µm

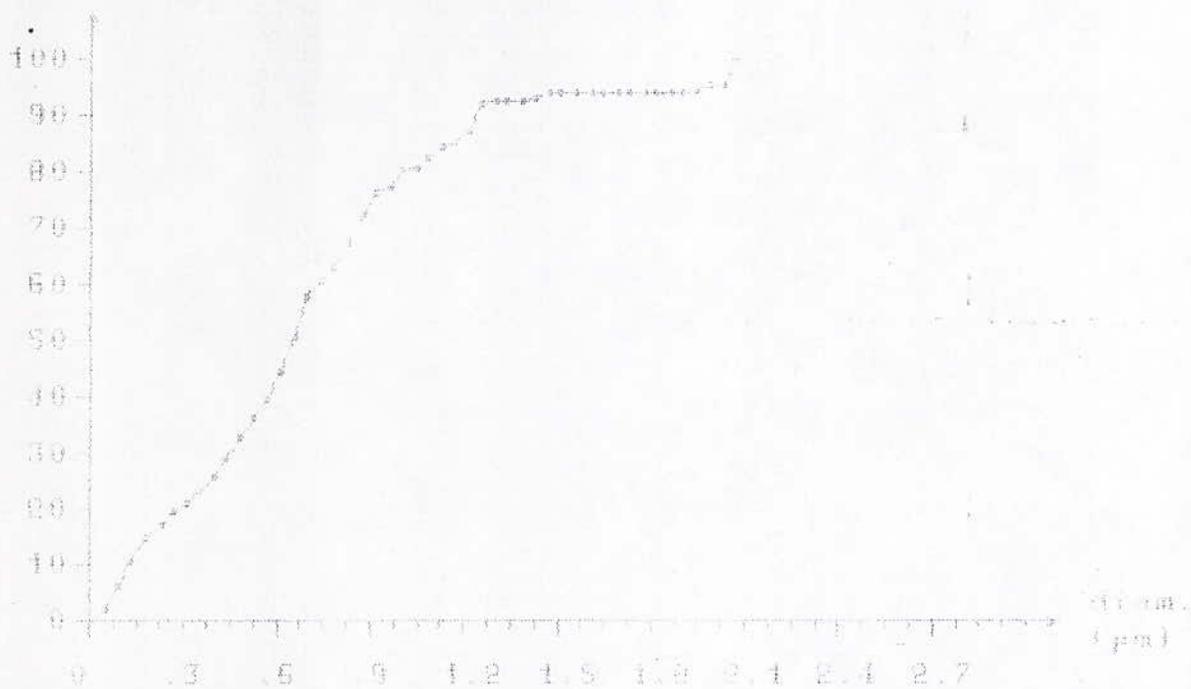
acquisition d'image :
 • séquence de Lucie



$T_{max} = 600^{\circ}C$, maintien = 5 min.

N = 40 cycles.

distribution en mesure (%)



valeurs stat. (µm)

exploration :
 8 champs
 280 µm²
 surf. acquise
 26.80 %

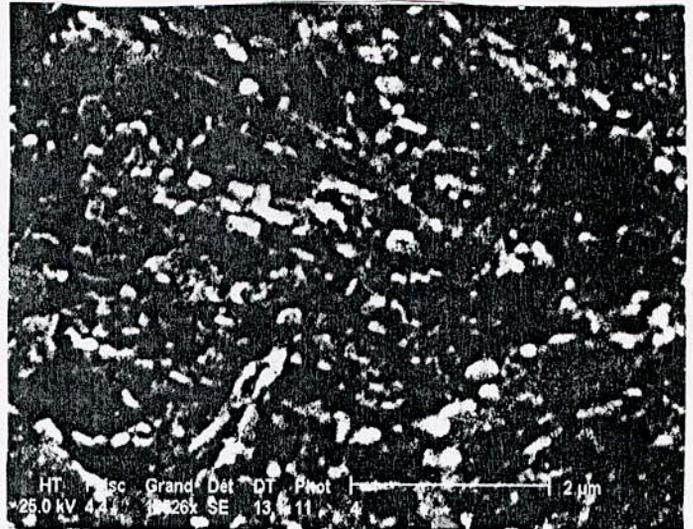
d moyen :	1.728	d 25 :	386
ec type :	0.476	d 50 :	65
d mini :	0	d 75 :	9
d maxi :	2.08	d mode :	699

GRANTX - version A.1.1

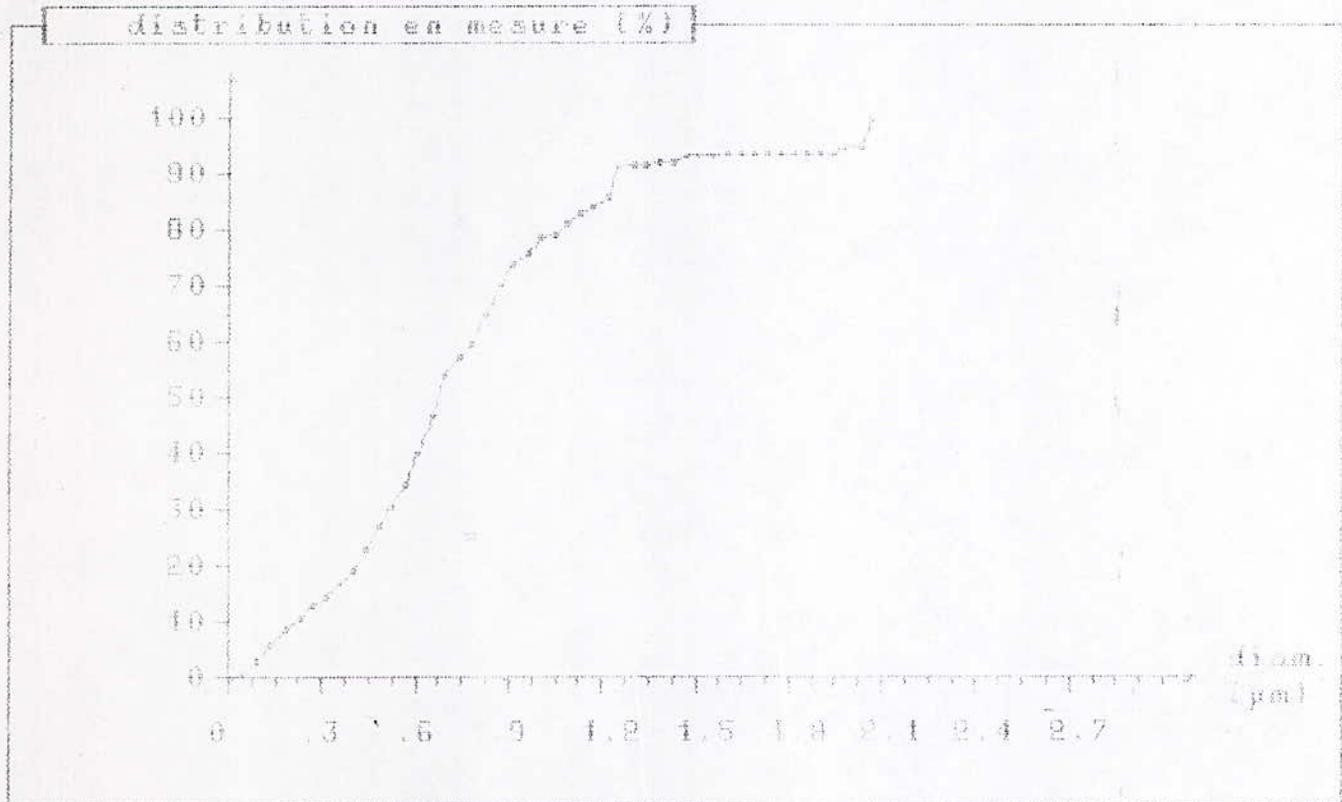
le 06-13-1995 à 15:41:14

facteur de calibrage : 1.242236E-02 μm / pixel
 pas de l'analyse : 4.303232E-02 μm

acquisition d'image :
 • séquence de Lucie

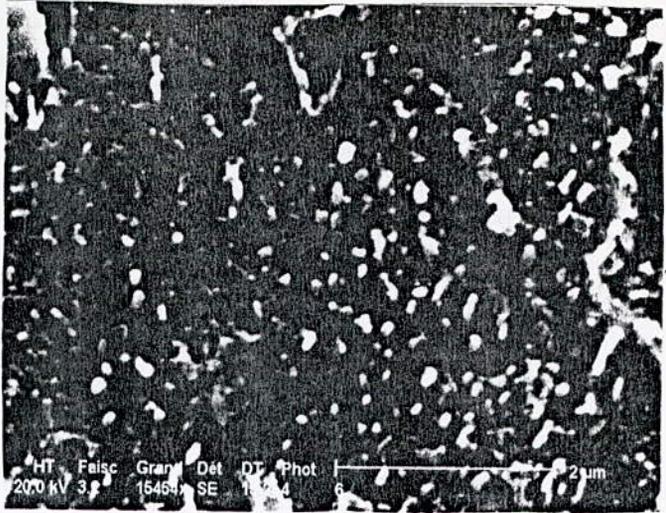


$T_{\text{max}} = 600^{\circ}\text{C}$, maintien = 5 min.
 N = 80 cycles.



	valeurs stat. (μm)	
exploration :	d moyen : 1.778	d 25 : 1.461
4 champs	ec type : 1.462	d 50 : 1.675
140 μm^2	d mini : 0	d 75 : 1.938
surf. acquise	d maxi : 2.08	d mode : 1.698
49.40 %		

GRANTX - version A.1.1



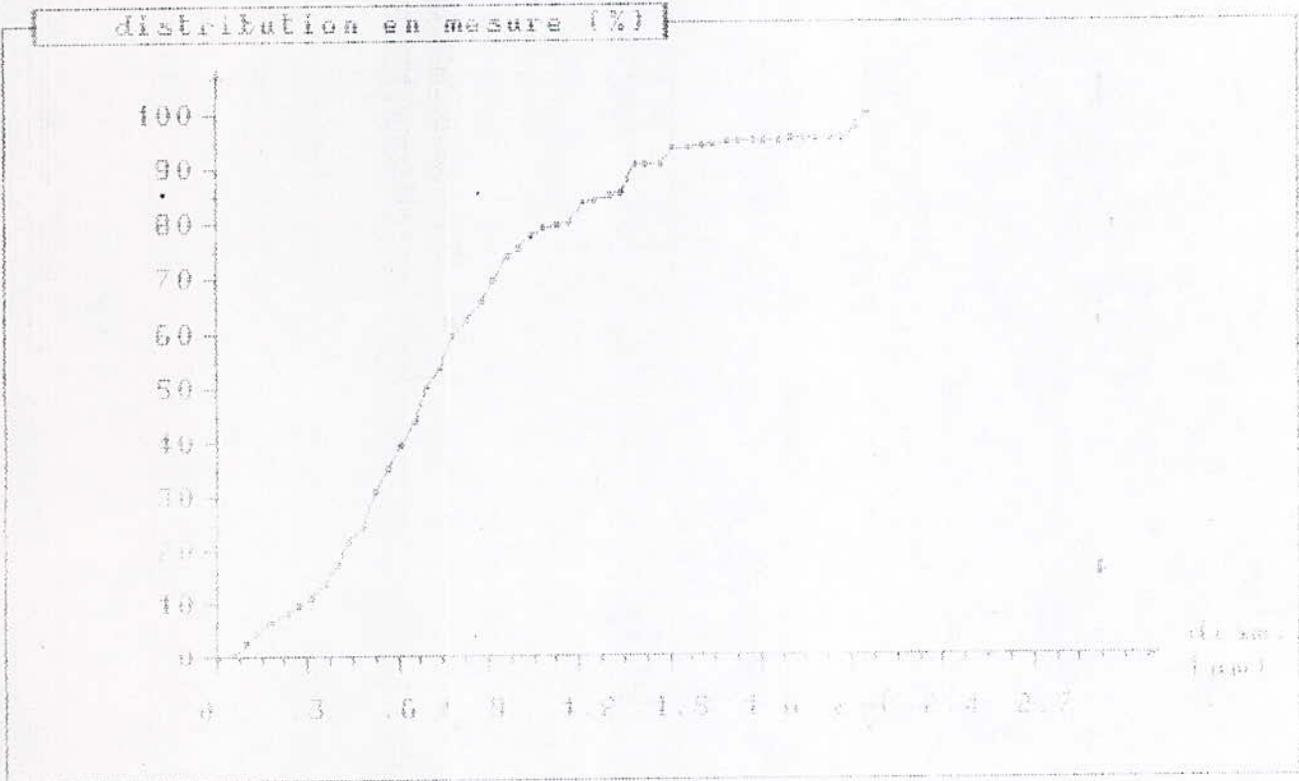
le 06-13-1995 à 13:00:08

facteur de calibrage : 1.242236E-02 µm / pixel
 pas de l'analyse : 4.303232E-02 µm

$T_{max}^e = 600^{\circ}C$, maintien = 5 min.

N = 120 cycles.

acquisition d'image :
 • séquence de Lucie



exploration :
 4 champs
 140 µm²
 surf. acquise
 50.10 %

valeurs stat. (µm)

d moyen	: 0.13	f 95	: 1.496
ec. type	: 0.460	d 50	: 0.696
d mini	: 0	f 75	: 0.906
d maxi	: 2.16	d mode	: 0.827

GRANIX - version A.1.1

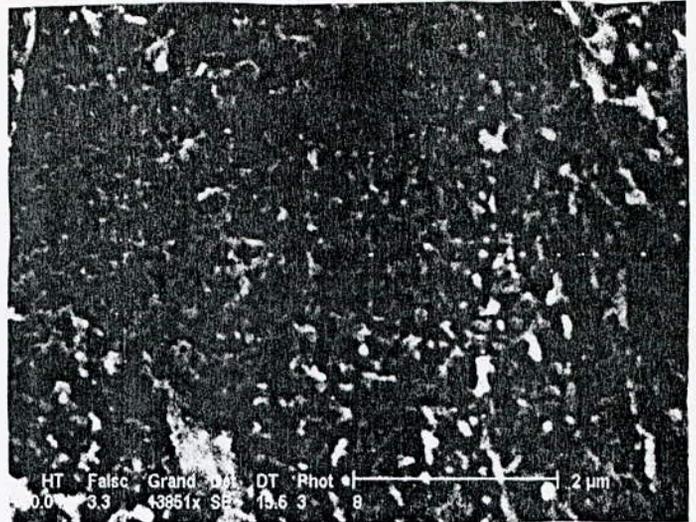
le 06-13-1995 à 16:13:57

facteur de calibrage : 1.242236E-02 µm / pixel

pas de l'analyse : 4.303232E-02 µm

acquisition d'image :

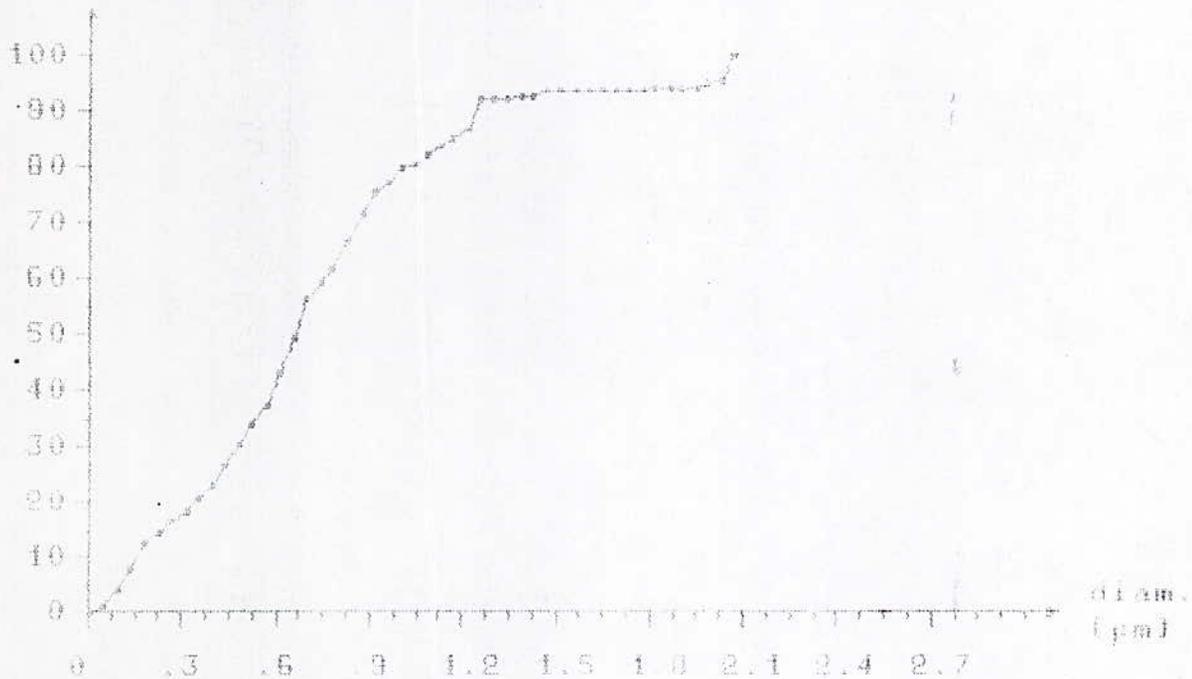
■ séquence de Lucie



$T_{max} = 600^{\circ}\text{C}$, maintien = 3 min.

$N = 40$ cycles.

distribution en mesure (%)



valeurs stat. (µm)

exploration :

7 champs

245 µm²

surf. noquisse

29.50 %

d moyen : 1.719

ec. type : .47

d mini : 0

d maxi : 2.08

d 25 : .421

d 50 : .661

d 75 : .911

d mode : .599

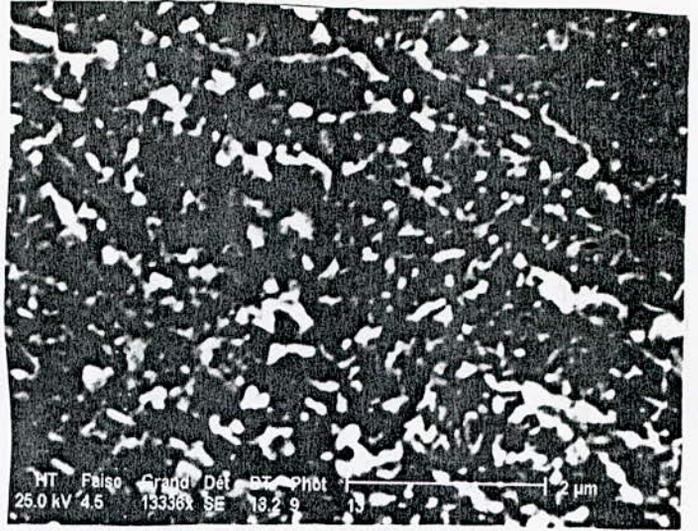
8L

GRANTX - version 4.1.1

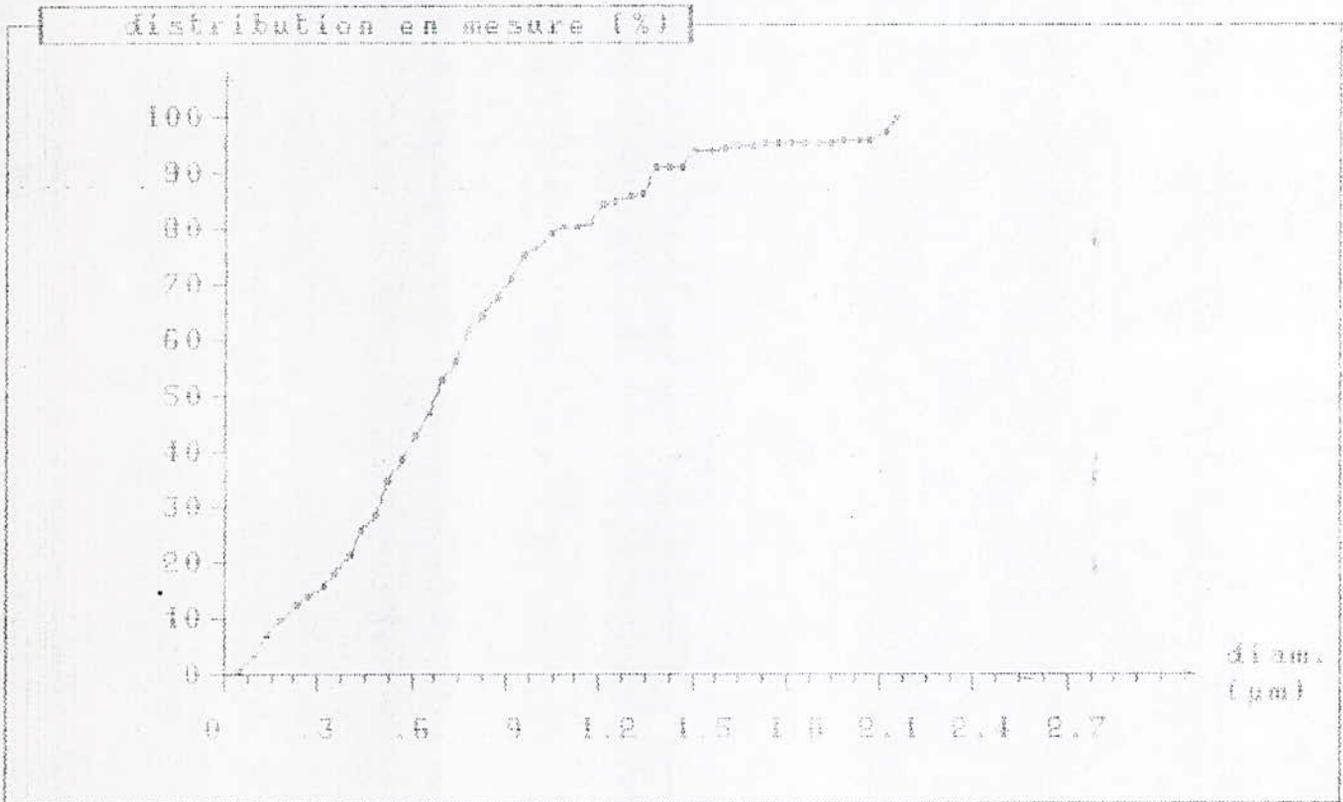
le 06-13-1995 à 13:18:39

facteur de calibrage : 1.242236E-02 µm / pixel
 pas de l'analyse : 4.303232E-02 µm

acquisition d'image :
 ■ séquence de Lucie



$T^{\text{e}}_{\text{max}} = 600^{\circ}\text{C}$, maintien = 3 min.
 N = 80 cycles.



valeurs stat. (µm)	
d moyen : .778	d 85 : .433
ec type : .477	d 50 : .677
d min : 0	d 75 : .954
d max : 2.16	d mode : .527

exploration :
6 champs
210 µm ²
surf. acquise
35.28 %

GRANIX - version 6.1.1

le 06-13-1995 à 16:03:20

facteur de calibrage : 1.242236E-02 μm / pixel

pas de l'analyse : 4.303232E-02 μm

acquisition d'image :

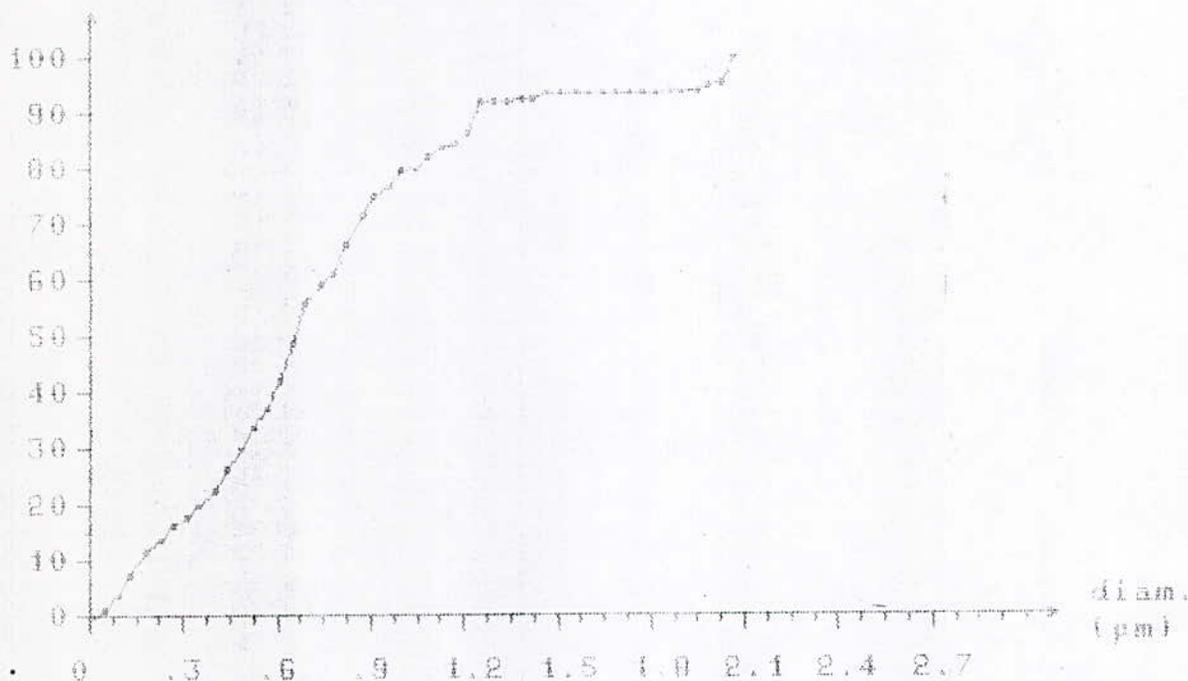
■ séquence de Lucie



$T_{\text{max}} = 600^{\circ}\text{C}$, maintien = 3 min.

$N = 120$ cycles.

distribution en mesure (%)



exploration :

6 champs

210 μm^2

surf. acquise

34.25 %

valeurs stat. (μm)

d moyen : 1.754

ec. type : 0.468

d mini : 0

d maxi : 2.08

d 25 : 0.428

d 50 : 0.683

d 75 : 0.913

d mode : 0.689

BIBLIOGRAPHIE

- [1] Recueil de normes françaises
T.3 AFNOR 1994

- [2] SPAS
"Aciers de construction speciaux pour traitement
thermiques"
7 ed. Janv. 1971

- [3] Technique de l'Ingénieur M305 (M5)

- [4] E. C. BAIN
"Les éléments d'addition dans l'acier"
2° édition - DUNOD - paris n1968

- [5] J; BARRALIS
"Précis de métallurgie"
5° Edition AFNOR 199

- [6] SCHREIDER
De Ferri metallographia II (Edition 1966)

- [7] A. ROSS
"Précis de métallographie appliquée"
DUNOD - BORDAS - PARIS 1963

- [8] A. CONSTANT
"Principes de base des traitements thermiques thermo-
mécaniques eyt themochimique des aciers" 1994

- [9] G. HENRY
"Quelques remarques générales sur les aciers alliés"
Revue de métallurgie N°6 - Juin 1979

- [10] M. AOURAR
"Etude du comportement des aciers de construction
35CD4 & 42 CD4 au cours d'un cyclage thermique"
PFE Ecole Nationale Polytechnique - Juliet 1993

- [11] Catalogue IRSID
- [12] I. LAKHTINE
"Métallographie et traitement thermique des métaux".
4ème édition. Mir. MOSCOU 1977
- [13] Y. DESSALOS
"Optimisation de la répartition des contraintes résiduelles pour la tenue en fatigue de bords traités au défilé par induction".
Mémoires et Etudes Scientifiques. Revue de Métallurgie. Septembre 1984.
- [14] C. CHAUSSIN
"Alliages métalliques"
DUNORD 1976
- [15] D. MIANNAY
"Fatigue et choc thermique"
CTIF, édition technique des industries de la fonderie, Mars 75.
- [16] D.A. SPERA
"What is thermal fatigue ?"
Thermal fatigue of materials and components, ASTM 1976.
- [17] S.S. MANSON
"Thermal stress and thermal shock. Mechanical behaviour of materials at elevated temperature"
Edition T.E. DORN, MC GRAW HILL, 1961.
- [18] K. ABADLI
"Etude du comportement en fatigue thermique de la fonte grise à graphite sphéroïdal".
These de Magister. U.S.T.H.B. Avril 1990

- [19] G. Gallet, H. LIEURADE
Rapport IRSID NOV 1974
- [20] L. Zhonguera and en Haïcheng,
"Métallurgical Transection"
Mars 1990..
- [21] M. BELASSEL
"Contribution"
Thèse de Doctorat.