

وزارة الجامعات والبحث العلمي
Ministère aux Universités et de la Recherche Scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

المدسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE TRANSFORMATION ET DES ELEMENTS D'ALLIAGES SUR LES DISTANCES INTERLAMELLAIRES DE LA PERLITE

Proposé par :

A-BOUALI

Etudié par :

N-GHODBANE

Dirigé par :

A BOUALI

PROMOTION

1992

Sommaire

CHAPITRE I : GENERALITE

1. Diagramme Fer- carbone.....	2
2. Description du diagramme Fer-Cementite.....	2
3. Solubilité des éléments d'alliages dans le Fer.....	4
4. Solubilité des éléments d'alliages dans l'acier.....	5
5. Répartition des éléments d'alliages dans l'acier.....	5
6. Influence des éléments d'alliages sur les carbures.....	5

CHAPITRE II ETUDE DE LA TRANSFORMATION PERLITIQUE

Introduction.....	6
2. Transformation perlitique.....	7
3. Mécanisme de formation de la perlite.....	7
4. Développement des lamelles de la perlite.....	8
5. Théorie de la germination et croissance.....	10
6. Grossissement de la perlite.....	13
7. Cinétique de la transformation de l'austénite en perlite.....	13
8. Propriétés de la perlite.....	15
9. Métallographie de la perlite.....	15

CHAPITRE III :

1. La transformation isotherme.....	17
2. Les courbes T.T.T.....	18
3. Morphologie des agrégats.....	18
4. Evolution et vitesse de transformation isotherme.....	19

CHAPITRE IV : INFLUENCE DE DIFFERENTS FACTEURS SUR LA FORME DES COURBES TTT

1. Influence de la composition chimique.....	20
2. Influence des conditions d'austénisation.....	22
3. Influence des agrégations.....	23

4. Intérêt pratique de la transformation isotherme.....	23
5. Précision de validité des courbes T.T.T.....	24

CHAPITRE V : LES DISTANCES INTER-LAMELLES 25

CHAPITRE VI : MATERIAUX UTILISES..... 27

CHAPITRE VII : MATERIEL UTILISE..... 29

CHAPITRE VIII : MODE OPERATOIRE.....

1. Traitement thermique.....	30
2. Etude métallographique.....	31

CHAPITRE IX : OBSERVATION AU MICROSCOPE OPTIQUE..... 33

CHAPITRE X : OBSERVATION AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE

1. Principe.....	35
2. Observation des lamelles de perlite.....	36

CHAPITRE XI : PROPRIETES MECANIQUES

1. Essai Rockwell.....	49
2. Essai Vickers.....	49
3. Déroulement des essais.....	50

CHAPITRE XII : INTERPRETATION DES RESULTATS..... 53

CONCLUSION 55

Les aciers perlitiques présentent un très grand intérêt pratique, dans l'industrie, et cela est due essentiellement à leurs propriétés mécaniques favorables (ductilité, dureté moyenne); qui les rendent aptes au travail par déformation (exemple : laminage, tréfilage).

Pour ce type d'acier, nous avons à étudier les distances interlamellaires en fonction de la température de transformation et des éléments d'alliage. Pour bien mettre en évidence la température de transformation nous avons opté pour l'étude à des températures constantes qui ne sont favorables que dans le cas des transformations isothermes.

Ces transformations sont généralement faites dans des bains spéciaux mais nous les avons fait d'un four à l'autre tout en prenant des précautions, car il y a un manque de matériel.

Mon travail consiste à présenter une partie théorique engendrant tous les phénomènes de la transformation perlitique et une partie expérimentale présentant tous les détails des manipulations exécutés. Toute en enregistrant toutes les remarques rencontrées, les résultats enregistrés, Interprétations et conclusions.

A Partie

théorique

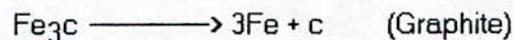
CHAPITRE I : Généralités

1. DIAGRAMME FER-CARBONE :

Il existe en fait deux diagrammes, le premier labile Fer-Cémentite ; le second stable Fer - Carbone.

- Le diagramme Fer-Cémentite, permet de décrire les structures des aciers normalisés et les fontes blanches.
- Le diagramme Fer-Carbone, représente les états stables qui constituent Les fontes (g) complètement graphitisés c'est à dire dans lesquelles la cémentite est absente, car le carbone non dissous se trouve exclusivement sous forme de graphite.

Ce double aspect est lié à l'instabilité de la cémentite carbure de Fer Fe_3C qui se décompose aux températures supérieures à $800^{\circ}C$ suivant la réaction :



2. DESCRIPTION DU DIAGRAMME FER-CEMENTITE : Fig (1)

En composition, ce diagramme s'étend depuis le Fer pur jusqu'à la cémentite qui contient 6.67 % de carbone en poids.

On distingue comme dans tous diagrammes.

Les lignes de début de solidification (Liquidus)

Les lignes de fin de solidification (solidus).

Les lignes de transformation dans l'état solide des différentes frontières divise le plan température composition en un certain nombre de domaines à l'intérieur desquelles sont stables à l'équilibre, soit une phase, soit deux phases.

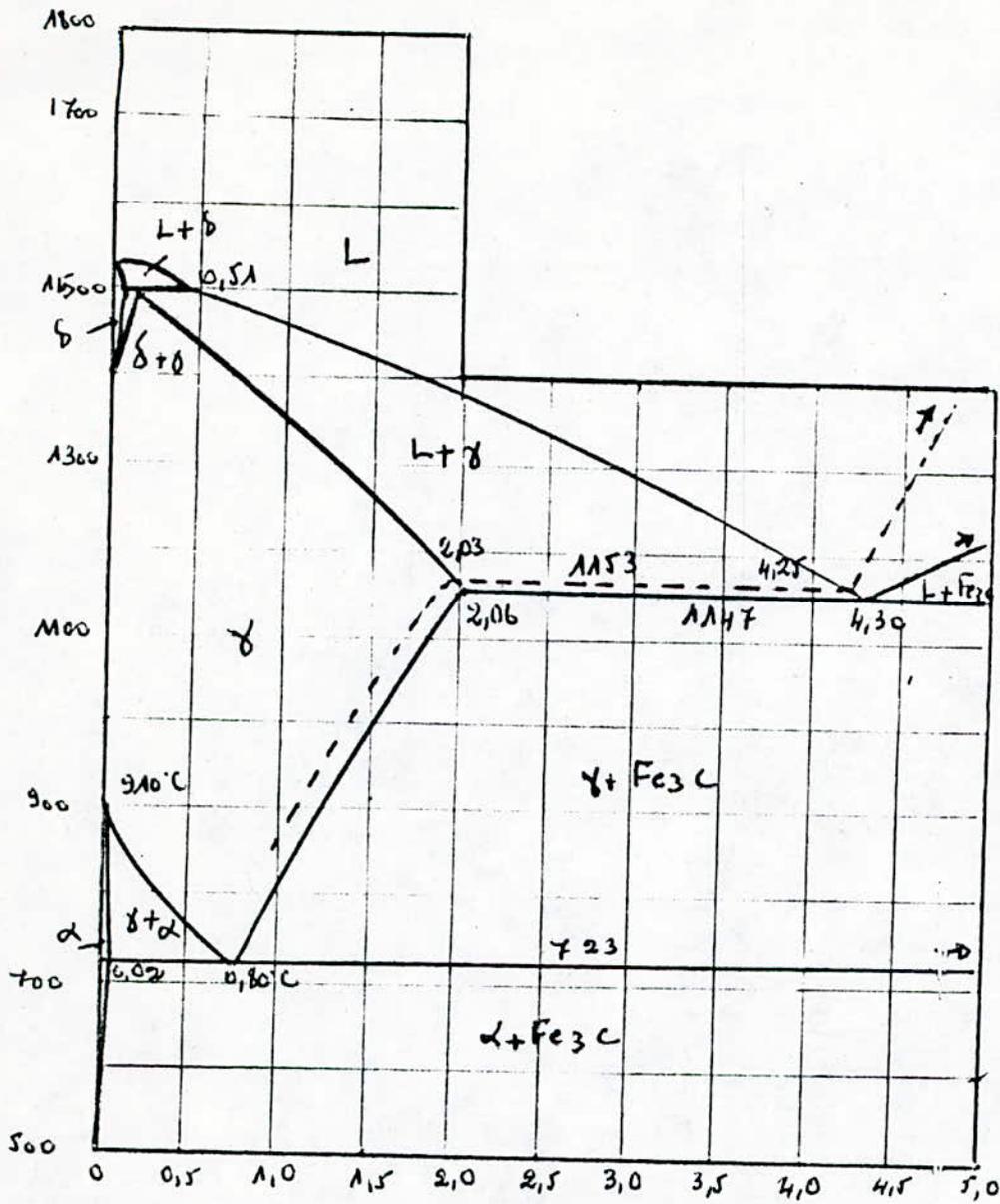


diagramme d'equilibre Fer-carbone

- Les domaines monophasés liquide, ferritique α , austénitique Δ sont limités par des lignes dont aucune n'est horizontale.
- Les domaines biphasés sont limités par des contours qui peuvent comprendre une ou deux lignes horizontales.
- Parmi les lignes de transformation dans l'état solide prennent place les courbes limites de solubilité.
- Les Phases solides du diagramme labile sont l'austénité, la ferrite et la cémentite.
- Le diagramme labile présente trois (03) points invariants (variance $V < 0$) :
 - * Un périeutectique ($S_1 + L \longrightarrow S_2$).
 - * Un point eutectique ($L \longrightarrow S_1 + S_2$).
 - * Un point eutectoïde ($S \longrightarrow S_1 + S_2$).

Ce dernier, joue un très grand rôle dans la structure des aciers " Perlite ".

Les phases du diagramme Fer - Cémentite.

a) *L'Austénite* Δ :

Dérive du Fer Δ de structure cubique à faces centrées (C.F.C) par insertion d'atomes de carbone entre les atomes de Fer à la solubilité limite.

L'austénite contient 2.06% soit 8 Atm%. à chaque atome de Fer on peut associer un Atome de carbone

b) *La ferrite* α :

Dérive du Fer α cubique centré (c.c) par insertion d'atomes de carbone au centre des tétraèdres formés par les atomes de Fer au contact

La solubilité du carbone dans le Fer α est très faible à 723°C, température du Palier (elle reste inférieure à 0.05%).

c) *La cémentite* Fe_3C :

C'est un composé chimique de dureté élevée, elle cristallise dans un système orthorhombique ($a=4.52 \text{ \AA}$; $B=5.09 \text{ \AA}$; $c=6.74 \text{ \AA}$).

Il existe : * Cémentite primaire.

* Cémentite eutectique.

* Cémentite secondaire.

* Cémentite eutectoïde.

* Cémentite tertiaire.

3. SOLUBILITE DES ELEMENTS D'ALLIAGES DANS LE FER

Les éléments introduits dans le Fer sont caractérisés par leur action sur les points de transformation du Fer et leur solubilité dans le Fer, on peut distinguer :

a) *Eléments gammagènes* :

On appelle aussi les éléments qui étendent le domaine γ (fig 2), ils forment eux même deux groupes :

Le premier dont l'élément type est le Nickel, comprend les éléments qui donnent avec le Fer un domaine de solubilité totale à l'état solide.

Le deuxième groupe, comprend des éléments qui étendent le domaine γ par élévation du point A_4 et abaissent A_3 .

b) *Eléments alphagènes* :

On appelle ainsi les éléments qui retrécissent γ en relevant le point A_3 et abaissent le point A_4 , on distingue aussi deux groupes : fig 3.

Le premier dont l'élément type est le chrome, comprend les éléments qui donnent un domaine γ fermé appelé boucle γ .

Le deuxième groupe, dont l'élément type est le soufre comprend les éléments donnant un domaine γ rétréci

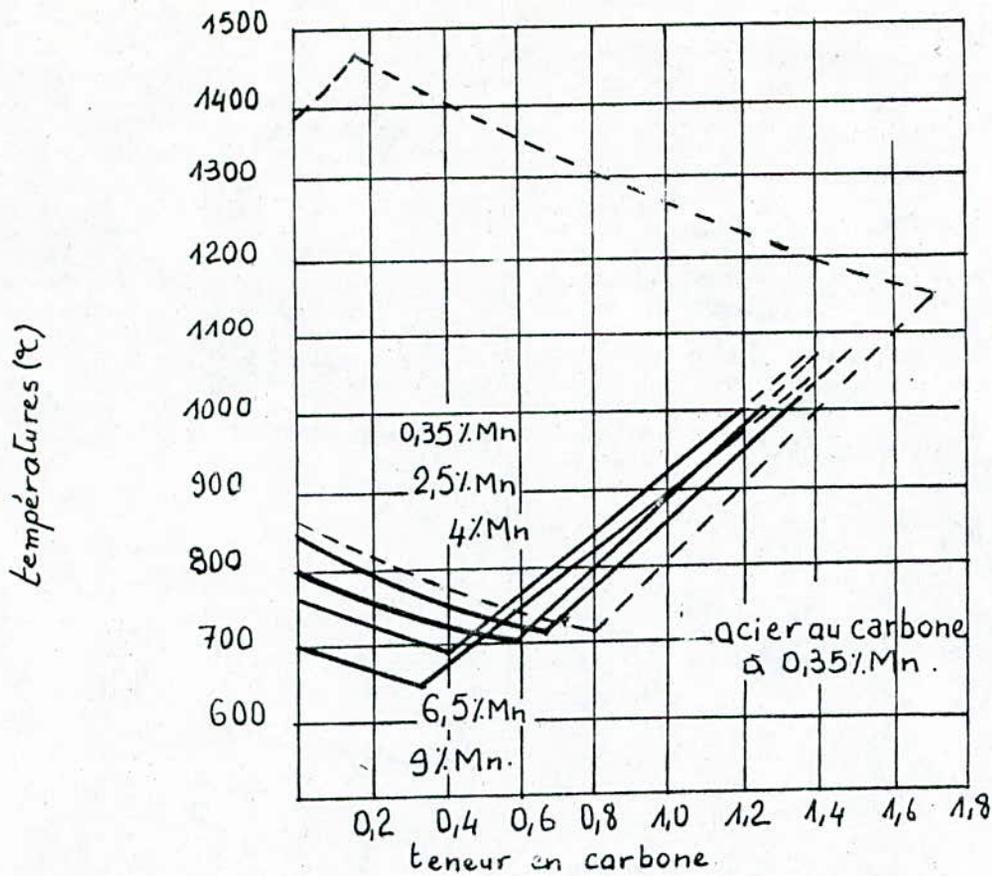


fig 2 - Influence de divers teneurs en Mn Sur le domaine Austénitique.

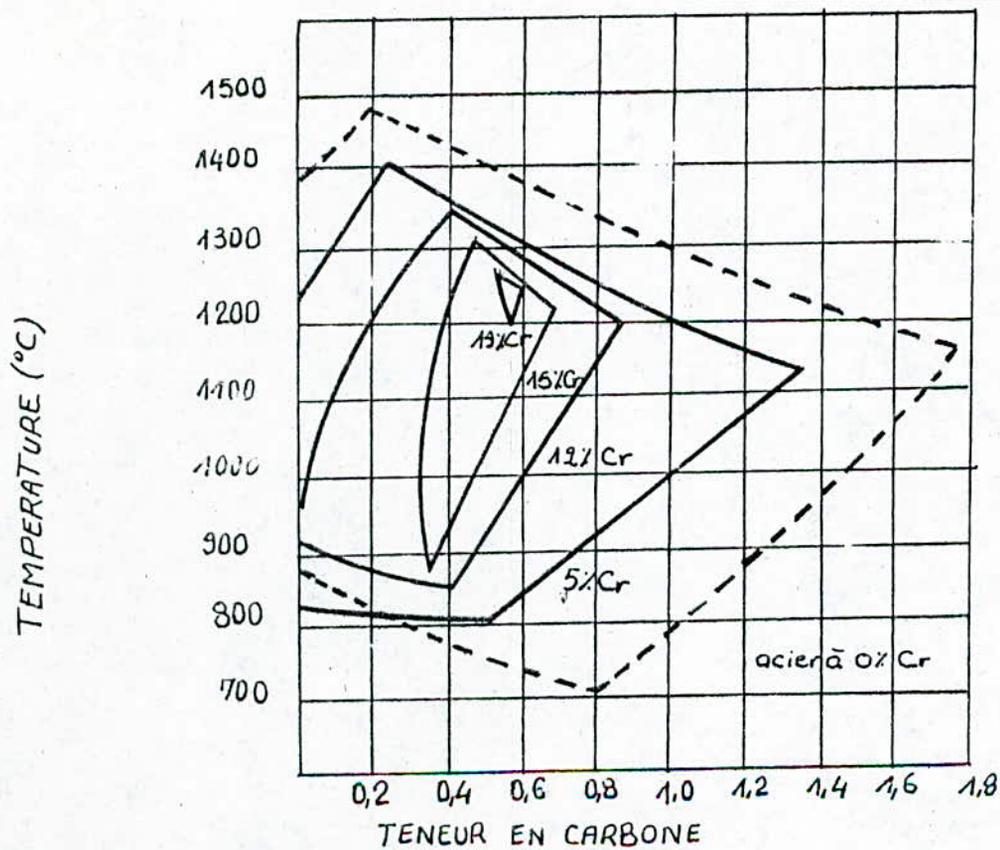


fig: 3 - Influence du chrome Sur le domaine austénitique.

4.SOLUBILITE DES ELEMENTS D'ALLIAGES DANS L'ACIER

Eléments carburigènes :

En présence de Fer et de carbone, les éléments d'alliages peuvent donner de nouveaux carbures on appelle éléments carburigènes. Les éléments qui forment dans les alliages Fe-c des carbures stables. Les principaux éléments carburigènes forment avec le Fer des carbures de stabilité croissante.

Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Ta, Nb.

4.REPARTITION DES ELEMENTS D'ALLIAGES DANS L'ACIER

On définit un coefficient de partage des éléments représentant le rapport des concentrations d'un élément dans la phase carbure et la phase ferrite.

- * Les éléments non carburigènes (Si, Al, Ni, Cu) ou un coefficient de partage très petit.

- * Les éléments carburigènes Mn, Cr, W et Mo ou un coefficient de partage toujours plus grand que l'unité.

- * Les éléments fortement carburigènes (Ti, Zr, Ta, Nb) ou un coefficient de partage très grand.

6. INFLUENCE DES ELEMENTS D'ALLIAGES SUR LES CARBURES

Les carbures formés sont fragiles et durs, leur stabilité diminue avec Si et le Ni et augmente avec Cr, Mo et V.

Les éléments d'alliages forment des carbures stables croissent la résistance à l'usure.

CHAPITRE II ETUDE DE LA TRANSFORMATION PERLITIQUE

1. INTRODUCTION

Les réactions de précipitations sont des transformations au cours desquelles une solution solide initialement homogène, laisse déposer un composé fini.

Les transformations perlitiques peuvent être définies selon le même principe, comme des transformations au cours desquelles une solution solide donne naissance simultanément à deux phases de compositions différentes telles que la composition de la solution solide mère reste invariable. considérons en effet, une phase de composition variable désignée par A. Supposons que dans la partie gauche du domaine d'existence de cette phase dans l'échelle des considérations, celle-ci, soit susceptible de laisser déposer par un processus de précipitation une nouvelle phase B le long d'une courbe de solubilité S_1 . De même dans la partie droite du domaine d'existence de A, celle-ci puisse laisser déposer une autre phase C le long d'une courbe de solubilité S_2 . au point d'intersection des deux courbes E, on observe l'équilibre :

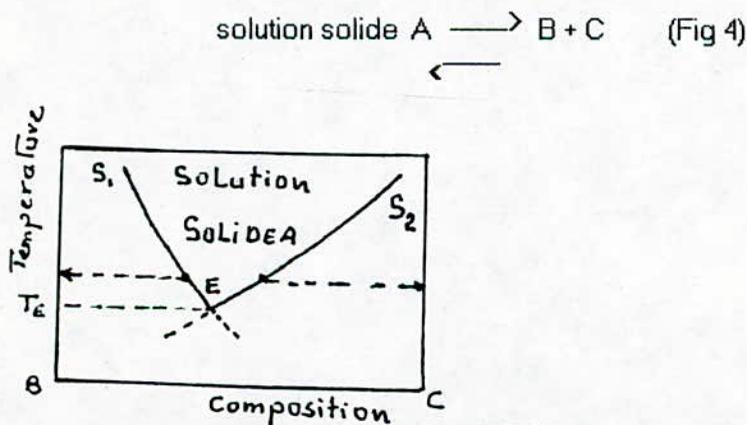


FIG : 4 - DOMAINE D'EXISTANCE D'UNE SOLUTION SOLIDE A PRESENTANT UNE DECOMPOSITION EUTECTIQUE

Cet équilibre, caractérise une réaction eutectoïde. Ces précipitations sont dues à l'existence d'une transformation allotropique.

2. TRANSFORMATION PERLITIQUE

La transformation perlitique d'une austénite surfusionnée à une allure cristalline et s'effectue par diffusion. Il en est ainsi parce que l'austénité pratiquement homogène, quant à la concentration du carbone se décompose en précipitant la ferrite et la cémentite qui contient 6.67%, c'est à dire un mélange de phases dont la teneur est nettement différente. Le constituant dominant dans ces conditions est la cémentite. Ces germes se forment généralement aux joints de grains austénitiques. Les germes de cémentite sont grossis par la diffusion du carbone provenant des volumes d'austénite adjacents, il en résulte un appauvrissement en carbone de l'austénite entourant la lamelle de cémentite qui contribue à sa transformation en ferrite.

La croissance des lamelles de ferrite, enrichit la ferrite environnante en carbone, ce qui rend plus difficile la marche de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$. L'austénité ainsi enrichie en carbone est un domaine où naissent et se développent les lamelles de cémentite. Il en résulte la croissance commune de petits cristaux de ferrite et de cémentite qui forment des colonnes de perlite. Les produits de transformations perlitiques ont une structure lamellaire. Plus la surfusion est forte, plus la structure perlitique est très fine, c'est à dire, plus la distance interlamellaire égale à la moyenne de la somme des épaisseurs d'une lamelle de cémentite et d'une lamelle de ferrite est petite (Δl) plus la dureté est grande.

3. MECANISME DE FORMATION DE LA PERLITE

les études les plus poussées ont été faite sur les alliages Fer-Carbone pour élucider le mécanisme de croissance des lamelles dans les transformations eutectoïdes et les conclusions peuvent se résumer comme suit :

La germination de la perlite débute toujours par la formation d'un cristal de carbures Fe_3C , au moins lorsque la température à laquelle on opère la transformation n'est pas trop basse ($T > 550^{\circ}C$). Ceci est prouvé par les observations suivantes :

- 1) La présence préalable de cristallites de carbure de Fer dans la solution solide Δ accélère considérablement la vitesse d'apparition de l'eutectoïde.
- 2) La relation de structures, qui existe entre le Fer α de l'eutectoïde et la solution solide Δ initiale, est différente de celle qui existe entre le Fer α pro-eutectoïde des aciers hypo-eutectoïdes et cette solution solide Δ .

Dans ce dernier cas, il y a donc effectivement germination du Fer α sur le Fer Δ , tandis que dans l'eutectoïde la germination du Fer α s'opère sur les lamelles de carbures disposées dans un premier stade.

4. DEVELOPPEMENT DES LAMELLES DE LA PERLITE

1^{ère} Etape : Il y a apparition aux joints de grains de la solution solide Δ d'un germe de carbures Fe_3C dont la direction principale de croissance est sensiblement perpendiculaire aux joints, avec formation de zones marginales appauvries en carbone de part et d'autre de ce germe dans la solution solide Δ (Fig 5).

2^{ème} Etape : Apparition dans zones marginales appauvries en carbone de germe de phase α qui se développent parallèlement au cristal de carbure, avec un certain retard, ces germes de phase α refoulent le carbone à l'extérieur en raison de la faible solubilité du carbone dans le réseau cc, ce qui provoque l'apparition de zones marginales enrichies en carbone dans la structure Δ environnante.

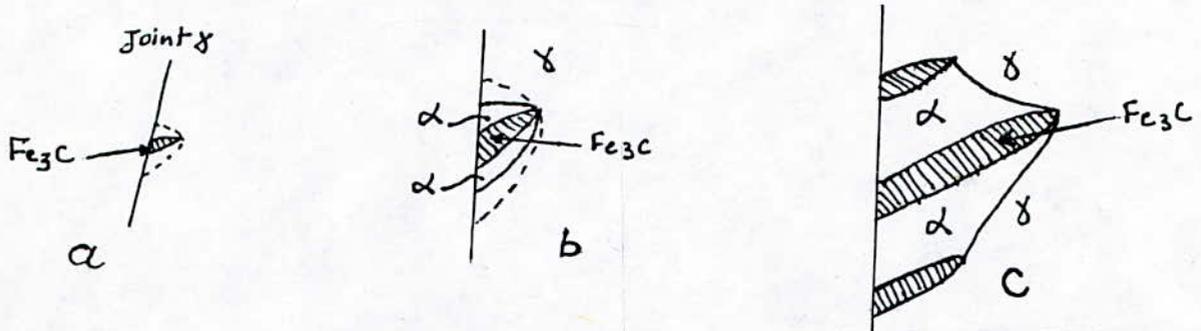


Fig 5 - REPRESENTATION SCHEMATIQUE DE LA GERMINATION ET DE LA CROISSANCE DE LA PERLITE

3^{ème} Etape : Apparition de nouveaux germes de Fe_3C dans les zones marginales précédentes. Ce processus se répète de proche en proche suivant une direction perpendiculaire à celle du cristal initial de carbures de Fer, tandis que toutes les lamelles alternativement constituées par du carbure et par du Fer α se développent en longueur. Ainsi se trouve constituée ce qu'on appelle une colonie, dont la croissance n'est limitée que par le contact d'autres colonies (fig 6); on remarque que l'épaisseur des lamelles dépend dans une large mesure de la vitesse de diffusion du carbone dans la matrice Δ A la température à laquelle s'opère la transformation de composition, ceci explique la relation qui a été observée entre l'épaisseur des lamelles et la température T.

$$\text{Loge} = A - \frac{B}{T}$$

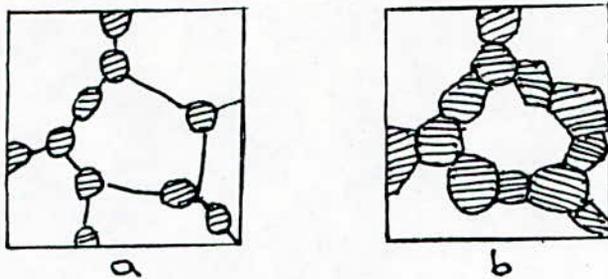


FIG : 6 - SCHEMA INDIQUANT LA FORMATION DES COLONIE DE PERLITE A LA PERIPHERIE DES GRAINES D'AUSTENITE.

THEORIE DE LA GERMINATION ET CROISSANCE

Considérons d'abord la façon la plus simple les principes fondamentaux de la théorie de la germination et la croissance posés par Gibbs. C'est dans le cas simple de la condensation de la vapeur d'eau en gouttelettes qu'il paraît le plus facile de présenter ce phénomène.

L'idée fondamentale est simple par les fluctuations d'énergie se forment des rassemblements d'atomes qui sont appelés embrayons. La variation d'énergie libre et la formation d'une gouttelette et facilement calculable (fig 7) d'après la variation comme de l'énergie libre totale. Mais pour former une gouttelette. Il faut fournir de l'énergie pour constituer l'interface entre la gouttelette et la vapeur par croissance, une dimension des gouttelettes est atteinte, appelée dimension critique, à partir de laquelle l'embryon peut grossir avec une diminution d'énergie libre et devenir ainsi un germe stable.

Les énergies peuvent être représentés par un graphique (fig 8), ce qui repose sur les mêmes principes. Dès que l'embryon a atteint sa dimension critique, il devient aussi stable par addition d'un atome, cependant que la variation d'énergie libre décroît, comme le montre la figure.

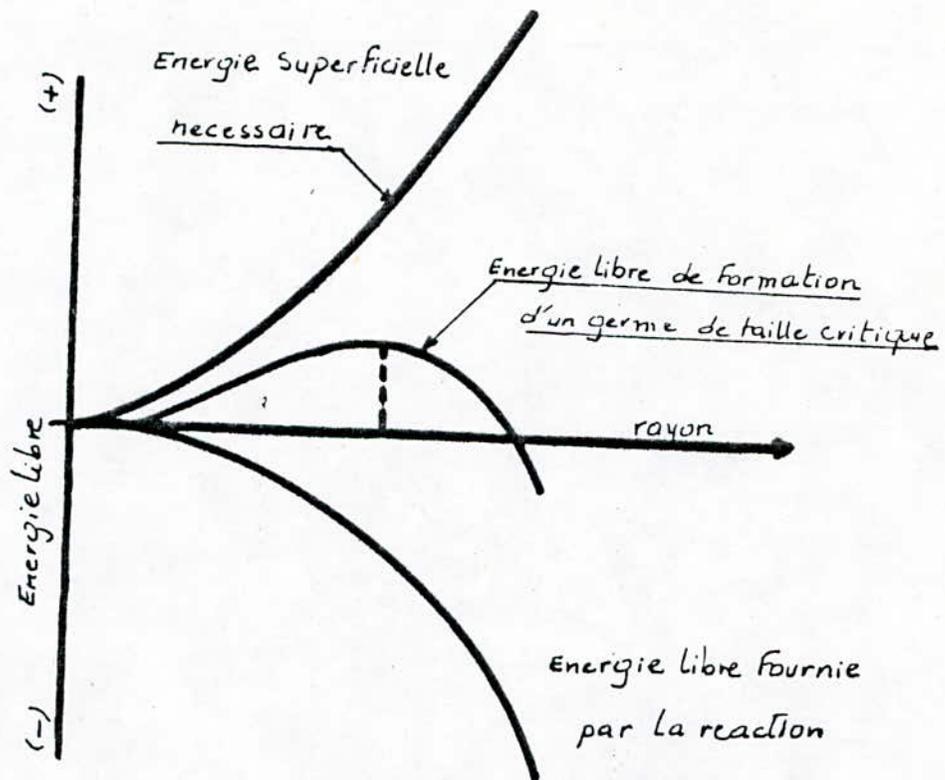


FIG 3

LA COURBE SUPERIEUR REPRESENTE L'ENERGIE SUPERFICIELLE NECESSAIRE A LA FORMATION D'UNE GOUTTELETTE EN FONCTION DU RAYON DE CELLE CI.

LA COURBE INF REPRESENTE L'ENERGIE LIBRE FOURNIE PAR LA REACTION EN FONCTION DE LA TAILLE DE LA GOUTTELETTE DE TAILLE SUP A LA TAILLE CRITIQUE CROIT AVEC DIMINUTION D'ENERGIE LIBRE.

LA COURBE DU MILIEU REPRESENTE L'ENERGIE DE FORMATION D'UN GERME ELLE MONTRE QU'UNE GOUTTELETTE DE TAILLE SUP A LA TAILLE CRITIQUE CROIT AVEC DIMINUTION D'ENERGIE LIBRE.

Nous pouvons remarquer que les facteurs essentiels de toutes les réactions de germination sont premièrement la variation de l'énergie libre de la réaction, deuxièmement l'énergie interfaciale entre les deux phases et troisièmement la vitesse de diffusion.

Dans notre cas, pour que le germe de la nouvelle phase B soit stable son enthalpie libre de formation doit être négative, or celle-ci comporte deux composantes :

- L'une négative, représentant la variation d'enthalpie libre volumique (ΔG_V) associée à la formation de B à partir de A.
- L'autre positive, représentant la variation de l'énergie libre superficielle (ΔG_S) due à la création de l'interface entre les deux phases.

Supposons un germe sphérique de rayon r :

$$(\Delta G_V) = \frac{4}{3} \pi r^3 (G_B - G_A)$$

$(G_B - G_A)$: Enthalpie libres volumiques de B et de A

$(\Delta G_S) = 4 \pi r^2 \delta$ Enthalpie libre superficielle spécifique de l'interface A/B

$$\Delta G = \frac{4}{3} \pi r^3 (G_B - G_A) + 4 \pi r^2 \delta \quad \text{variation globale}$$

1. $\Delta G_V < 0$ Transformation spontanée
2. ΔG_S Proportionnelle à l'air de germe
3. L'énergie de déformation élastique due au changement de volume.

$$\frac{d(\Delta G)}{dr} = 4 \pi r^2 (G_B - G_A) + 8 \pi r \delta = 0$$

Ce qui conduit à :
$$r_0 = \frac{-2\sigma}{G_B - G_A} = \frac{-2\sigma}{\Delta G(A \rightarrow B)}$$

La valeur de r_0 dépend de la température par le terme $\Delta G(A \rightarrow B)$.

Elle présente le rayon critique prévu par la théorie. L'enthalpie libre ΔG de la transformation supposée accomplie à T.

$\Delta G(A \rightarrow B) = (H_B - H_A) - T(S_B - S_A)$ à l'équilibre ($T = T_E$): $\Delta G(A \rightarrow B) = 0$

$$(S_B - S_A) = \frac{H_B - H_A}{T_E}$$

En supposant ΔS et ΔH indépendantes de la température, on aboutit à :

$$\Delta G(A \rightarrow B) = \Delta H - T \frac{\Delta H}{T_E} = \frac{\Delta H(T_E - T)}{T_E} = \frac{\Delta H - \Delta T}{T_E}$$

d'où :

$$r_0 = \frac{-2\sigma}{\Delta G(A \rightarrow B)} = \frac{2T_E\sigma}{\Delta H - \Delta T}$$

Δ indépendant de la température.

La variation de r_0 en fonction du degré de surfusion est hyperbolique.

ΔT caractérise la surfusion, plus le degré de surfusion (ΔT) augmente plus le rayon $r_0 = r_1$ diminue. Plus la germination augmente.

6. GROSSISSEMENT DE LA PERLITE

Bien qu'on ait eu très fermement que le germe actif était constitué de cémentite. Ceci semble maintenant moins certain. Les vitesses de germination ont été mesurées, celles-ci augmentent lorsque la température diminue comme l'exige la théorie de la germination.

La germination dans les aciers eutectoïdes se produit en pratique exclusivement aux joints de grains et la capillarité joue alors un rôle prédominant dans la germination de cette phase.

La structure et lamellaire (figure 8), la croissance de la perlite demande une diffusion agissant dans un gradient déterminé par la distance interlamellaire, ainsi que par les concentrations obtenues dans l'austénite aux extrémités des lamelles des deux phases. On a émis l'hypothèse que la vitesse de croissance était déterminée par l'énergie libre de la réaction, la moitié de l'énergie libre totale allant vers l'interface entre la cémentite Fe_3C et la ferrite ceci étant une canalisation exigée pour l'obtention d'une vitesse de croissance maximum à une température donnée déterminant l'espacement interlamellaire.

L'orientation des lamelles est sensiblement la même, mais elle varie d'une colonie à l'autre, même à l'intérieur d'un même grain austénitique.

7. CINETIQUE DE LA TRANSFORMATION DE L'AUSTENITE EN PERLITE

La perlite se forme en pratique au cours du refroidissement d'un échantillon d'acier, toutefois pour comprendre le phénomène et pour en déduire les lois générales, il faut étudier la transformation isotherme, c'est à dire celle qui s'effectue au cours d'un maintien à température constante après refroidissement rapide de l'austénite.

Dans ces conditions on peut espérer que l'augmentation du rayon d'un amas isolé de perlite suit la loi représentée à la figure 18b. Cette loi est semblable à celle de la croissance d'un nouveau cristal au cours de la recristallisation après un temps de germination τ_0 .

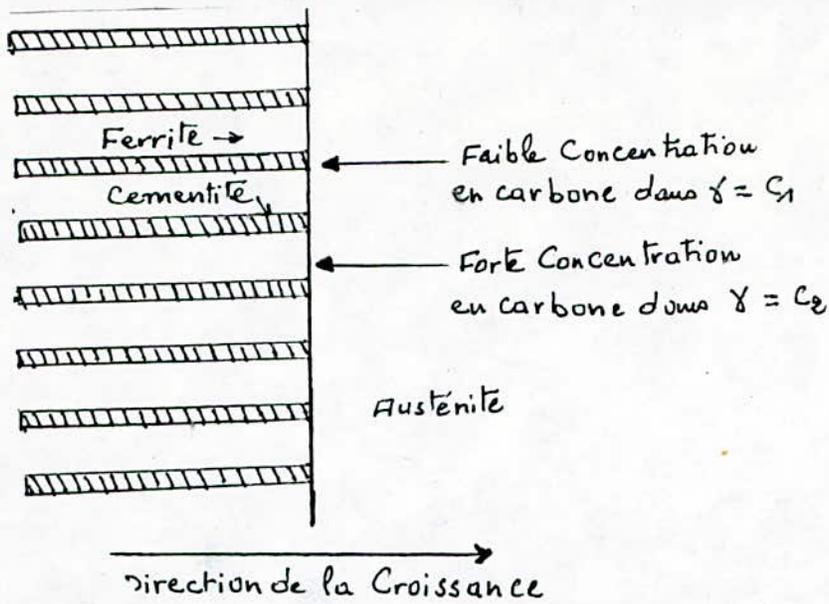


FIG. 8 - PROCESSUS DE FORMATION DE LA PERLITE AUX DEPENS DE L'AUSTERITE

L'amas croit à vitesse constante jusqu'à ce qu'il rencontre d'autres amas. Dans un échantillon d'acier, les amas germent après des temps variables et l'augmentation de la quantité de perlite en fonction du temps. (fig 09).

Pour des raisons déjà exposées le nombre de germes formés par unité de temps augmente avec le défaut d'équilibre. C'est à dire avec la différence entre la température de l'échantillon et la température de l'eutectoïde. En outre, l'énergie libérée par la croissance de la perlite augmente quand la température diminue, alors que les coefficients de diffusion diminuent avec la température.

la figure 10 représente la variation des vitesses de germination et de croissance d'amas de perlite entre 725°C et 550°C. page 15

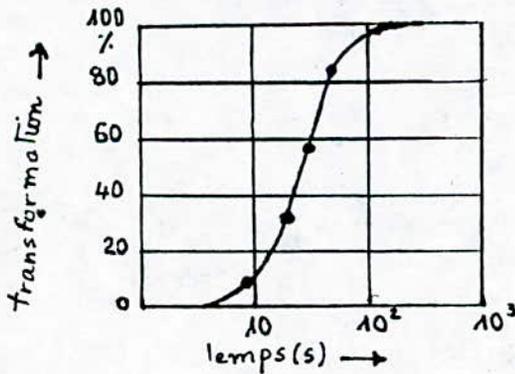
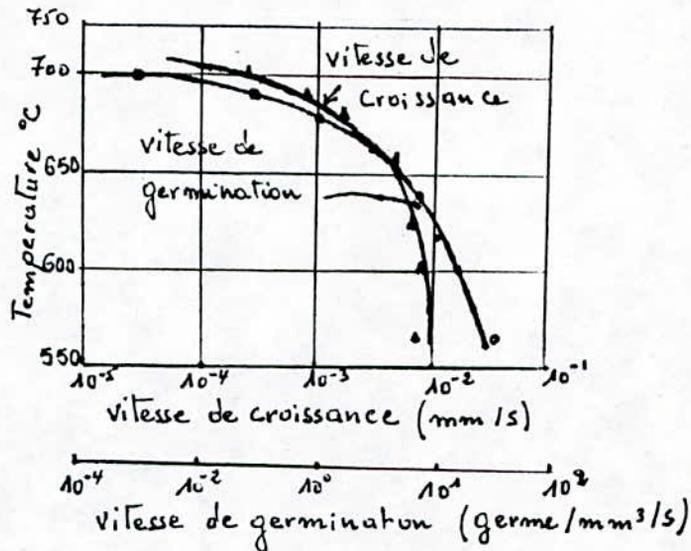


FIG. 9 - AUGMENTATION DE LA QUANTITE DE PERLITE EN FONCTION DU TEMPS.

Au dessus de 550°C, ces deux vitesses doivent diminuer, en première approximation, la vitesse de transformation est proportionnelle au produit du nombre de germes par la vitesse de croissance. Elle doit donc suivre une courbe analogue à celle de la fig 10

FIG 10 - INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR LA VITESSE DE GERMINATION ET DE CROISSANCE DE LA PERLITE.



8. PROPRIETES DE LA PERLITE

Les propriétés de la perlite dépendent beaucoup de l'épaisseur des lamelles, celle-ci dépend à son tour de la vitesse de transformation. L'épaisseur des lamelles est en effet limitée à la distance que le carbone peut parcourir par diffusion pendant la durée de la transformation.

9. METALLOGRAPHIE DE LA PERLITE

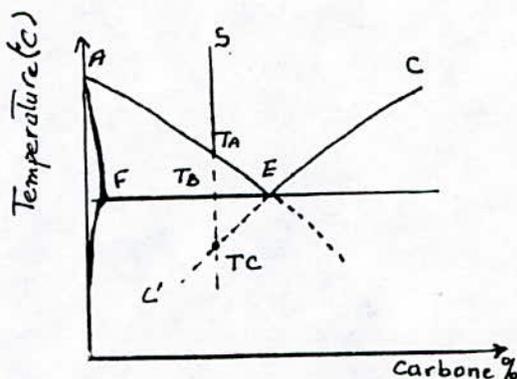
Quand la concentration du carbone dans l'austénite est inférieure à 0.8% (hypo-eutectoïde), puis à partir du moment où elle atteint la composition de l'eutectoïde, l'austénite se transforme en perlite.

Les proportions de ferrite et de perlite contenue dans l'alliage sont alors prévisibles. La distribution de la ferrite et de la perlite dépend de la taille des grains de l'austénite, parce que la germination de la ferrite proeutectoïde s'effectue aux joints de grains de l'austénite et la perlite se trouve à l'intérieur des grains de l'austénite.

Lorsque le refroidissement est rapide, la ferrite proeutectoïde n'a plus le temps de germer et la perlite peut se former directement même pour une teneur en carbone aussi faible que 0.4%.

La figure 11 permet de comprendre ce phénomène :

FIG 11 -
LIMITES DE FORMATION DE LA PERLITE



Soit un acier dont la teneur en carbone correspond au point S. Au dessus de la température T_A , la phase stable est l'austénite de T_A à T_B , la cémentite est moins stable que l'austénite, elle ne peut donc pas germer. La ferrite se forme donc jusqu'à ce que la composition de l'austénite traverse la ligne Ec qui caractérise les conditions d'équilibre entre l'austénite et la cémentite. Des que la température est inférieure à T_C , la cémentite peut germer et la perlite se forme. Elle contient plus de ferrite et moins de cémentite que la perlite eutectoïde, elle est moins dure.

L'épaisseur des lamelles devrait être partout la même dans un échantillon d'acier homogène qui a subi une transformation isotherme. Cela ne semble pas vérifié à première vue parceque, dans un échantillon métallographique, les différents amas sont sectionnés suivant des angles variables.

CHAPITRE III :

1. LA TRANSFORMATION ISOTHERME

Les transformations A_{r1} et A_{r2} présentent des caractères analogues dans leurs cinétiques, correspondant à l'apparition progressive de nouvelles phases.

Après un temps de retard, correspondant à une période d'incubation pendant laquelle, aucune transformation de l'austénite n'a été observée par les méthodes d'investigation utilisées. Aussi la transformation de l'austénite s'opère suivant une règle analogue à celle de la solidification en fonction des deux grandeurs classiques de **TAMMANN** : la vitesse de naissance des germes et la vitesse de cristallisation.

L'allure des courbes représentant à une température constante la quantité d'austénite décomposée en fonction du temps, dépend de ces deux facteurs. Elle montre que la transformation de l'austénite se traduit toujours par une courbe à longue inflexion, dont la forme et la fonction de la prépondérance de la germination sur la croissance et vice-versa. Ces courbes sont appelées chronographiques ou isothermes.

Pour un acier de composition chimique donnée, la période d'incubation et la proportion d'austénite transformée dans l'unité de temps varient dans une très large mesure avec la température. Pour certains aciers, en particulier, la période d'incubation est pratiquement nulle à certaines températures, alors qu'à d'autres températures, la stabilité de l'austénite est telle que l'on observe pas le début de la transformation même après des durées très longues de maintien. Les courbes représentant la proportion de l'austénité transformée, en fonction de la température, pour un maintien de durée constante, elles peuvent être interrompues par une zone de stabilité de l'austénité.

Nous obtenons deux courbes remarquables, celle qui correspond à la proportion zéro ou du début de transformation et celle qui correspond à 100% de transformation (fin). Ces courbes sont appelées courbes en S.

2. LES COURBES TTT

Les courbes TTT donnent à chaque température les temps correspondant au début et à la fin de la transformation sont les plus utilisées; leur forme donne une représentation imagée de l'aptitude à la transformation et de son déroulement.

Les courbes TTT comportent généralement des lignes supplémentaires correspondant à un certain taux de transformation, ou à l'apparition de constituants micrographiques nouveaux.

La forme de ces courbes dépend en premier lieu de la composition chimique.

La présence d'éléments d'alliage modifie profondément la forme de ces courbes.

Les éléments d'alliages peuvent-être classés en deux grands groupes d'après leur action sur la forme de la courbe TTT :

- * Ceux qui représentent simplement la courbe vers la droite sans modification appréciable de sa forme, donc qui retraduit la transformation à toute température et dont le plus actif est le Ni.

- * Ceux qui représentent la courbe vers la droite et qui font apparaître deux domaines bien distincts : un domaine perlitique et bainitique, séparés par une zone de stabilité de l'austénite vers 500 - 550°C, d'autant plus large que la teneur en éléments d'alliages est plus élevée. Parmi ces derniers, les plus actifs sont le Cr, Mo, V. Lorsqu'il y a présence des deux à la fois leurs actions se superposent.

3. MORPHOLOGIE DES AGREGATS FORMES AU COURS DES TRANSFORMATIONS ISOTHERMES

Pour un Acier hypoeutectoïde, les premiers grains formés sont de la ferrite, l'austénite s'enrichit en carbone jusqu'à la composition eutectoïde 0.85% c où il y a formation de perlite. Pour les aciers hypereutectoïdes, la formation de la perlite est précédée d'un dépôt de cémentite.

Si la teneur est celle de l'eutectoïde, il y a formation directe de la perlite.

L'élément directeur dans la formation de la perlite est la cémentite, la ferrite n'étant qu'une conséquence du dépôt de cémentite. Le caractère lamellaire est d'autant plus accusé que la température est plus élevée, lorsque la température décroît, les lamelles de ferrite et de cémentite deviennent de plus en plus fines pour finalement ne plus être résolubles au microscope optique.

4. EVOLUTION ET VITESSE DE TRANSFORMATION ISOTHERME

Les courbes TTT d'un acier au carbone à la forme d'un C, la durée d'incubation passant par un minimum au nez perlitique. L'addition de certains alliages fait apparaître un nez de la bainite correspondant au minimum de la durée d'incubation dans le domaine intermédiaire, qui est alors séparé du domaine perlitique par une zone de stabilité de l'austénite.

Le nez perlitique correspond, en général, à un maximum de la vitesse de transformation. Outre l'aspect différent des constituants, il y a une différence essentielle dans le déroulement des réactions perlitiques et bainitiques surtout pour les aciers moyennement alliés.

Dans le domaine perlitique, la transformation de l'austénite en ferrite et carbures est toujours totale, avec une vitesse, légèrement croissante d'abord, puis sensiblement constante et enfin légèrement décroissante (cinétique du type AVRAMI : fraction transformée $y = 1 - \exp(-Kt^n)$).

CHAPITRE IV: INFLUENCE DE DIFFERENTS FACTEURS SUR LA FORME DES COURBES TTT

1. INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE

Un des rôles essentiel des éléments d'alliages consiste à accroître la tempabilité des aciers, ceci se traduit par le fait que, à l'exception du cobalt, ils repoussent la courbe TTT vers la droite, leur action est en général d'autant plus marquée que la teneur en est plus élevée dans la solution solide austénitique et dépend notamment de la teneur en carbone.

Pour le carbone, l'augmentation de la teneur au de la de la valeur eutectoïde a généralement l'effet inverse par suite de la précipitation de carbure "secondaires" avant la transformation $\delta \longrightarrow \alpha$ proprement dite. Les carbures "primaires", non dissous lors de l'austénisation, réduisent également l'effet de la teneur totale. Les éléments d'alliages qui n'ont pas tendance à donner des carbures spéciaux et dissolvent principalement dans la ferrite (Si, Cu, Ni, Mu) repoussent les courbes TTT vers la droite sans modifier sa forme appréciable (augmentation du temps d'incubation et diminution de la vitesse de réaction assez semblable dans le domaine perlitique).

Les éléments gammagènes, tels le Ni et Mu, abaissent les températures Ac_1 et Ac_3 alors que le silicium alphagène, a l'effet inverse. Le cobalt, bien que gammagène et n'ayant pas tendance à former du carbure, fait exception en repoussant la courbe TTT vers la gauche.

Les éléments carburigènes sont susceptibles, selon leur affinité pour le carbone, la concentration en carbone de l'acier et leur propre concentration de former :

* Soit de la cémentite alliée, constituée de carbone Fe_3C dans laquelle une partie du Fer est remplacée par l'élément d'addition avec conservation du réseau orthorombique de la cémentite.

* soit des carbures spéciaux.

le manganèse, seulement un peu plus carburigène que le Fer, forme presque exclusivement de la cémentite alliée.

Les principaux éléments carburigènes peuvent être classés, en première approximation, par la stabilité croissante de leurs carbures : Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Ta, Ni et la tendance à former des carbures spéciaux dans les aciers s'accroît du chrome au niobium.

Ces divers éléments alloènes relèvent généralement les températures Ac_1 et Ac_3 , repoussent la courbe TTT vers la droite et font apparaître les deux nez de la perlite et de la bainite séparés par un domaine de stabilité de l'austénite.

Dans le domaine ferrito-perlitique, l'addition d'un élément carburigène (Mo, V par exemple), non seulement modifie la cinétique de décomposition isotherme de l'austénite, mais peut aussi conduire à la formation, non de cémentite mais d'un carbure allié plus stable (M_6C , Mo_2C , V_4C_3 ...) présentant deux catégories principales :

* Structure de type fibreuse (alternance de lamelles de ferrite et de carbures alliés) vraisemblablement formés de la même façon que la perlite des aciers au carbone mais beaucoup plus fines que cette dernière (vitesse de diffusion très faible des atomes en substitution dans l'austénite) et en plages pouvant être extrêmement petites et disséminées.

* Structures en nappes parallèles² de carbure très fins (quelques dizaines d'Å) ayant sur coupe l'apparence de rangées, souvent d'autant plus espacés que la température de transformation est élevée, et visibles sur lames minces au microscope électronique seulement certaines orientations. Pour certains auteurs, ces précipités en rangées parallèles au front d'avancement de la transformation $\gamma \longrightarrow \alpha$ se forment sur les dislocations de la ferrite immédiatement après le passage de l'interface $\gamma \longrightarrow \alpha$ côté ferrite "précipitation interphase", avec croissance ultérieure dans cette phase, l'interface permettant la diffusion des atomes carburigènes nécessaires à la formation des carbures alliés. la précipitation interphase semble se produire préférentiellement lors d'une transformation isotherme rapide, par exemple au voisinage du nez de la courbe TTT ou en l'absence d'éléments d'alliages tel que le manganèse qui ralentissent la décomposition de l'austénite . La précipitation interphase est ainsi plus fréquente dans les aciers au vanadium que dans les aciers au molybdène.

2. INFLUENCE DES CONDITIONS D'AUSTENISATION

Une élévation de la température d'austénisation se traduit en général par un déplacement vers la droite de la courbe TTT plus marquée dans le domaine perlitique que dans le domaine bainitique, ceci est particulièrement net avec les aciers contenant des éléments d'alliages carburigènes. Pour ces aciers, en effet, une élévation de la température d'austénisation favorisent la dissolution des carbures, ce qui modifie en particulier la composition de la solution solide austénitique.

l'accroissement de la trempabilité par élévation de la température d'austénisation est dû en partie à l'influence de la grosseur du grain austénitique sur la vitesse de germination $\gamma \longrightarrow \alpha$ en effet, dans la mesure où les germes de transformation se forment principalement aux joints de grains austénitiques, notamment dans le domaine supérieur, la probabilité de germination doit être réduite par une diminution de la surface relative de ces joints, donc la réaction est retardée.

3. INFLUENCE DES SÉGRÉGATIONS.....

Les microségrégations et macroségrégations qui résultent de la solidification du métal et qui s'atténuent, mais sans disparaître complètement au cours des transformations thermiques ultérieures, peuvent avoir une influence appréciable sur la forme de la courbe TTT.

Les microségrégations sont responsables de l'apparition des structures en bandes dans les aciers et comme l'on montre **BASTIEN**, le phosphore joue un rôle important dans la formation de ces structures. En effet, les éléments d'alliages sont aussi susceptibles de se ségréger et il est possible d'établir le classement suivant que à l'importance des ségrégations As, P, Mo, Cr, Mu, Ni.

4. INTERET PRATIQUE DE LA TRANSFORMATION ISOTHERME

la région située à gauche de la courbe de début de transformation du diagramme TTT est une zone de stabilité de l'austénite. Si après réchauffage au dessus de Ac_3 , on refroidit brusquement un échantillon d'acier à une température fixée d'avance, l'austénite demeure non transformée tant que l'on ne dépasse pas la durée de la période d'incubation correspondant à cette température. Si la courbe TTT de l'acier est trop à gauche ou la pièce à traiter trop grosse, on peut laisser se produire un début de transformation bainitique avant le refroidissement final, on obtient ainsi une structure mixte inférieure - martensite

Ainsi la transformation isotherme présente une grande souplesse et permet beaucoup de variantes. Reste à choisir le mieux adapté au but poursuivi.

5. PRECISION DE VALIDITE DES COURBES T.T.T

Il est important d'examiner la précision à attendre des résultats tirés d'une courbe TTT.

Pour établir une telle courbe, les échantillons de la nuance étudiée ont généralement été trempés de 50°C en 50°C et en adoptant des durées de maintien isotherme en progression géométrique de raison 2 secondes à partir du premier maintien de 2 secondes. L'établissement d'une courbe de transformation nécessite ainsi 100 à 150 échantillons. Le canevas ainsi réalisé donne idée de la précision graphique du tracé, laquelle dépend d'ailleurs de la finesse d'observation des micrographies. On doit aussi se demander si la courbe établie est bien caractéristique de la nuance étudiée, c'est-à-dire si d'une part, elle est bien représentative de la coulée d'où sont extraites les éprouvettes et si d'autre part, elle est encore valable pour du métal de même nuance provenant voire d'aciés différentes.

Certaines zones ségréguées peuvent ainsi se transformer moins rapidement que d'autres, engendrant dans les grosses pièces des perturbations thermiques locales et des contraintes internes au refroidissement susceptible d'affecter localement la cinétique de transformation. On a évidemment intérêt à traiter le plus grand nombre possible d'échantillons en reproduisant le même traitement thermique sur des éprouvettes prélevées en différents points de la pièce d'acier étudiée.

CHAPITRE V : LES DISTANCES INTER-LAMELLAIRES

La distance inter-lamellaire de la perlite eutectoïde transformée isothermiquement d_0 peut être calculée thermodynamiquement.

Dans ce calcul thermodynamique de d_0 le but est de chercher la condition pour laquelle l'énergie du système complet soit abaissée par la croissance des nodules de perlite à travers la matrice austénique.

Cette condition est que l'énergie libre dégagée par la transformation suffit pour alimenter en énergie nécessaire les interfaces carbures-ferrite.

Pour cela et pour que l'équation soit exprimée mathématiquement. Le nodule de perlite d'espacement inter-lamellaire d_0 est considéré comme avancement dans

l'austénite (fig 1.2

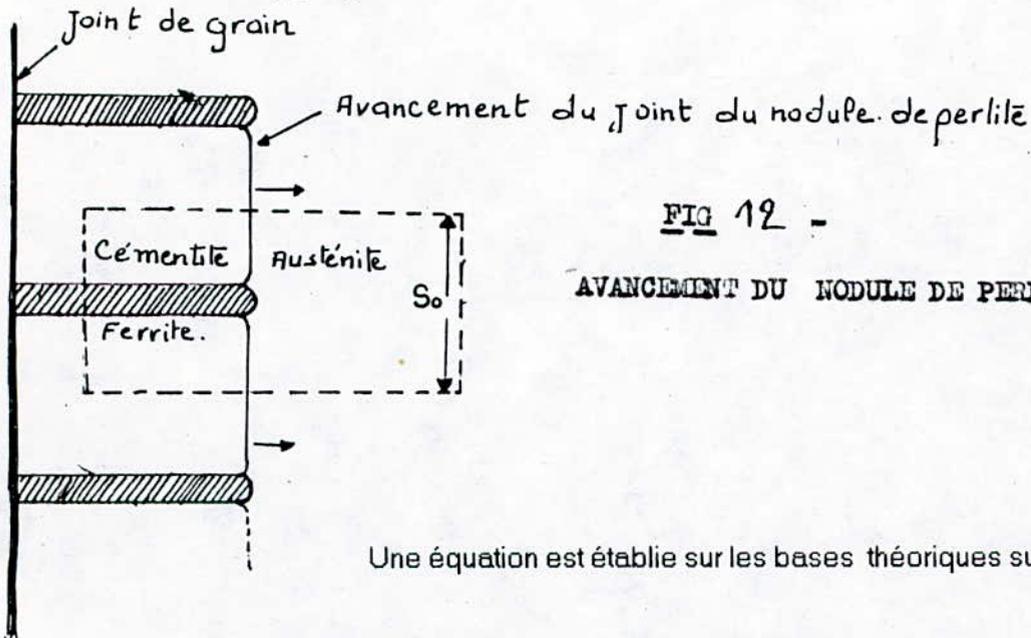


FIG 12 -

AVANCEMENT DU NODULE DE PERLITE.

Une équation est établie sur les bases théoriques suivantes :

1. l'énergie libre reste inchangée dans une région qui renferme une plaque de carbure et une autre de ferrite.

Quand le nodule avance d'une distance (dx), le volume de l'austenite transformée au dessous de la région considérée sera ($S_0 \cdot W \cdot dx$), et la masse de l'austenite transformée sera ($\rho \cdot S_0 \cdot W \cdot dx$) la densité.

L'énergie libre utile à la température T ° pour la formation de nouvelles interfaces sera donc.

$$\text{Energie libre utile (disponible)} = \rho \cdot \frac{T_E - T}{T_E} \cdot \rho \cdot S_0 \cdot W \cdot dx.$$

où T_E = Température eutectoïde.

La chaleur de transformation par unite de masse

La croissance de la surface totale de l'interface est ($2 S W dx$).

En prenant (S) comme énergie de surface par unité d'aire la croissance de l'énergie d'interface est donnée par $2 S W dx$.

En égalant les équations

$$\rho \cdot \frac{T_E - T}{T_E} \cdot \rho \cdot S_0 = 2 S.$$

La solution de cette équation pour l'espacement inter lamellaire donne :

$$S_0 = \frac{2 T_E \cdot S}{\rho \cdot \rho (T_E - T)}$$

En accord avec l'équation l'espacement inter lamellaire est inversement proportionnel au degré de surfusion (ΔT).

CHAPITRE VI : MATERIAUX UTILISES

L'étude expérimentale a porté sur trois nuances d'aciers fournies par la SNVI.

Un acier de nuance xc48, un acier 55S7, et un acier 55 NCDV4.

L'acier xc48 et 55S7 ont été livrés sous forme de barres.

- Les échantillons xc48 : sont prélevés d'une barre de diamètre 2.8cm, de manière à avoir six (06) échantillons d'épaisseur 1cm chacun.

- Les échantillons 55 S7 : sont prélevés aussi d'une barre de section ronde de diamètre 3.2 cm, avec laquelle on a préparé six (06) échantillons d'épaisseur 0.8 cm.

- Les échantillons 55NCDV4 : sont reçus à l'état d'un morceau de matrice à défaut d'acier au nickel, chrome.

Tous les prélèvements ont été faits de façon à avoir des échantillons de même volume, de manière à avoir un même comportement lors des traitements thermiques de point de vue transfert de chaleur et comportement microstructural, on remarque aussi qu'il y a à peu près la même teneur en carbone, ce qui permet d'avoir les mêmes fractions volumiques de cémentite après le traitement thermique.

COMPOSITION CHIMIQUE

NUANCES	XC 48	55S7	55NCDV4
Composition chimique	C = 0.50% Si = 0.31% Mn = 0.809% Ni = 0.105% Cr = 0.171%	C = 0.56% Si = 2% Mn = 0.9% Ni = 0.121% Cr = 0.015%	C = 0.55% Si = 0.22% Mn = 0.204% Ni = 1.1% Cr = 0.5% V = 0.1% Mo = 0.3%

CHAPITRE VII : MATERIEL UTILISE

Il est utile seulement de parler du matériel utilisé à partir de la phase traitement thermique et on commence par :

* 2 fours électriques à résistance pour traiter les échantillons l'un pour le traitement d'austénisation muni d'un bloc de commande, et d'un régulateur de température, l'autre pour le traitement isotherme, muni lui aussi d'un bloc de commande, et d'un régulateur de température.

les deux fours peuvent atteindre des températures de l'ordre de 1200°C.

On a utilisé un four de trempe isotherme assez proche du four d'austénisation pour que pendant le transfert des échantillons les températures de ceux-la ne soit affectés et il n'y aura pas un début de transformation qui pourra fausser le calcul.

Généralement les traitements isothermes sont faits dans des bains spéciaux, exemple bain de plomb.

* Un matériel de polissage pour une préparation des échantillons pour l'étude micrographique.

* Un microscope optique inversé à lumière réfléchié avec un grossissement allant jusqu'à 500 fois pour pouvoir distinguer les amas de perlite.

* Un microscope électronique à balayage, muni d'un appareil de prise de photos.

* Un microduromètre pour les essais de microdureté lors du chapitre propriétés mécaniques.

CHAPITRE VIII: MODE OPERATOIRE

1. TRAITEMENT THERMIQUE

On a préparé six (06) échantillons de chaque nuance sur les quelles on a fait une série de traitement thermique permettant d'obtenir diverses répartitions de la cémentite dans la matrice et ainsi diverses orientations des lamelles, de distance interlamellaires.

Ces séries de traitements thermiques sont résumées dans le tableau suivant :

XC48	T*(C) D'AUSTE	TEMPS D'AUSTE	T*(C) TRANSFO	MAINTIENT ISOTHERME	TREMPE
1er	900°C	15 mn	450°C	30 mn	à l'eau
2ème	900°C	15 mn	500°C	30 mn	à l'eau
3ème	900°C	15 mn	550°C	30 mn	à l'eau
4ème	900°C	15 mn	600°C	30 mn	à l'eau
5ème	900°C	15 mn	650°C	1 H	à l'eau
6ème	900°C	15 mn	700°C	1H 45 mn	à l'eau
55S7					
1er	1000°C	15 mn	450°C	30 mn	à l'eau
2ème	1000°C	15 mn	500°C	30 mn	à l'eau
3ème	1000°C	15 mn	550°C	30 mn	à l'eau
4ème	1000°C	15 mn	600°C	30 mn	à l'eau
5ème	1000°C	15 mn	650°C	1 H	à l'eau
6ème	1000°C	15 mn	700°C	2H	à l'eau
55NCDV4					
1er	1000°C	15 mn	600°C	3Heures	à l'eau
2ème	1000°C	15 mn	650°C	2H 30 mn	à l'eau
3ème	1000°C	15 mn	700°C	4HEURES	à l'eau

REMARQUE

1. Le traitement thermique qui consiste à faire une austénisation suivie d'un refroidissement continu :

- Au four.
- A l'air libre.

N'est pas fait car on peut pas contrôler dans ce cas la vitesse de refroidissement et ainsi on peut pas contrôler la température de formation des lamelles. surtout lorsqu'on a comme but de déterminer les distances interlamellaire, en fonction de la température de transformation et des éléments d'alliages, c'est pour ça qu'on a opter pour la transformation isotherme qui consiste à faire des traitements à températures constantes.

2. a la fin de chaque traitement, on trempe l'échantillon dans l'eau pour que la structure se fige, mais dans quelques ouvrages on dit qu'il est inutile de tremper l'échantillon parceque à la fin du traitement toute l'austénite est transformée en perlite et il n'y aura pas de transformation à l'extérieur du four.

3. Les températures et les temps de traitements thermiques sont déterminés à partir des diagrammes TTT que vous trouverez dans l'annexe.

2. ETUDE METALLOGRAPHIQUE

Avant d'entamer l'Etude métallographique, les échantillons sont coupés en deux pour éviter les surfaces qui étaient en contact avec l'atmosphère du four, d'une façon plus simple les surfaces décarburées qui ne donnent pas la vraie structure de l'acier étudié.

Préparation des surfaces :

Cette manipulation se propose de préparer les échantillons en vue de l'observation au microscope métallographique elle comporte trois phases qui sont : l'enrobage, le polissage et l'attaque chimique.

a) *Enrobage des échantillons :*

Dans le cas où les échantillons sont de petites dimensions, l'enrobage est toujours nécessaire, dans notre cas et pour ne pas modifier la structure par un apport thermique, on a utilisé une résine thermoplastique en poudre, dont la température atteinte ne dépasse pas 40°C.

b) *Le polissage :*

On peut considérer deux étapes importantes dans le polissage :

* Le polissage débauche : qui s'effectue sur des papiers abrasifs au carborundun classés par grosseur de grains : 120, 180, 320, 600, 1000, ces nombres correspondent aux nombres de grains par unité de surface (cm^2). On ne doit passer à un disque à grains plus fins qu'après avoir lavé l'échantillon sous l'eau de façon à éviter d'entraîner les grains abrasifs d'un disque sur l'autre.

* Polissage de finition : Cette dernière s'effectue aux pattes diamantées.

c) *Attaque chimique :*

Le réactif provoque une attaque plus ou moins profonde selon la nature de l'orientation de chaque constituant. Ainsi le pouvoir réflecteur de chaque zone se trouve également modifié, les parties peu attaquées donc pratiquement planes, apparaissent claires, tandis que les zones plus attaquées, et donc de planéité différente, apparaissent sombres.

Le réactif d'attaque utilisé est le Nital dont la composition chimique est la suivante :

- Acide nitrique HNO_3 (4 - 6 ml).
- Etanol $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (100 ml).

Le Nital révèle la perlite qui apparaît sous forme de lamelles alternées, des lamelles sombres de cémentite (Fe_3C) sur un fond clair de ferrite.

CHAPITRE IX : OBSERVATION AU MICROSCOPE OPTIQUE

Après la préparation métallographique, nous avons passé à la phase observation microscopique qui est faite au laboratoire du département, sur un microscope optique inversé à lumière réfléchie dont le grossissement ne dépassant pas $G \times 500$, le but de cette manipulation résulte dans l'observation de l'aspect des germes de la perlite et leur configuration totale dans la matrice ferritique.

OBSERVATION

Puisque tous les aciers utilisés sont des aciers, dont la teneur en carbone n'atteint pas la teneur eutectoïde.

"Aciers hypoeutoctoïdes" on a observé un depot de ferrite pro-eutectoïde sous forme de lisères au niveau des anciens joints de grains de l'austénite.

- On remarque aussi qu'au fur et à mesure que la température de transformation isotherme diminue, le nombre de germes augmente et ça s'explique par une grande vitesse de germination.

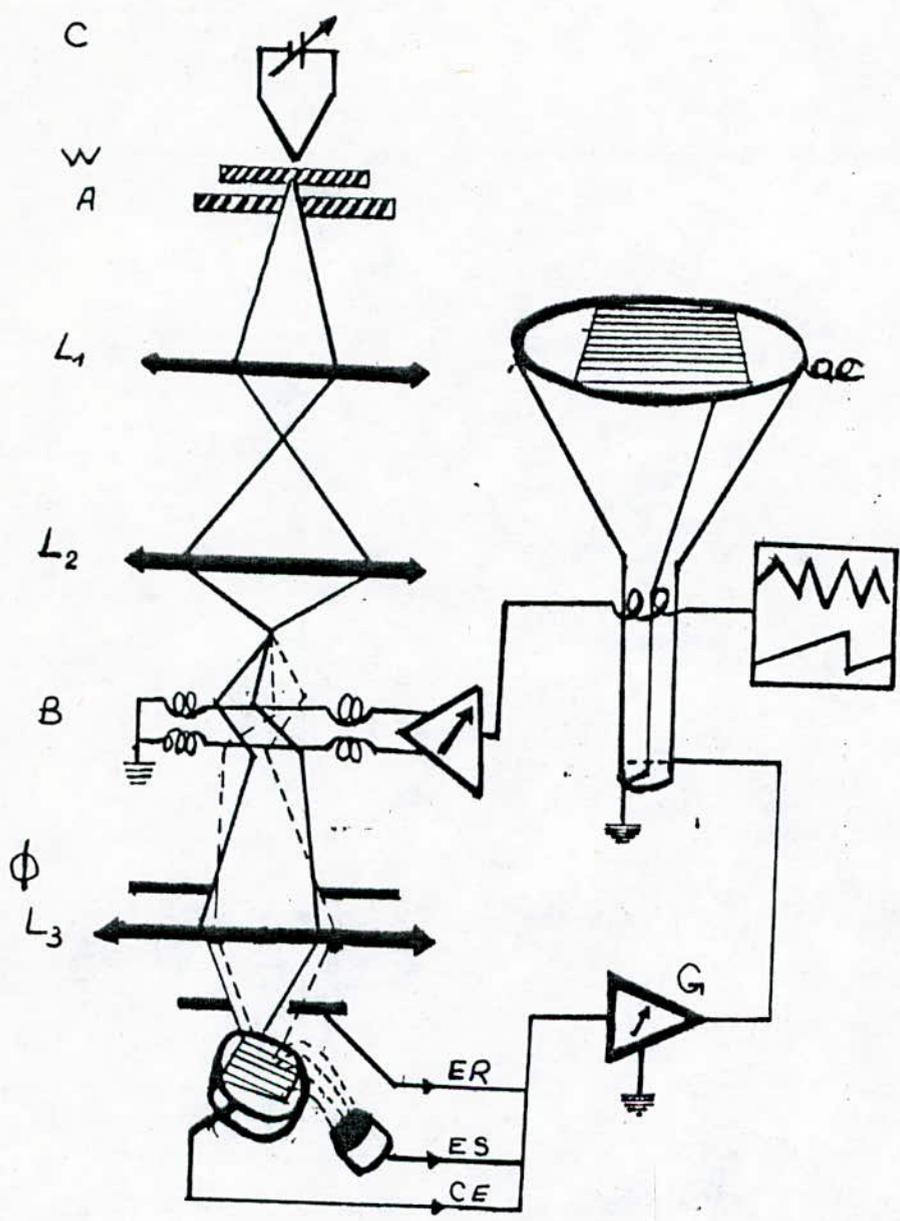
- On observe aussi une diminution de la taille des germes de la perlite qui est une conséquence directe de l'augmentation de la vitesse de germination.

- Pour les hautes températures de transformation, la structure perlitique est irrégulière et perturbée, et ça ce manifeste par des lamelles courbées, courtes et orientées au hasard.

- La dernière remarque à soulever est celle de l'orientation des lamelles qui changent lorsqu'on passe d'un amas à l'autre.

Cependant, la remarque la plus importante de cette partie est la variation de la vitesse de germination (nombre de germes) en fonction de la température de transformation qui résumée dans le tableau suivant :

NUANCES	TEMPERATURE (°C)	NOMBRE DE GAINS A Gx500	
	DE TRANSFORMAT	DE	A
XC48	700	23	27
	600	31	38
	500	39	53
55S7	700	28	40
	600	36	57
	500	50	69
55NCDV4	700	35	52
	650	42	63
	600	56	71



Shéma d'un microscope électronique à balayage

CHAPITRE X: OBSERVATION AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE

Le microscope électronique utilisé, est un microscope à balayage muni d'un dispositif de prise de photos. Avant de passer à l'étude des échantillons on va expliquer le principe de fonctionnement du microscope électronique à balayage.

1. PRINCIPE

Dans le microscope à balayage, l'optique sert uniquement à former une fine sonde électronique. Deux lentilles sont nécessaires au minimum, l'une pour régler le courant électronique, l'autre pour focaliser la sonde juste à la surface de l'échantillon, des bobines de déflexion permettent de balayer ligne après ligne l'échantillon. L'image est observée sur l'écran d'un oscilloscope cathodique dont le faisceau se déplace en synchronisme avec la sonde électronique. La brillance est modulée par le signal choisi, celui-ci peut être, soit les électrons secondaires émis à l'impact de la sonde, soit les électrons rétrodiffusés par l'objet, soit encore les électrons transmis par celui-ci ou même les rayonnements émis sous l'impact des électrons de la sonde. On peut donc observer des échantillons massifs : c'est le domaine d'application le plus vaste du microscope à balayage

L'appareil est souvent équipé de détecteur de rayons X qui permettent une analyse élémentaire locale.

2. OBSERVATION DES LAMELLES DE PERLITE

La première chose qu'on a remarqué en observant un échantillon d'acier au MEB et que les distances interlamellaires ne sont pas forcément les mêmes à l'intérieur d'un même nodule de perlite. Ce qui est contradictoire avec la théorie. La seule explication à cela est que les nodules de perlite ne sont pas sectionnés au niveau de l'axe de symétrie : c'est pour ça qu'on voit une variation plus ou moins marquée des distances interlamellaires, qui fonction de l'axe de coupe avec l'axe de symétrie du nodule de la perlite (voir schéma).

La deuxième remarque qu'on peut énoncer en se basant sur des données théoriques, consiste à :

- Les distances interlamellaires ne sont pas constantes d'après ce qui vient d'être exposé, mais distribuées statistiquement autour d'une valeur réelle qui est représentée par la valeur moyenne statistique, et pour bien mettre en évidence cette valeur, on est obligé de tracer des courbes qu'on appelle les courbes de "GAUSS", pour tracer ces courbes, il faut prendre des mesures de distances sur 30 plages d'une photo avec trois mesures chacune, ensuite il suffit de faire une distribution des points obtenus sur un graphe représentant le nombre de fois en fonction des distances interlamellaires.

- La remarque la plus importante qu'on peut tirer en observant les échantillons d'un même acier avec des températures différentes est :

* Les distances interlamellaires augmentent avec l'augmentation de la température de transformation, et inversement.

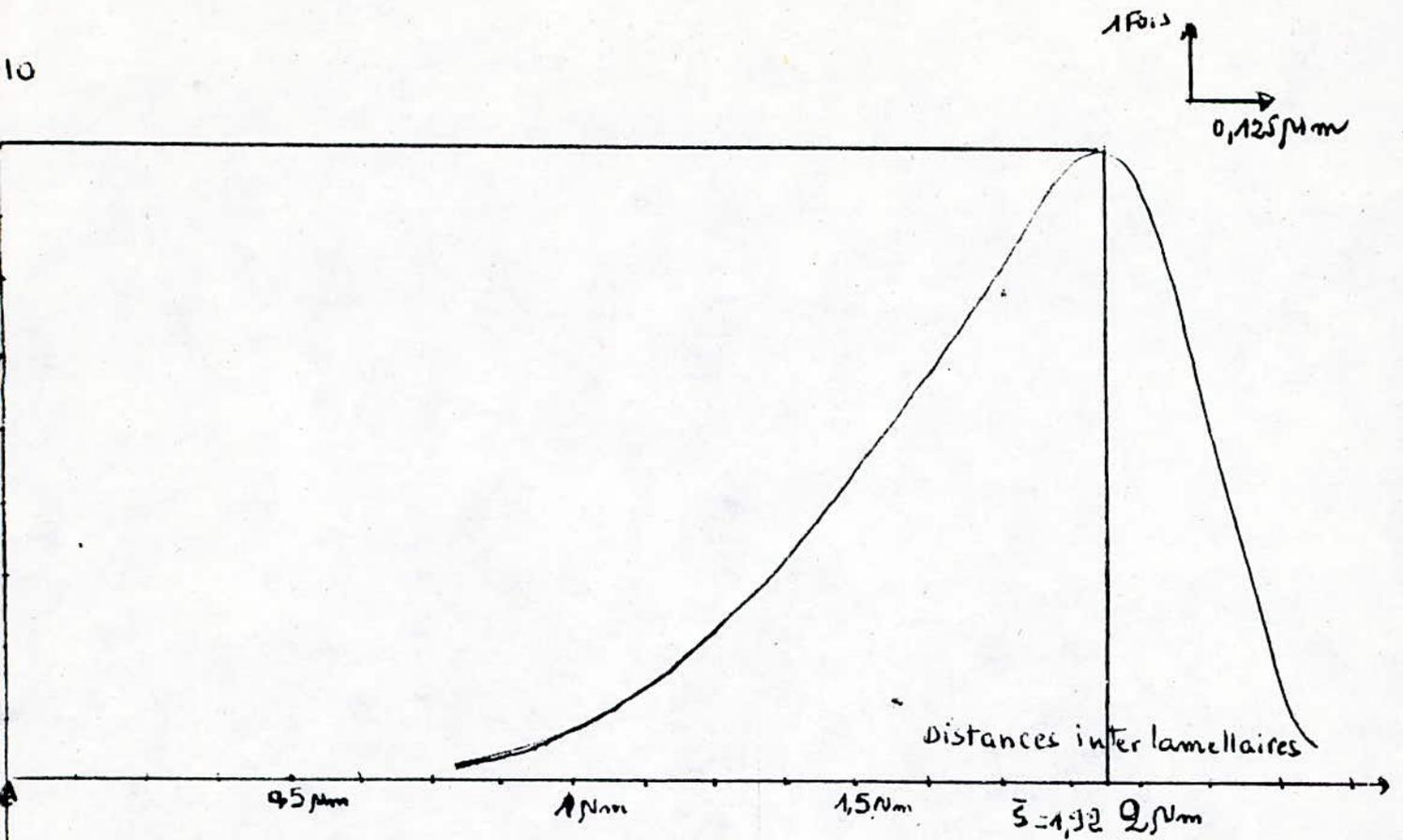
Ou aussi les distances interlamellaires augmentent avec la diminution des degrés de surfusion ΔT qui est donné par : $\Delta T = T_E - T$

Lorsqu'on a tracé les courbes en fonction du degré de surfusion pour un acier, on remarque que la courbe a une allure et ce qui vérifie ce qui a été exprimé dans la partie théorique par la relation :

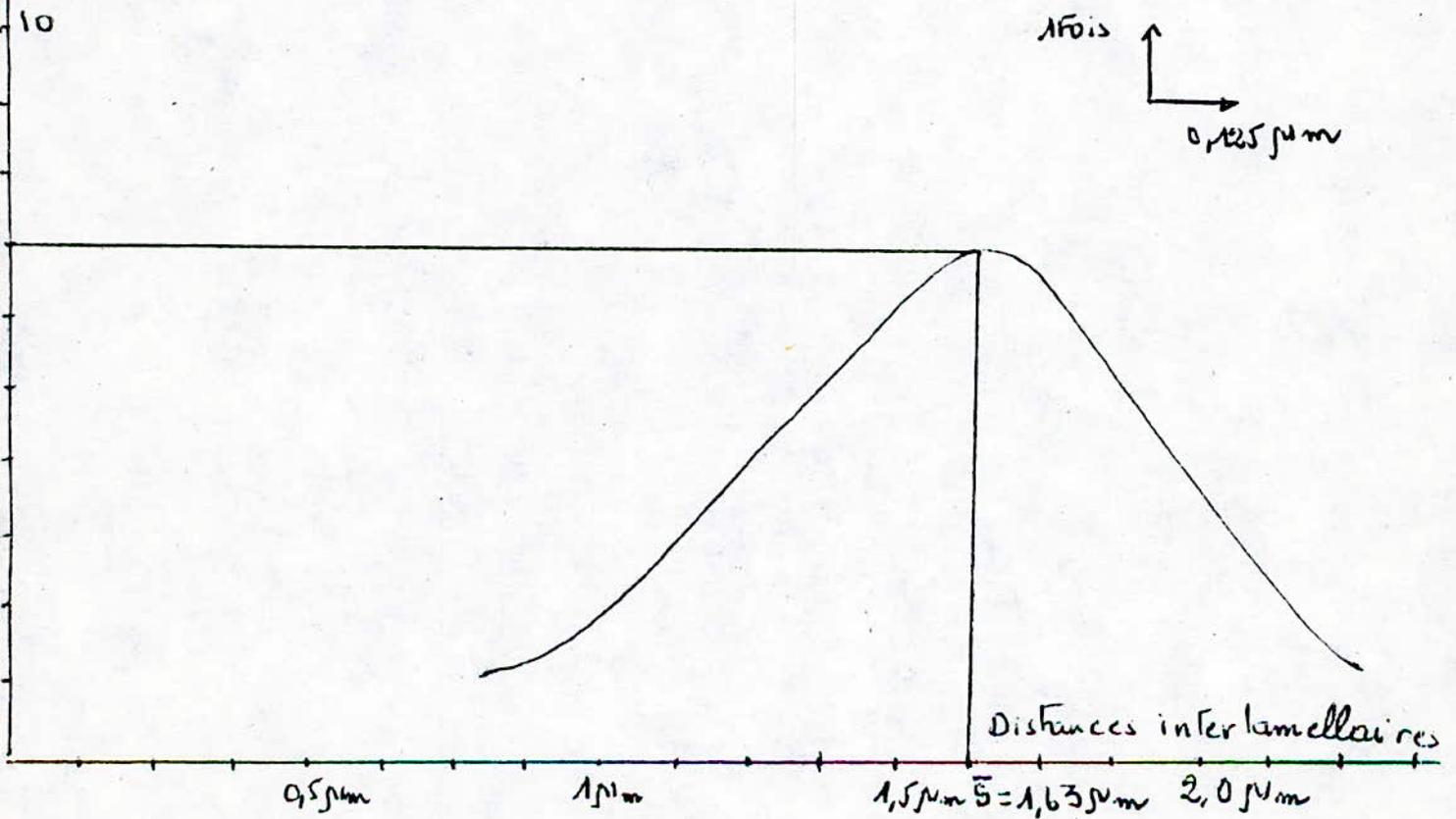
$$d_0 = \frac{2T_E \cdot S}{\zeta \cdot Q (T_E - T)} \quad \text{où} \quad d_0 = \frac{X}{\Delta T}$$

Les courbes de GAUSS sont représentées dans les graphes suivants, ainsi que les courbes donnant la variation des distances interlamellaires et la température de transformation ainsi que distances interlamellaires en fonction du degré de surfusion : courbes : 1 —→ 6.

$T_{iso} = 700^{\circ}\text{C}$

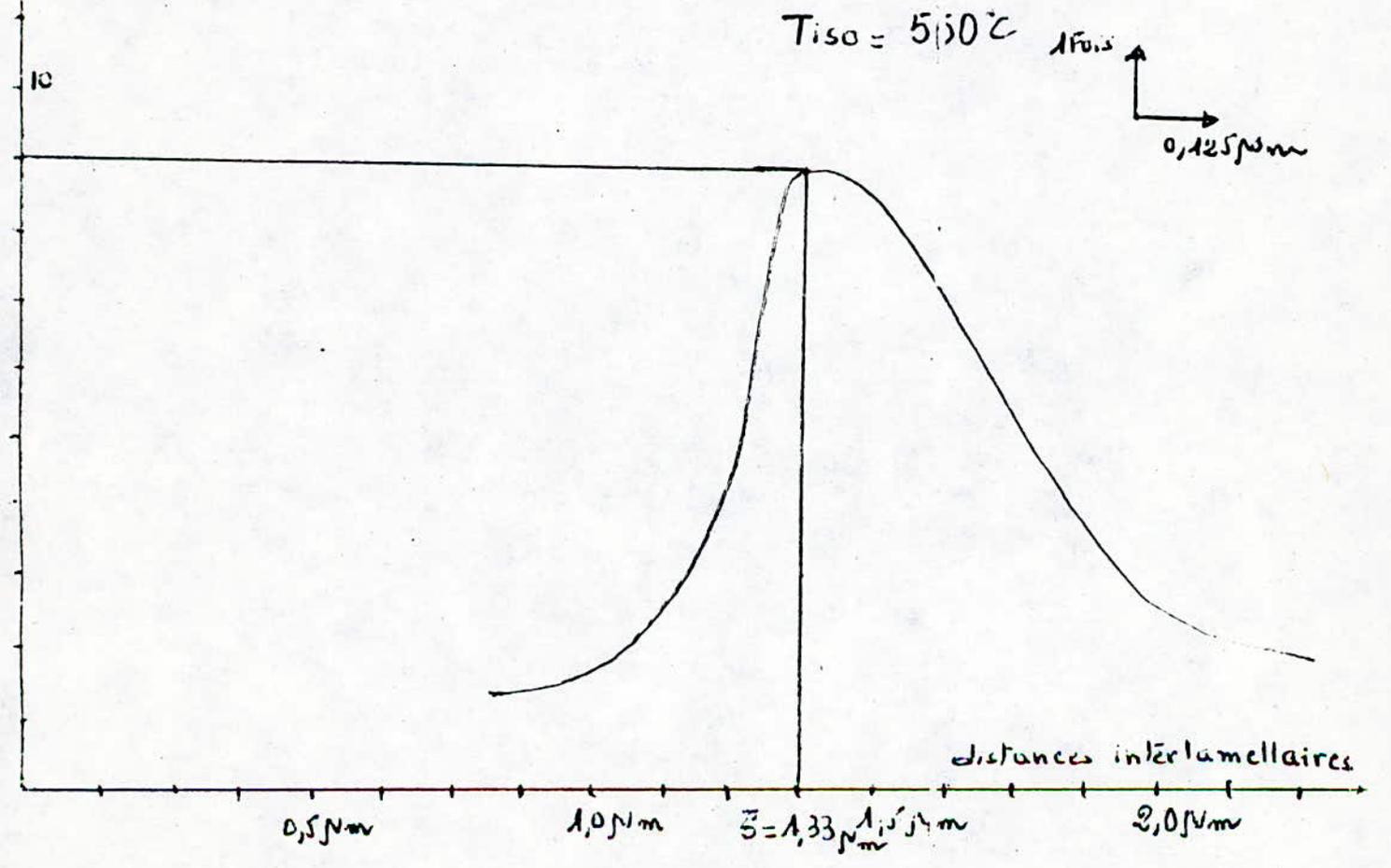
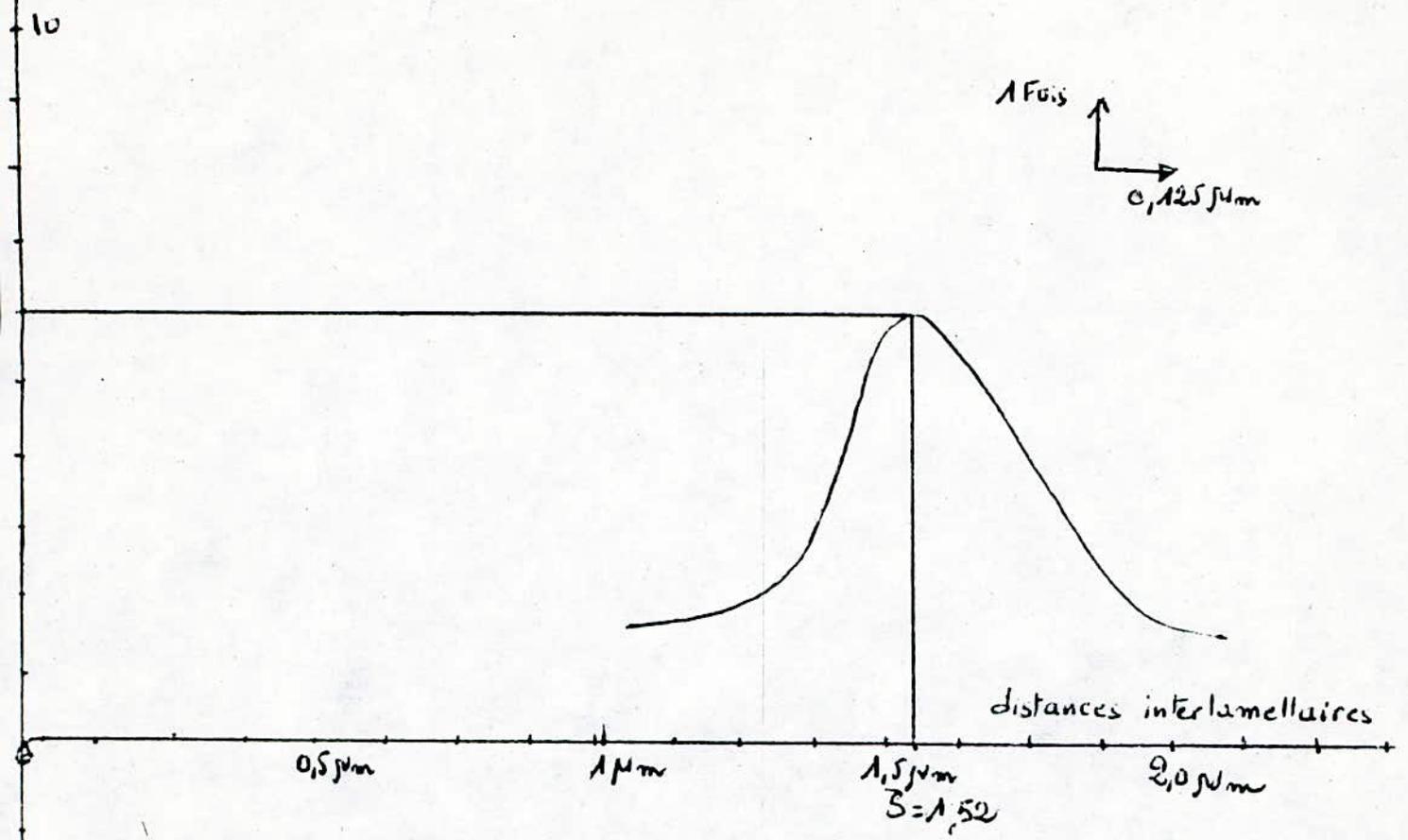


$T_{iso} = 650^{\circ}\text{C}$



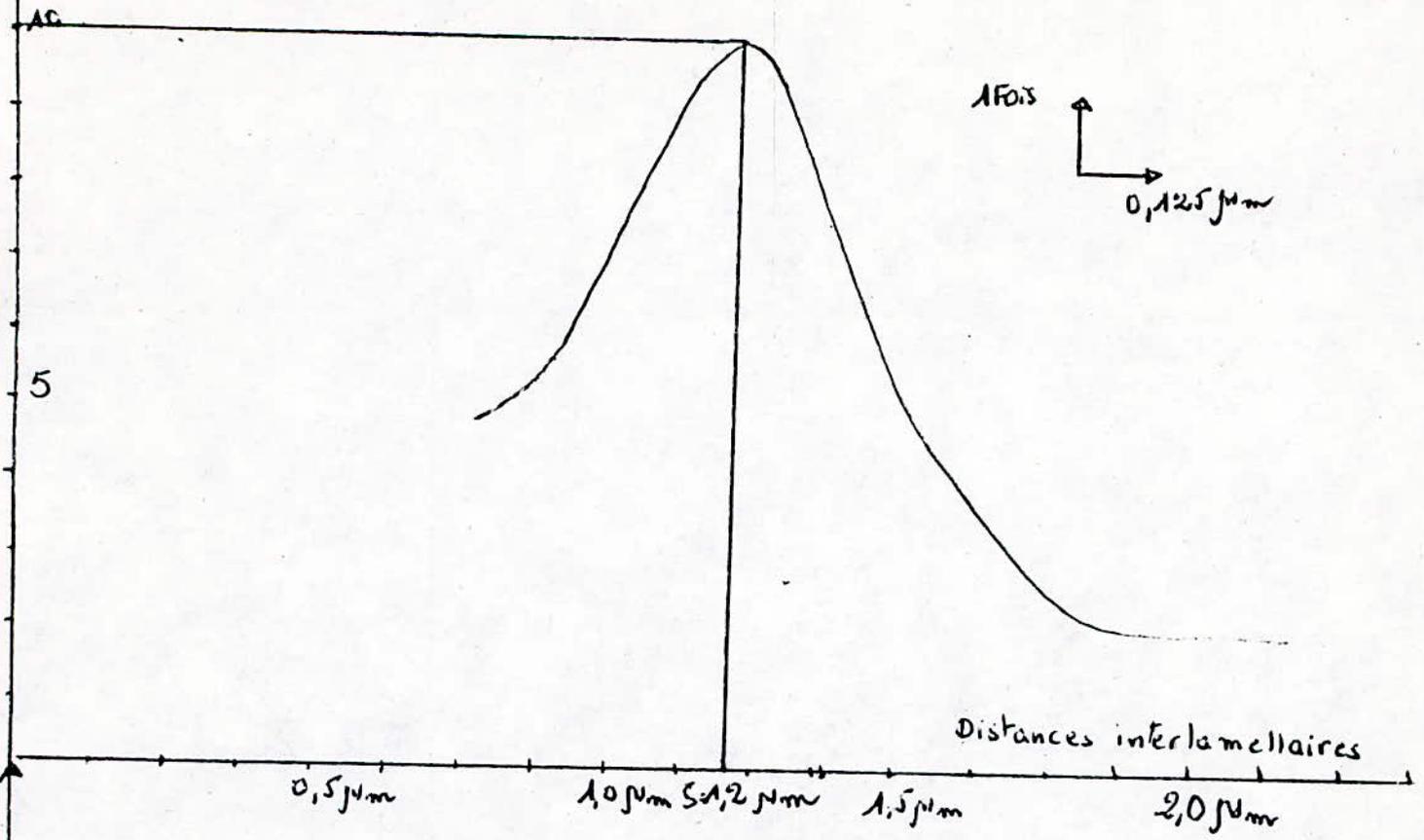
Xc 48

$T_{iso} = 600^{\circ}\text{C}$

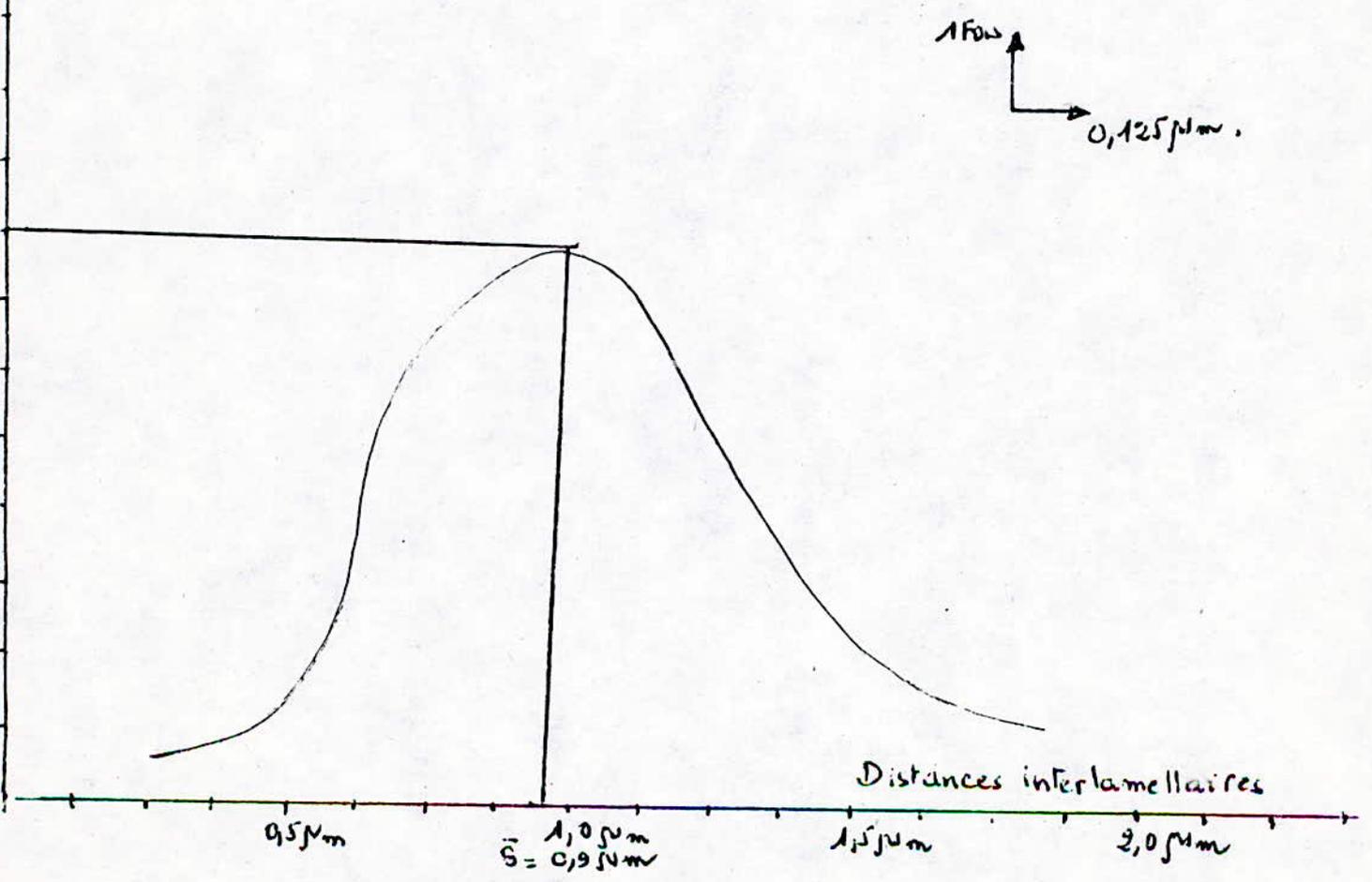


$\lambda = 70$

$T_{iso} = 500^\circ C$

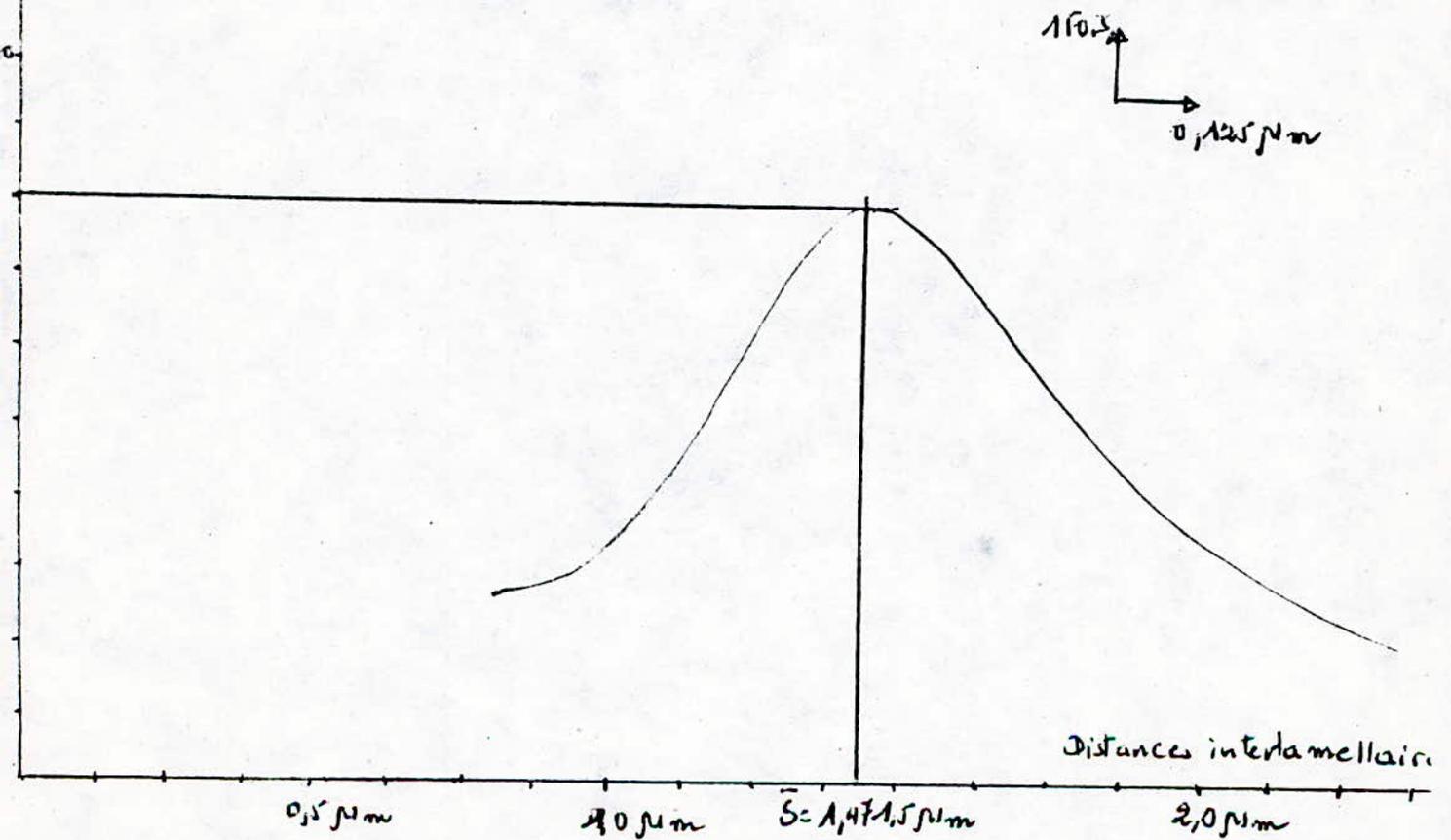
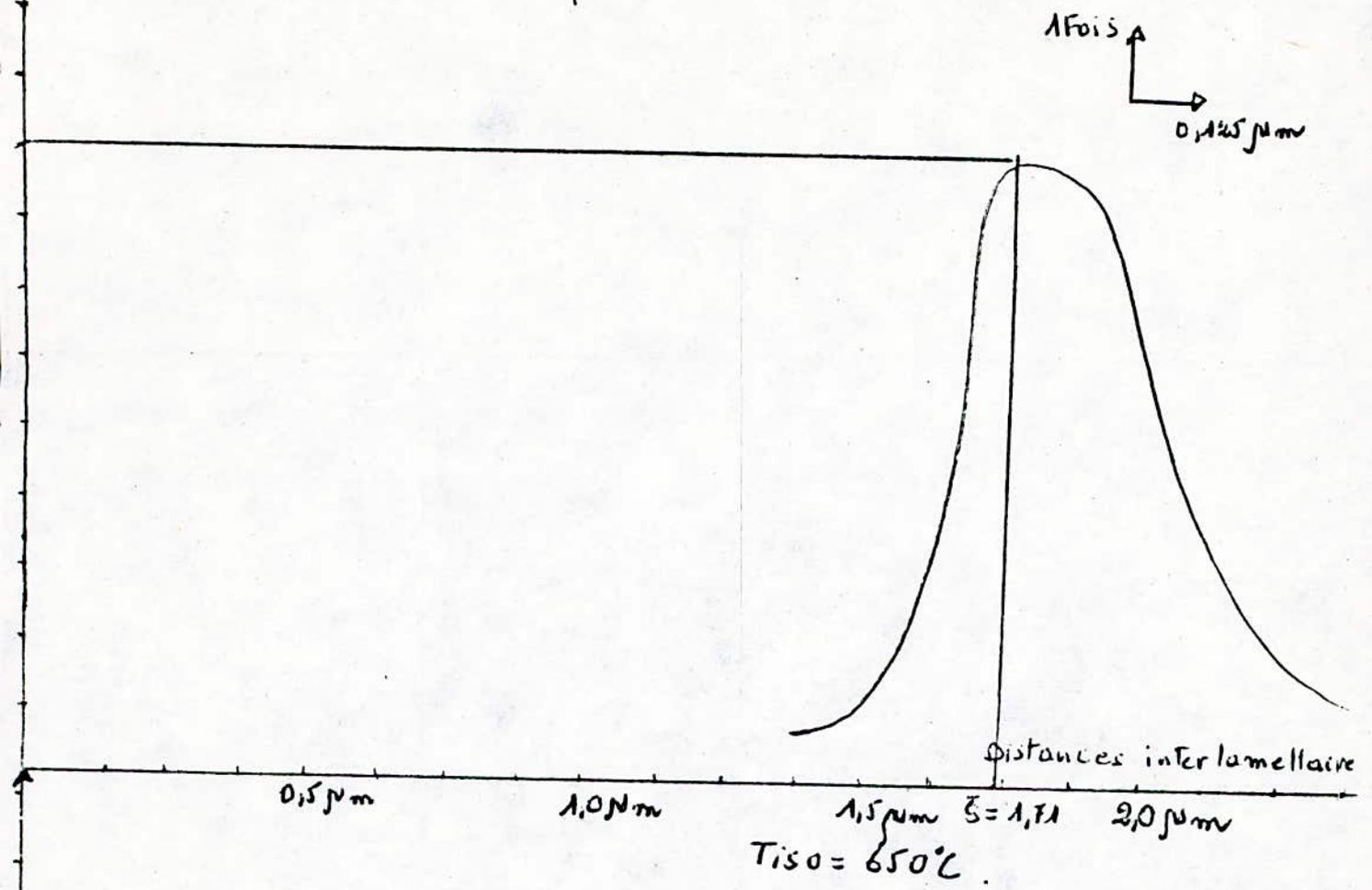


$T_{iso} = 450^\circ C$

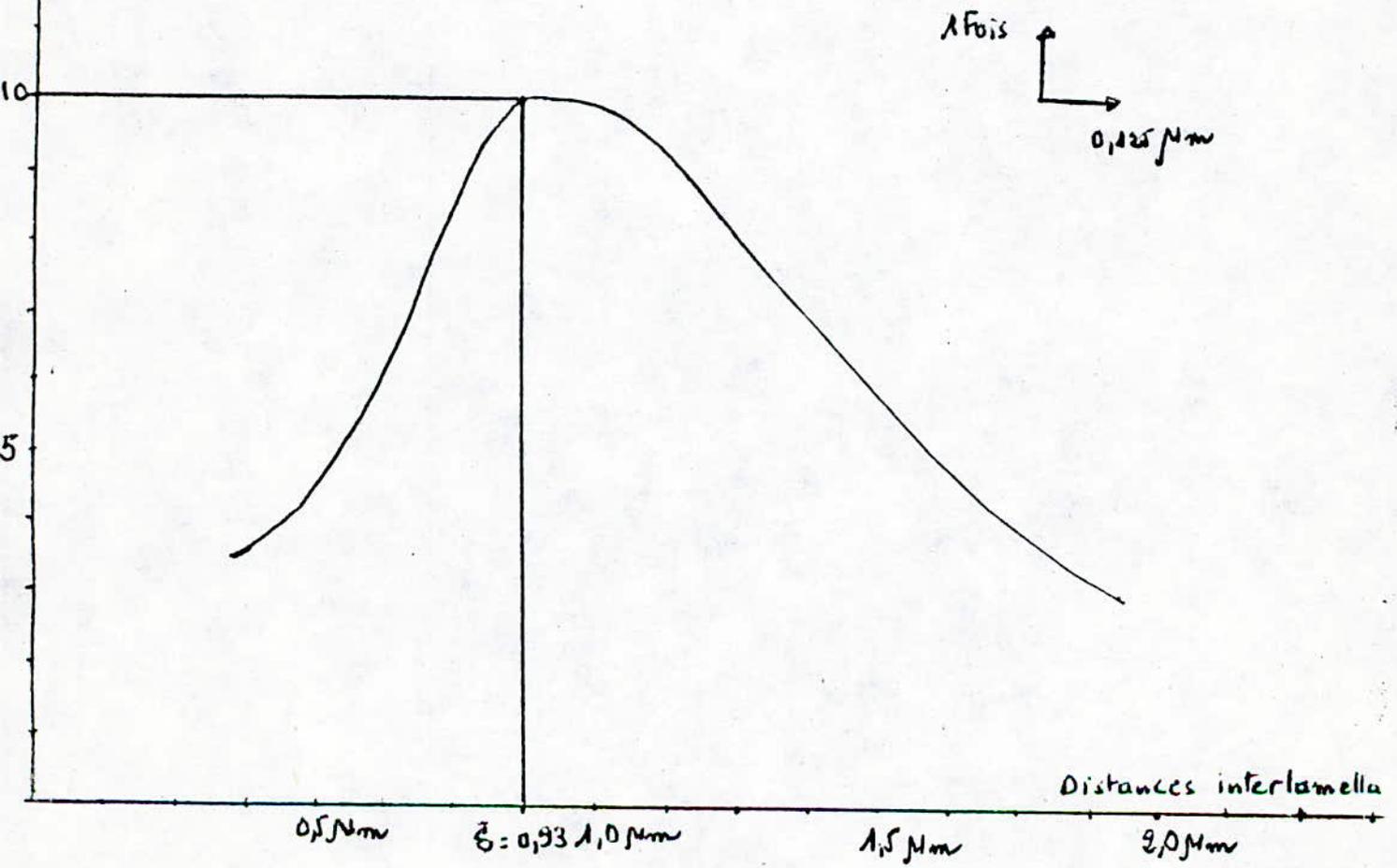
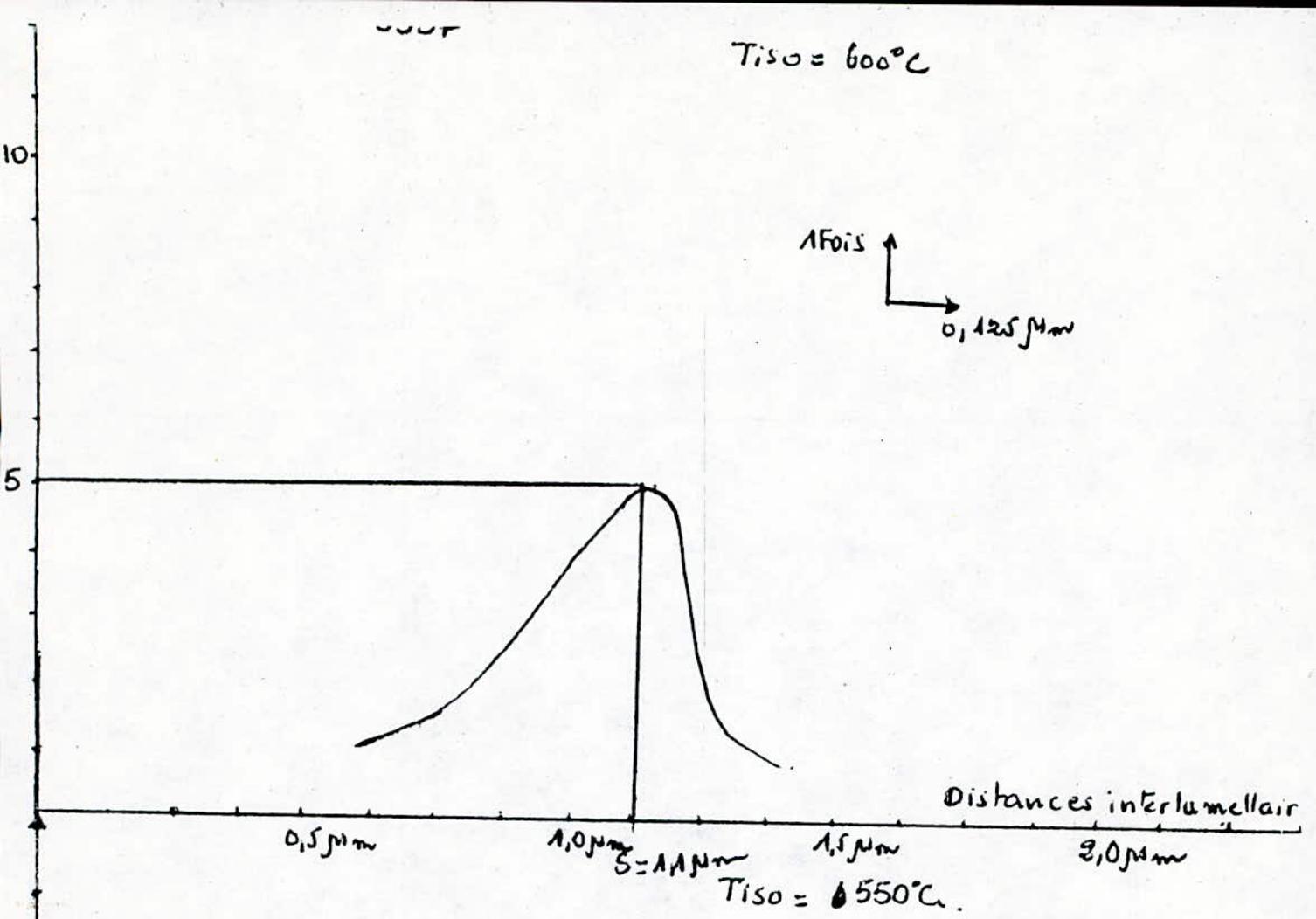


$\bar{s} = 0,9 \mu m$

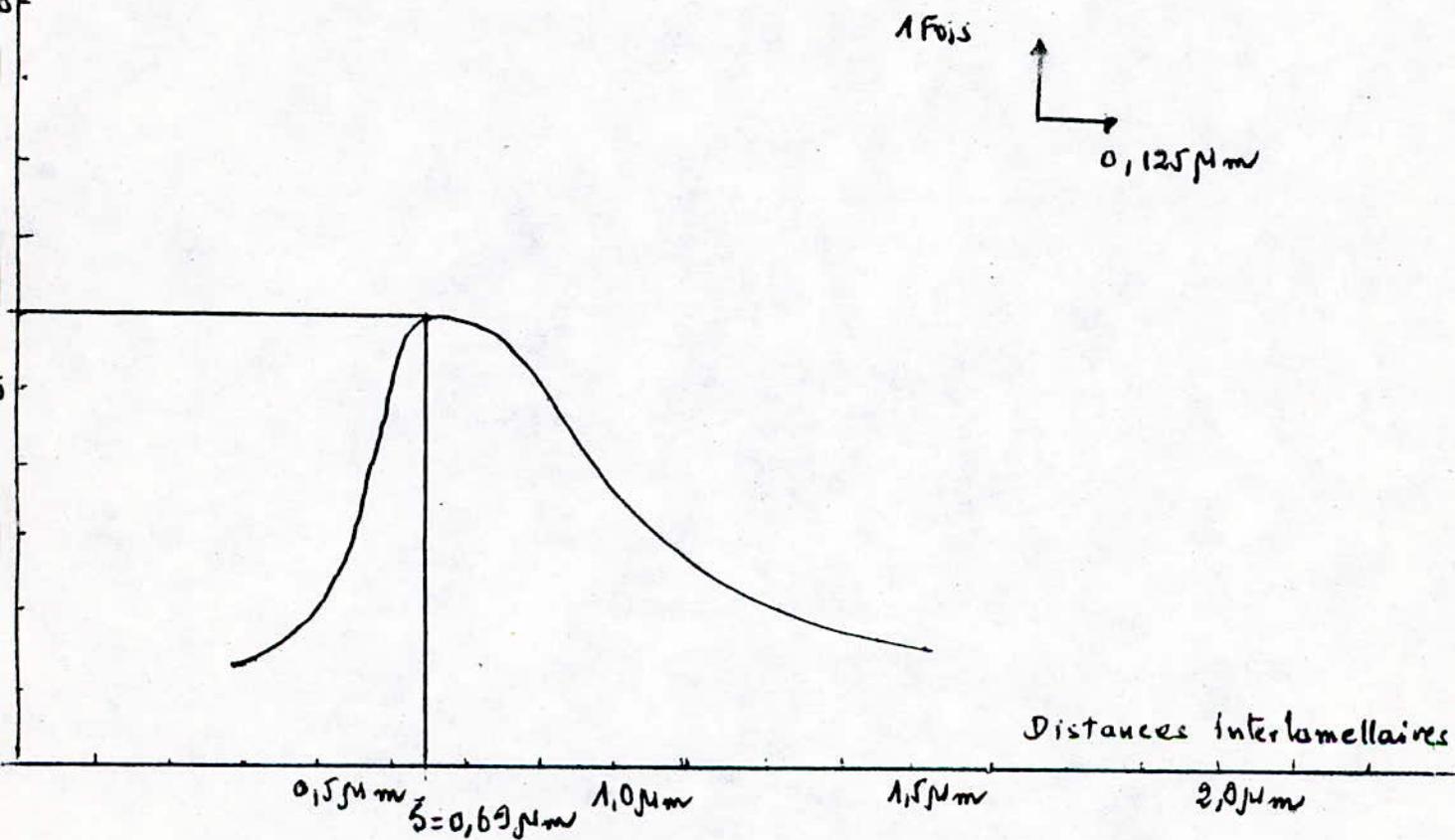
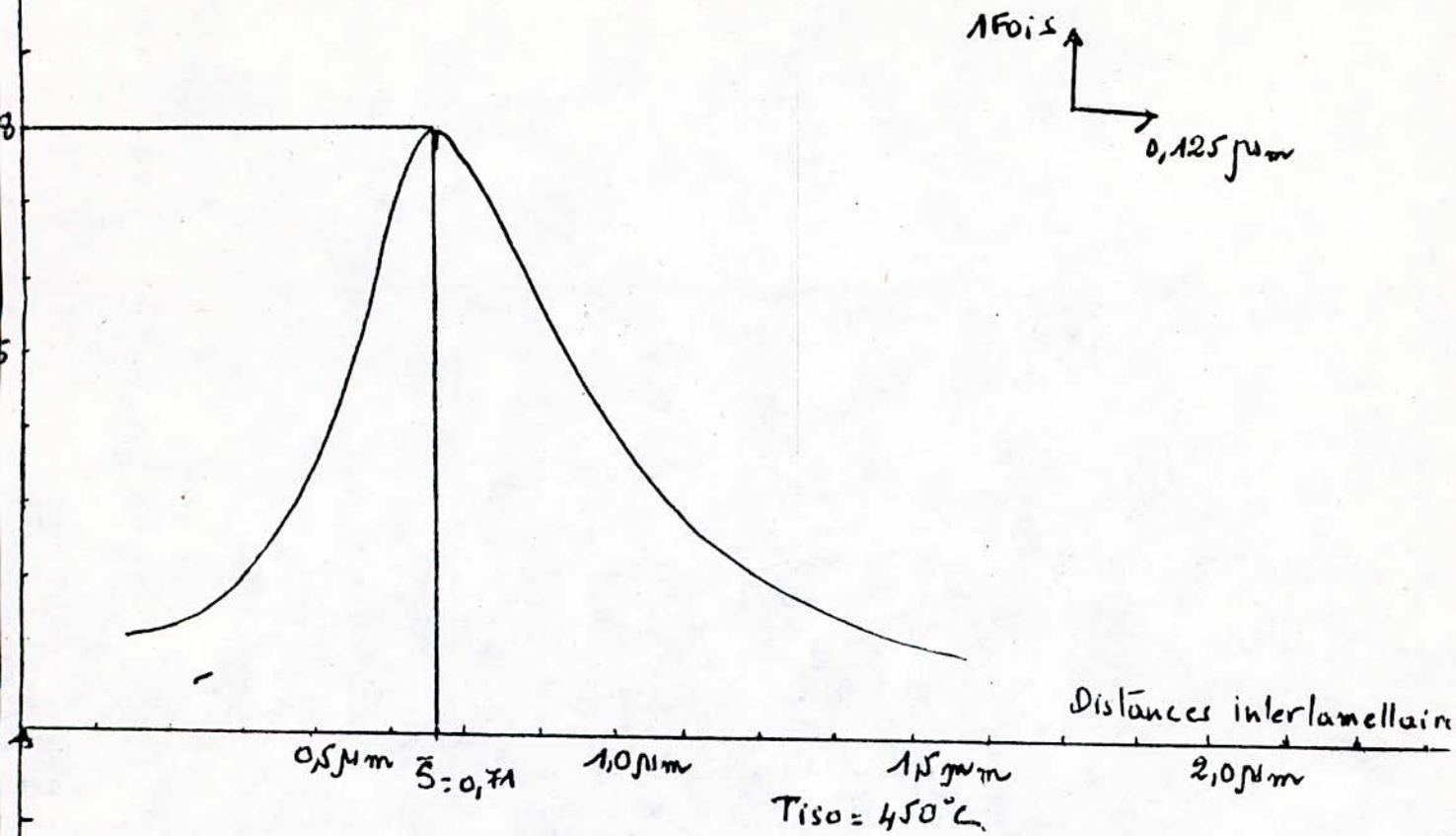
1150 = 700 C



$T_{iso} = 600^{\circ}C$

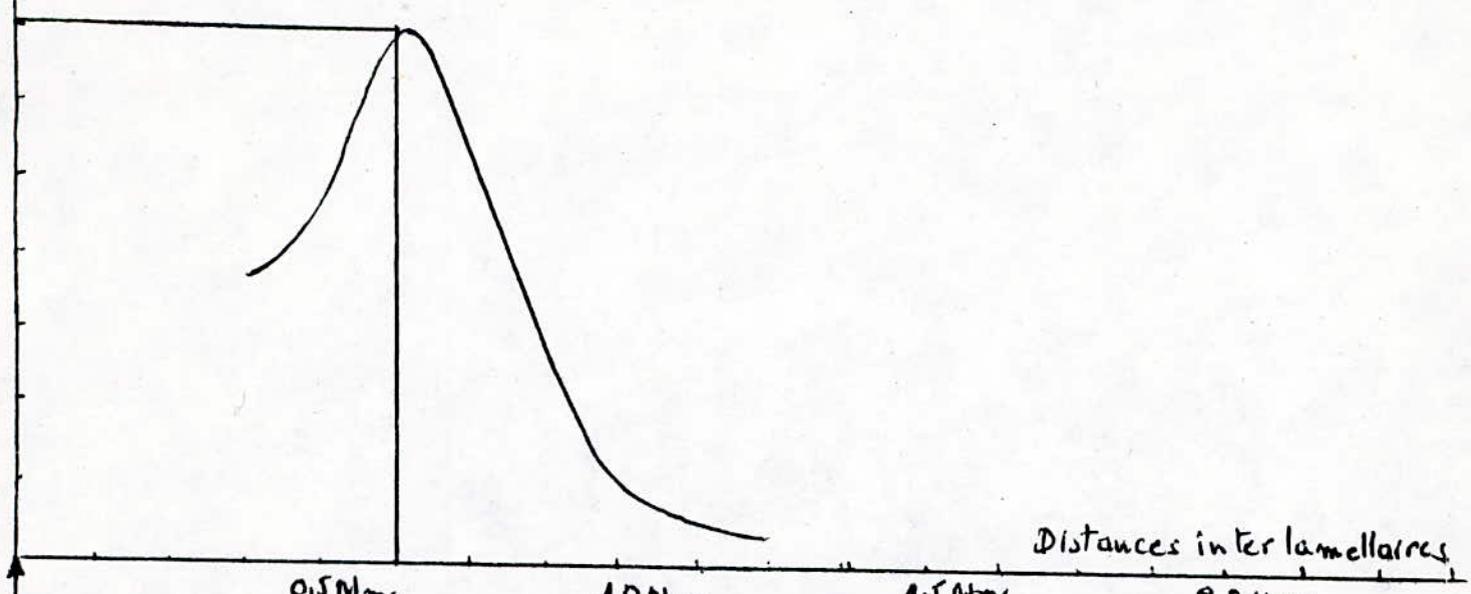
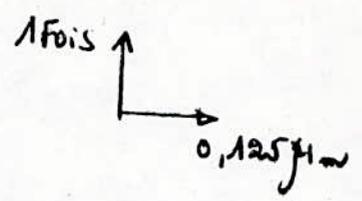


1150 = 500°C

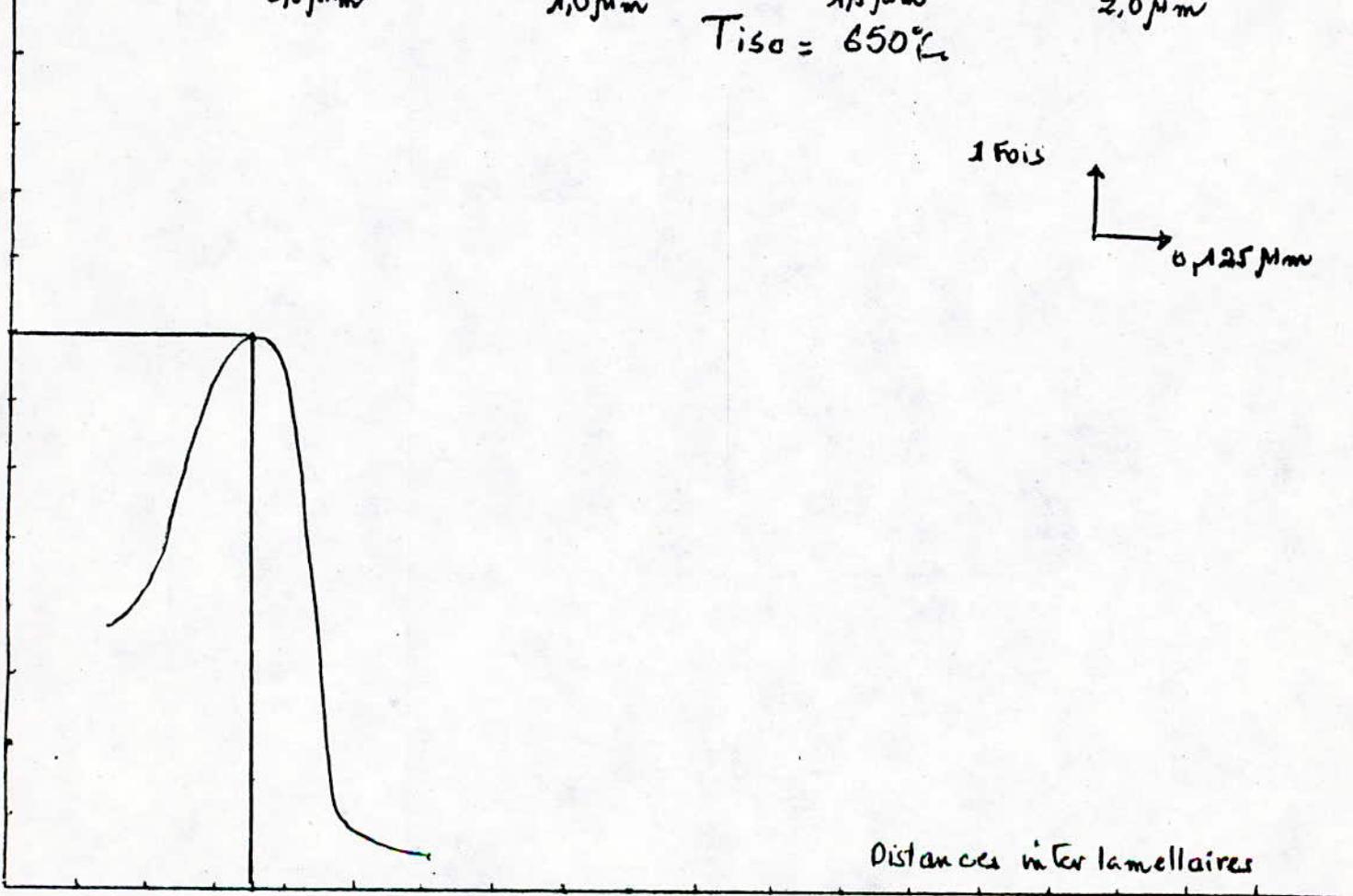
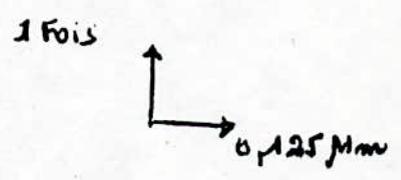


55 NCDV4

$T_{iso} = 700^{\circ}C$



$T_{iso} = 650^{\circ}C$



0,5 μm

1,0 μm

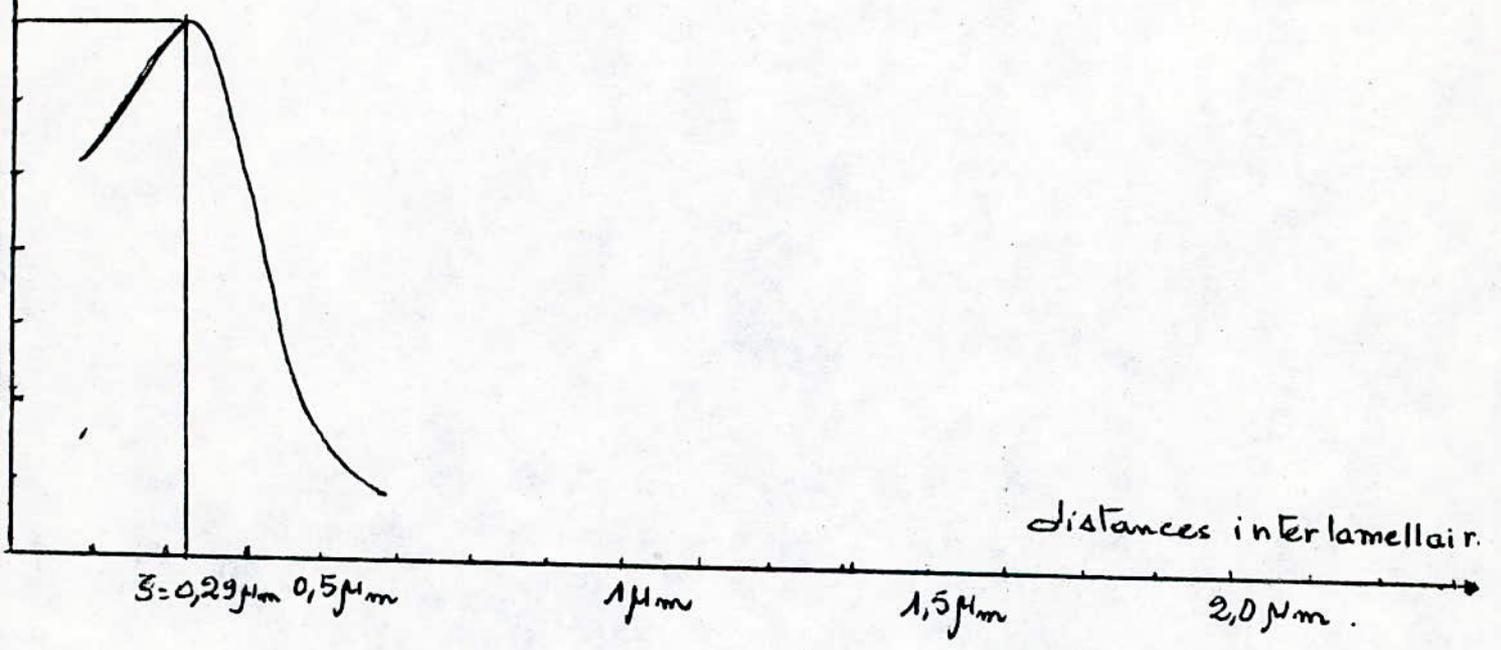
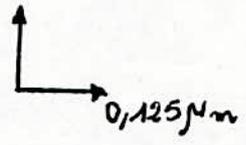
1,5 μm

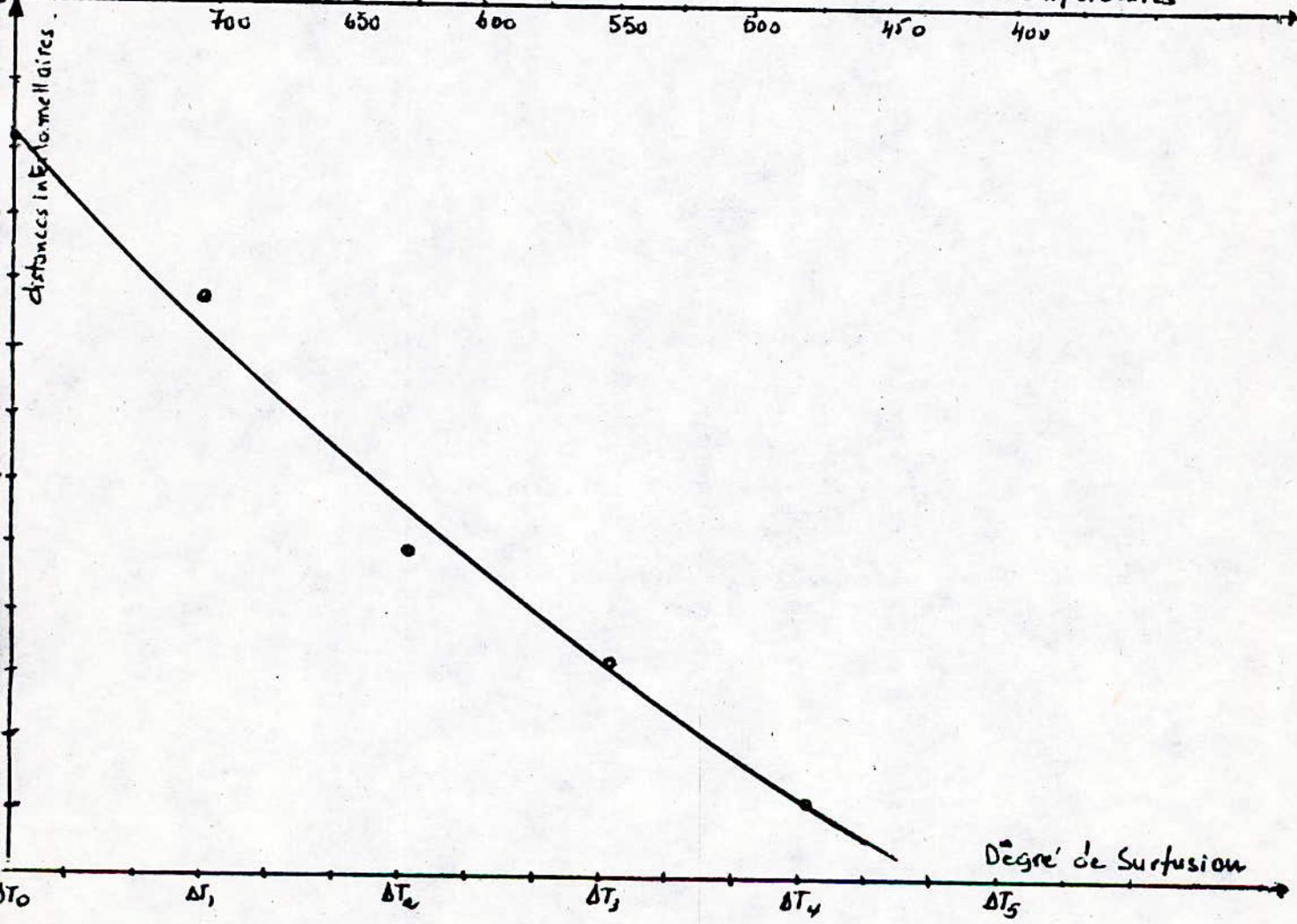
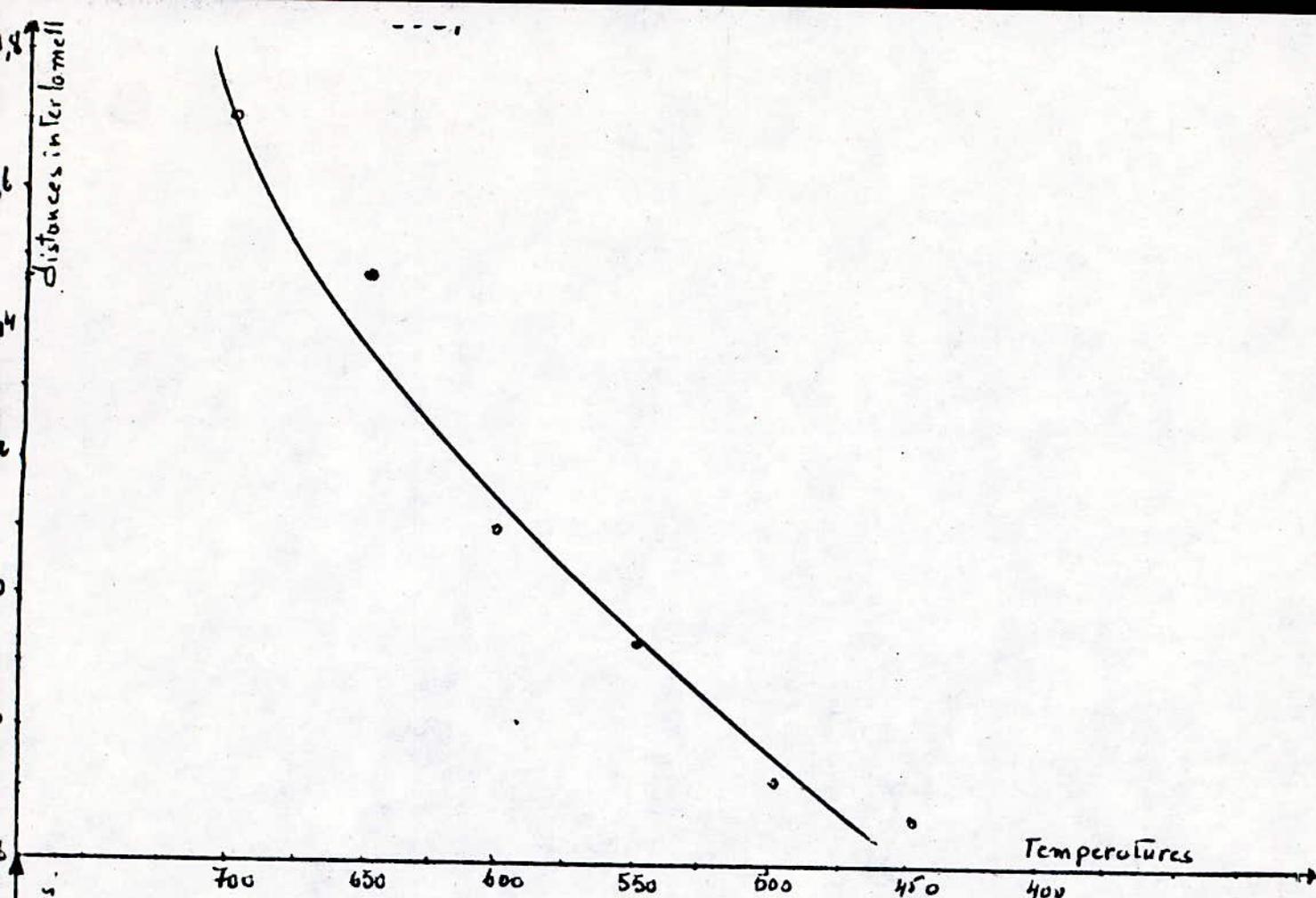
2,0 μm

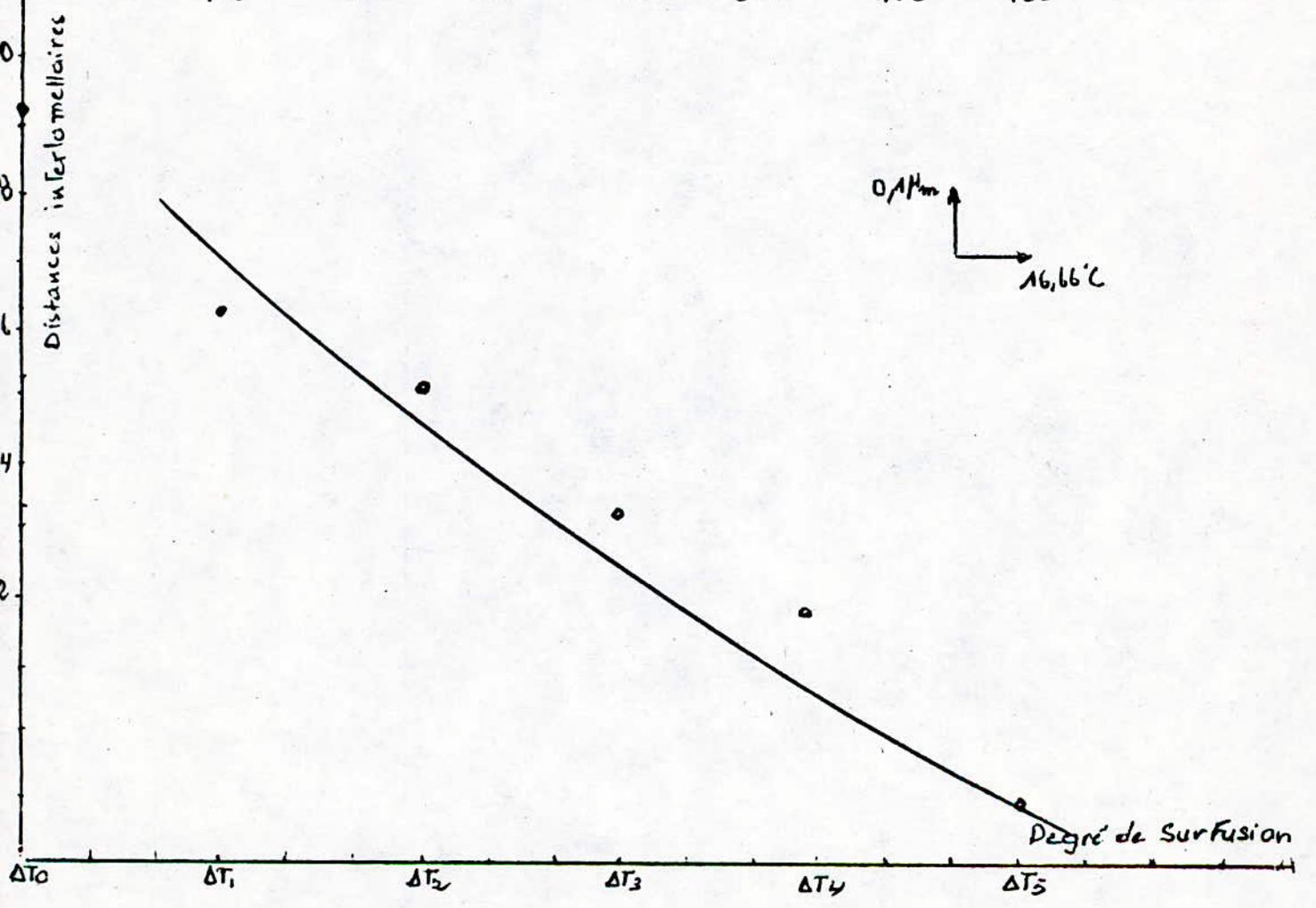
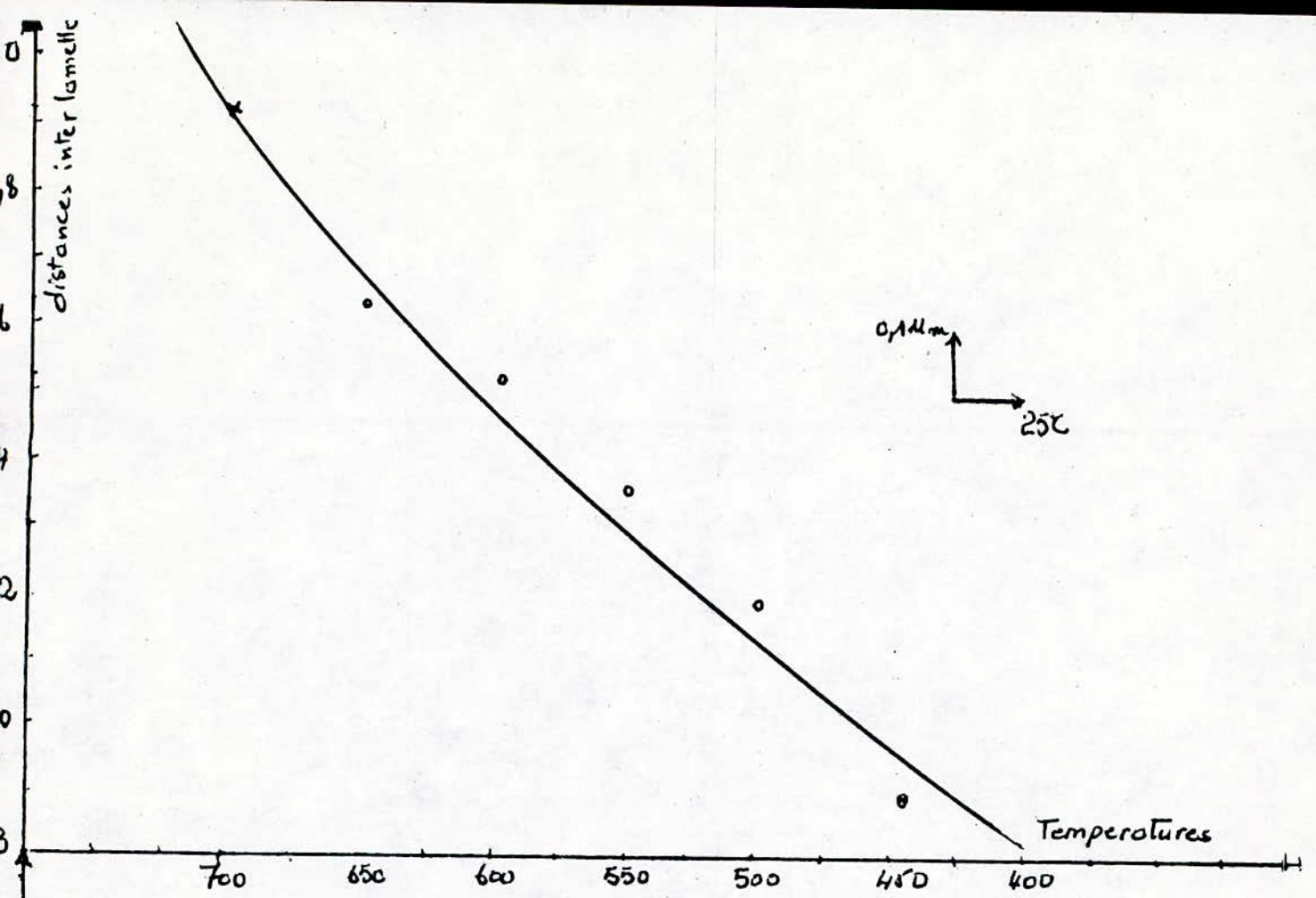
55NCDV4

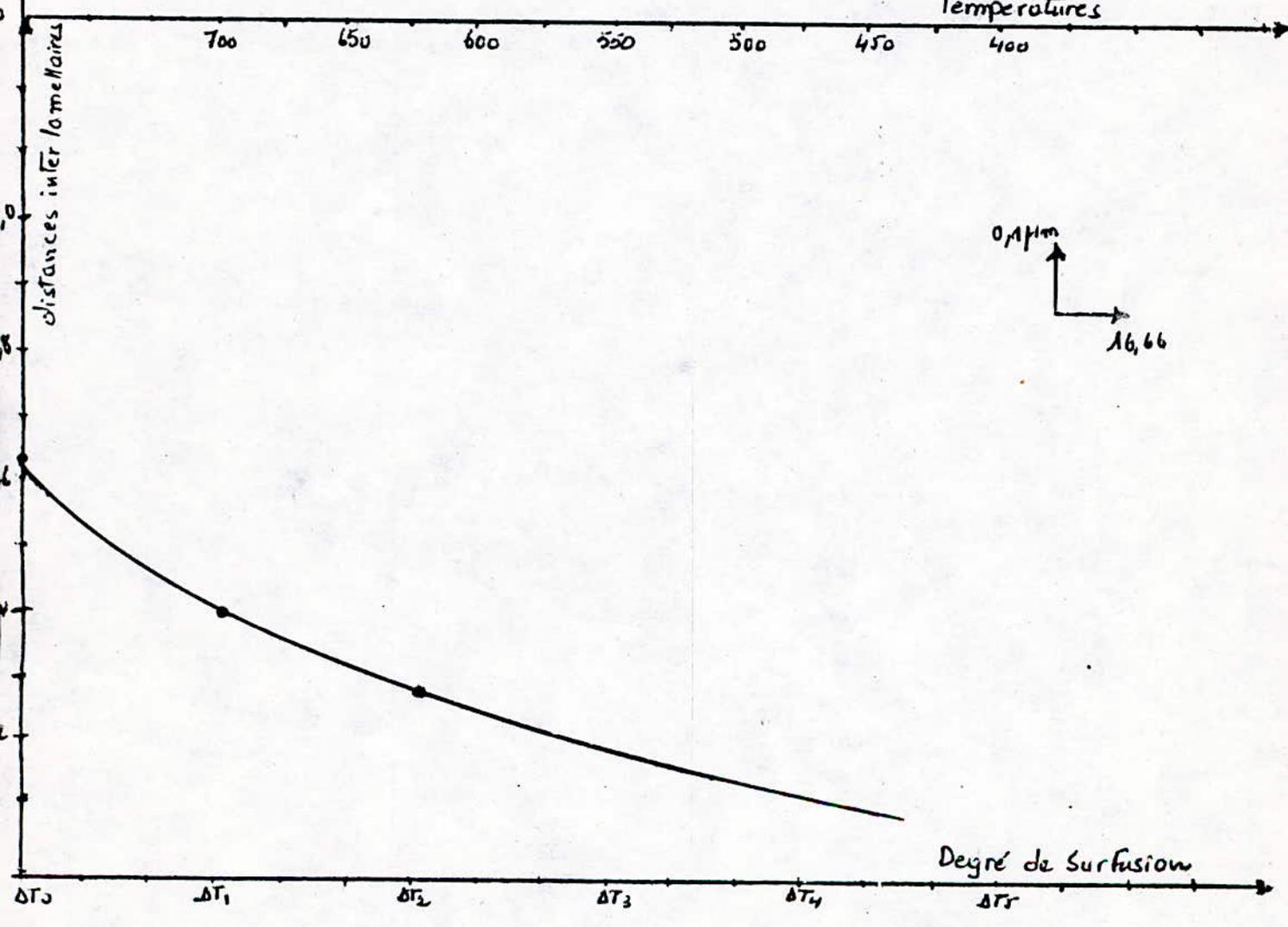
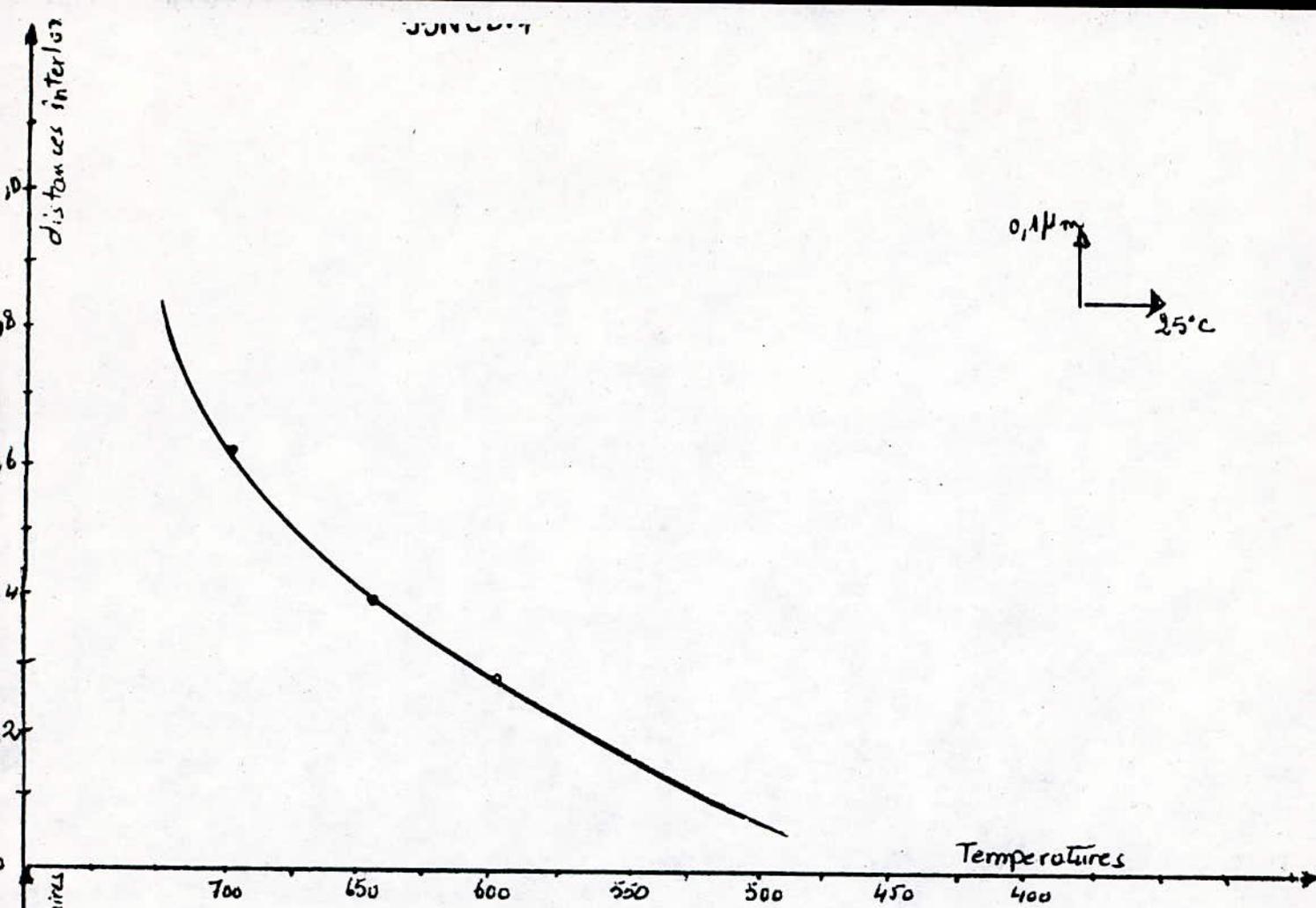
$T_{iso} = 600^{\circ}C$

1Fois









CHAPITRE XI: PROPRIETES MECANIQUES

Pour bien comprendre la relation entre le mode de traitement et structure obtenue, il faut faire des essais mécaniques qui nous permettent de comprendre le phénomène et de déduire les résultats de son utilité industrielle. Les essais mécaniques utilisés sont la dureté et la microdureté qui consistent à :

1. ESSAI ROCKWELL (AFNOR A 03 - 153)

L'essai Rockwell consiste à imprimer, en deux temps dans la couche superficielle du métal et dans des conditions bien définies, un pénétrateur du type normalisé, et à mesurer l'accroissement rémanent de la profondeur de pénétration de l'outil.

Le pénétrateur est un cône de diamant d'angle au sommet égal à 120° et terminé par une calotte sphérique de noyau égal à 0.2 mm

Le pénétrateur est amené sur la surface à essayer et enfoncé sur une charge initiale $P_0 = 10$ dan.

On applique ensuite une charge $P_1 = 140$ dan, on atteint ainsi une charge totale exprimée en dan $P_0 + P_1 = 150$.

Lorsque l'indicateur d'enfoncement s'est arrêté, on supprime la charge P_1 de manière à ramener la charge à $P_0 = 10$ dan, on lit alors sur le cadran l'accroissement rémanent de l'enfoncement.

2. MICRODURETE H_v

Essai Vickers (AFNOR A 03 - 154)

L'essai consiste à imprimer dans le métal sous une charge P , un pénétrateur en forme de pyramide droite à base carrée, d'angle au sommet 136° , et à mesurer la diagonale de l'empreinte laissée sur la surface après l'enlèvement de la charge.

Elle est le quotient de la charge d'essai P , exprimée en dan par l'air exprimé en mm^2 de l'empreinte considérée comme une pyramide droite à base carrée de diagonale d et ayant au sommet le même angle que le pénétrateur.

Le but de cet essai est de déterminer le comportement physico-chimique en mesurant les duretés des constituants isolés d'une structure.

3. DEROULEMENT DES ESSAIS

Pour l'essai de dureté, nous avons pris trois mesures pour chaque échantillon avec une charge 50 KGF.

Pour l'essai de microdureté, nous avons pris cinq mesures sur chaque échantillon, les résultats pris sont rassemblés dans le tableau final.

On remarque après les essais mécaniques, qu'il y a une relation directe entre le processus de traitement thermique et la structure obtenue et celle-ci avec la dureté et la microdureté (voir courbe).

Tableau général des résultats

NUANCE	T*(C) TRANSFO	DISTANCE INTERLAMEL	MICRO DURETE	DURETE HRC
XC48	700°C	1.92 μ	205.5	13
	650°C	1.63 μ	235.2	15.2
	600°C	1.52 μ	272.1	16.7
	550°C	1.33 μ	280	21.0
	500°C	1.2 μ	300	24.3
	450°C	0.9 μ	321.5	26.1
55S7	700°C	1.71 μ	286.7	16
	650°C	1.47 μ	298.2	20
	600°C	1.1 μ	318.0	29
	550°C	0.93 μ	331.5	33.8
	500°C	0.71 μ	367.5	38.1
	450°C	0.69 μ	408.1	41.9
55NCDV4	700°C	0.63 μ	402	19
	650°C	0.4 μ	428.7	23.7
	600°C	0.29 μ	478.3	31.3

Courbes de dureté HRC

- XC48
- ▲— 55S7
- 55NCDV4

Dureté HRC

40
30
20
10

2HRC
0,125 μm

55S7

XC48

55NCDV4

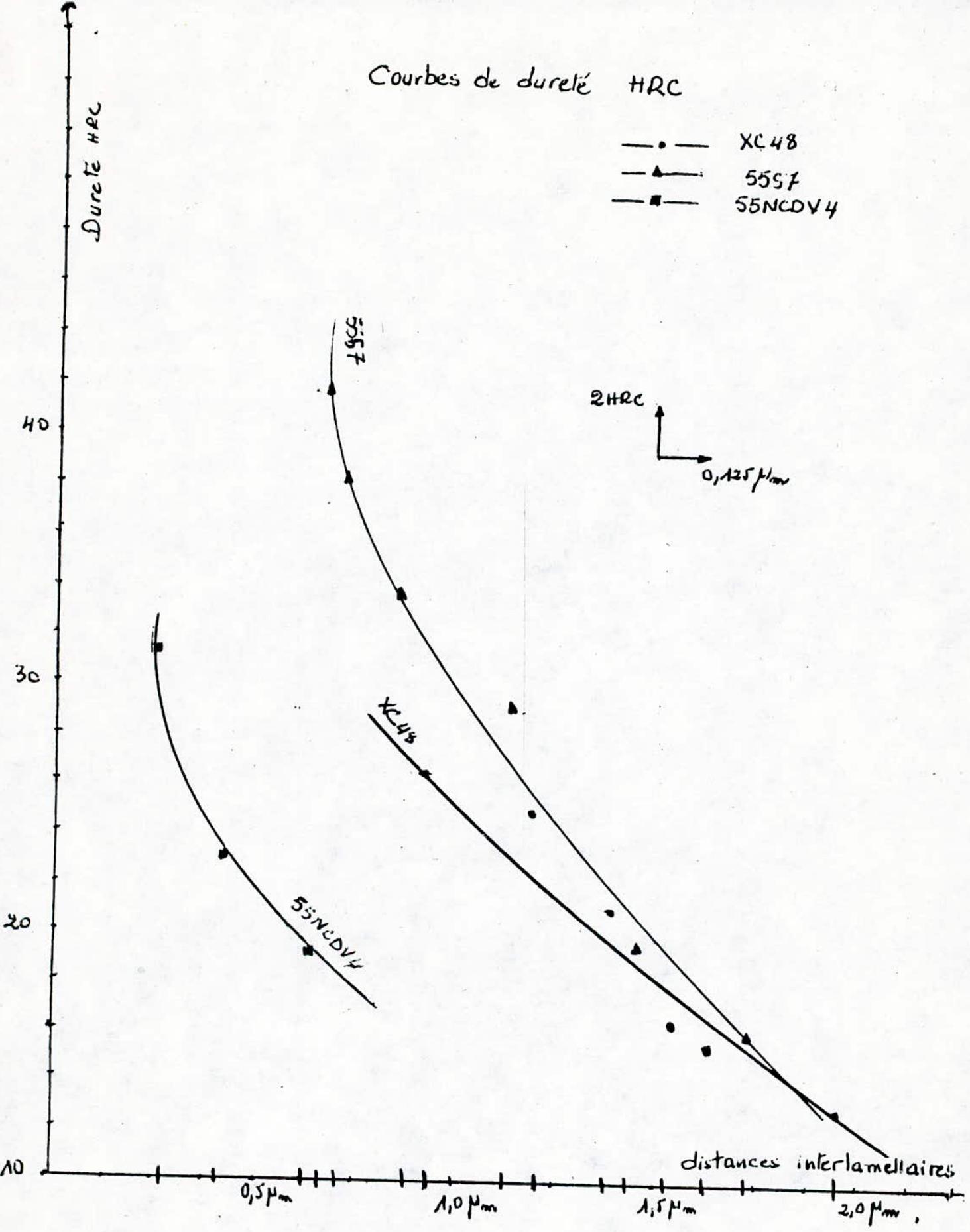
distances interlamellaires

0,5 μm

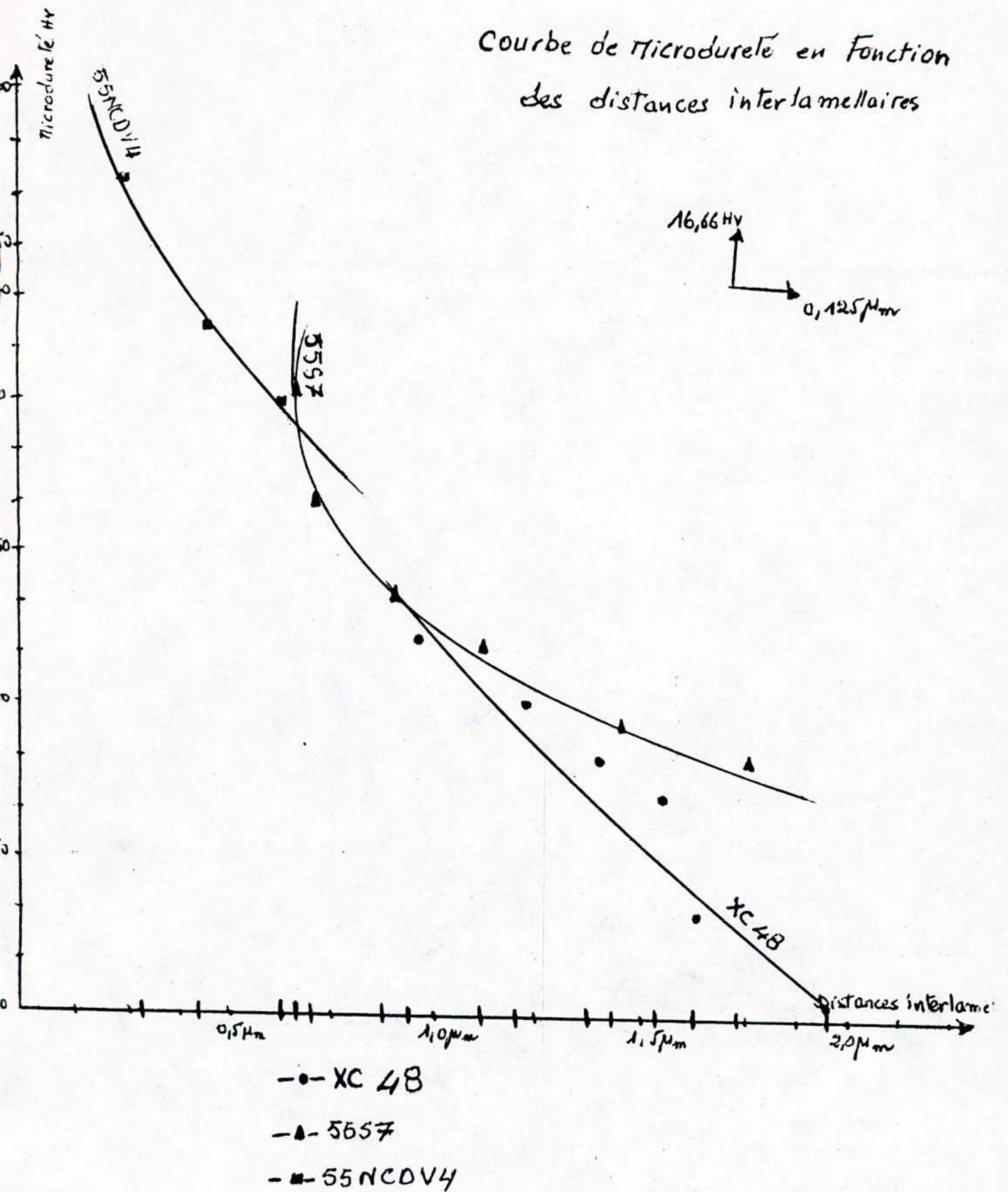
1,0 μm

1,5 μm

2,0 μm



Courbe de microdureté en Fonction des distances interlamellaires



CHAPITRE XII: INTERPRETATION DES RESULTATS

- pour chaque nuance d'acier, les distances interlamellaires diminuent en fonction de la diminution des températures de transformation et la celle explication à ce phénomène est la suivante :

* Haute température : L'austénite est assez stable, alors il y a formation de seulement quelques germes de cémentite très espacés sur le joint de grain et on sait que ce phénomène est activé par la diffusion qui est à son tour activée par la température, dans notre cas la température est assez haute pour augmenter la vibration des atomes et ainsi que leurs diffusions sur des distances très supérieures à celles de la maille, c'est pour ça qu'on trouve une perlite très grossière dont les lamelles sont suffisamment espacées.

* Basses températures, c'est le phénomène contraire qui est mis en jeu, l'austénite est instable donc il y a formation de plusieurs germes de cémentite qui croissent en même temps. avec une température basse, la diffusion est moins active et elle se fait sur des distances de l'ordre de la maille, c'est pour cela qu'on trouve une perlite très fine difficilement repérable sur le microscope optique.

* Si on considère les trois aciers avec la même température de transformation, les distances moyennes sont classées suivant un ordre décroissant comme suit : XC48, 55S7 et 55NCDV4. Et en considérant toujours que la teneur en carbone est la même pour les trois aciers, on peut expliquer cela de la façon suivante toute en considérant la variation de la teneur et de la nature des éléments d'alliages existants.

XC48 - 55S7

Les distances interlamellaires pour le 55S7 sont inférieures à celles du XC48. Pour les mêmes températures de transformation cela est dû en premier lieu à la difficulté que trouve le gros noyau de Si pour diffuser, ou empêcher le carbone de diffuser avec la facilité qu'il trouve dans le XC48.

les gros noyaux empêchent la diffusion qui la rendent active que sur les distances très minimales ainsi que sur la configuration générale de la perlite qui devient plus fine.

XC48 - 55NCDV4

En plus des phénomènes de diffusion car elle est dans ce cas très restreinte par l'existence de plusieurs noyaux plus gros que celui du carbone.

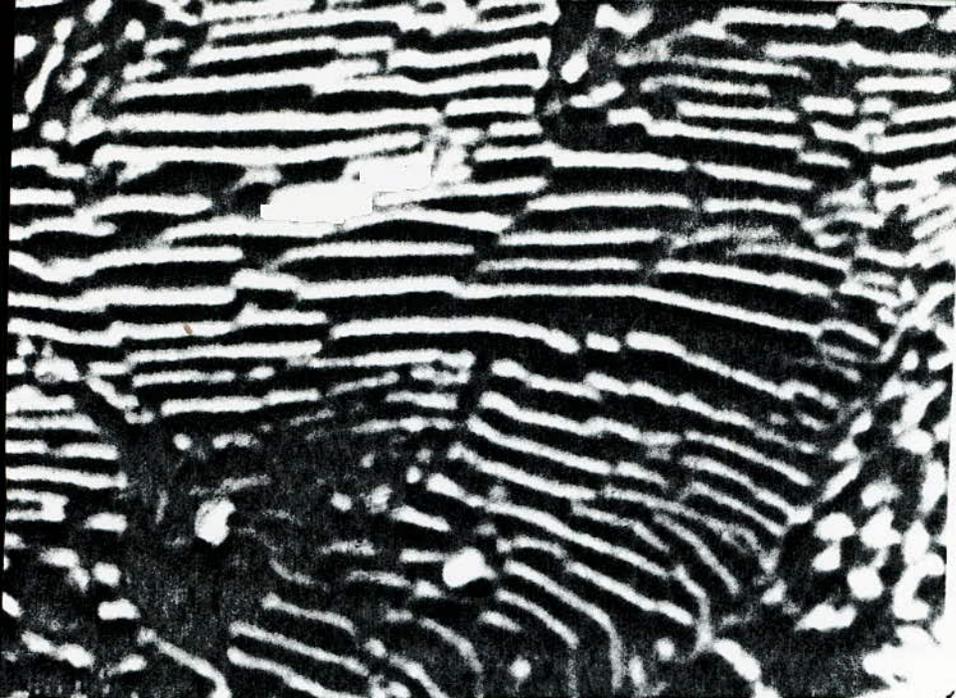
Il y a aussi dans ce cas la solubilité des éléments d'alliages plus faibles dans la ferrite que dans l'austénite. Il y a concurrence entre la formation de la cémentite et les carbures de Fer : carbure de chrome, carbure de molybdène, carbure de vanadium. Tous cela rend difficile la formation des lamelles de perlite, on aura des lamelles très fines.

- La dureté et la microdureté diffèrent d'une perlite à l'autre grâce à l'influence des éléments d'alliages sur la dureté de l'un des constituants ou sur les deux en même temps.

XC48 - 55S7 : En considérant que les teneurs en carbone sont les mêmes, la microdureté et la dureté du 55S7 est supérieure à celle de XC48 non seulement à la variation des distances interlamellaires mais à l'action durcissante du silicium sur la ferrite de la perlite et la ferrite proeutectoïde.

XC48 - 55NCDV4 : La microdureté et la dureté de la perlite de 55NCDV4 est supérieure à celle de XC48 et cela est dû à l'action durcissante que confère le Nickel à la ferrite et les éléments carburigènes à la cémentite de la perlite.

- la microdureté pour une perlite formée à une température d'un même acier est supérieure à celle formée à une température supérieure, cela est dû en premier lieu à la configuration des lamelles très fine pour la première et épaisse pour la deuxième.



XC 48

$\bar{S} = 1,92 \mu\text{m}$
 $T_{\text{iso}} = 700^\circ\text{C}$

G x 6000

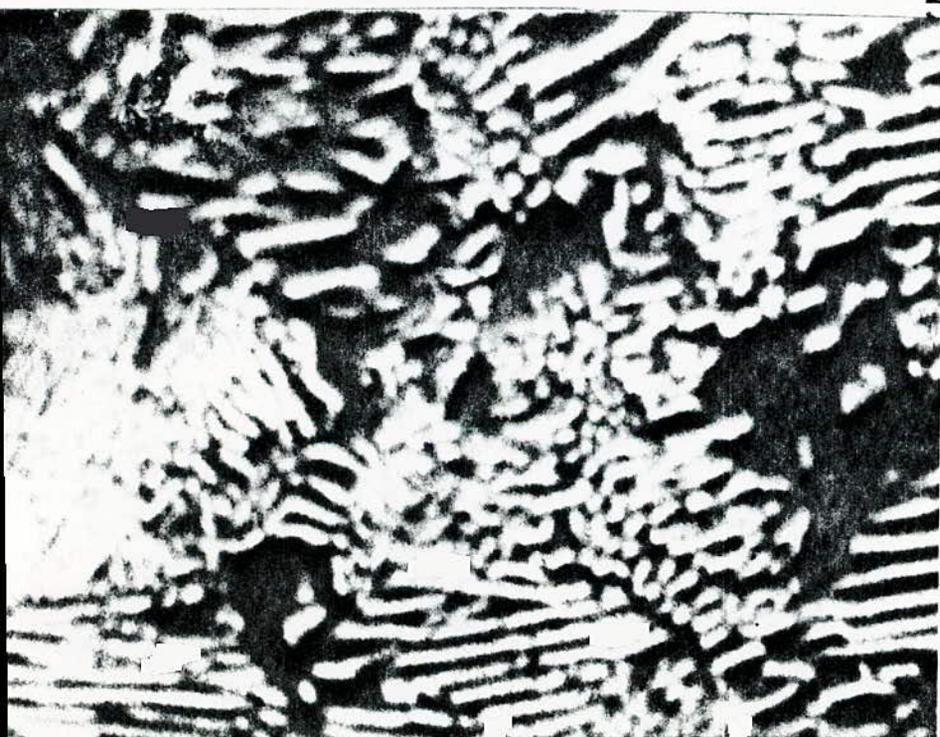


XC 48

$T_{\text{iso}} = 650^\circ\text{C}$

$\bar{S} = 1,63 \mu\text{m}$

G x 6000

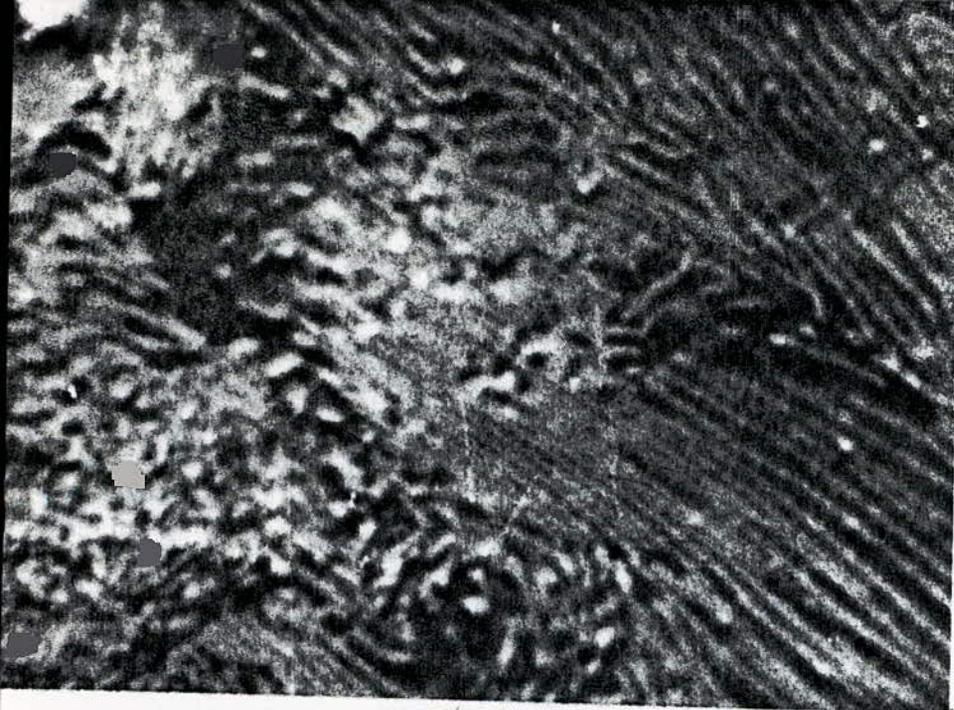


XC 48

$\bar{S} = 1,52 \mu\text{m}$

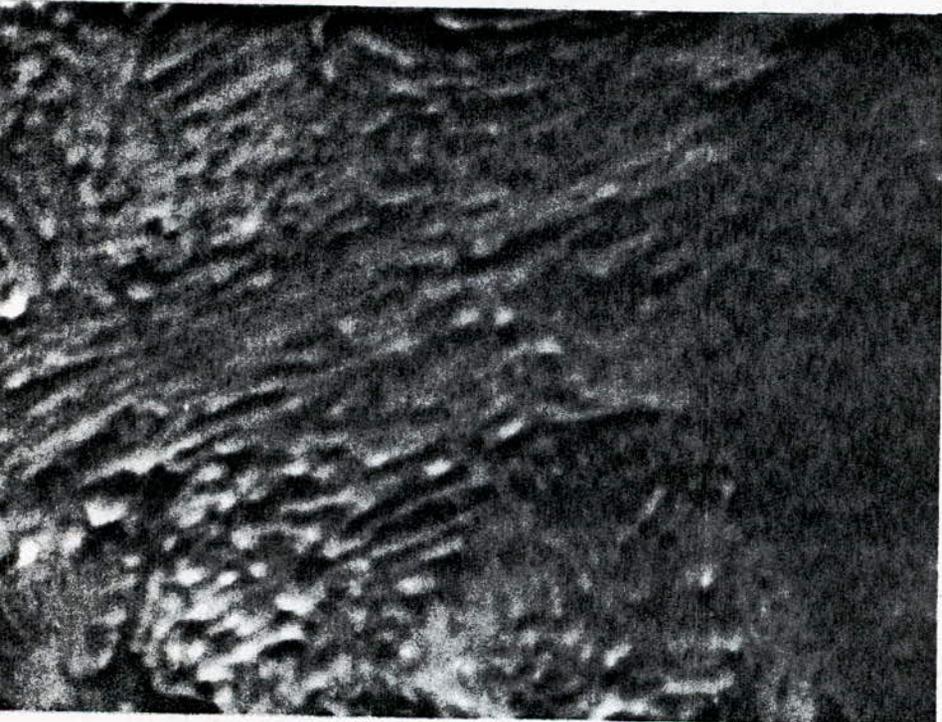
$T_{\text{iso}} = 600^\circ\text{C}$

G x 6000



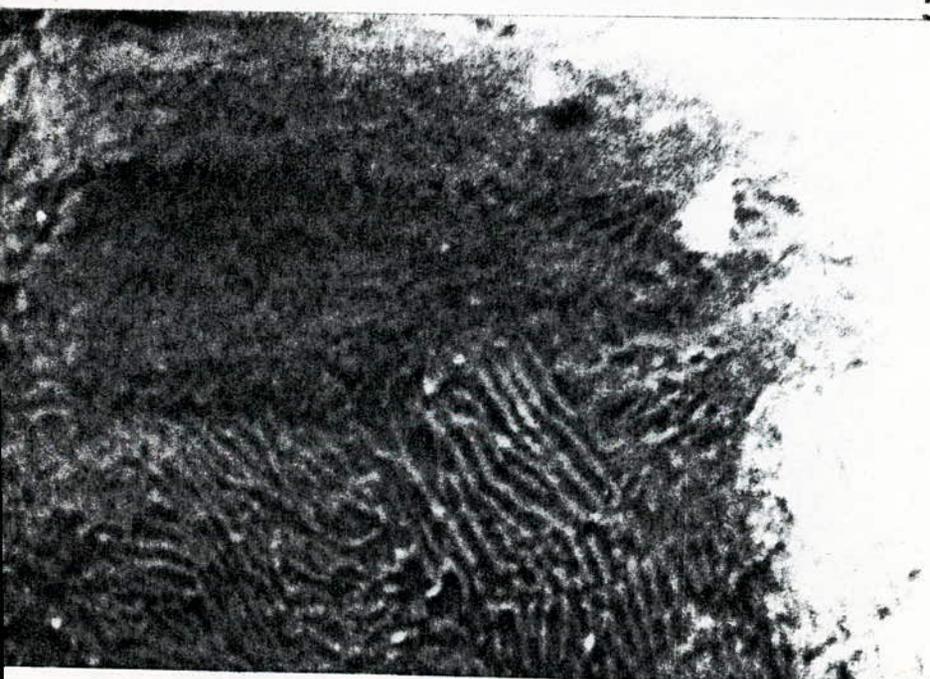
XC 48
 $T_{iso} = 550^{\circ}\text{C}$
 $\bar{S} = 1,33 \mu\text{m}$

$G \times 6000$



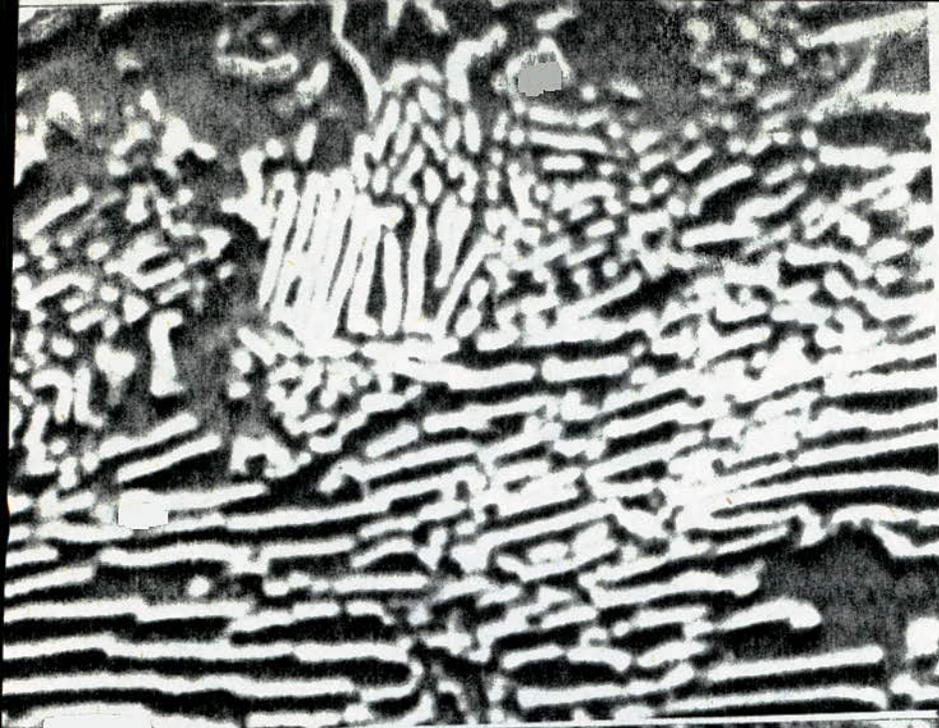
XC 48
 $T_{iso} = 500^{\circ}\text{C}$
 $\bar{S} = 1,2 \mu\text{m}$

$G \times 6000$



XC 48
 $T_{iso} = 450^{\circ}\text{C}$
 $\bar{S} = 0,9 \mu\text{m}$

$G \times 6000$

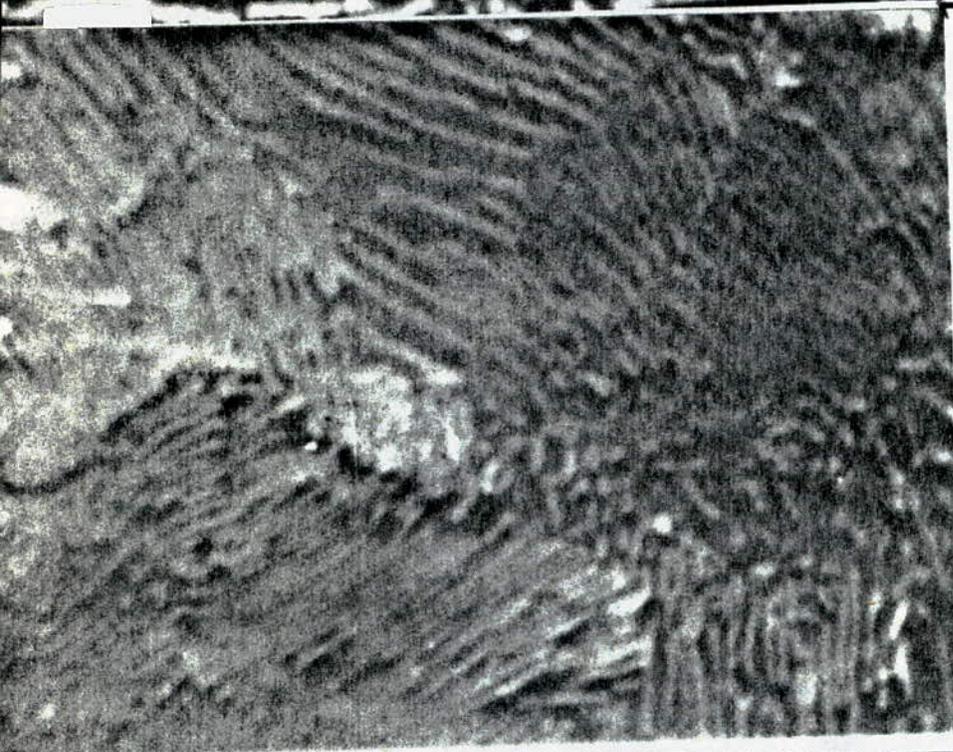


5557

$T_{iso} = 700^{\circ}\text{C}$

$\bar{S} = 1,71 \mu\text{m}$

Gx6000



5557

$T_{iso} = 650^{\circ}\text{C}$

$\bar{S} = 1,47 \mu\text{m}$

Gx6000

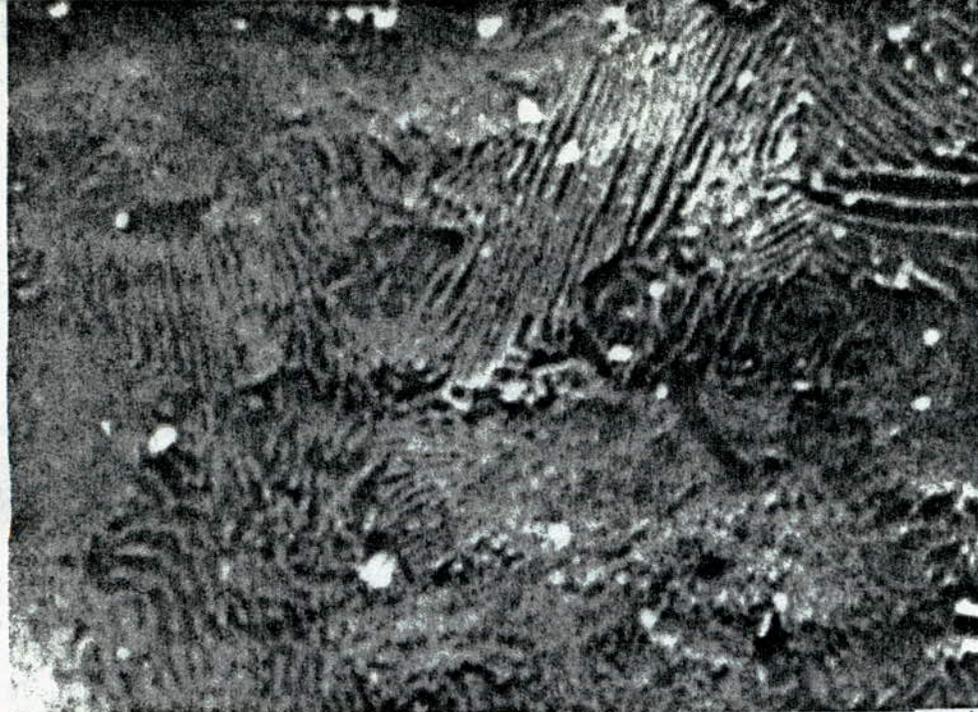


5557

$T_{iso} = 600^{\circ}\text{C}$

$\bar{S} = 1,1 \mu\text{m}$

Gx6000

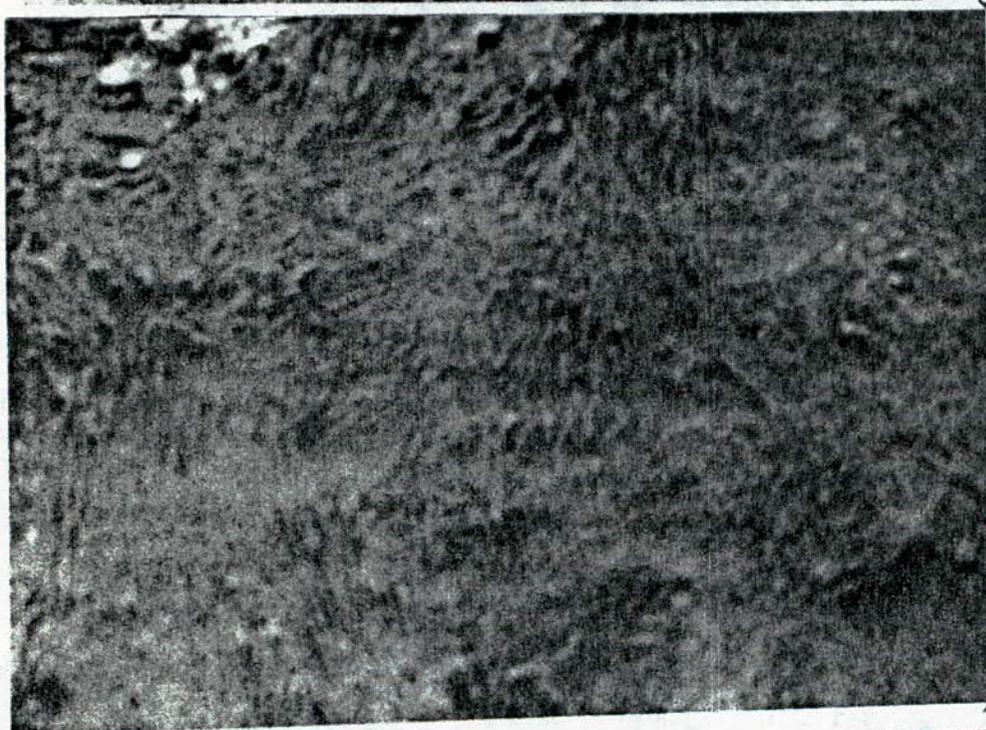


55S7

$T_{iso} = 550^{\circ}\text{C}$

$\bar{S} = 0,93 \mu\text{m}$

Gx6000



55S7

$T_{iso} = 500^{\circ}\text{C}$

$\bar{S} = 0,71 \mu\text{m}$

Gx6000

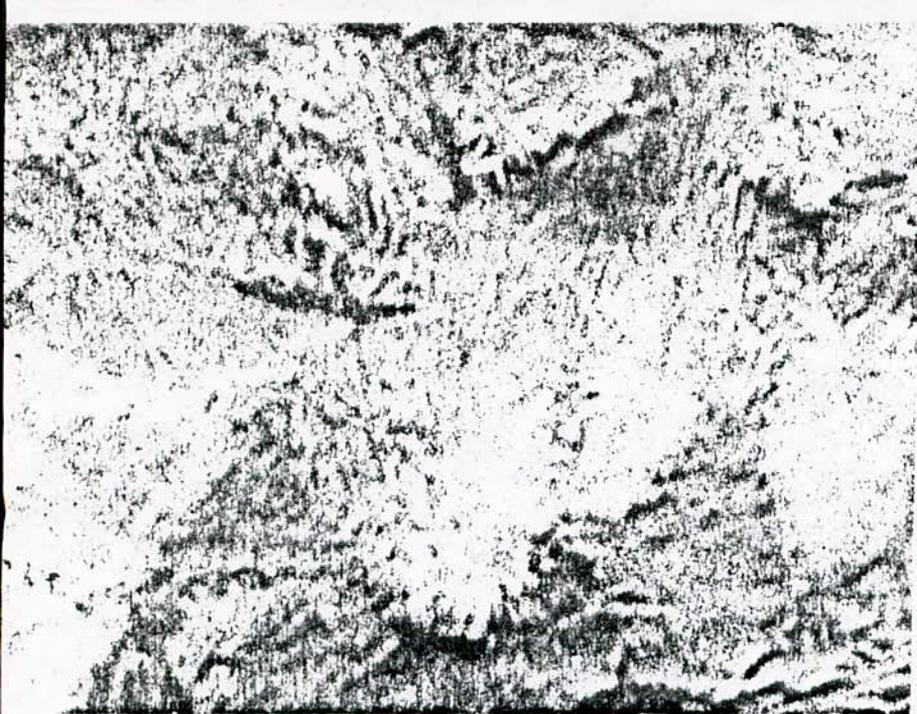


55S7

$T_{iso} = 450^{\circ}\text{C}$

$\bar{S} = 0,69 \mu\text{m}$

Gx6000

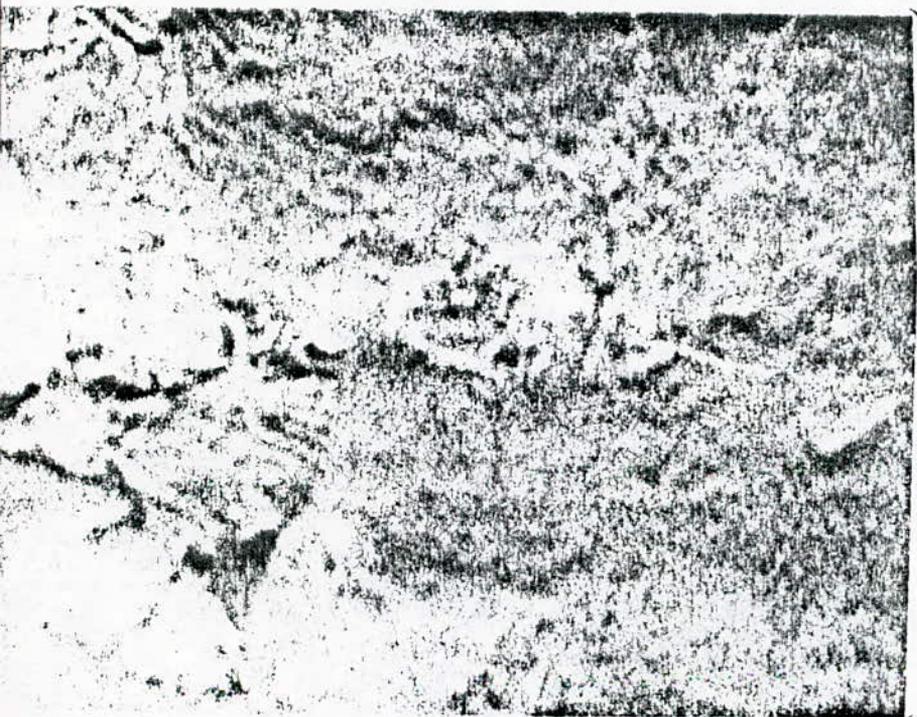


55NCDV4

$T_{iso} = 700^{\circ}\text{C}$

$\bar{S} = 0,63 \mu\text{m}$

$G \times 6000$

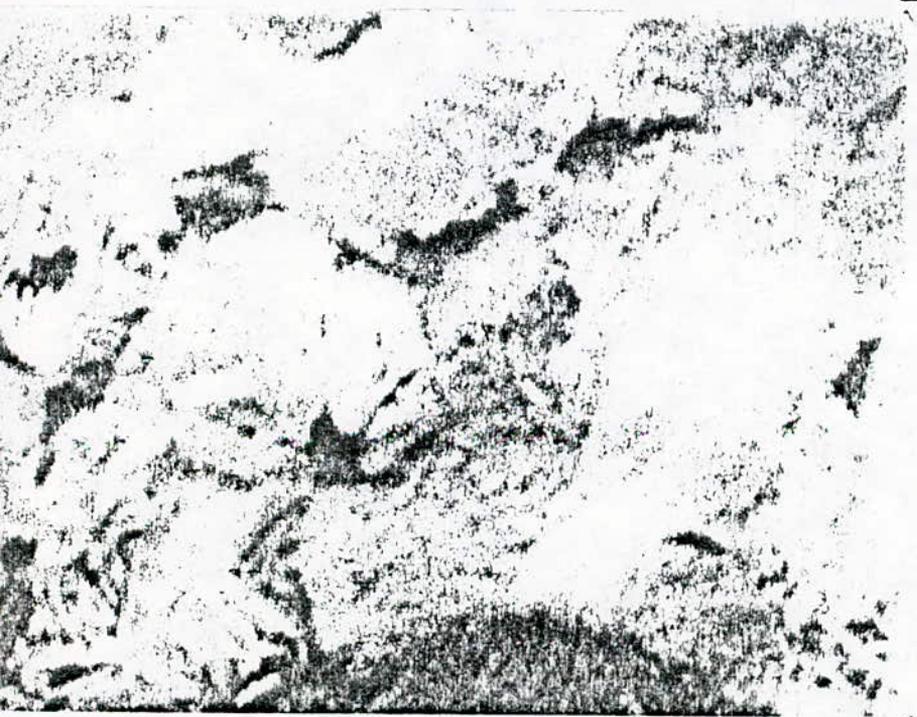


55NCDV4

$T_{iso} = 650^{\circ}\text{C}$

$\bar{S} = 0,4 \mu\text{m}$

$G \times 6000$



55NCDV4

$T_{iso} = 600^{\circ}\text{C}$

$\bar{S} = 0,29 \mu\text{m}$

$G \times 6000$

C. conclusion

Conclusion

Au terme de cette étude, nous tenons à remarquer que les distances interlamellaires de la perlite varient en fonction de la variation de la température de transformation. Selon chaque température, la perlite a une morphologie différente.

Pour les hautes températures, les lamelles sont espacées, courtes et courbées.

Pour les basses températures les lamelles sont très fines difficilement discernables au microscope optique.

- Les microduretés varient en fonction de la variation des distances interlamellaire et ainsi avec la température de transformation.

- Les éléments d'alliages durcissent la perlite par deux phénomènes :

 - * Diminution des distances interlamellaires.

 - * Durcissement de la ferrite ou la cémentite ou bien les deux à la fois.

- Les éléments d'alliages diminuent les distances interlamellaires.

- les éléments carburigènes augmentent plus que les éléments graphitisants la dureté de la perlite.

- Il serait souhaitable d'approfondir cette étude en mettant en oeuvre certains essais mécaniques exemple traction, résilience.

Notre étude serait plus enrichissante et plus bénéfique, si les moyens matériels étaient réunis, exemple bain de trempe isotherme, matériaux de différentes teneurs en éléments d'alliages, polaroid pour la prise de photos...etc

annexe

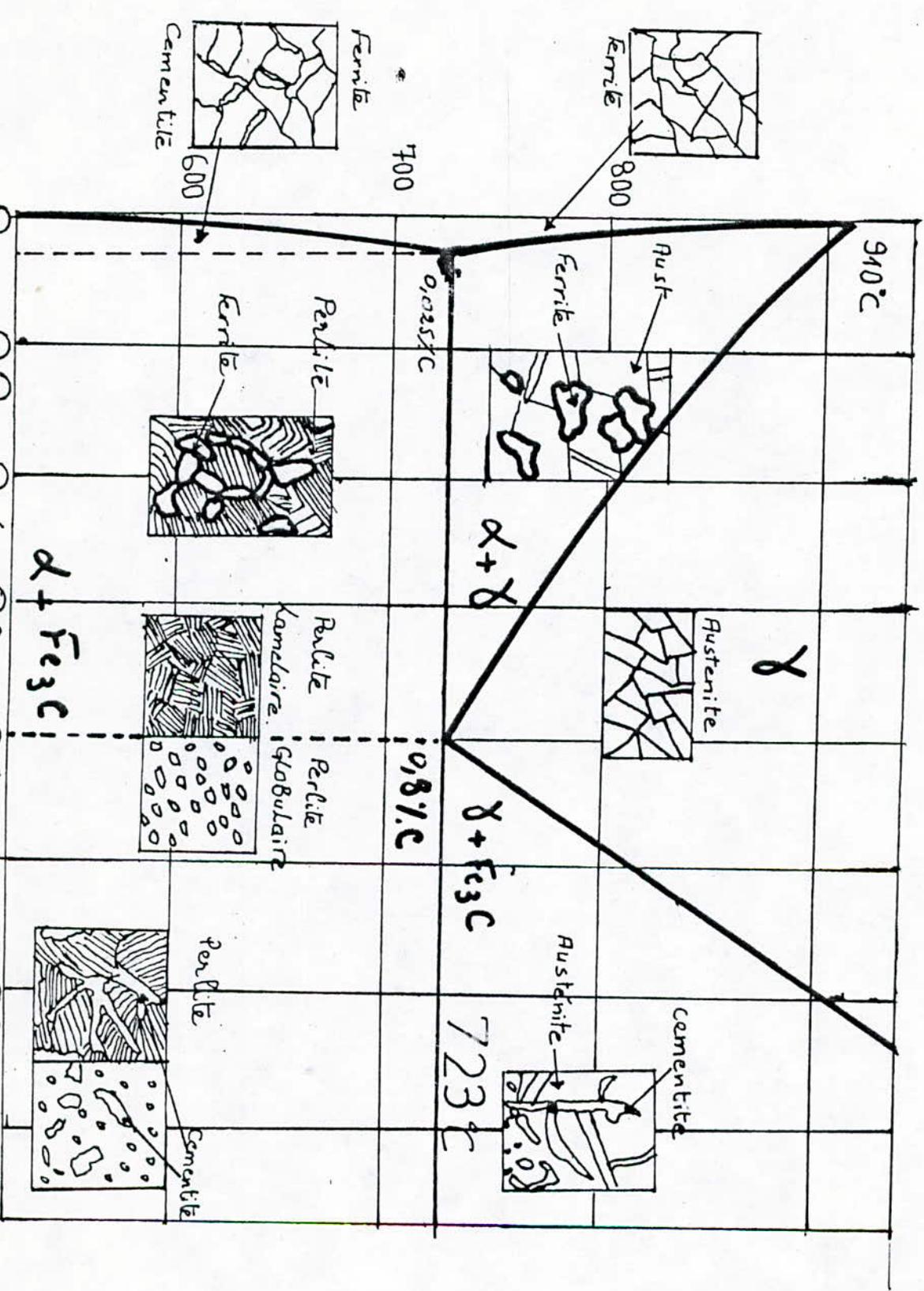


Fig 0.2. 0.4 0.6 0.8 1.0 1.2 1.4 1.6
 diagramme d'équilibre Fe-Fe₃C
 aciers

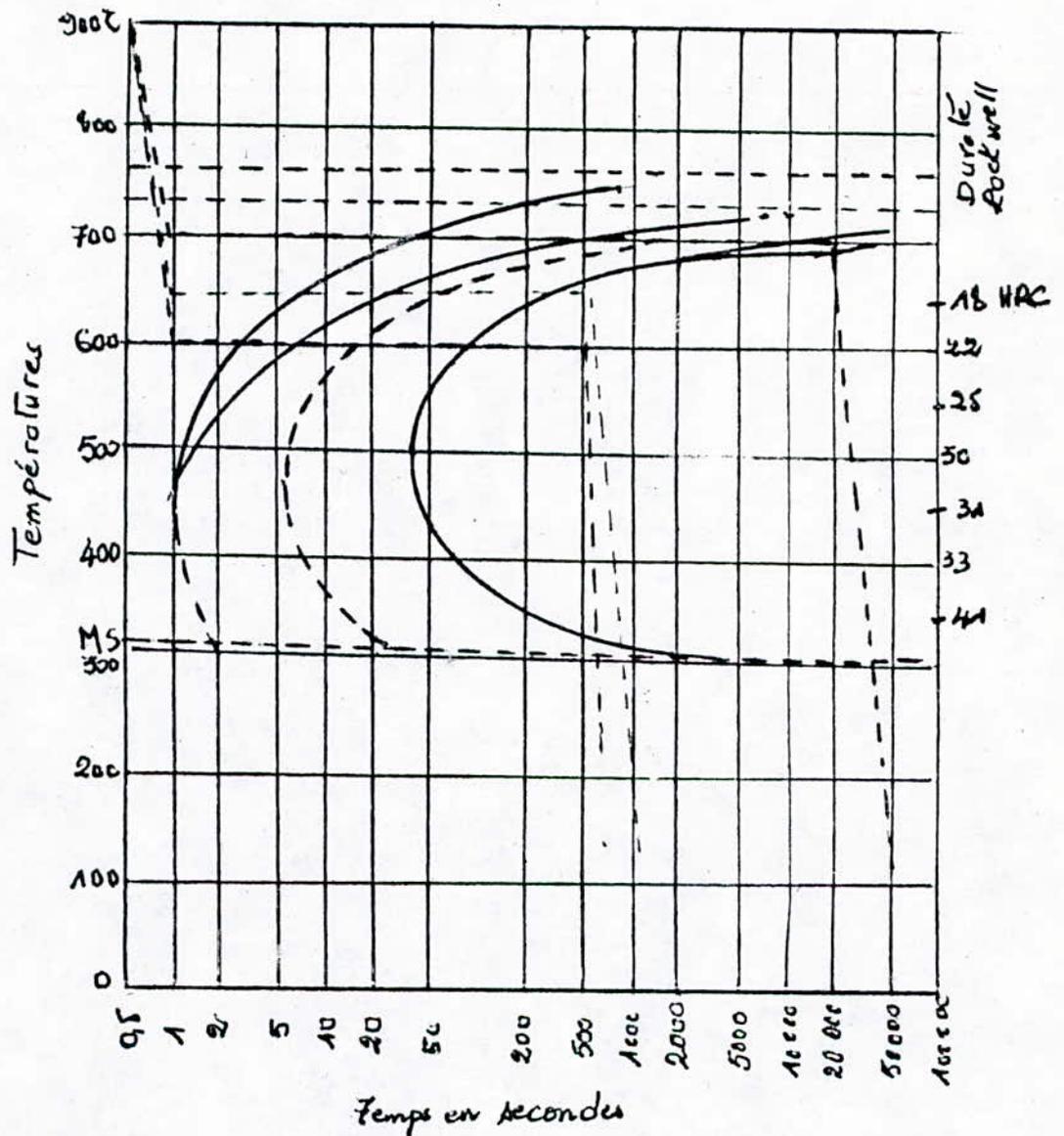


diagramme TTT d'un acier XC55
 utilisé à la place du diagramme XC48
 avec le traitement thermique utilisé.

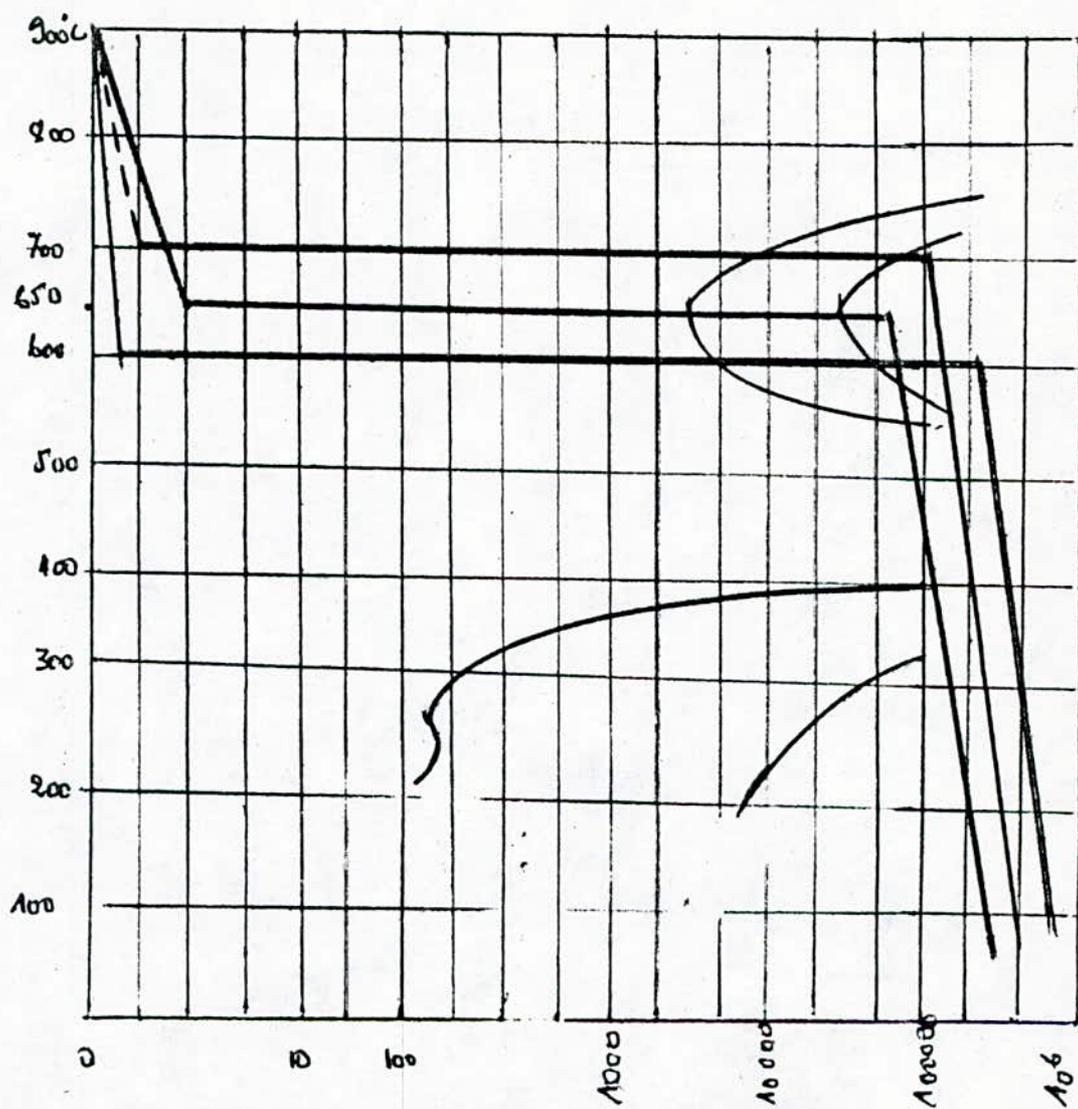


Diagramme TTT d'un acier S5NCDV4
 avec cycle du Traitement Thermique effectué

BIBLIOGRAPHIE

- 1°) METALLURGIE PHYSIQUE
BRUCE CHALMERS PARIS DUNOS 1963
- 2°) PEARLITE INTERLAMELLAR SPACINGS AND MORPHOLOGIES
IN HYPO - EULECTOID STEELS
D. CHEELHAIM AND N. RIDLEY, THE METALS SOCIETY 1975.
- 3) METALLURGIE GENERALE BERNARD.
- 4°) TRANSFORMATION $\gamma \rightarrow \alpha$ TECHNIQUE DE L'INGENIEUR
VOLUME TRAITEMENT THERMIQUE M 1115
- 5) LA THEORIE DE LA DECOMPOSITION DE L'AUSTERITE
REVUE DE METALLURGIE LIV N° 4 1957.
- 6°) DEFORMATION PLASTIQUE ET REPTURE DES ACIERS A L'ETAT
PERLITIQUE OU GLOBULISE MEMOIRES SCIENTIFIQUES REVUE METALLURGIE
DEC 1977
- 7°) ETUDE MICROSCOPIE ELECTRONIQUE DE LA MORPHOLOGIE
DE LA PERLITI OBTENUE A PARTIR D'AUSTENITE SATURE
- 8°) TRANSFORMATION ISOOTHERME ..
TECHNIQUE DE L'INGENIEUR M 1120.