

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

»O«

UNIVERSITE DES SCIENCES ET DE LA TECHNOLOGIE  
HOUARI BOUMEDIENNE

»O«

150X

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

»O«

DEPARTEMENT MINES ET METALLURGIE

»O«

المدرسة الوطنية للعلوم والتقنية  
PROJET DE FIN D'ETUDES

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE  
BIBLIOTHEQUE

SUJET

ETUDES DES INTERDISTANCES DES  
LAMELLES DE PERLITE EN FONCTION  
DES CONDITIONS DE REFROIDISSEMENT  
DE L'ACIER XC 65

Sujet proposé par :

M. SCHMITT Bernard

Etudié par :

BOUALI Aïcha

Et dirigé par :

SCHMITT Bernard

et DJEGHLAL Med Elamine



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

»O«

UNIVERSITE DES SCIENCES ET DE LA TECHNOLOGIE  
HOUARI BOUMEDIENNE

»O«

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

»O«

DEPARTEMENT MINES ET METALLURGIE

»O«

PROJET DE FIN D'ETUDES

**SUJET**

**ETUDES DES INTERDISTANCES DES  
LAMELLES DE PERLITE EN FONCTION  
DES CONDITIONS DE REFROIDISSEMENT  
DE L'ACIER XC 65**

Sujet proposé par :

M. SCHMITT Bernard

Etudié par :

BOUALI Aïcha

Et dirigé par :

SCHMITT Bernard

et DJEGHLAL Med Elamine



Promotion Juin 1983

## R E M E R C I E M E N T S

Que l'ensemble du personnel du Laboratoire de la "SONACOME" trouvent ici l'expression de mes vifs remerciements.

J'exprime ma vive gratitude à l'ensemble des enseignants du Laboratoire "PHYSIQUE DU SOLIDE DE CONSTANTINE" pour l'aide tellement précieuse qu'ils m'ont apporté durant mon passage.

Mes remerciements vont également à tous les enseignants du département "MINES ET METALLURGIE " qui ont contribué à ma formation.

Comme je tiens à remercier tous mes camarades pour l'amitié qu'ils m'ont témoigné et le soutien apporté durant mes études.

Enfin j'exprime aussi ma reconnaissance à Madame REZGUI et Madame KOUIDER, pour l'effort déployé pour la frappe de ce mémoire.

-o-o-o-o-o-o-o-

S O M M A I R E

CHAPITRE I : Diagramme d'équilibre Fer-Carbone -

I.1. Présentation du diagramme à cémentite

I.2. Description du diagramme Fe-Fe<sub>3</sub>C

2.1. Les aciers

I.3. Influence des éléments d'alliages.

CHAPITRE II : Transformation eutectoïde

II.1. Etude thermodynamique.

II.2. Transformation eutectoïde dans les alliages Fer-Carbone.

2.1. Transformation eutectoïde dans les alliages hypoet hypereutectoïdes.

CHAPITRE III: Décomposition isotherme de l'austénité.

III.1. Diagramme TTT.

III.2. Formes de diagramme TTT et mécanisme de transformation.

CHAPITRE IV : Transformation perlitique -

IV.1 Diffusion dans les solides

1.1. Diffusion du fer carbone.

1.2. Limitation aux lois de FICK dans les systèmes binaires.

VI.2 Germinations et croissance.

2.1. Germination

2.1.1. Influence de la surfusion.

2.1.2. Vitesse de germination.

.../.

## 2.2. Croissance

2.2.1. Cinétique de propagation de l'interface

2.2.2. Calcul de la vitesse de propagation de l'interface.

2.2.3. Cinétique de propagation de la nouvelle phase.

## IV. 3. Transformations perlitiques dans les aciers hypereutectoïdes.

3.1. Mécanisme de formation de la ferrite proeutectoïde.

3.2. Morphologie de la ferrite proeutectoïde

3.3. Mécanisme de la formation de la perlite

3.4. Espacement interlamellaire.

## CHAPITRE V :

V.1. Procédure expérimentale

V.2. Microscope électronique

2.1. Microscope à balayage

2.1.1. Emission électronique

2.1.2. La rétro diffusion

2.1.3. Emission électronique secondaire.

2.1.4. Le courant échantillon.

2.2. Principe de base

2.2.1. Différents modes de fonctionnement et formation de l'image.

V.3. Résultats et interprétations.

3.1. Observation micrographique au microscope optique.

3.1.1. Morphologie de la perlite

3.1.2. Espacement interlamellaire.

3.2. Examen de la perlite au microscope électronique.

.../.

3.2.1. Description et interprétation de l'aspect des lamelles.

3.3. Nombre et dimensions des modules de perlite.

3.4. Mesure de la grosseur du grain ferritique

V.4. Caractéristiques mécaniques.

· CONCLUSION .

## - II N T R O D U C T I O N -

---

- Les aciers au Carbone de structure ferrito-perlitique sont souvent utilisés dans l'industrie du tréfilage et plus particulièrement pour la fabrication des ressorts.

- La transformation ferrito-perlitique de ces derniers peut se faire soit en soit en traitement isotherme soit en refroidissement continu.

- Les propriétés mécaniques de l'acier dépendent de la structure obtenue (espacement interlamellaire, pourcentage de ferrite proeutectoïde) qui elle-même dépend du processus thermique de refroidissement (degré de surfusion ou vitesse de refroidissement).

- Les propriétés mécaniques qui influent principalement sur la tréfabilité à froid et conditionnent les propriétés mécaniques finales sont une bonne ductilité d'une part et une tenacité élevée d'autre part.

L'objet de mon travail est l'étude des distances interlamellaires de la perlite d'un acier de nuance X C65 en fonction de la température de transformation isotherme et ce, pour toute une gamme de températures recouvrant le domaine perlitique.

II ARTIE

II HEORIQUE

CHAPITRE I / - Diagramme Fer-Carbone -

I - 1. Présentation du diagramme à cémentite -

La caractéristique la plus typique des alliages fer-carbone est l'existence simultanée de 2 systèmes ; l'un stable système binaire fer graphite et l'autre métastable système fer-carbone.

La différence entre le caractère stable et le caractère métastable est très relative. Le degré de stabilité est influencé par divers facteurs, surtout par la température et les éléments d'alliage. Dans le cas des aciers, la forme stable n'apparaît qu'exceptionnellement ; puisque Fe<sub>3</sub>C n'est pas stable, d'après la thermodynamique, ce sont des questions de cinétique qui permettent d'expliquer qu'il ne se décompose pas. La vitesse de réaction :



est en effet négligeable à basse température. Ceci nous amène à employer le diagramme métastable Fe - Fe<sub>3</sub>C pour l'analyse des réactions et la description des structures qui en résultent.

I - 2. Description du diagramme Fer-Cémentite

(Fe -Fe<sub>3</sub>C) -

Le diagramme d'équilibre Fe - Fe<sub>3</sub>C traduit la composition de phase et de structure des alliages dont la concentration varie du Fer pur à la cémentite Fe<sub>3</sub>C (6,67%C)

- Schéma du diagramme d'équilibre Fe-cem composants et phases du système fer-carbone.

\* L'austénité est une solution solide de carbone et d'autres inclusions dans le Fer  $\gamma$ . La solubilité limite du carbone dans le Fer  $\gamma$  est de 2,14%.

.../.

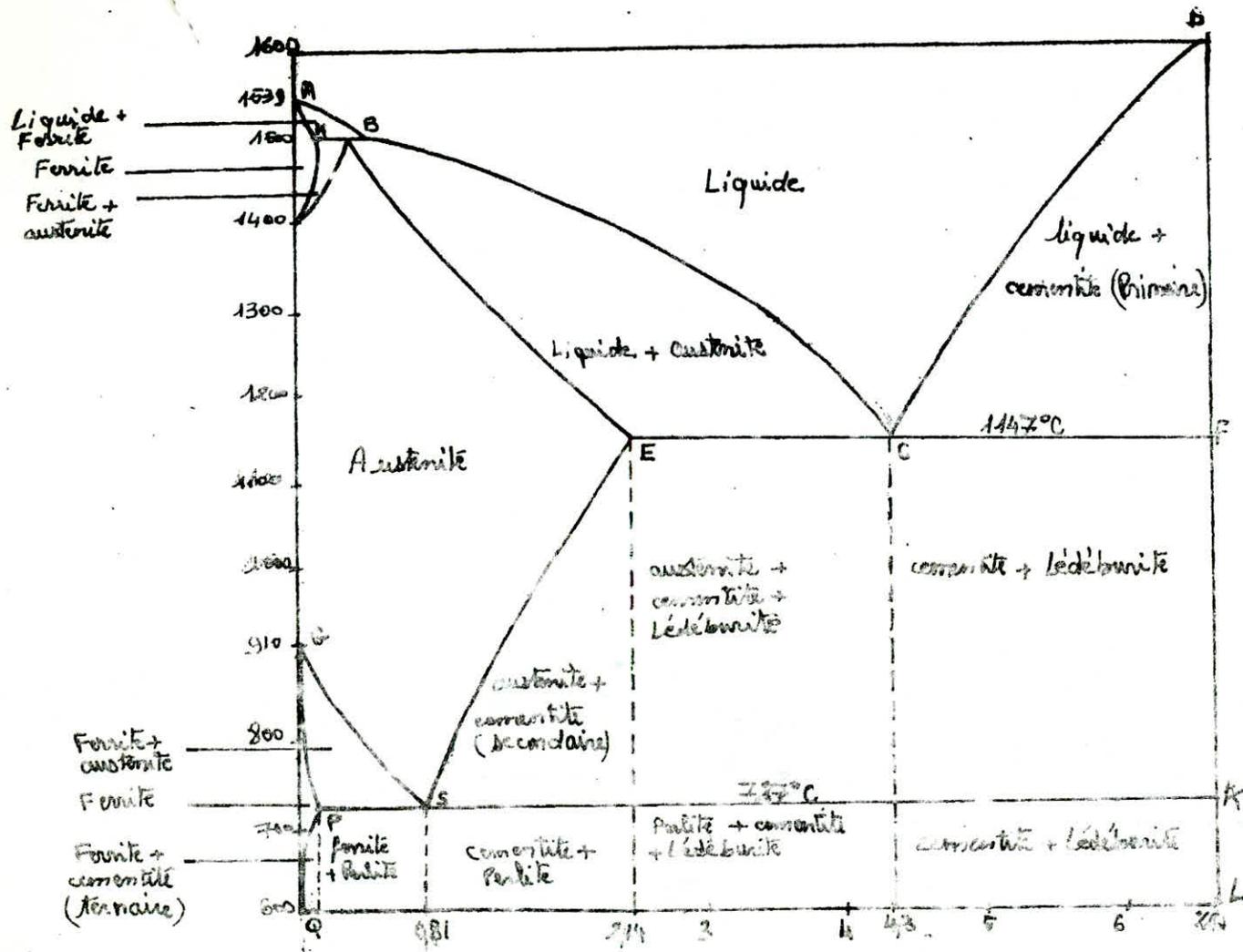


Fig-1. Diagramme d'équilibre Fe-Fe<sub>3</sub>C.

\* La ferrite est une solution solide de carbone et d'autres inclusions dans le Fer  $\alpha$ . On distingue la ferrite  $\alpha$  à basses températures à solubilité du carbone allant jusqu'à 0,02% et la ferrite  $\delta$  à hautes températures à solubilité limite de 0,1%.

Selon le mode de formation on distingue :

Ferrite proeutectoïde formée selon GS et ferrite entectoïde formée en S.

\* La cementite (carbone Fe<sub>3</sub>C) est une composition chimique du fer et du carbone.

La teneur de la cementite en carbone est de 6,67%. La cementite cristallise dans un système rhombique compliqué à empilement compact.

Selon le mode de formation, on peut discerner :

- La cementite primaire (dans les fontes) formée en DC.
- La cementite entectique (dans les fontes) formée en C
- La cementite secondaire ou proeutectoïde formée selon ES.
- La cementite entectoïde formée en S.
- La cementite tertiaire formée en PQ.

### 2.1. - Les Aciers -

Un acier est un alliage fer-carbone dont la teneur en carbone est inférieure à 2,14%.

- Les aciers titrant de 0,2 à 0,8% sont dits hypoeutectoïdes.

.../.

- Les aciers contenant 0,8% de carbone sont dits aciers entectoïdes.

### I. 3 - Influence des éléments d'alliage -

En général les éléments d'alliage déplacent les lignes du diagramme fer-carbone. Ainsi la température A, est élevée par le silicium et le chrome, mais abaissée par le manganèse et le nickel.

Le point entectoïde est toujours déplacé vers la gauche, et le titre correspondant de la perlite est modifié.

Les éléments d'alliage généralement très solubles dans le fer  $\gamma$  peuvent être rangés en deux catégories :

- les éléments alphagènes (Cr, Mo, W, V, Ti, Si, Al)
- retrécissent le domaine  $\gamma$ , A4 est abaissé, A3 est généralement élevé.
- Les éléments gammagènes (Ni, Mn, Co, Cu, N) étendent le domaine  $\gamma$  (principalement par abaissement de A3).

Les éléments d'alliage peuvent agir d'une part sur la tendance à la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  et d'autre part sur la tendance à la formation de carbones ainsi que sur les phénomènes associés, comme les phénomènes de diffusion par exemple.

.../.

CHAPITRE II / - Transformation entectoïde -

II.1 - Etude thermodynamique -

Au cours d'une transformation entectoïde une phase solide unique se transforme au refroidissement en 2 nouvelles phases qui diffèrent l'une de l'autre ainsi que de la matrice aux points de vue composition chimique et structure cristallographique.

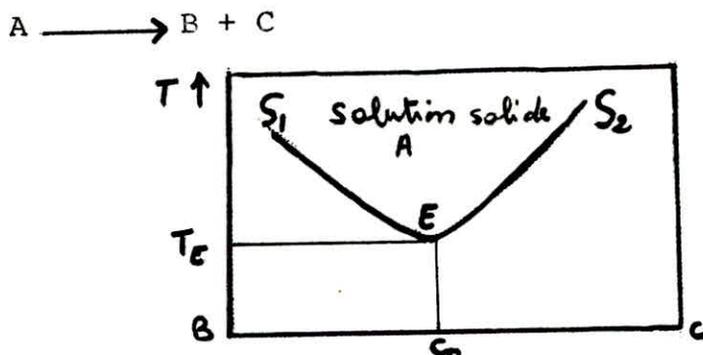
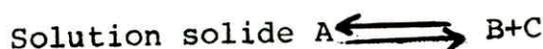


Fig.2. Domaine d'existence d'une solution solide A présentant une décomposition entectoïde.

au cours du refroidissement, la phase A laisse déposer selon le processus normal de précipitation une nouvelle phase B le long de la courbe de solubilité S1 et une autre phase C le long de la courbe de solubilité S2 pour des concentrations supérieures à Co. Au point d'intersection E des courbes S1 et S2 on observe l'équilibre :



cet équilibre caractérise une réaction entectoïde. A la T°C d'équilibre le système est invariant. Les trois phases A, B et C sont en équilibre ce qui implique que les courbes d'enthalpie libre de ces phases possèdent une tangente commune.

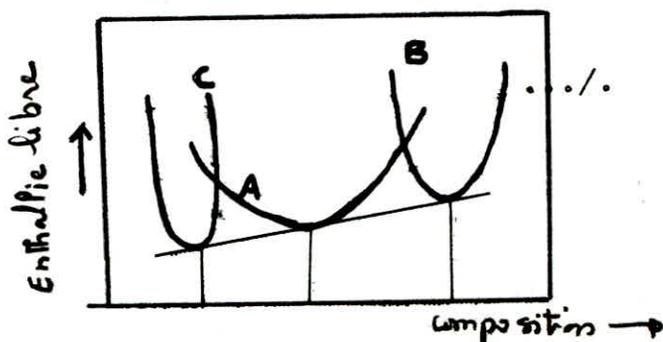


Fig.3. courbes d'enthalpie libre des 3 phases A, B et C à la température Te de la transformation entectoïde.

Les nouvelles phases qui prennent naissance simultanément au sein de la solution solide se présentent sous forme de fines lamelles alternées . Bien que de nombreux alliages soient le siège d'une transformation entectoïde, seul le système fer-carbone a été l'objet d'études poussées.

## II.2 - Transformation entectoïde des alliages fer-carbones -

Les deux phases formées par la décomposition entectoïde de l'austénité sont : La ferrite et la cémentite.

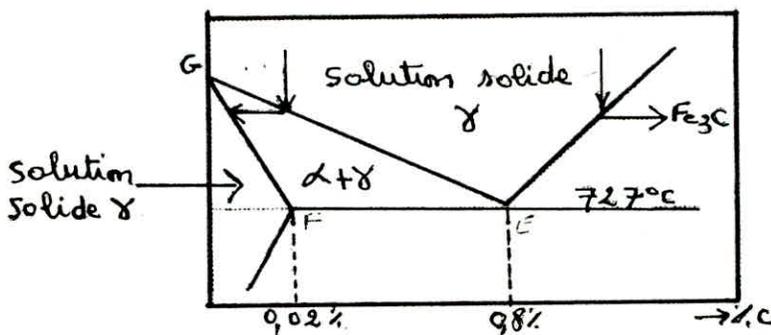


Fig.4. diagramme fer-carbone dans le domaine des aciers.

### 2.1. Transformation dans les alliages hyper et hypoentectoïdes.

Dans les alliages hypoentectoïdes dont la teneur en carbone est inférieure à 0,8% la transformation entectoïde est précédée par la formation à partir des joints de grains austénitiques de grains de ferrite proeutectoïdes d'autant plus fins et nombreux que la température de transformation est basse.

Dans les alliages fer-carbone dont la teneur en carbone est supérieure à la composition entectoïde, la formation de la perlite est précédée par la précipitation des carbures  $\text{Fe}_3\text{C}$  les cristaux de cémentite proeutectoïde matérialisent les anciens joints de grains d'austénité.

.../.

## CHAPITRE III - Décomposition isotherme de l'austénité -

### III - 1 - Diagramme TTT -

La solution solide austénitique  $\gamma$  stable à température d'austénitisation est instable à la température de maintien isotherme. Elle a donc tendance à se transformer en phase ferritique stable à cette température si l'acier est hypoeutectoïde ou en cémentite si l'acier est hypereutectoïde ou en perlite si l'acier est eutectoïde.

Lors de la décomposition isotherme de l'austénité, la vitesse de transformation croît d'abord en fonction du temps, diminue ensuite, et finalement tend asymptotiquement vers zéro. L'avancement de transformation c'est à dire le pourcentage d'austénité transformée, peut être représenté graphiquement avec logarithme du temps en abscisse. On obtient alors une courbe sinueuse caractéristique, dite courbe en S (Fig.5.). L'ensemble de ces courbes en S correspondant à toute la gamme de température est ensuite transformé en un diagramme unique : le diagramme T.T.T. (temps, température, transformation). Le temps figure toujours en abscisse logarithmique ; les points représentant le début et la fin de toutes les transformations isothermes sont reliés par les courbes de début et de fin de transformation.

### III. 2 - Formes de diagramme T.T.T. et mécanisme de transformation

La courbe de début et de fin de transformation dans la partie supérieure AN du diagramme ( au dessus du nez perlitique) indique que la perlite, lorsque la température décroît, apparaît après des durées d'incubation de plus en plus courtes et progresse de plus en plus vite : ceci pour différentes raisons :

1°/ - La stabilité de l'austénité diminue et la tendance à la précipitation augmente car la différence de potentiel thermodynamique entre l'austénité et la perlite augmente, ce qui réduit le temps d'incubation.

.../.

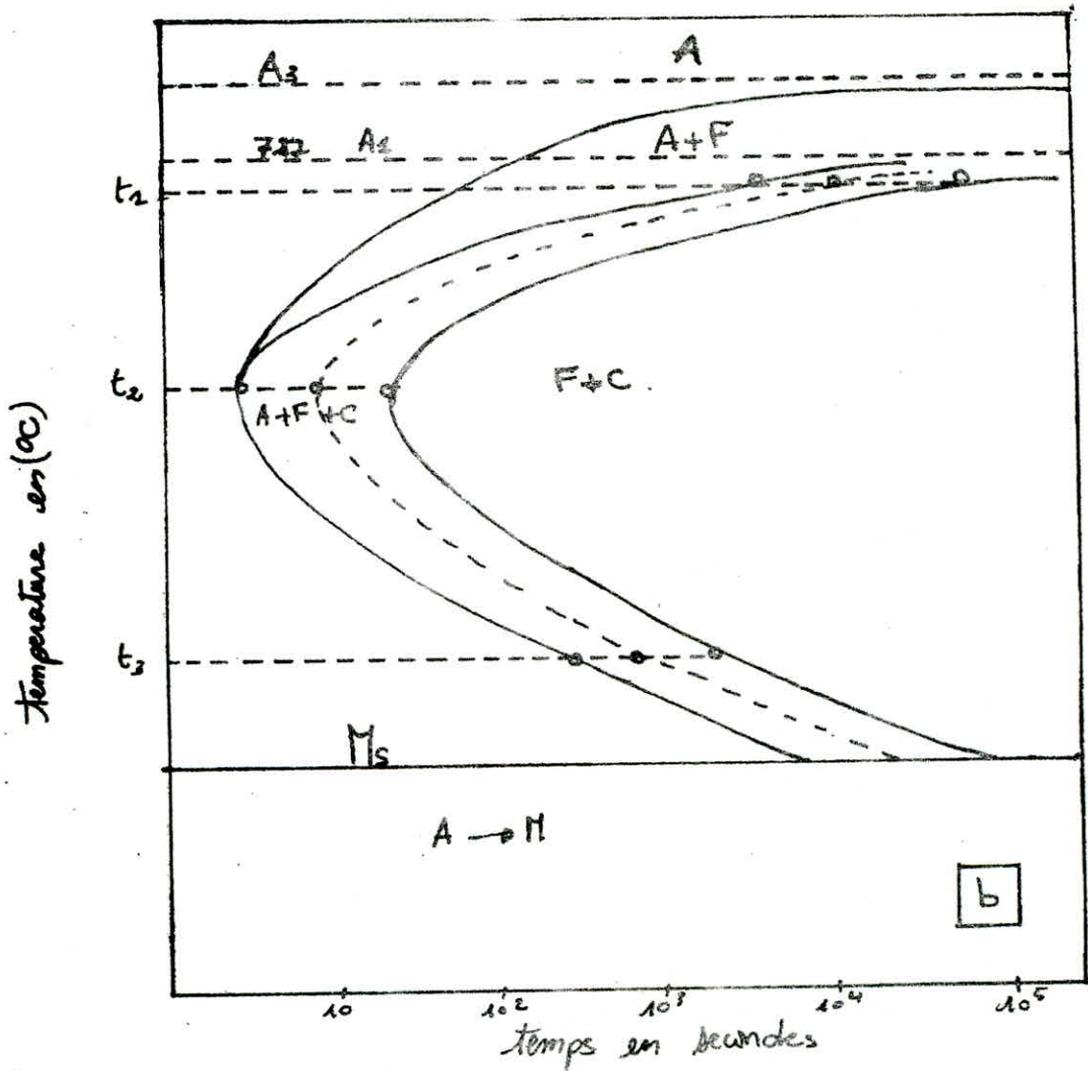
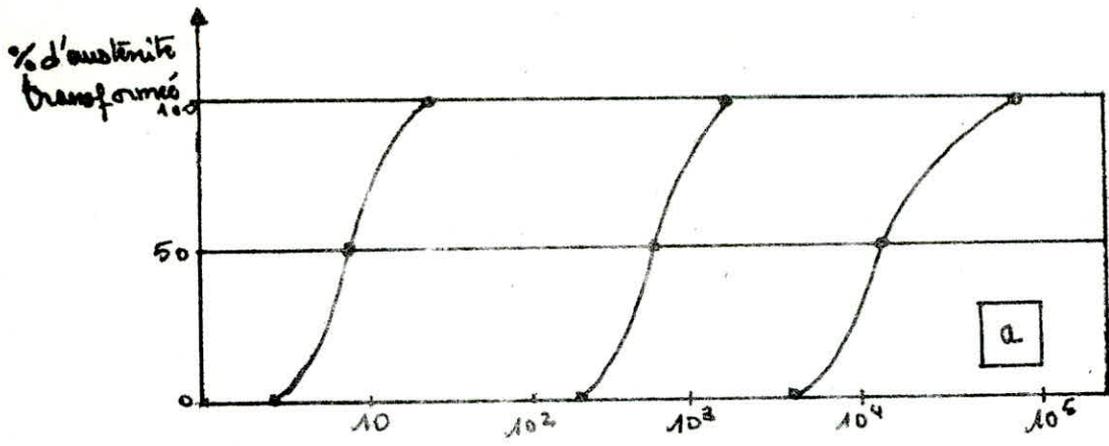


FIG-5- Établissement du diagramme de la transformation isotherme de l'austénite dans le cas d'un acier hypo eutectoïde.

A = Austénite F = Ferrite C = cémentite.

a - courbes cinétiques ; b - courbe TTT de l'austénite.

2°/ - La vitesse de refroidissement ou la tendance à la précipitation croissant, le système réagit avec augmentation du nombre de germes et diminution de la distance entre les lamelles.

3°/ - Un troisième facteur accélère la transformation : c'est l'agrandissement du front de cristallisation qui s'étend en forme d'éventail.

l'accélération de la transformation est contrariée par la diminution de la mobilité des atomes c'est à dire le ralentissement de la diffusion. La vitesse de diffusion est une fonction exponentielle décroissante de la température ; l'effet retardateur de la diffusion devient prédominant aux basses températures (Fig.6.)

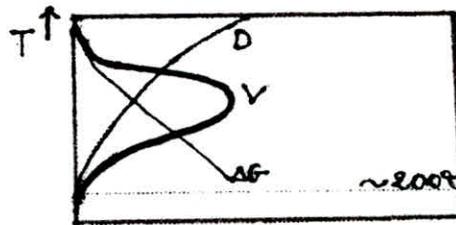


Fig.6. vitesse de décomposition (V)  
Vitesse de diffusion (D)  
Différence d'énergie libre AG.

dans le cas d'un acier hypoeutectoïde la décomposition de l'austénité commence par la formation de ferrite proeutectoïde. La précipitation de la ferrite excédentaire est représentée sur le diagramme de décomposition isotherme par une courbe supplémentaire (Fig.5')

La quantité de ferrite supplémentaire qui se dégage diminue avec la baisse de température ; lorsque la surfusion atteint un certain niveau, la décomposition s'amorce directement par la naissance de germes quasi eutectoïdes, c'est à dire d'une structure de type eutectoïde à composition différente de perlite (eutectoïde).

.../.

CHAPITRE IV - Transformation perlitique -

La transformation perlitique a une allure cristalline (  $\gamma$  (CFC)  $\rightleftharpoons$   $\alpha$  (CC) ) et s'effectue par diffusion. 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'austénité.

Le processus de diffusion dans les solides et la germination et croissance seront traités comme des facteurs déterminant les vitesses de réaction et la morphologie des cristaux formés.

IV - 1 - Diffusion dans les solides -

Une transformation dans l'état solide s'accompagne d'un transport de matière sur une distance supérieure aux dimensions de la maille, la cinétique de cette transformation dépend de la vitesse avec laquelle s'effectue ce transport et par conséquent de la vitesse de diffusion des divers constituants mis en jeu.

Lorsque le déplacement des atomes n'est pas lié à la variation de concentration dans des volumes isolés, le phénomène s'appelle autodiffusion. Si la concentration change comme c'est le cas des alliages, on est en présence du phénomène qui porte le nom d'hétéro-diffusion.

La vitesse de diffusion est définie par la quantité d'élément  $m$  qui diffuse par unité de temps à travers une unité de surface de séparation. Cette quantité dépend du gradient de concentration  $\frac{dc}{dx}$  de l'élément dans la direction normale à la surface de séparation : elle est proportionnelle aux coefficient de

.../.

diffusion D.

$$m = - \frac{dc}{dx}$$

où :

dc est la concentration

dx, la distance dans la direction retenue.

ce rapport a reçu le nom de première loi de Fick.

Le signe (( moins )) traduit le fait que la migration a lieu des volumes de concentration plus grande vers les volumes de concentration plus petite. Si le gradient de concentration est mesuré dans le temps (t), la diffusion est décrite par la seconde loi de Fick.

$$\frac{dc}{dt} = D \frac{dc^2}{dx^2}$$

Le coefficient de diffusion D(cm<sup>2</sup>/s) ; c'est à dire la quantité d'élément passant par unité de surface et par unité de temps dépend de la nature de l'alliage, des dimensions du grain et surtout de la température. Dans le sens thermique le coefficient de diffusion est régi par la loi exponentielle :

$$D = D_0 e^{\frac{-Q}{RT}}$$

où : D<sub>0</sub> est le facteur déterminé par le type de réseau cristallin

R, la constance des gaz parfaits 1,987 cal/(mole °C)

T, la température en °K

Q, l'énergie d'activation, K cal/g-atome

.../.

### 1.1. - Diffusion du carbone dans le fer -

La diffusion du carbone dans le fer  $\alpha$  et le fer  $\gamma$  progresse par le mode interstitiel. Pour une même température la vitesse de diffusion du carbone dans le fer  $\alpha$  est environ 100 fois plus grande que dans le fer  $\gamma$ . Pour la diffusion du carbone dans le fer  $\alpha$  les valeurs de  $D_0$  et  $Q$  sont (d'après C.J.S. smithells) :

$$D_0 = 0,02 \text{ cm}^2/\text{s}$$
$$Q = 20100 \text{ cal/mole}$$

### 1.2. - Limitation aux lois de Fick dans les systèmes Binaires -

Les lois de Fick s'appliquent dans le cas des milieux isotropes ( $D = D_x = D_y = D_z$ ). Les réseaux cubiques sont considérés comme isotropes., d'autre part, vue que la diffusion est influencée par la dimension et l'orientation des grains, les lois de Fick ne s'appliquent plus, mais en pratique cette influence est largement masquée par les erreurs expérimentales.

## IV. 2. Germination et croissance -

### 2.1. Germination -

La condition pour qu'une nouvelle phase croît dans une autre phase surfusionnée est que cette croissance entraîne une diminution d'énergie libre totale du système, l'énergie de l'interface étant comprise. Pour une température donnée au dessous de la température d'équilibre un germe de rayon critique se forme de manière à ce que toute l'énergie libérée par la transformation sera utilisée par la croissance de la surface de l'interface.

Calcul du rayon critique de l'embryon.

.../.

Si  $\Delta G_v$  est la différence d'énergie libre due au changement de volume de la transformation  $A \rightarrow B$  ; exprimée en  $\text{erg/cm}^3$  ;  $\sigma$  l'énergie libre interfaciale B/A ; alors la dépense d'énergie libre pour transformer une sphère B de rayon  $r$  est :

$$\Delta G = \frac{-4}{3} \pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma$$

La courbe est représentée (Fig. 7)

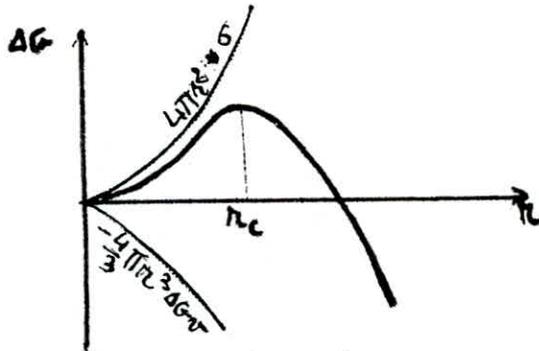


Fig. 7 variation d'enthalpie libre en fonction du rayon.

Le maintien est donné par :

$$\frac{d\Delta G}{dr} = 4\pi r^2 \Delta G_v + \pi r^2 \sigma = 0$$

c'est à dire pour une valeur de  $r$  donnée par

$$r_c = \frac{2\sigma}{\Delta G_v}$$

On considère en général que  $\sigma$  est indépendant de la température tandis que  $\Delta G_v$  est proportionnel à  $\Delta T$

### 2.1.1. Influence de la surfusion -

A température d'équilibre on a  $\Delta G_v = 0$  par conséquent on peut écrire :

$$r_c = \frac{2\sigma}{\Delta G_v} \rightarrow \text{l'expression } r_c = \infty \text{ indique}$$

.../.

l'impossibilité de la germination spontanée à la température d'équilibre  $T_E$ . En effet la germination ne se produit qu'en cas de surfusion. Etudions la variation de  $DG_v$  avec la température.

$$DG_v = G_A - G_B = (U_A - TS_A) - (U_B - TS_B)$$

à la température inférieure à  $T_E$ , une particule B est en équilibre avec A si elle a le rayon critique. A cette température  $T_E$   $DG_v = 0$

$$U_A - U_B = T_E (S_A - S_B)$$

désignons par  $H$ , la diminution d'énergie (chaleur de réaction)

$$\Delta H = U_A - U_B$$

$$\text{d'où } S_A - S_B = \frac{\Delta H}{T_E}$$

$$DG_v = \Delta H - T \frac{\Delta H}{T_E} = \Delta H \left( \frac{T_E - T}{T_E} \right) = \Delta H \frac{\Delta T}{T_E}$$

$$\Delta T = T_E - T$$

Or :

$$r_c = \frac{2\sigma}{G_v}$$

et

$$G_v = \Delta H \frac{\Delta T}{T_E}$$

d'où :

$$r_c = 2\sigma T_E / \Delta H \Delta T$$

$r_c$  et  $\Delta T$  varient comme indique figure 8.

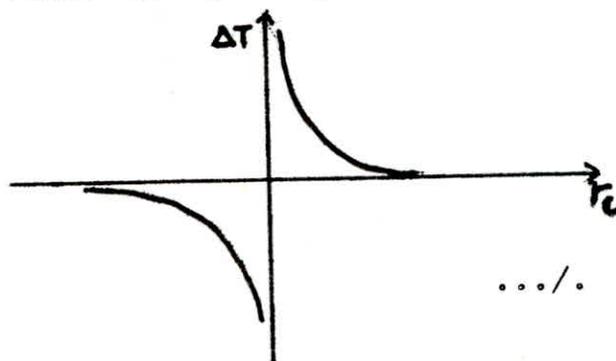


FIG-8- Variation de  $\Delta T$  en fonction du rayon critique de germination

Si le rayon est inférieur à la valeur critique, l'énergie libre totale sera augmentée (elle sera diminuée par la croissance). Les particules de taille inférieure à la taille critique seront pour celà plus petits et finiront par disparaître. Cet argument thermodynamique explique la difficulté d'initier la croissance d'une phase thermodynamiquement stable.

Les grains de taille critique sont appelés germes, et leur formation est appelée germination.

L'énergie libre d'un précipité à partir d'une solution solide est plus petite quand le précipité est adjacent à certaines imperfections que lorsqu'il se présente dans un site parfait. On est alors en présence d'un processus de germination hétérogène. Les joints de grains présentent ce type d'imperfection comme exemple d'influence des joints de grains à favoriser la germination le cas de la précipitation de la cémentite à partir d'une austénité entectoïde a été considéré par (C.ZENER).

En supposant que l'énergie libre par unité d'interface entre la cémentite et l'austénité est égale à celle entre la cémentite et la ferrite, l'énergie libre critique  $G_c$  pour la formation d'un germe à  $100^\circ \text{C}$  au dessous de la température entectoïde est de  $10^{-14}$  cal. Pourvue que le germe soit entièrement entouré par la matrice austénitique, pour ce cas le facteur de germination  $\exp\left(-\frac{G_c}{RT}\right)$  est de  $10^{-1.3000.000}$ . Si dans un autre cas le germe est un hémisphère entouré sur son côté plan par un joint de grain et si l'énergie interfaciale est la même entre l'ancienne phase et la nouvelle phase l'énergie de germination n'est que de la moitié de la valeur précédente. Le facteur de germination au joint de grain est pour cela de  $10^{-650.000}$  qui est  $10^{650.000}$  fois plus grand. Le facteur  $10^{-650.000}$  est tellement grand que la germination se fait au joint de grain plutôt qu'à l'intérieur.

.../.

2.1.2. Vitesse de germination-

L'énergie libre de formation d'un germe critique est :

$$\Delta G_c = \frac{4}{3} \pi r_c^3 \Delta G_v + 4 \pi r_c^2 \sigma$$

$$\Delta G_c = \frac{16}{3} \frac{\pi \sigma^3}{\Delta G_v^2} \quad (1)$$

Cette énergie tend vers l'infini quand  $\Delta T = 0$  car  $\Delta G_c$  est proportionnel à  $\frac{1}{\Delta T^2}$ .

La vitesse de germination est d'une part une fonction exponentielle du coefficient de diffusion.

$$V \propto \exp \left( - \frac{AG_c}{KT} \right) \exp \left( - \frac{AG_m}{KT} \right) \quad (2)$$

$AG_m$  étant l'énergie d'activation pour la migration des atomes de la phase A vers la phase B de taille critique.

$$V = A \exp - \left( \frac{AG_c + AG_m}{KT} \right) \quad (2)$$

A : constante de proportionnalité.

2.2. Croissance -

Une fois formé, le germe stable se développe puisque l'énergie libre décroît. L'avance de l'interface se fait à une vitesse qui dépend elle aussi de la température car c'est un phénomène thermiquement activé, comme la germination. Cette avance se fait en captant les atomes de la solution mère. La croissance d'un germe stable se produit facilement que la germination parce que l'augmentation de la taille des cristaux est favorisée par leur tendance à minimiser la proportion de matière présente dans la région de haute énergie interfaciale.

.../.

### 2.2.1. Cinétique de propagation de l'interface -

L'avancement de l'interface peut entraîner uniquement un changement de réseau ou un changement de composition comme il peut entraîner à la fois un changement dans le réseau et dans la composition, c'est ce dernier cas le plus fréquent, qui se présente dans la décomposition de l'austénite.

Si l'interface reste stationnaire la concentration en atomes de soluté sur les deux bords de l'interface approche rapidement l'équilibre. Si par contre, il avance d'une manière suffisamment rapide, il n'y aura pas assez de temps pour un changement appréciable en concentration sur les deux bords de l'interface et la concentration en soluté reste inchangée.

La variation de la concentration du soluté sur les deux bords de l'interface est montée schématiquement sur la figure 9.

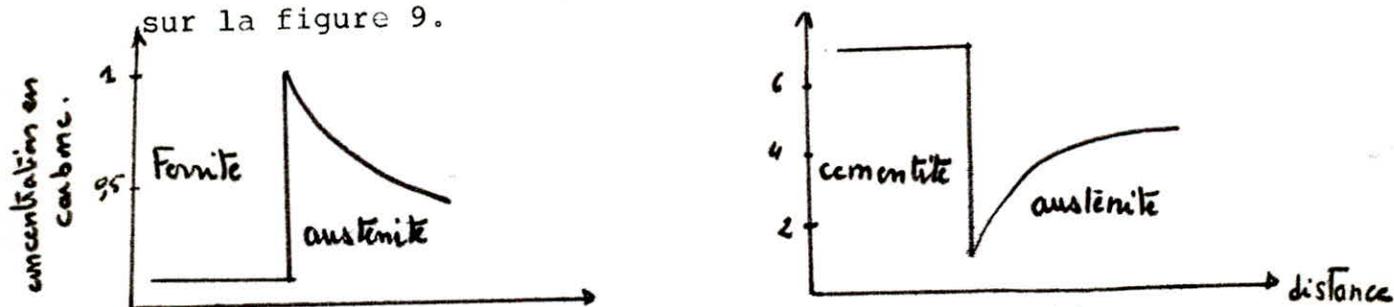


Fig. 9 variation de concentration en carbone sur les deux bords de l'interface dans le cas des aciers hypoeutectoïdes et hypereutectoïdes.

.../.

2.2.2. Calcul de la vitesse de propagation de l'interface VB.

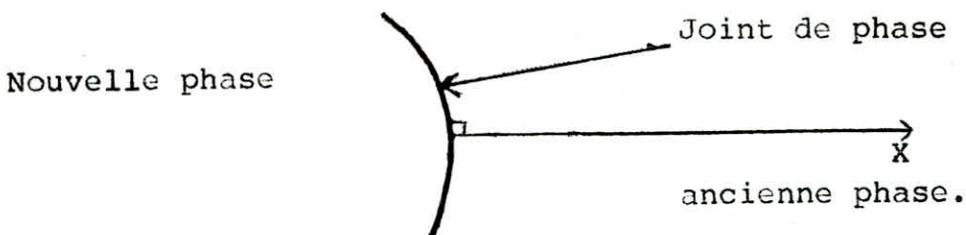
En supposant que la densité des atomes de solvant est la même dans les deux phases, le flux d'atomes c'est à dire le nombre net d'atomes de soluté traversant l'unité de surface par unité de temps est donné par :

$$J_x = (C_2 - C_1) V_B \quad (3)$$

$C_1, C_2$  : nombre d'atomes de soluté dans les deux phases.

Le flux net d'atomes peut être exprimé aussi en terme de coefficient de diffusion atomique D par :

$$J_x = D \left( \frac{\partial C_2}{\partial x} \right)_B \quad (3')$$



en combinant les équations (3) et (3') on aura

$$V_B = \frac{-D}{(C_2 - C_1)B} \left( \frac{\partial C_2}{\partial x} \right)_B \quad (4)$$

2.2.3. Cinétique de la croissance de la nouvelle phase -

Chaque portion du joint se propage avec une vitesse différente car la concentration n'est pas uniforme le long du joint de grain. Dans l'équation(4) le gradient de concentration  $\left( \frac{\partial C_2}{\partial x} \right)_B$  peut être remplacé par le rapport  $\frac{AC}{L}$

$$\left( \frac{\partial C_2}{\partial x} \right)_B = \frac{AC}{L} \quad (5)$$

.../.

où

AC est la différence de concentration en carbone dans la phase mère juste au niveau du joint qui avance et à une distance de ce dernier. C'est cette différence de concentration qui donne naissance à la diffusion.

L : distance effective de diffusion.

en combinant les équations (4) et (5) l'expression de  $V_B$  devient :

$$V_B = \frac{\Delta C}{(C_2 - C_1)B} \frac{D}{L} \quad (6)$$

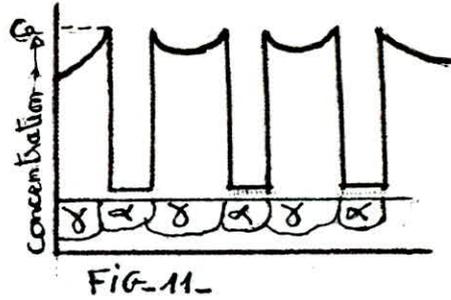
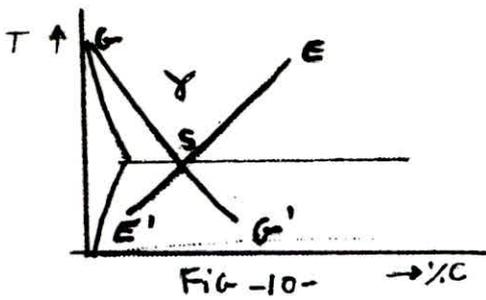
La croissance sphéroïdale d'un grain ne restera pas sphéroïdale, la fluctuation la plus légère à partir de la forme sphéroïdale *croîtra*, résultant finalement en une plaquette. Cette facilité avec laquelle les plaquettes ont tendance à croître comparée avec la croissance radicale des sphéroïdes explique l'occurrence presque universelle des structures en plaquettes dans le premier stade de la précipitation dans les solutions solides. La différence de concentration qui cause la diffusion est proportionnelle au degré de surfusion AT, la distance effective de diffusion L est inversement proportionnelle à AT, le coefficient de diffusion D est proportionnel à  $e^{-\frac{Q}{RT}}$

$$V_B \sim (AT)^2 e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (7)$$

cette vitesse est petite aux petites valeurs de surfusion dues à la petite différence de concentration qui entraîne la diffusion aux larges distances, elle est aussi petite aux grandes valeurs de surfusion à cause de la faible vitesse de diffusion aux basses températures. Une valeur de surfusion intermédiaire existe pour laquelle la vitesse est maximale.

.../.

IV - 3. Transformation perlitique dans les aciers hypoentectoïdes -



Si la température est au dessous de l'entectoïde et la concentration entre SE' et SG', les germes de ferrite et cémentite peuvent se former et croître simultanément. Dans de tels cas la cémentite et la ferrite croissent sous forme de plaques parallèles et forment la perlite.

Dans un acier hypoentectoïde la formation de la perlite est précédée par la précipitation de la ferrite excédentaire (ferrite hypoentectoïde).

3.1. Formation de la ferrite proeutectoïde -

En se formant aux joints de grains austénitiques, la ferrite rejette du carbone dans l'austénité environnante dont la concentration évolue selon la ligne GS si la température de transformation est au dessus de la température entectoïde et selon la ligne SG' si la température est au dessous de la température entectoïde.

La ferrite se forme par germination le long des joints de grains et croit rapidement le long de ces joints en les soulignant. La vitesse de croissance le long du joint et selon la direction normale à celui-ci qui épaissit le dépôt de ferrite au joint de grain dépendant toutes deux des vitesses de diffusion du carbone dans l'austénité.

.../.

### 3.2. Morphologie de la ferrite proeutectoïde -

Deux paramètres influent sur la forme des cristaux de ferrite.

- la teneur en carbone
- la vitesse de refroidissement (ou degrés de surfusion de l'austénite).

Pour une vitesse de refroidissement réduite, les cristaux de ferrite se forment aux joints de grains austénitiques, leur forme est polyédrique avec des arêtes et angles arrondis sous l'effet de tension de l'interface). Pour une vitesse plus grande les angles deviennent plus vifs. Un refroidissement énergique produit des cristaux de ferrite aciculaire. La croissance d'un cristal de ferrite dépend d'une part de la vitesse d'élimination du carbone en excès par rapport à la limite de solubilité dans la ferrite en cours de croissance. Si la vitesse d'évacuation de la chaleur dégagée et du carbone en excès est suffisante, le cristal prendra librement la forme polyédrique, les arêtes et les angles sont arrondis par la tension interfaciale. Lorsque la vitesse de refroidissement est augmentée autrement dit une plus grande quantité de chaleur doit être évacuée par unité de temps à travers l'interface ferrite-austénite, la forme de cet interface est modifiée. La croissance des pointes et des arêtes des cristaux de ferrite est favorisée parce que la chaleur peut se dégager dans de multiples directions, tandis qu'un élément de surface plane ne permet le dégagement de chaleur que perpendiculairement à lui-même. Cette remarque s'applique également à la diffusion du carbone expulsé par la ferrite dans l'austénite. La diffusion du carbone est d'autant plus difficile que la teneur initiale en carbone est plus élevée.

.../...

### 3.3. Formation de la perlite -

La perlite est nucléée par la cémentite ; les germes de cémentite apparaissent généralement dans les joints austénitiques où l'énergie interfaciale à fournir est minimum. La croissance de ces germes est sensiblement perpendiculaire aux joints. Ces germes sont grossis par diffusion du carbone provenant de l'austénite adjacente, il en résulte un appauvrissement en carbone de l'austénite entourant les lamelles de cémentite. Ce qui facilite la germination de la ferrite ; les deux phases croissent alors simultanément.

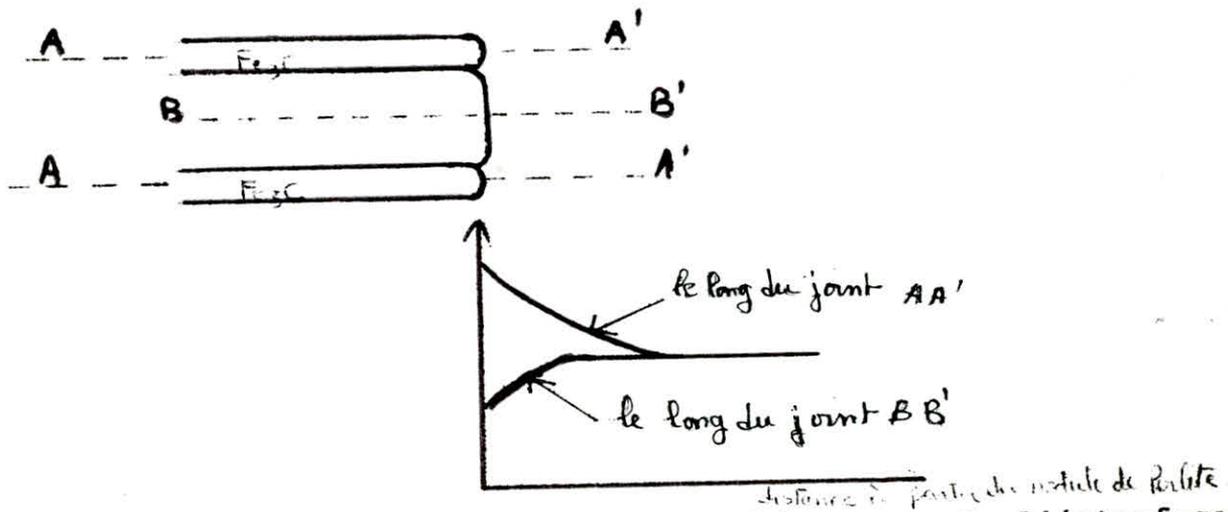


Fig. 12 teneur en carbone de l'austénite à partir de l'interface perlite-austénite.

La concentration en carbone au front de la ferrite est supérieure que celle au front de cémentite, cette différence de concentration résulte une diffusion du carbone dans l'austénite de l'interface ferrite vers l'interface cémentite comme indiqué sur la figure 12.

La structure composée de lamelles alternées de ferrite et de cémentite se nomme perlite. Dans chaque amas, toutes les lamelles de cémentite et de ferrite ont la même orientation, chaque amas provient d'un seul germe.

.../.

### 3.4. Espacement interlamellaire -

L'espacement interlamellaire décroît continuellement avec l'abaissement de température de transformation.

L'espacement interlamellaire minimum de la perlite entectoïde formée isothermiquement est calculé par des méthodes purement thermodynamiques.

Dans le calcul de  $S_0$  on cherche la condition à laquelle l'énergie libre du système sera abaissée par la croissance des modules de perlite. Cette condition est que l'énergie libre dégagée par la transformation soit suffisante pour fournir l'énergie nécessaire pour former l'interface entre la plaque de cémentite et celle de ferrite. Cette condition a été exprimée sous forme mathématique.

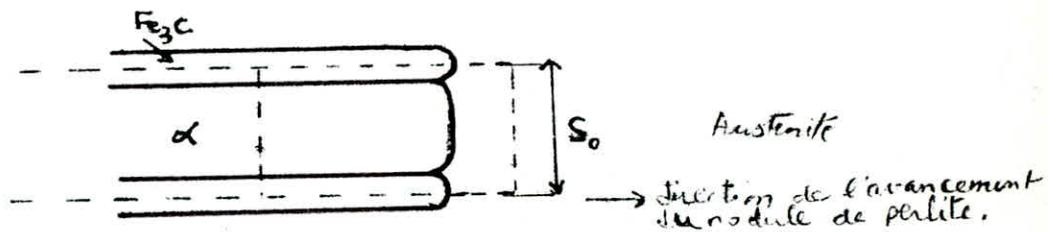


Figure 13. Illustration de l'avancement du module de perlite.

Le volume indiqué en pointillé sur la figure 13 sera considéré comme ayant une profondeur  $W$ . Quand le module de perlite avance d'une distance  $dx$  dans l'austénite, le volume transformé au dessus de la région considéré sera  $S_0 W dx$  et la masse de l'austénité transformée sera  $\rho S_0 W dx$ ;  $\rho$  est la densité de l'austénité.

L'énergie libre disponible à température  $T$  pour la formation de nouveaux interfaces sera donc :

$$\text{énergie libre disponible : } Q \frac{T_E - T}{T_E} \rho S_0 W dx \quad (8)$$

.../.

Q : chaleur de transformation par unité de masse.

L'augmentation de la surface totale de l'interface est  $2WdX$  en prenant S comme énergie de surface par unité d'aire l'augmentation d'énergie d'interface est donné par :

augmentation dans l'énergie d'interface =  $2SWdX$  (8')  
en égalant les équations (8) et (8') en obtient :

$$Q \frac{T_E - T}{T_E} S_0 = 2S \quad (9)$$

où l'espacement interlamellaire minimum est donné par la formule :

$$S_0 = \frac{2T_E S}{Q(T_E - T)} \quad (10)$$

en accord avec l'équation (10) l'espacement interlamellaire est inversement proportionnel au degré de surfusion.

EN CONCLUSION / -

L'expérience montre que la germination est hétérogène et que les germes apparaissent aux joints des grains de l'austénité. De plus la croissance de ces germes se fait longitudinalement dans la direction des axes des lamelles. L'espacement interlamellaire est caractéristique de la température.

Lorsque l'espacement interlamellaire est fixé, les conditions de cette diffusion ne changent plus, car la distance que les atomes ont à franchir et les compositions des phases restent les mêmes.

.../.

II ARTIE

EXPERIMENTALE

C H A P I T R E - V -

- L'acier de nuance XC 65 dont la composition chimique est donnée ci-dessous, a été transformé isothermiquement sur toute une gamme de températures pour donner une structure ferrito-perlitique.
- Les espacements interlamellaires ont été mesurés et l'on a observé que ces derniers décroissent à mesure que la température de transformation isotherme diminue.
- La taille des modules de perlite et le taux de ferrite proeutectoïde diminuent avec la température de transformation.
- La dureté de la perlite est inversement proportionnel à la distance interlamellaire.

V.1 - PROCEDURE EXPERIMENTALE

Composition chimique de l'alliage :

0,60 % C ; 0,75 % Mn ; 0,03 % Si ; 0,02 % P ; 0,02 % ;

A partir d'une barre d'acier de section ronde, de 3 cm de diamètre sont prélevés des échantillons de forme cubique dont le côté mesure 1 cm, dimensions qui éliminent l'influence des couches superficielles décarbures.

- Les échantillons sont austénitisés à 900 ° C pendant 15 minutes dans une atmosphère d'azote avant transformation isotherme dans un autre pour maintenir à la température de transformation.

Les durées de maintien sont déterminées à partir du diagramme T.T.T. et sont choisies de manière à ce que la transformation ferrito-perlitique soit complète.

Ces échantillons sont ensuite trempés dans l'eau afin de figer la structure.

Le tableau I montre les différents traitements effectués

Température d'austénitisation	900° C 15 mn.	900° C 15 mn.	900° C 15 mn	900° C 15 mn	900 ° C 15 mn	900° C 15 mn
Température de transformation isotherme	680 °C	650 ° C	600° C	550° C	500° C	450° C
Temps de maintien	1 H 30'	1 H	45 mn	30 mn	30 mn	30 mn

Tableau I : Différents traitements thermiques.

Après préparation de la surface (polissage), les échantillons ont été **attaqués** au nital (4 % d'acide Nitrique dans l'alcool) et ont subi un examen métallographique aux microscopes optique et électronique à balayage dans le but :

- d'une observation métallographique
- de mesurer les distances interlamellaires de perlite
- de calculer le nombre et les dimensions des nodules de perlite.
- de mesurer la taille des grains de ferrite proeutectoïde.

## V. 2. MICROSCOPE ELECTRONIQUE

Le pouvoir séparateur d'un microscope est égal à  $\frac{1,22 \lambda}{2 n \sin \alpha}$  ;  $\lambda$  étant la longueur d'onde utilisée et  $n \sin \alpha$  l'ouverture numérique. Pour augmenter ce pouvoir séparateur, il faut diminuer  $\lambda$  ou augmenter  $n \sin \alpha$ . En microscopie optique à immersion, si  $n = 1,9$  ;  $2 \alpha = 148^\circ$  et  $\lambda = 4000 \text{ \AA}$ , le pouvoir séparateur est de  $1500 \text{ \AA}^{-1}$  soit  $0,5 \mu$ .

Le microscope électronique permet d'augmenter le pouvoir séparateur en utilisant l'onde associée au faisceau corpusculaire homocinétique produit par des électrons accélérés dans un champ électrique de longueur d'onde :

$$\lambda = \frac{h}{mv}$$

où :

$h$  : étant la constante de Planck

$m$  : la masse de l'électron

$v$  : sa vitesse.

La valeur  $\lambda$  varie avec la tension appliquée ;  
pour une tension de 50.000 v, elle est de  $0,55 \text{ \AA}$ .

- Le pouvoir séparateur est limité cependant par la faible valeur de l'ouverture du microscope imposée par les aberrations des lentilles électroniques. Il peut atteindre actuellement 5 et même  $3 \text{ \AA}$ . Cette faible ouverture donne au microscope électronique une grande profondeur de champ.

.../...

## 2.1. MICROSCOPE A BALAYAGE :

Le faisceau d'électrons est accéléré et focalisé sur un échantillon ; ces électrons peuvent subir plusieurs types d'interactions à la suite desquelles des électrons et des photons sont émis.

La détection de ces électrons est mise à profit pour former l'image qui est reconstituée point par point sur l'écran d'un oscilloscope cathodique tandis que l'objet est balayé en synchronisme par une fine sonde électronique.

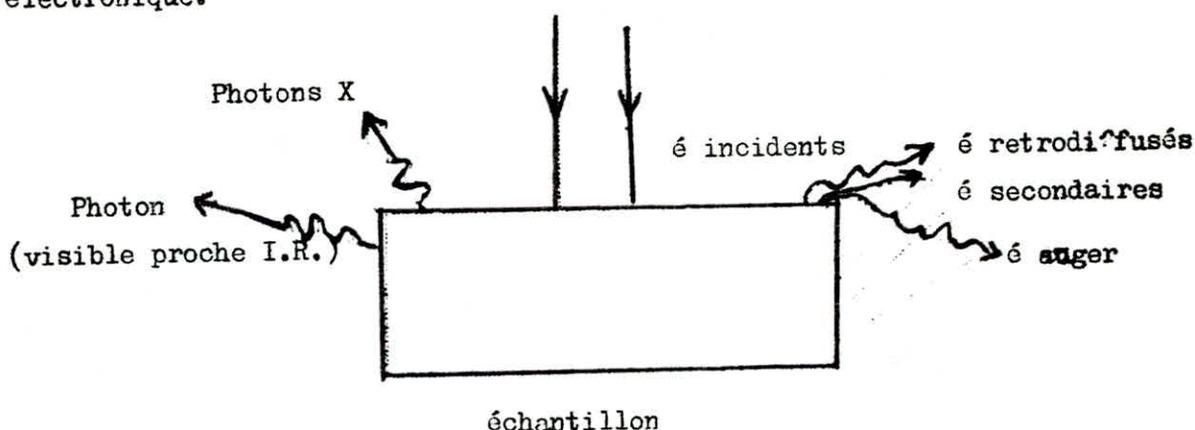


Fig 1 : Schéma des signaux provoqués par les interactions électron-matière

### 2.1.1. EMISSION ELECTRONIQUE

On distingue 2 catégories d'émission électronique :

La rétrodiffusion et l'émission électronique secondaire un autre signal, conséquence de ces émissions peut aussi être utilisé : le courant échantillon.

..../...

### 2.1.2. LA RETRODIFFUSION

Les électrons rétrodiffusés sont des électrons incidents qui s'échappent de la cible à la suite de collisions avec les noyaux. Leur énergie est voisine de l'énergie des électrons incidents car la perte d'énergie dans la diffusion élastique est faible.

### 2.1.3. EMISSION ELECTRONIQUE SECONDAIRE

Un électron secondaire est un électron émis par la cible et dont l'énergie est inférieure à 50 V. Cette limite étant arbitraire. Les électrons secondaires sont la conséquence de la diffusion inélastique d'électrons incidents et retrodiffusés avec les couches périphériques électroniques des atomes de la Cible.

### 2.1.4. LE COURANT ECHANTILLON

La somme des courants correspondants à l'émission électronique secondaire et à la retrodiffusion n'est pas égale au courant du faisceau incident. Il faut donc qu'un courant découle de l'échantillon vers la masse pour éviter l'accumulation de charges :

C'est le courant échantillon.

Les principales caractéristiques du microscope électronique à balayage sont :

- Une résolution pouvant atteindre 100 Å°
- Un agrandissement pouvant atteindre 80.000
- Une très grande profondeur de champ permettant d'avoir une vision tridimensionnelle des objets observés.

.../...

## 2.2. PRINCIPE DE BASE

Dans une colonne qui fonctionne sous un vide secondaire de l'ordre de  $10^{-5}$  torr, un ensemble d'optique électronique constitué d'un canon à électrons porté à un potentiel négatif (-10 ; - 50 Kv), d'une anode à la masse et d'un système de lentilles électromagnétiques produit un faisceau électronique très fin de l'ordre de 10 um de diamètre qui sert à bombarder l'échantillon à étudier et qui peut le balayer grâce à un système de balayage perfectionné. Sous l'effet de cette onde électronique l'échantillon émet diverses particules de rayonnement qui sont transformés en signal électrique servant à moduler l'intensité du faisceau d'un tube cathodique d'oscilloscope (ou tube de télévision), à balayage synchrone avec celui de l'échantillon. (voir fig 2).

### 2.2.1. DIFFERENTS MODES DE FONCTIONNEMENT ET FORMATION DE L'IMAGE

Lors de l'interaction électron - échantillon (fig 1) divers rayonnements sont émis en transportant des informations sur l'objet dont ils sont issus.

A Chaque rayonnement correspond un modèle de fonctionnement et la fabrication d'une image. 90 % de l'utilisation du microscope électronique à balayage fait appel aux électrons secondaires, 9 % aux électrons retrodif-fusés et 1 % au courant de l'échantillon. Le principal mode de fonctionnement du microscope électronique à balayage est par réflexion ; en utilisant essentiellement des électrons secondaires et des électrons retrodif-fusés. Si l'échantillon est suffisamment mince, il peut fonctionner également en transmission par utilisation des électrons transmis et d'un système adéquat.

.../....

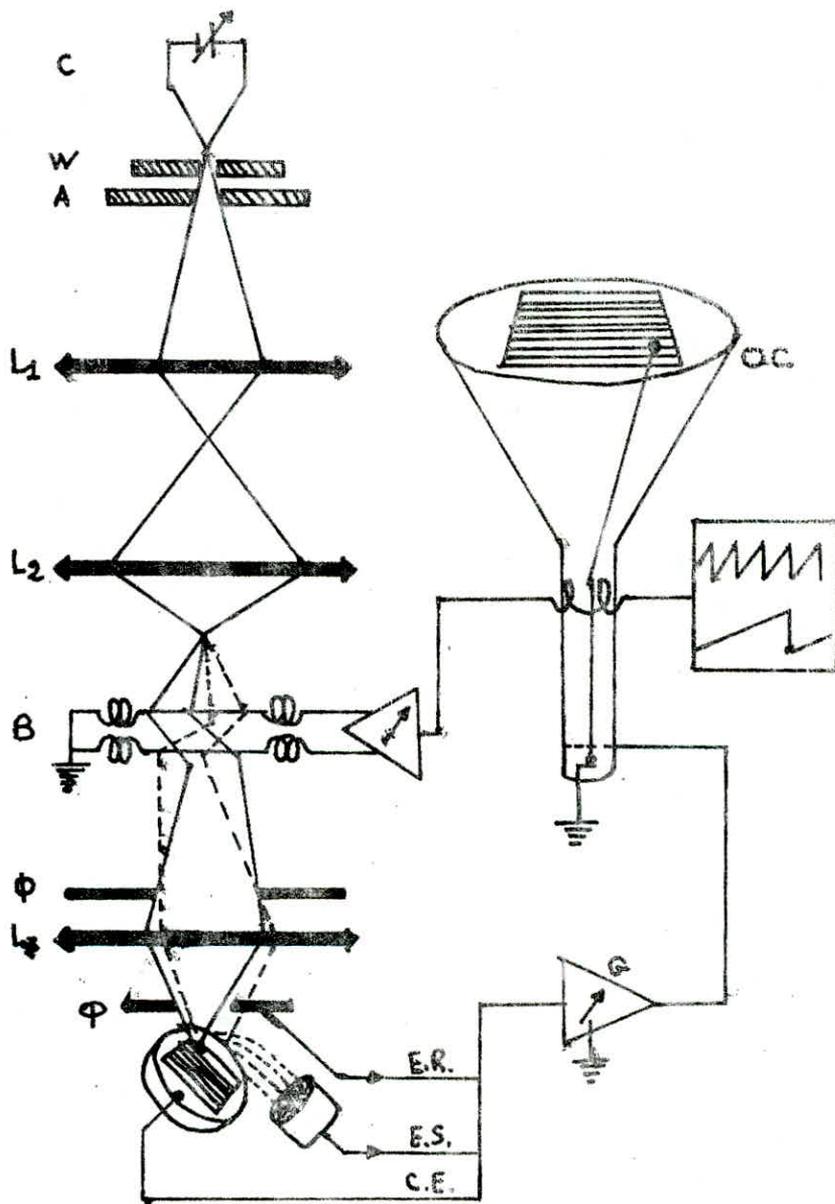


Fig-2. Schéma d'un microscope électronique à balayage

V.3 - RESULTATS ET INTERPRETATIONS :

3.1. OBSERVATIONS MICROGRAPHIQUE AU MICROSCOPE OPTIQUE

3.1.1. MORPHOLOGIE DE LA PERLITE

Les microstructures des échantillons transformés isothermiquement ont été examinées au microscope optique dont le grossissement peut atteindre 3.000. La structure observée présente des zones considérable de perlite lamellaire avec une fraction en volume de ferrite proeutectoïde qui diminue en quantité avec la température et transformation jusqu'à obtenir une structure presque complètement perlitique où la ferrite proeutectoïde ne subsiste que sous forme de fins liserés sur les anciens joints de grains de l'austénite. Il en est ainsi du fait qu'à température eutectoïde (point d'équilibre A 1), la quantité de ferrite dans un acier hypoeutectoïde est définie par le rapport  $\frac{as}{Ps}$  (fig 3). Lorsque la surfusion se poursuit jusqu'à T 1, la quantité de ferrite est plus petite et le rapport qui l'a donné s'écrit  $\frac{bc}{dc}$ . A la température T2, la quantité de ferrite en excès est nulle

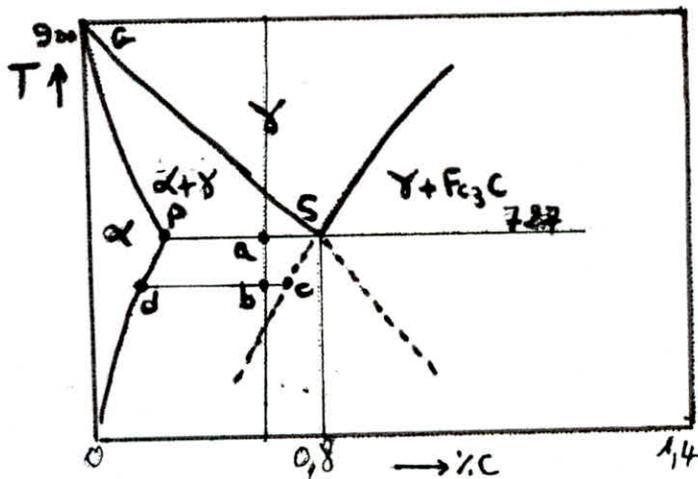


FIG.3- Diagramme d'équilibre Fe - Fe<sub>3</sub>C.

Lorsque la température baisse, la perlite tend à se développer en éventail que sorte que l'interface perlite-austénite est plus entendu (micrographie).

### 3.1.2. Espacement interlamellaire -

L'espacement interlamellaire de la perlite formée isothermiquement est déterminé à partir de la courbe de distribution avec des valeurs statistiques distribuées autour d'une certaine valeur et c'est cette valeur qui caractérise l'espacement interlamellaire de la perlite. Pour chaque température de transformation, la courbe de courbe de distribution a été tracée à partir de 50 mesures de  $\rho$  prises sur 50 plages différentes. Ces mesures ont été effectuées à l'aide d'un micromètre et avec un grossissement de 1600 (Fig. 4 à 9).

L'espacement interlamellaire de la perlite dépend de sa vitesse de croissance donc uniquement de la température de réaction C'est pourquoi la disposition en lamelles, très nettes à hautes températures, devient de moins en moins discernable au microscope optique lorsque la température de transformation décroît.

La (Fig. 10) montre que l'espacement interlamellaire de la perlite décroît à mesure que la température de transformation isotherme diminue.

3.2 - Examen de la perlite au microscope électronique aux basses températures de transformation la structure perlitique devient tellement fine qu'elle ne peut être résolue au microscope optique. C'est pourquoi on fait appel à la microscopie électronique associée à la diffraction électronique et à la microanalyse par spectroscopie X pour la résolution et mesures des distances interlamellaires des perlites fines.

.../.

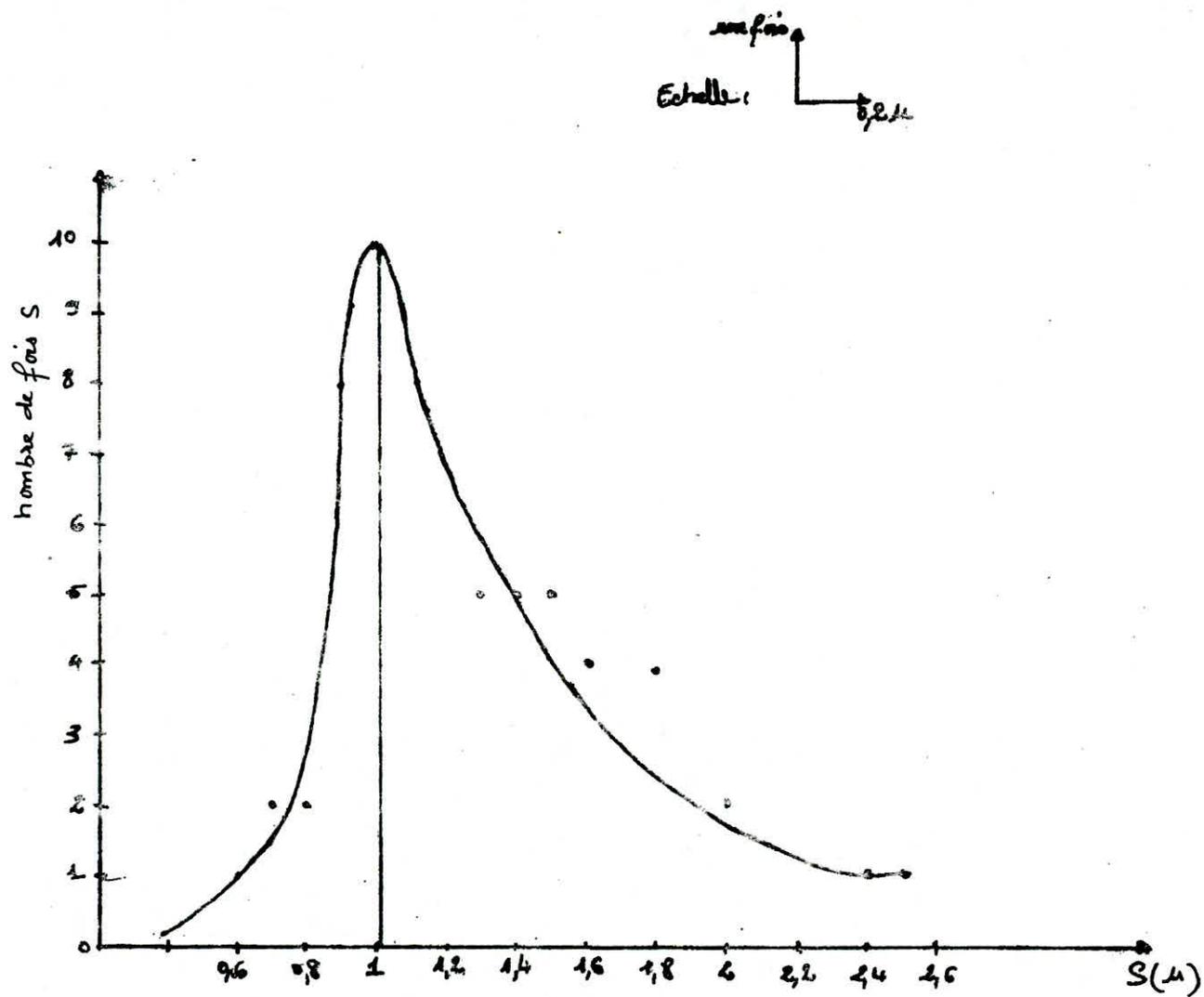
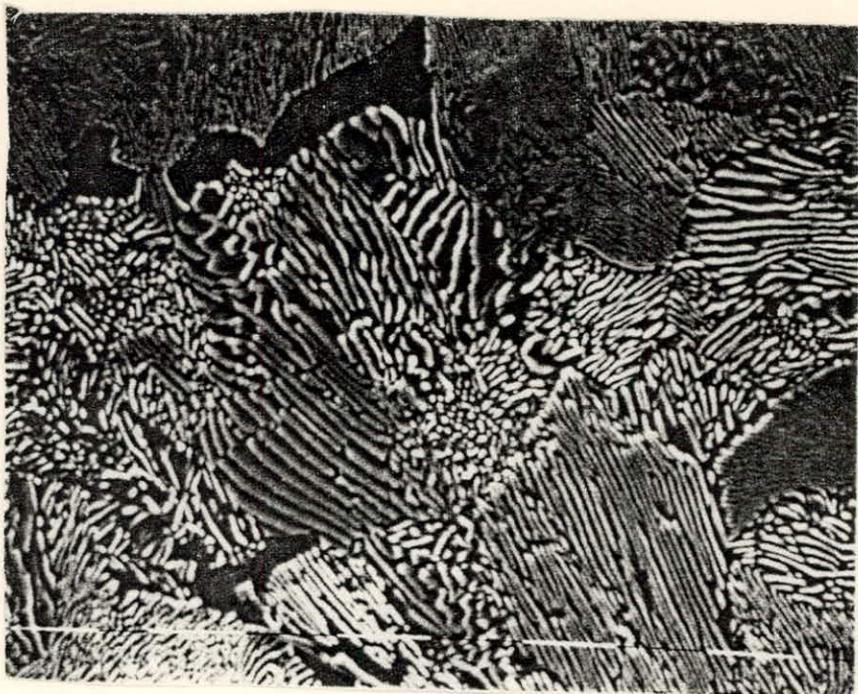


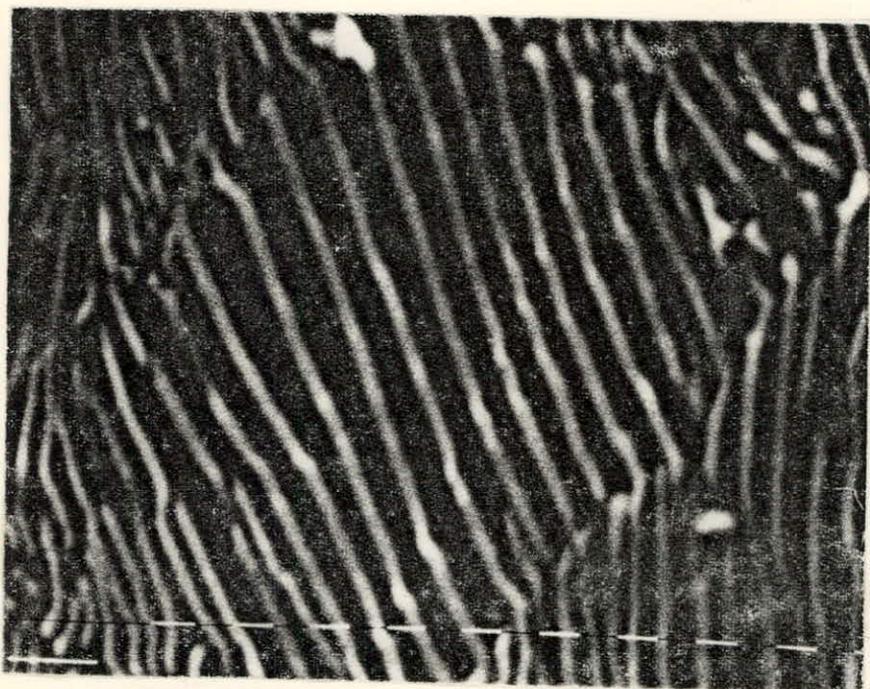
Fig-4- courbe de Gauss, Température de transformation 680°C.

$$S = 1 \mu.$$



Structure de la perlite formée à 680°C

Gx 1250



Structure de la perlite formée à 680°C Gx 5000

Espacement interlamellaire  $S = 1,1 \mu$ .

une fois  
Echelle: 0,2 μ

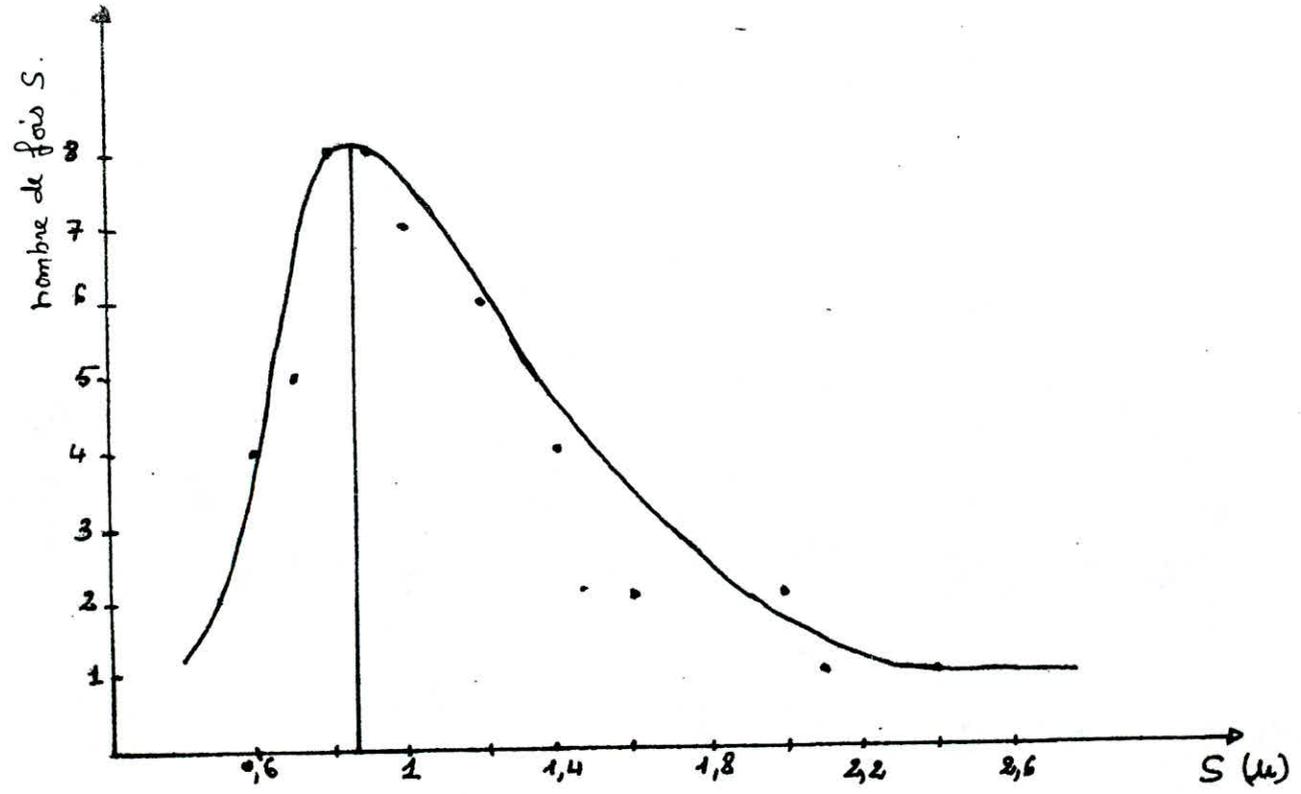
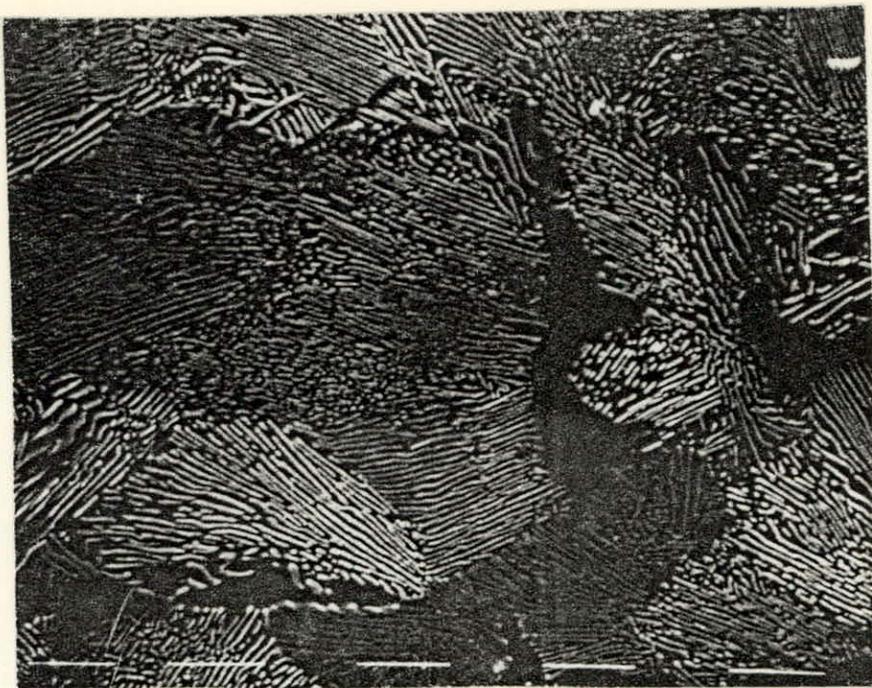


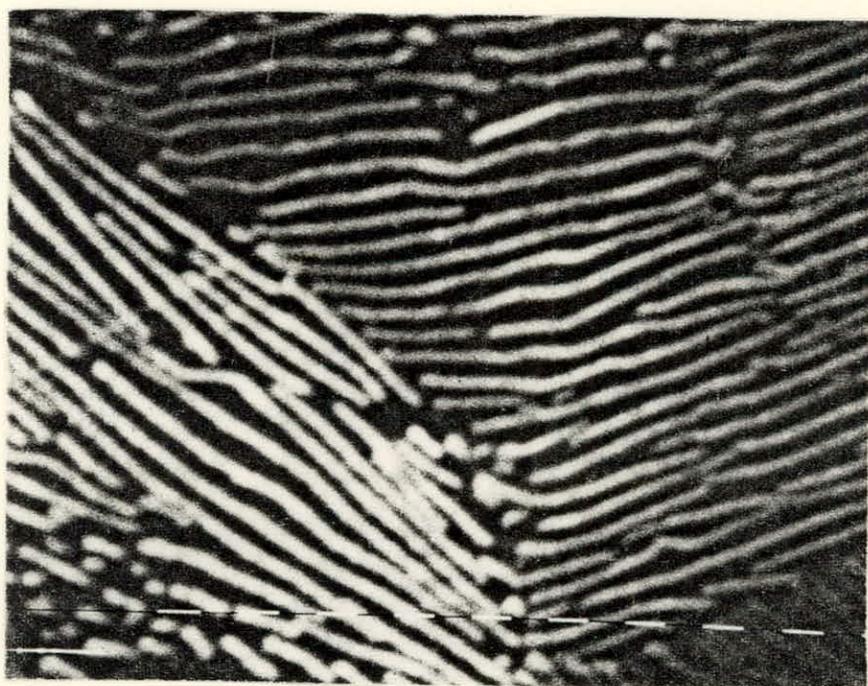
FIG. 5. courbe de Gauss, température de transformation 650°

$$S = 0,86 \mu.$$



Structure de la perlite formée à  $650^{\circ}\text{C}$

G x 1250



Structure de la perlite formée à  $650^{\circ}\text{C}$  Gx5000

Espacement interlamellaire  $S = 0,82 \mu$ .

une fois  
Echelle:  $0,2\mu$

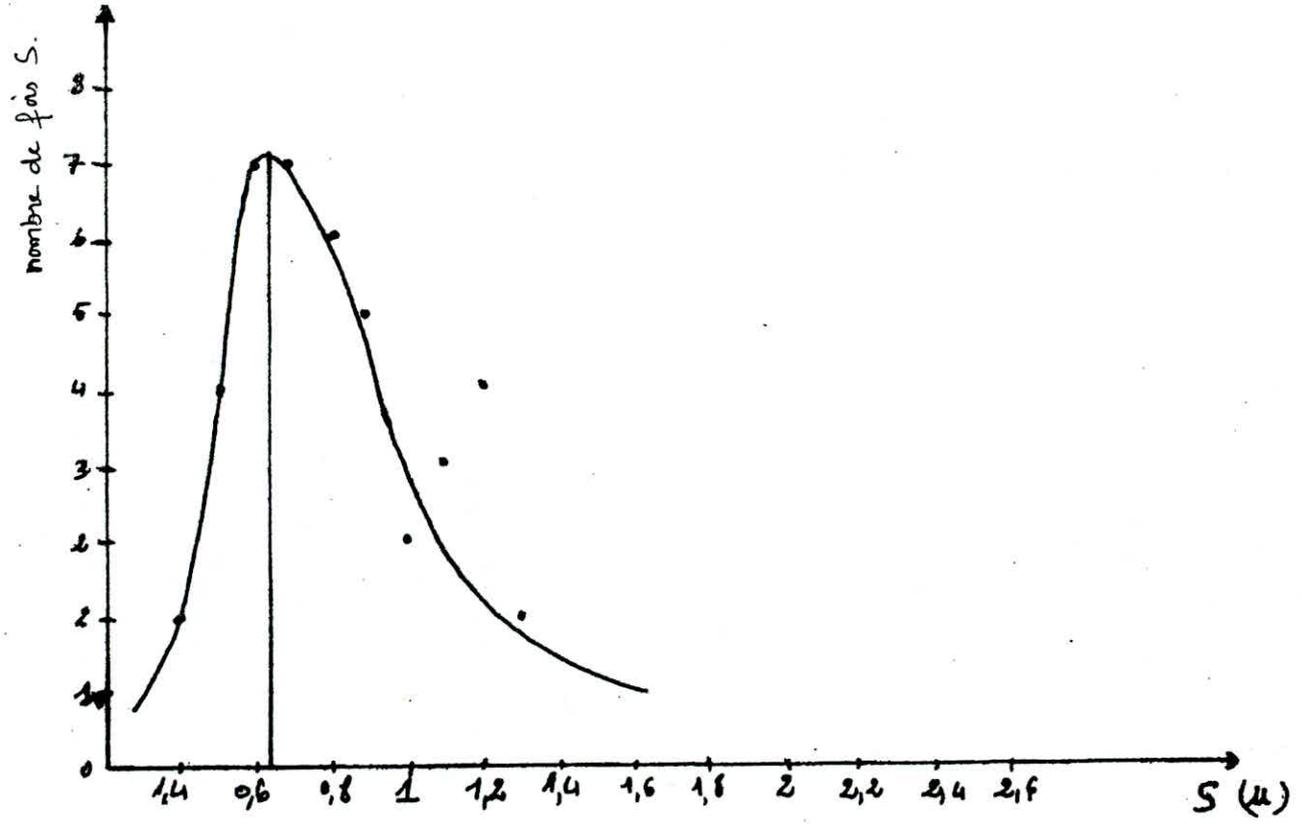
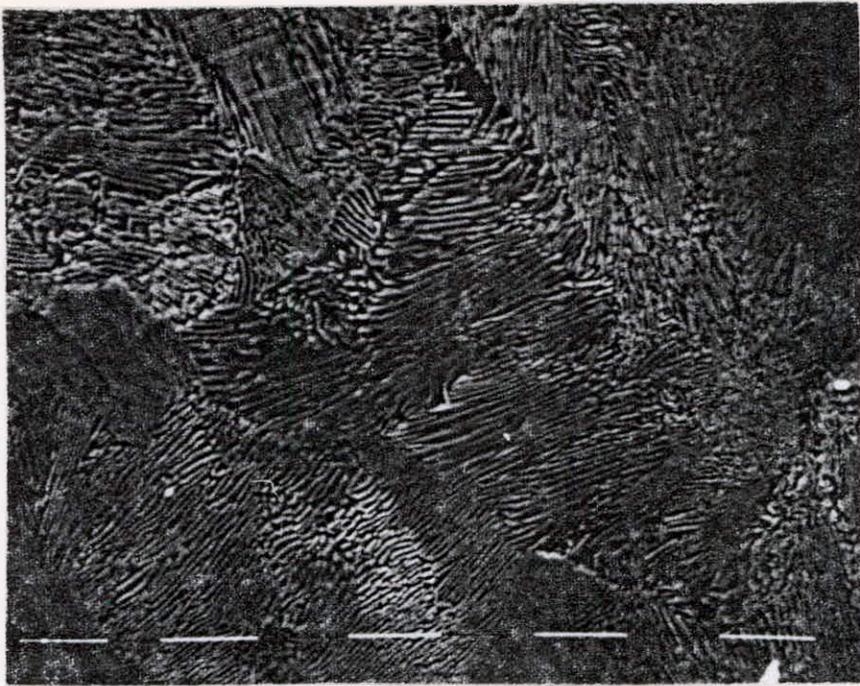
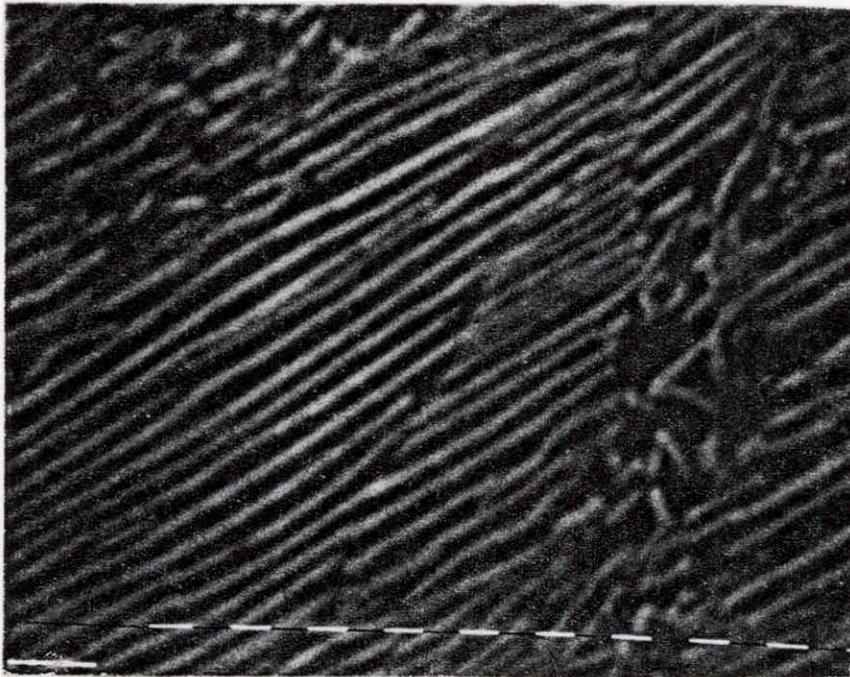


FIG-6- courbe de Gauss, température de transformation 600°C.

$S = 0,65\mu.$



Structure de la perlite formé à 600°C  
Gx1250



Structure de la perlite formé à 600°C Gx5000  
Espacement interlamellaire  $S = 0,65 \mu$ .

échelle  
0,2 μ

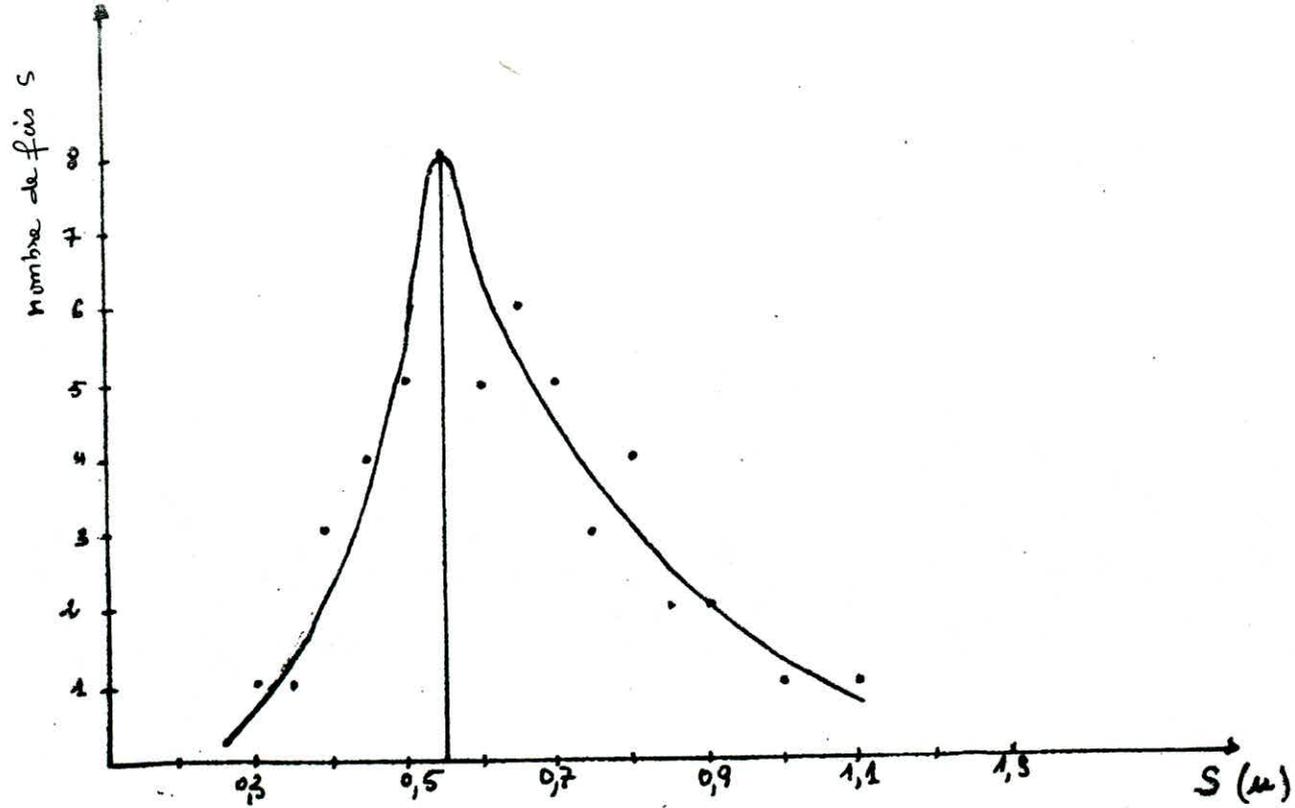
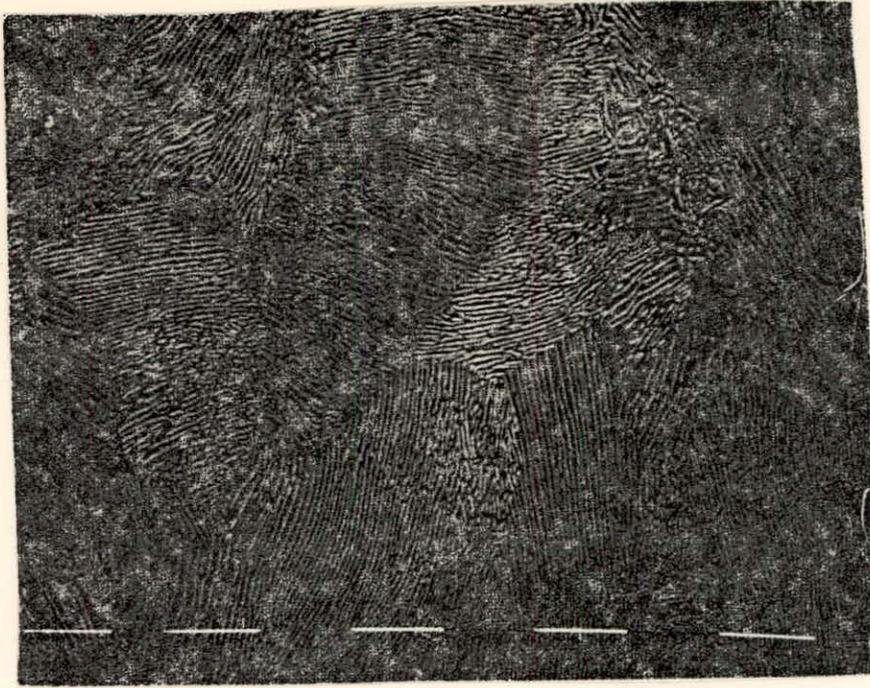


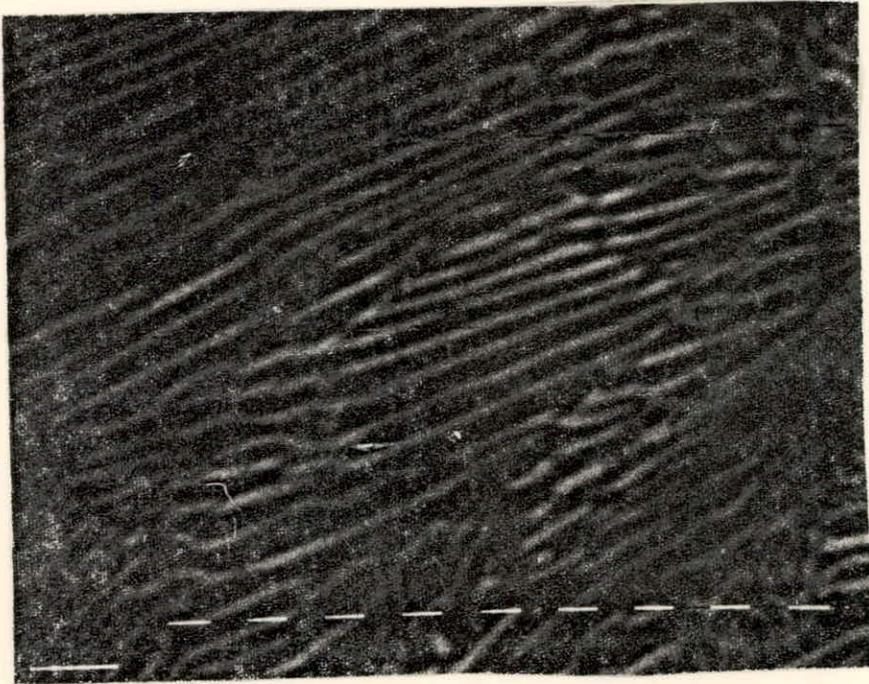
FIG-7- courbe de Gauss, température de transformation 550°C  
S = 0,55 μ.





Structure de la perlite formée à 550°C.

Gx 1250



Structure de la perlite formée à 550°C Gx 5000

Espacement interlamellaire  $S = 0,55 \mu$ .

une fois  
Echelle:  $\frac{1}{2.4}$

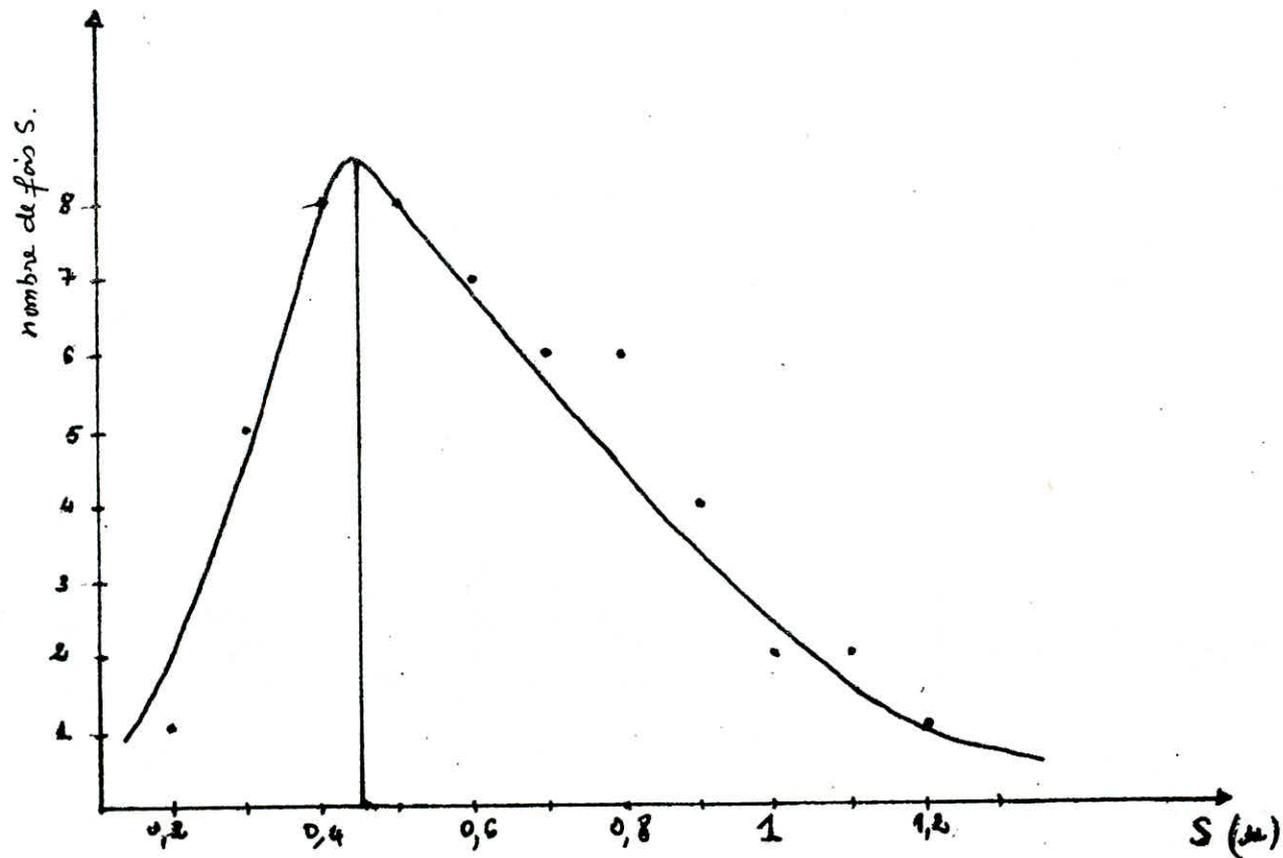
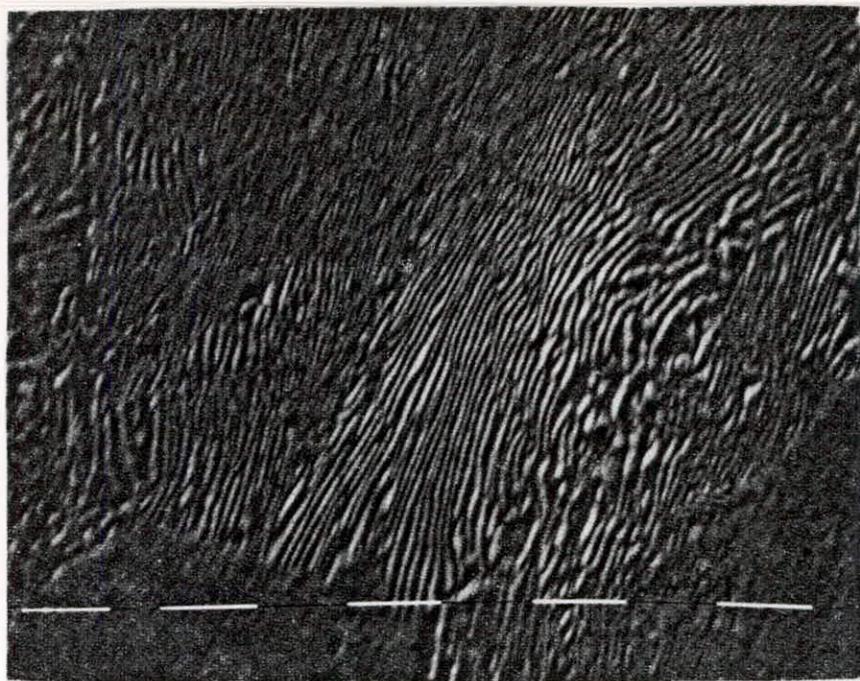


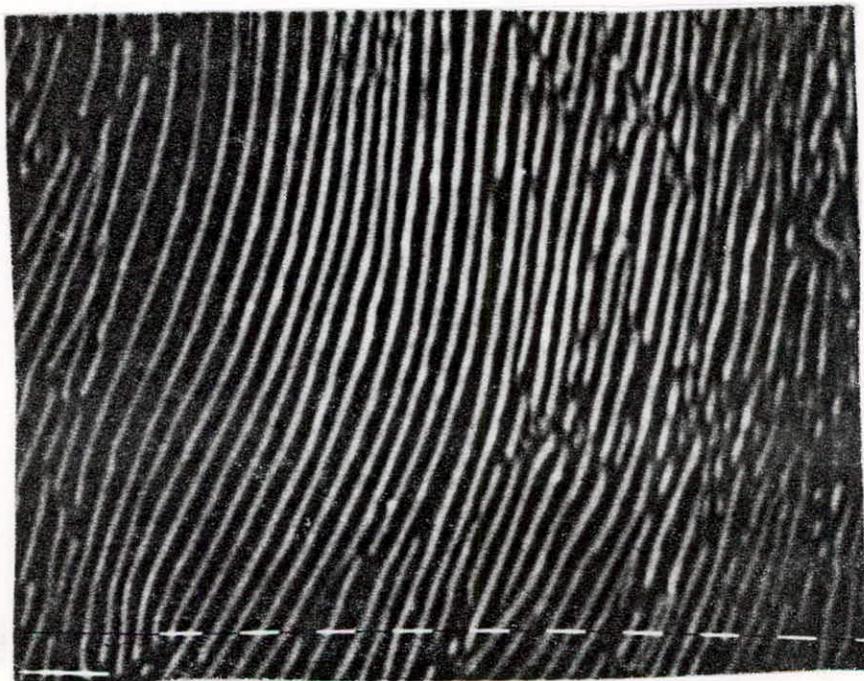
Fig. - 8. Courbe de Gauss, Température de transformation 500°C

$$S = 0,45 \mu.$$



Structure de la perlite formé à 500°C

G x 1250



Structure de la perlite formé à 500°C G x 5000

Espacement interlamellaire  $S = 0,5 \mu$ .

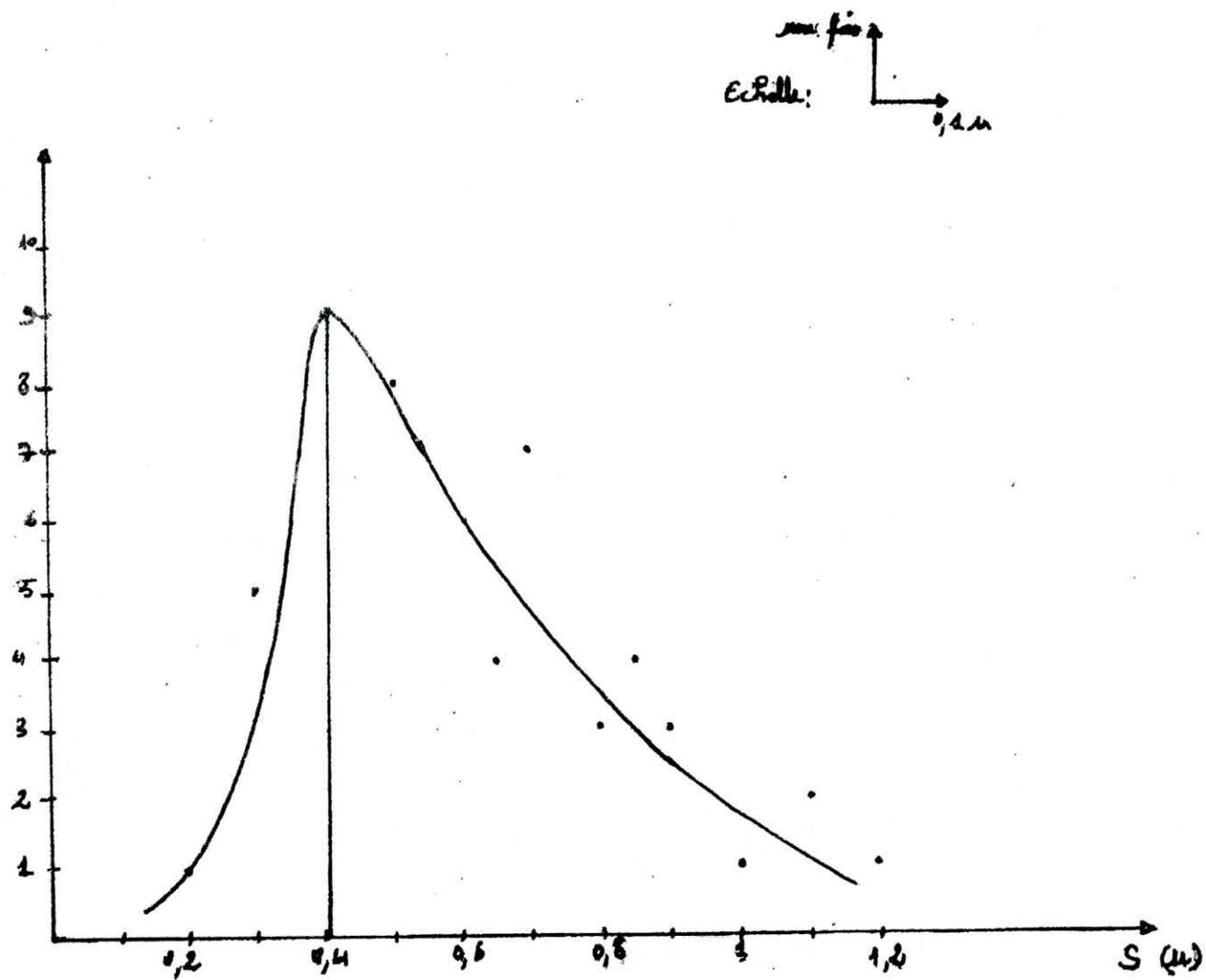
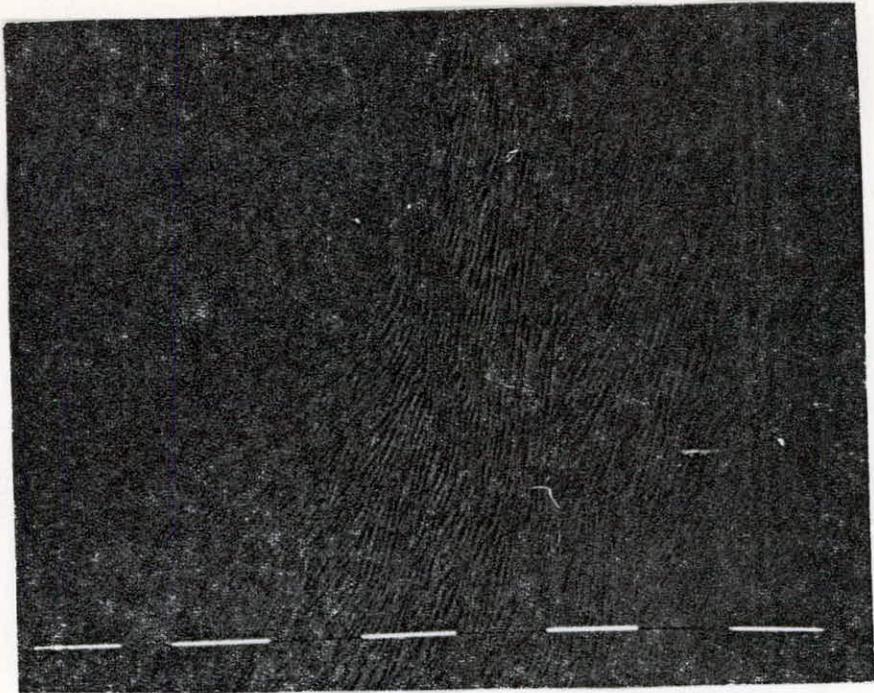


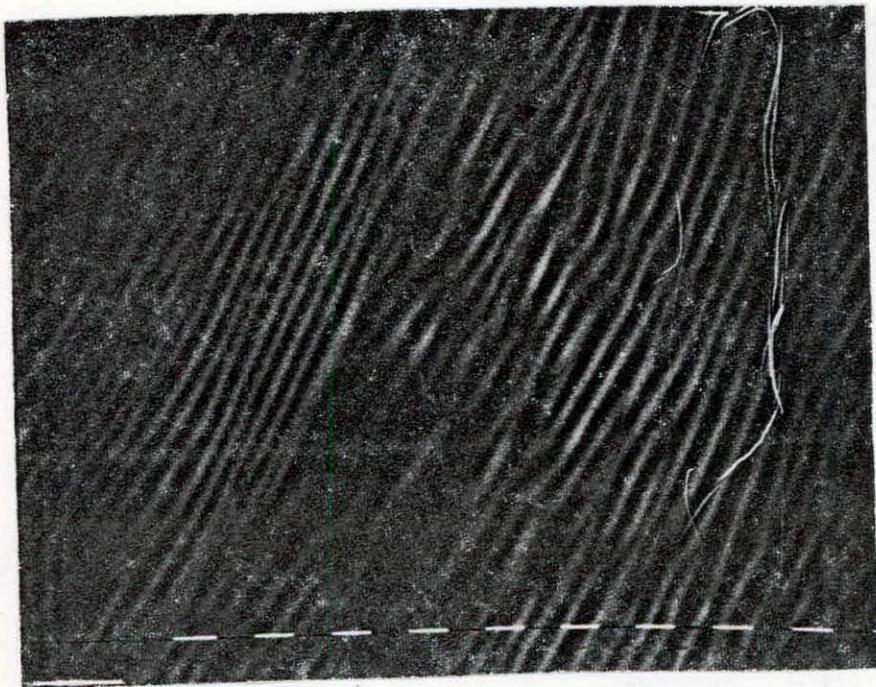
FIG-9- Courbe de Gauss, température de transformation 450°C.

$$S = 0,4 \mu.$$



Structure de la perlite formée à 450°C

Gx1250



Structure de la perlite formée à 450°C Gx5000

Espacement inter lamellaire  $S = 0,48 \mu$ .

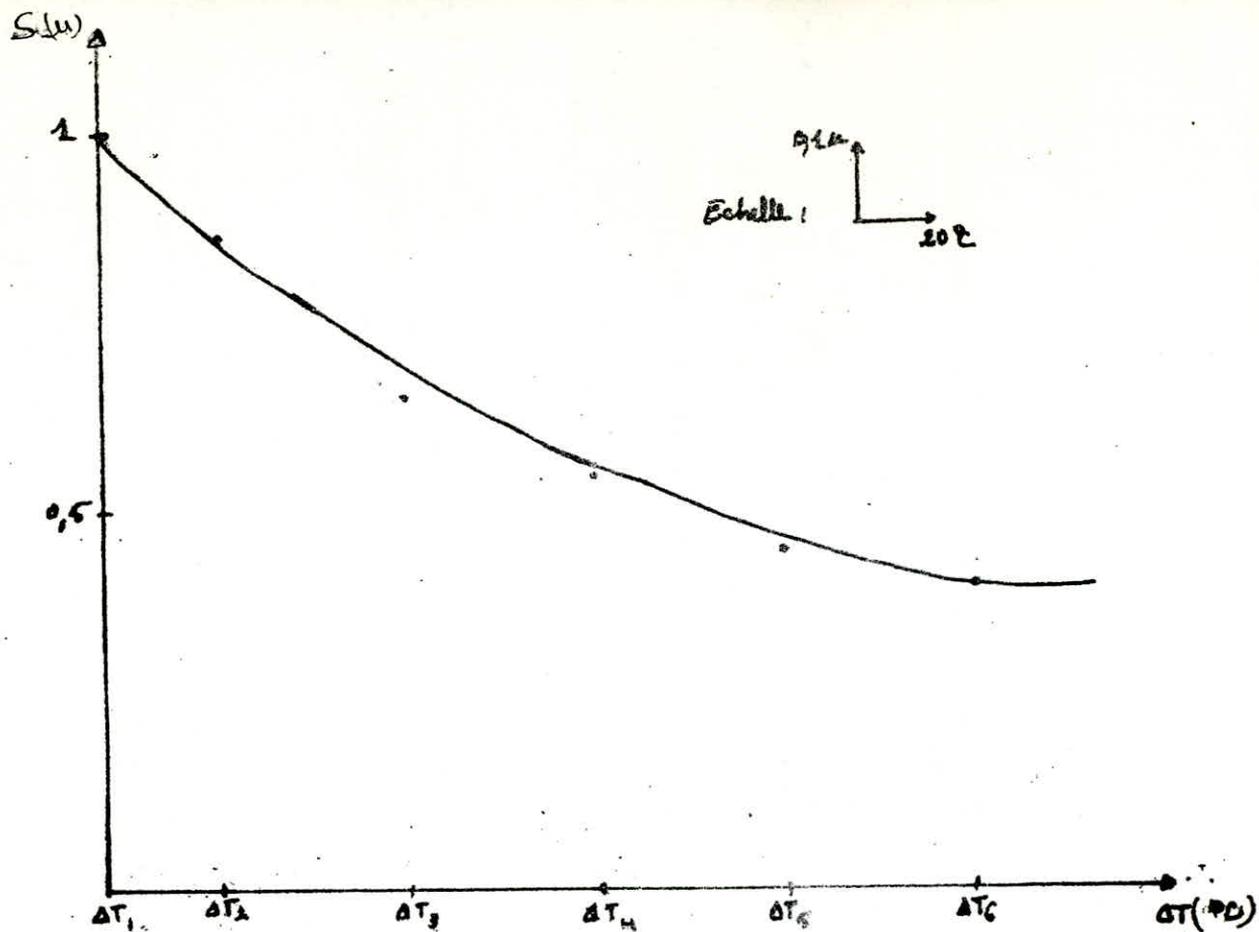


FIG-10 Espacement interlamellaire en fonction du degré de diffusion.

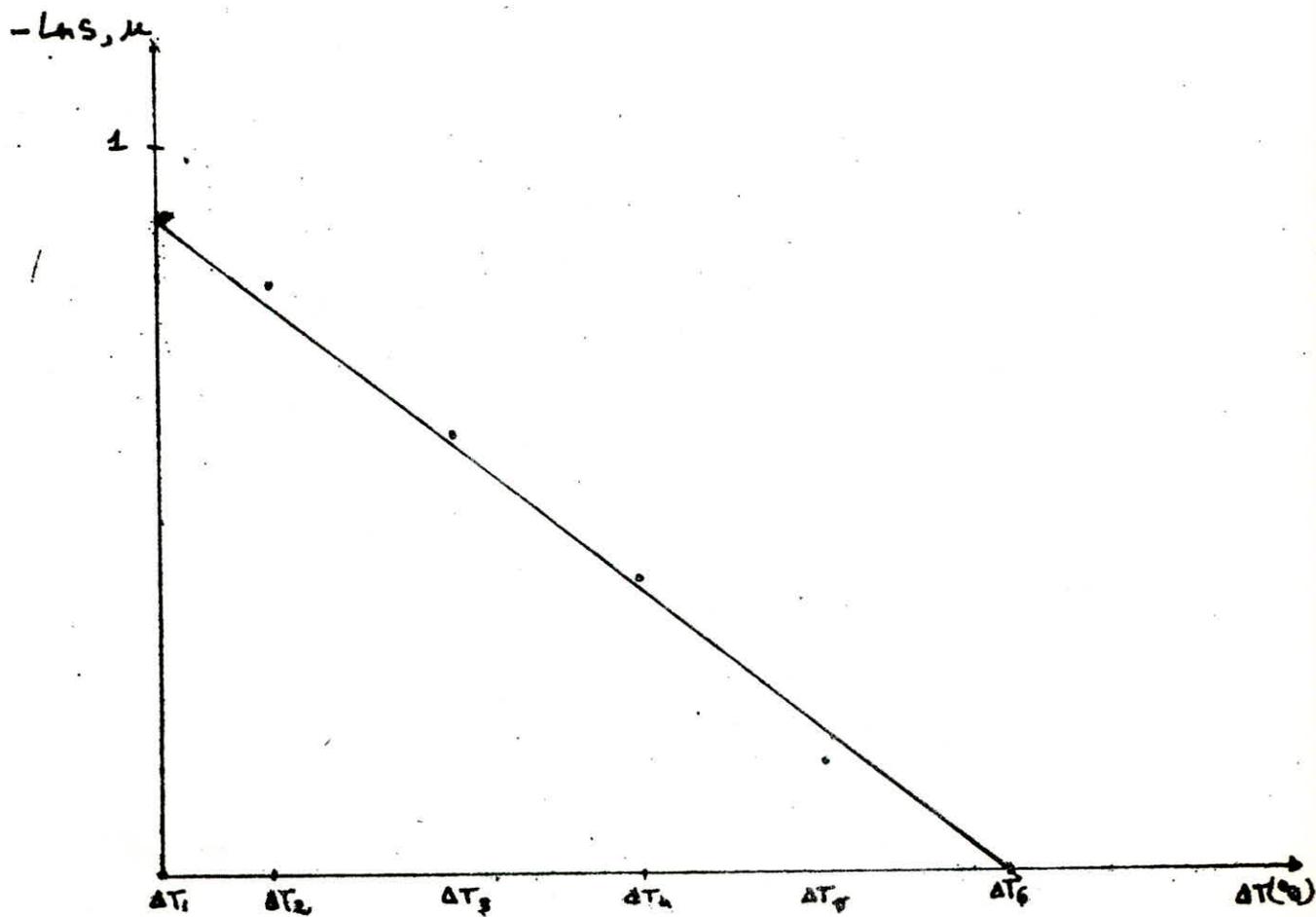


FIG-11  $-\ln S$  en fonction du degré de diffusion.

3.2.1 - Description et interprétation de l'aspect des lamelles -

L'épaisseur des lamelles devrait être pourtant la même dans un échantillon d'acier homogène qui a subi une transformation isotherme. Ceci ne semble pas vérifié en première vue parce que, dans un échantillon métallographique, les différents amas sont sectionnés suivant des angles variables, d'où la nécessité d'en tenir compte de l'inclinaison de la colonie de perlite par rapport au faisceau d'élection du microscope. La fig. 12 permet de comprendre les conséquences qu'entraîne l'inclinaison des lamelles par rapport au faisceau d'élections.

Lorsqu'une lamelle de cémentite est oblique par rapport à la direction du faisceau d'élections, elle apparaît épaisse et l'interdistance des lamelles est diminuée.

Si le faisceau est parallèle aux lamelles de cémentite, on observerait l'épaisseur vraie de ces lamelles et également leur véritable écartement.

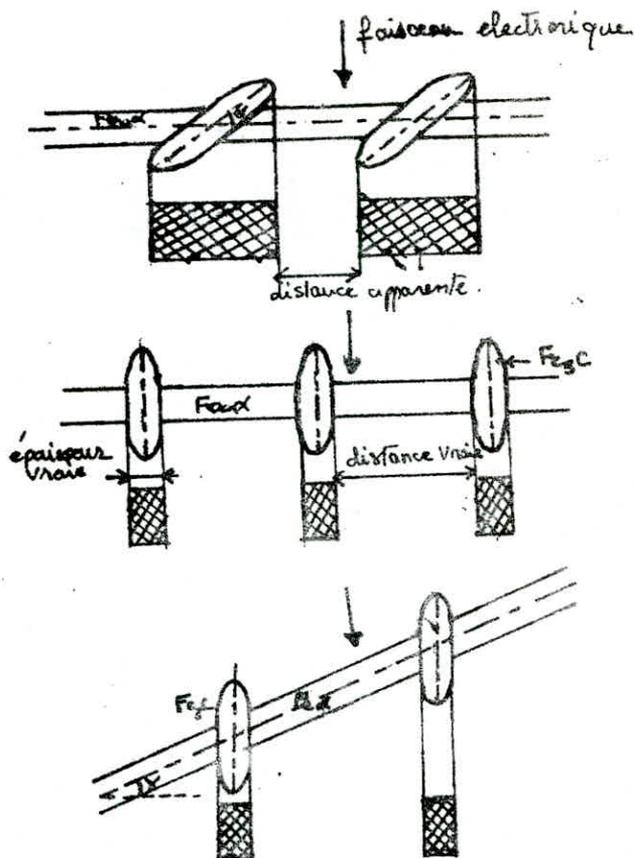


FIG. 11. coupes schématiques d'une lame de perlite et aspects micrographiques correspondants

- a) coupe quelconque
- b) coupe orthogonale

c) orientation de la lame par rapport au faisceau pour connaître les mesures vraies de l'épaisseur des lamelles de cémentite et de leur interdistance.

3.3. NUMBRE ET DIMENSIONS DES NODULES DE PERLITE

IMAGES TYPES NF A04 - 102

Valeurs des indices de grosseur de grain G	Nombre de grain par mm <sup>2</sup>		Diamètre moyen d'1 gram en mm	Avie moyenne d'1 grain en mm <sup>2</sup>
	Valeur nominale	Valeur limites de exclu inclu		
H	128	96 192	0,0885	0,00781
5	256	192 384	0,0625	0,00390
6	512	384 768	0,0442	0,00195
7	1024	768 1536	0,0312	0,00098
8	2048	1536 3076	0,0221	0,00049

TABLEAU II : INDICES DES IMAGES TYPES NFA04 - 102

Mesure de la grosseur du grain à partir des images types NFA04-102

Température de transformation isotherme	680° C	650° C	600° C	550° C	500° C	450° C
Valeur des indices de grosseur de grain G	4 - 5	5 - 6	6	6 - 7	7	8

TABLEAU III : GROSSEUR DU GRAIN.

Les tableaux II et III montrent que le nombre de nodules de perlite augmente. En effet, pour des raisons déjà exposées, le nombre de germes formés par unité de temps et de surface (vitesse de germination) augmente avec le défaut d'équilibre c'est à dire avec la différence entre la température de l'échantillon et la température de l'entectoïde.

.../...

3.4. MESURE DE LA GROSSEUR DU GRAIN FERRITIQUE

Température de transformation	680° C	650° C	600° C	550° C	500° C	450° C
Diamètre moyen des grains de ferrite Pro-ectectoïde	26, 1u	23, 6u	20, 8u	15, 5 u	13 u	9, 3 u

TABLEAU IV : DIAMETRE MOYEN DES GRAINS DE FERRITE PROECTECTOÏDE

La réaction proectectoïde est régie par la diffusion. Des zones ferritiques observables ne peuvent exister que si du carbone s'en est échappé par diffusion ; la rapidité de ce mécanisme est fonction de la température. Il en résulte que, plus le degré de sur fusion est élevé, plus la taille des zones de ferrite proectectoïde est réduite.

V.4. CARACTERISTIQUES MACANIQUES

La seule propriété mécanique étudiée est la dureté (micro dureté VICKERS).

Les résultats sont rassemblés dans le tableau V -(cidessous)

Distance interlamellaire de la perlite (um)	1	0,86	0,65	0,55	0,45	0,4
Microdureté Vickers (H.V.)	248	268	274	285	290	300

La dureté est proportionnelle à l'étendue de l'interface ferrite Cémentite. C'est pourquoi une dispersion accrue de la structure c'est à dire la baisse de température de la décomposition augmente la dureté.

La variation de la dureté en fonction de la distance interlamellaire est représentée sur la fig 13.

.../...

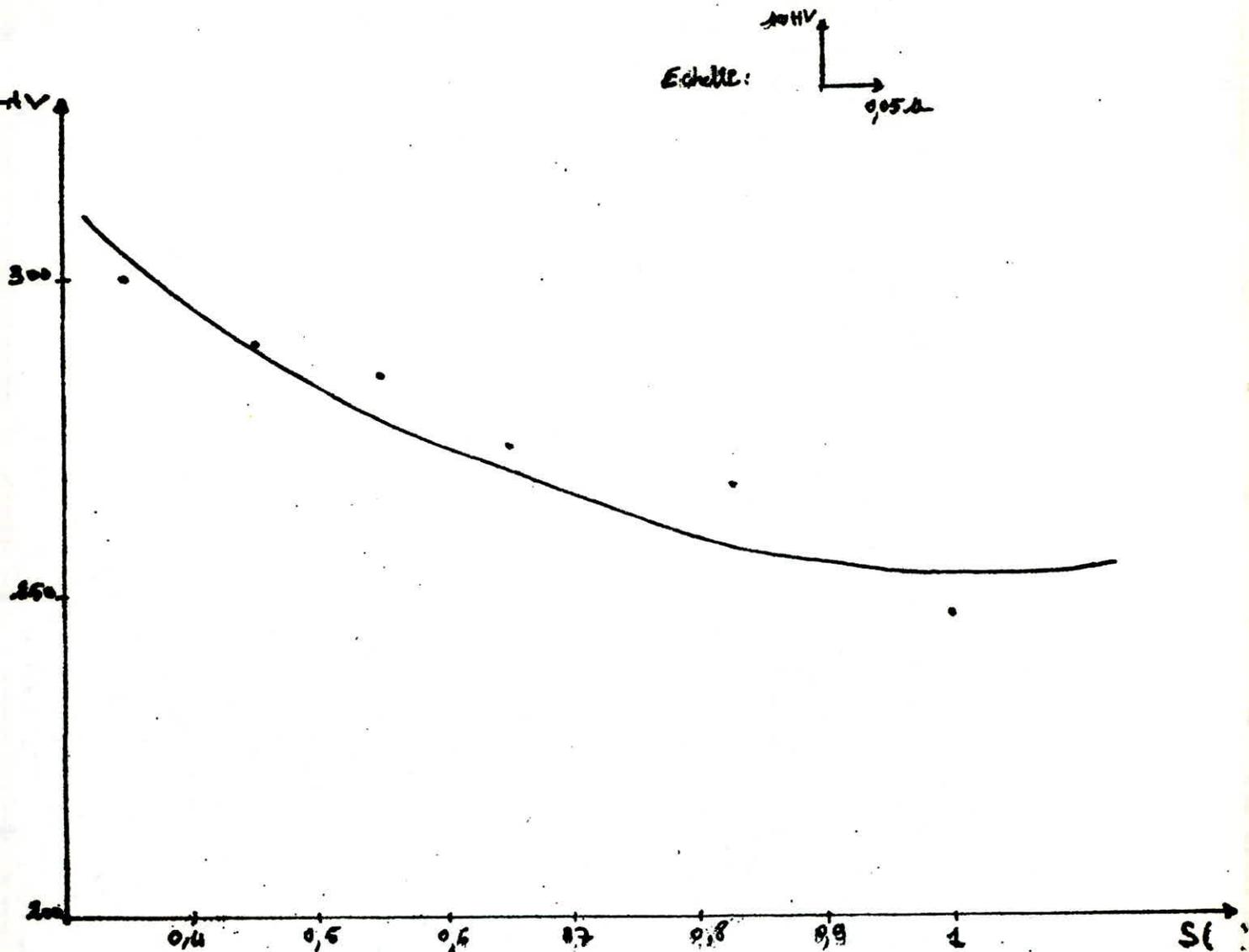


FIG. 43 - Dureté VICKERS en fonction de la distance interdentaire de la perle.

CONCLUSION

- La température de transformation isotherme de la perlite est l'un des facteurs les plus importants qui influe sur la cinétique de réaction, la morphologie et par conséquent sur les propriétés mécaniques de la perlite formée. En effet, plus la température de réaction est basse plus :

- la vitesse de germination est grande (nodules de perlite plus nombreux et plus petits).
- Le taux de ferrite proeutectoïde est diminué
- L'espacement interlamellaire de la perlite est petit.
- la dureté est élevée.

C O N C L U S I O N

## C O N C L U S I O N

L'étude expérimentale dont nous donnons les résultats prend en compte un acier dont la teneur en carbone est de l'ordre de 0,6 % en masse.

En première conclusion, nous remarquons que la réaction perlitique qui est une transformation eutectoïde au cours de laquelle la solution solide "Gamma" donne naissance à deux phases de composition différentes (ferrite + cémentite) telle que la composition de la solution solide mère reste invariable, donne lieu à une évolution à la fois fonction du temps et de la température.

De plus, l'influence de l'abaissement de la température de transformation sur le mécanisme de celle-ci se décompose comme suit :

- Le coefficient de diffusion du carbone diminue lorsque la température baisse, par contre, le gradient de concentration du carbone augmente par la diminution de la distance interlamellaire.

- La germination est facilitée par un accroissement du degré de surfusion, c'est à dire, que les grains de perlite sont plus nombreux et plus petits.

- Lorsque la température baisse, la perlite tend à se développer en éventail de sorte que l'interface perlite-austénité est plus étendue.

.../...

- Ce qui nous a permis de constater que la résultante de ces trois facteurs d'influence est une augmentation de la vitesse de transformation lorsque la température est abaissée.

- Ce seront donc les conditions de refroidissement depuis la température à laquelle l'acier était austénitique jusqu'à la température de réaction qui régiront la formation des produits de transformation, conditionneront l'état structural du métal et par conséquent ses propriétés mécaniques.

En deuxième conclusion, nous pouvons dire que deux paramètres ont été utilisés pour caractériser la structure étudiée :

- Le taux de ferrite proeutectoïde et la valeur de l'espacement interlamellaire de la perlite, ce qui, nous incite à tirer la conclusion suivante :

L'espacement interlamellaire de la perlite et le taux de ferrite proeutectoïde diminuent avec l'augmentation du degré de surfusion et par conséquent la dureté qui est proportionnelle à l'interface ferrite/cémentite augmente avec la baisse de la température de transformation.

Enfin en ce qui nous concerne, nous ne pouvons que recommander la poursuite des essais dans cette optique et même d'étudier les propriétés mécaniques susceptibles d'être atteintes avec les systèmes de refroidissement continu et de déterminer les caractéristiques thermiques des systèmes de refroidissement nécessaires pour obtenir les caractéristiques mécaniques optimales de l'acier traité d'un point de vue industriel.

## BIBLIOGRAPHIE

- 1 - J. BERNARD, M. MICHEL, J. PHILIBERT et J. TABLOT  
Métallurgie générale (1969) MASSON et Cie.
- 2 - I. LAKHTINE Métallographie et traitement thermique des  
métaux.
- 3 - ALBER DESY et JULIEN VIDTS traité de métallurgie  
structurale théorique et appliquée.
- 4 - Microscopie électronique à balayage et microanalyse par  
sonde électronique, laboratoire de physique du solide de  
Constantine.
- 5 - MEHL (R.F.) - " Théorie de la décomposition de l'austénité"  
Rev. Met 54 n° 4 (1957), 245 - 256.
- 6 - ZENER (C) - " Kinetics of the décomposition of austénite".  
Trans. A.I.M.E. 167 (1946) 550 - 583.
- 7 - DUBE (C.A.), AARONSON (H.J) MEHL (R.E.) - " la formation  
de la ferrite proeutectoïde dans les aciers au carbone ".  
Rev Met, 56 n° 3 (1958), 201 - 210.
- 8 - J.P. HOUIN, A SIMON, G.BECK - " Transformation ferrito-  
perlitique en refroidissement continu dans les aciers au  
carbone ". Mem. Sc Rev Met Mars (1978) 149 - 159.
- 9 - JUNGSMANN (B) - " Etude par microscopie et microdiffraction  
électronique sur lames ultraminces, de la morphologie de la  
perlite formée, dans des conditions de refroidissement  
différentes, à partir d'austénité saturée en carbone ".  
thèse Nancy (1969).

