

8/83

Universite des Sciences et de la Technologie
Houari Boumediene
Ecole Nationale Polytechnique
Departement des Mines et de la Metallurgie

170X

Memoire de Fin d'Etude

*Etude des interdistances des lamelles
de la perlite des aciers en fonction
des conditions de refroidissement.*



Sujet par
M^r B. SCHMITT
Professeur de Metallurgie
à l'EN.P.A.

Dirige par
M^{rs}: DJEGHLAL M^{ed} ELAMINE
B. SCHMITT

Etudie par
MARICHE KHEIRA

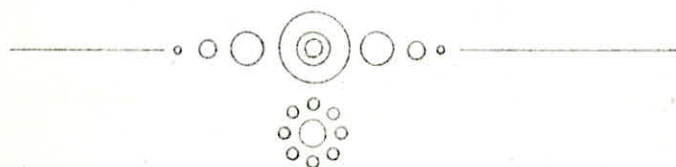
A ma chère sœur FATIMA...

A mon cher frère LAKHDAR...

A mes chers petits neveux...

A TOUTE MA **FAMILLE**

A tous(es) mes amis (es)



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

J'exprime ma vive gratitude à l'ensemble du personnel du laboratoire de traitement thermique de la SONACOME de Rouiba; pour l'excellent accueil qui m'a été réservé; pour les moyens mis à ma disposition; et pour l'aide qu'ils m'ont apporté.

Je tiens également à remercier les responsables de l'institut de physique du solide de l'université de Constantine, ainsi que les enseignants pour la précieuse aide.

J'exprime ma reconnaissance à toutes les personnes qui m'ont aidé dans les recherches bibliographiques; ainsi que ceux qui ont déployé des efforts pour la frappe de ce mémoire.

Introduction

A - Etude théorique

Chapitre I - Généralités

I.1 - Description du diagramme Fer - cémentite

I.2 - La transformation eutectoïde dans les alliages Fer - carbone

I.3 - Influence des éléments d'alliage sur la transformation eutectoïde

Chapitre II - La décomposition isotherme de l'austénite

II.1 - Courbe de réaction isotherme

II.2 - Diagramme : taux de transformation - température - temps (ou courbe T.T.T.)

II.2.1 - Tracé des courbes T.T.T.

Chapitre III - La transformation perlitique

III.1 - Limitation des lois de fick dans les systèmes binaires

III.2 - Mécanisme de la formation de la perlite

Chapitre IV - Théorie de la germination et de la croissance

IV.1 - La germination

IV.2 - La croissance de la perlite

2.1 - Cinétique de la propagation du joint de la phase

2.2 - Calcul de la vitesse du joint de phase (V_B)

IV.3 - Espacement interlamellaire

.../...

Chapitre V - La microscopie électronique

V.1 - Principe de base de l'observation en microscopie électronique à balayage

V.2 - Emission électronique

V.3 - Caractéristiques principales du microscope électronique à balayage (M.E.B)

B - Partie pratique et interprétation

Chapitre VI - Traitements thermiques

Chapitre VII - Etude métallographique

VII.1 - Préparation de la surface à examiner

VII.2 - Observation microscopique

2.1 - Microscope optique

2.2 - Examen de la perlite en microscopie électronique à balayage

Chapitre VIII - Propriétés mécaniques

Tableau des résultats

C - Conclusion

Bibliographie

I N T R O D U C T I O N

Les aciers perlitiques présentent un grand intérêt pratique dans l'industrie. Pour ce type d'acier, nous avons à étudier les interdistances des lamelles de la perlite en fonction des conditions de refroidissement.

L'aspect de la dispersion des carbures (Fe_3C) dépend des conditions de refroidissement et de réchauffage de l'acier en un mot des traitements thermiques.

Dans le domaine du traitement ; le choix du procédé thermique a une importance capitale dans l'obtention des résultats souhaités (structure, propriétés mécaniques, etc...).

Le procédé que nous avons utilisé a été le traitement isotherme c.à.d. un traitement à température constante.

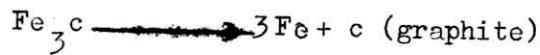
A Partie Théorique
D'une façon générale, notre acier fait partie des aciers destinés à la fabrication des ressorts. Or, ces derniers exigent une bonne ductilité et une bonne élasticité. Ces propriétés mécaniques (ductilité et élasticité) dépendent de la structure perlitique, spécialement des distances interlamellaires.

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

CHAPITRE I - GENERALITES :

Les alliages de fer sont les plus employés dans l'industrie, l'acier et la fonte, dont le rôle est grand, sont des alliages Fer-carbone. Ces derniers sont de 2 types : les uns contiennent du carbone libre (graphite) et correspondent à un état stable ; les autres contiennent le carbone sous forme de combinaison (cémentite) et correspondent à un état métastable.

Ce double aspect du diagramme Fer-carbone est lié à l'instabilité de la cémentite : carbure de Fer^{de} composition Fe_3c qui se décompose aux températures supérieures à 800°C suivant la réaction :



I.1 - Description du diagramme Fer-cémentite :

Le schéma -1- représente le diagramme d'équilibre Fer- Fe_3c .

Il nous indique la structure des alliages et la composition de phase ; dont la concentration varie du fer pur à la cémentite (6,67 %c).

On distingue dans ce diagramme :

- Les lignes de début de solidification (liquidus)
- Les lignes de fin de solidification (solidus)
- Les lignes de transformation dans l'état solide.

Ces lignes divisent le plan température - composition en un certain nombre de domaines à l'intérieur desquels sont stables à l'équilibre, une ou un mélange de deux phases.

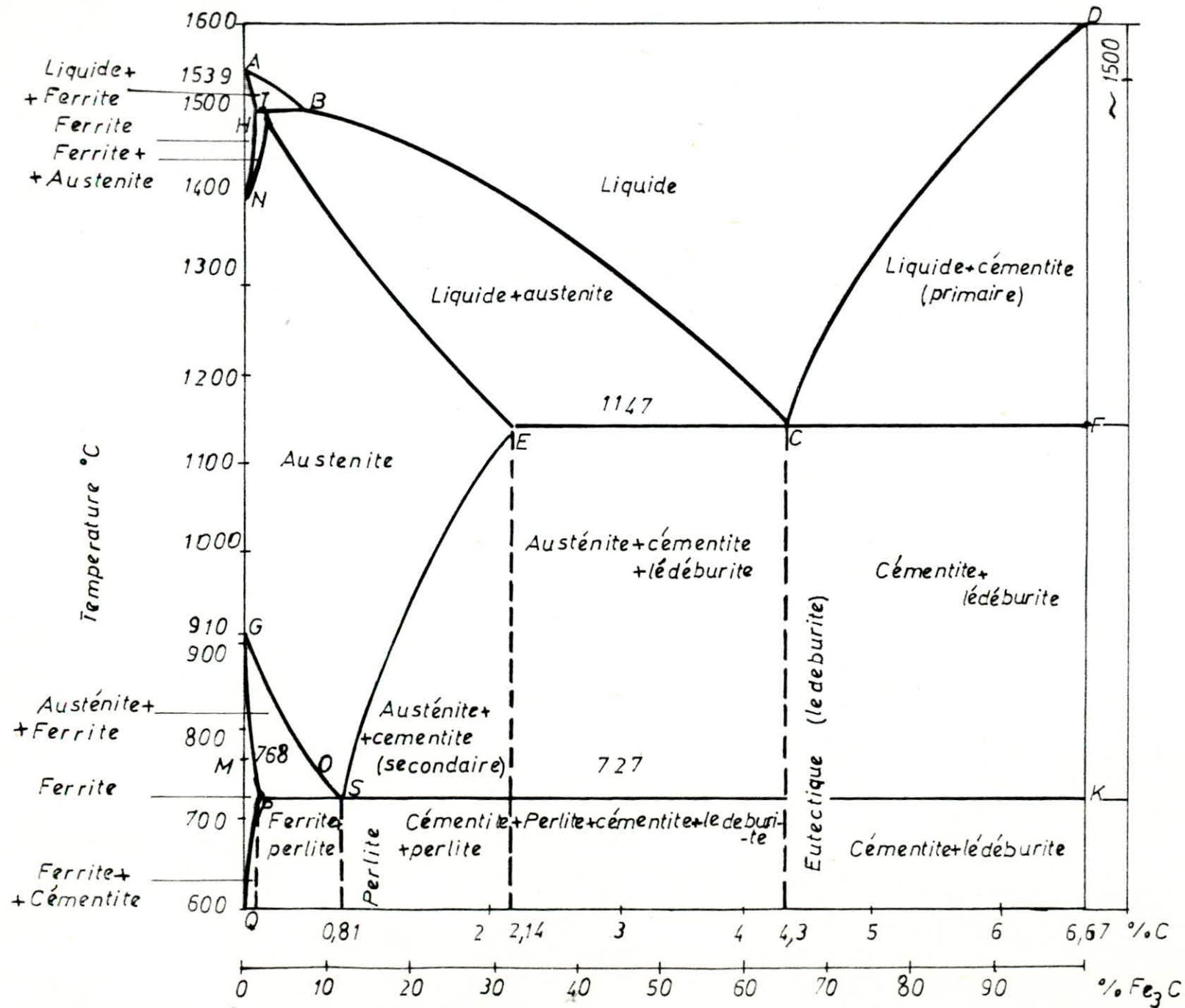
On distingue aussi trois points invariants (Variance : $V = 0$) :

- un point péritectique
- un point eutectique
- un point eutectoïde

L'eutectique et l'eutectoïde jouent un rôle important dans la structure des fontes et des aciers ; appelés respectivement " lédéburite " et " perlite ".

Les phases solides de ce diagramme sont : l'austénite (γ) ; la ferrite (α) ; et la cémentite (Fe_3c) :

.../...



* L'austénite (γ) : est une solution solide de carbone et d'autres inclusions dans le Fer γ .
(Le Fer γ a un réseau cristallin cubique à faces centrées c.f.c) La solubilité limite du carbone dans le Fer γ est de 2,14 %.

* La ferrite (α) : est une solution solide du carbone et d'autres inclusions dans le Fer α de réseau cristallin cubique centré c.c
On distingue la ferrite α à basse température à solubilité du carbone allant jusqu'à 0,02 %, et la ferrite β à haute température à solubilité limite de 0,1 %.

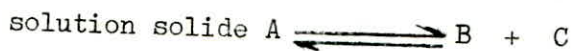
La différence de volume des sphères élémentaires des c.c. et c.f.c. a prédéterminé la solubilité sensiblement plus grande du carbone dans le Fer γ par rapport au Fer α .

* La cémentite (carbure de Fer : Fe₃C) : est une combinaison chimique du Fer et du carbone. Sa teneur en carbone est de 6,67 %. La cémentite cristallise dans le système orthorhombique.

I.2 - La transformation entectoïde dans les alliages Fer-carbones :

Considérons la figure -1- : désignons par A une phase de composition variable. Supposons que dans la partie gauche de son domaine d'existence dans l'échelle des concentrations ; elle laisse déposer suivant un processus normal de précipitation une nouvelle phase B le long d'une courbe de solubilité S_1 .

La même supposition sera faite concernant la partie droite du domaine d'existence de cette phase (A) ; une autre phase C se dépose le long d'une courbe de solubilité S_2 . Dans l'éventualité où les courbes S_1 et S_2 ont un point d'intersection E, on observe en ce point l'équilibre :



Cet équilibre caractérise une réaction entectoïde.

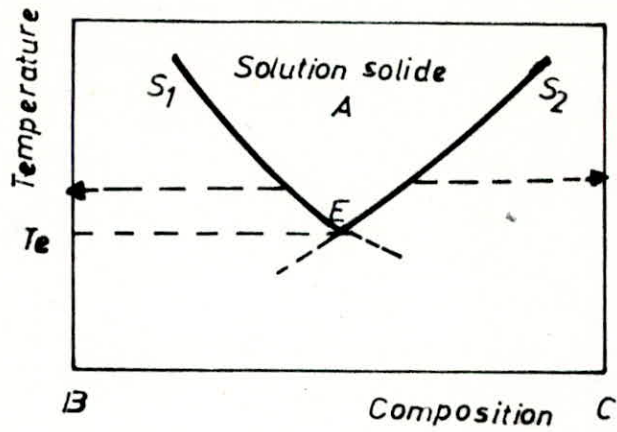


Fig:1 _Domaine d'existence d'une solution solide A présentant une décomposition eutectoïde

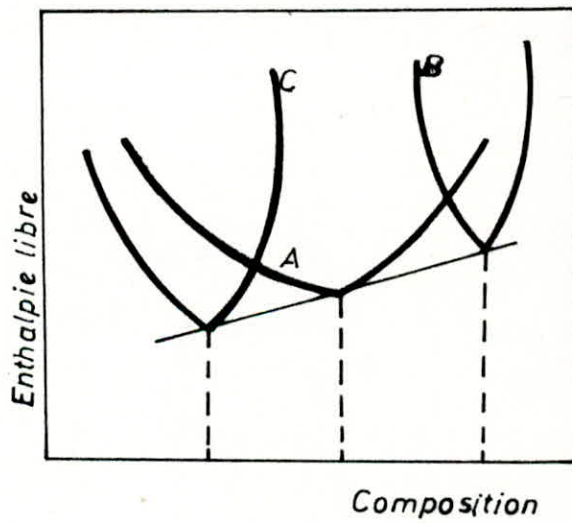


Fig:2 _Courbes d'enthalpie libre des trois phases A, B, C à la température T_e de la transformation eutectoïde, dans le cas où les phases B et C ont une composition variable.

Le rapport entectoïde (ou perlitique) à la température ambiante, sera légèrement différent de 7,21 car la solubilité du carbone dans la ferrite tend vers zéro.

$$\frac{m_f^p}{m_{cem}^p} = \frac{6,67 - 0,83}{0,83 - 0} = 7,03 \text{ (soit pratiquement 7)}$$

$$m_{cem}^p = 0,1245 m \text{ (12,45 \%)}$$

$$m_f^p = 0,8755 m \text{ (87,55 \%)}$$

m : masse de la perlite.

A la température T_E le système est invariant. La figure -2- montre les courbes d'enthalpie libre des trois phases ayant une tangente commune à la température T_E .

Dans le schéma -2- l'austénite (γ) laisse déposer par refroidissement dans les régions correspondant à une teneur faible en carbone (zone des aciers hypo-entectoïde) une solution solide appelée Ferriteproentectoïde, et dans les régions dont la teneur en carbone est relativement élevée (zone des aciers hyper-entectoïde), l'austénite laisse déposer par refroidissement du carbone de Fer : cémentite proentectoïde.

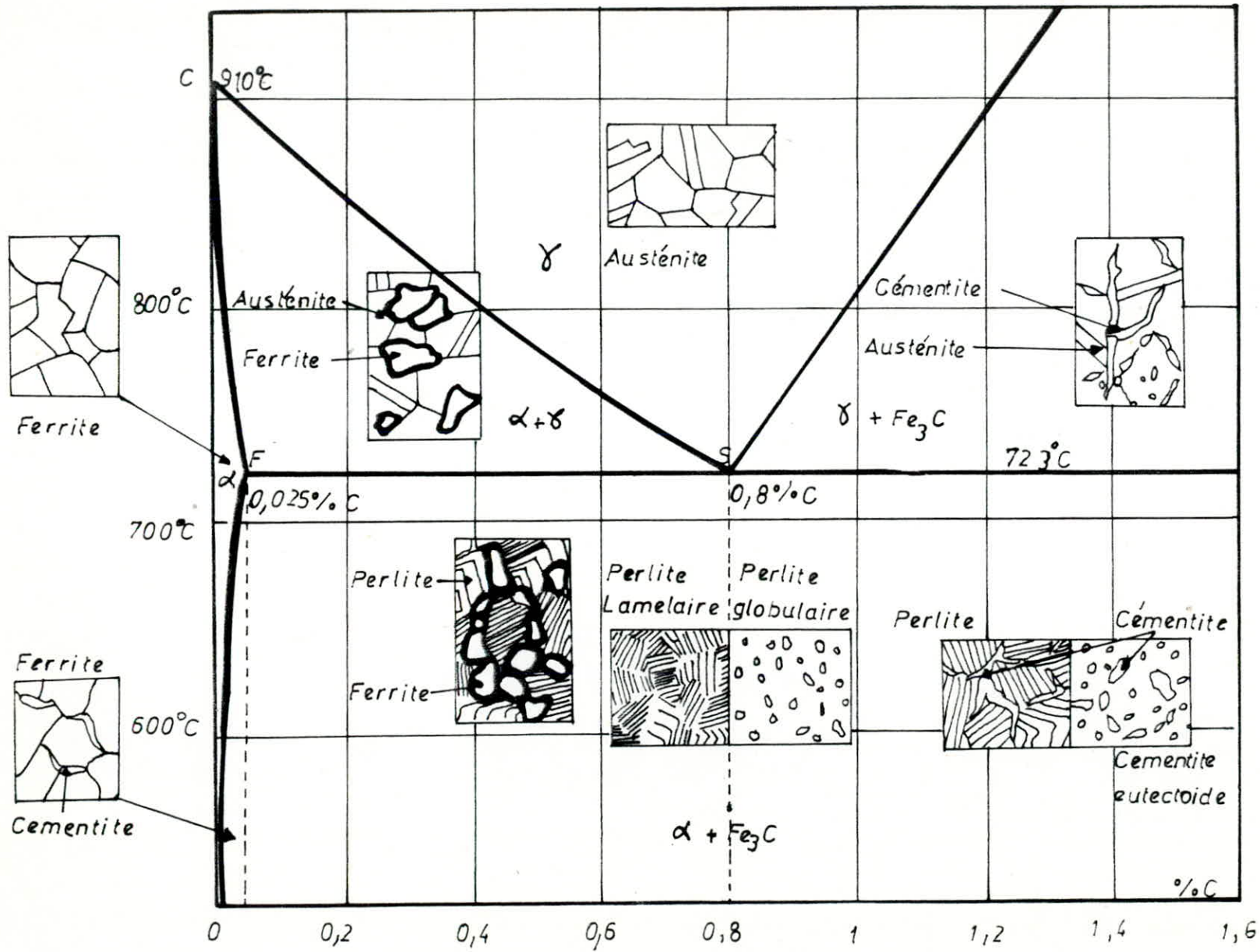
Sur le plan morphologique ; la transformation entectoïde s'apparente étroitement à la solidification entectique.

I.3 - Influence des éléments d'alliage sur la transformation entectoïde :

La présence d'éléments d'alliages dans l'acier modifie le processus de la décomposition de l'austénite. Si l'on essaie de systématiser l'action des différents éléments ; on peut examiner :

- a) La façon dont ils tendent à se répartir entre la Ferrite et la cémentite.
- b) La façon dont ils influent sur le polymorphisme du Fer, c.à.d sur la stabilité des constituants α ; β ; γ dans les divers domaines de température.

.../...



Schema n°2 - Diagramme d'équilibre Fe - Fe₃C dans le domaine des aciers.

A la température ambiante, et pour les structures d'équilibre, les éléments d'alliages ont tendance soit à entrer en solution solide dans la ferrite ; soit à entrer en combinaison avec le carbone pour donner , associés ou non au Fer ; des carbures plus ou moins complexes. Un élément comme le Cr pourra être à la fois présent en quantités importantes dans la ferrite et dans les carbures. Alors que le Ni reste en totalité dans la ferrite et que le Vanadium se fixe principalement sur les carbures. Elles dépendent également des teneurs totales en éléments d'addition et en carbone.

L'influence des éléments sur le polymorphisme du Fer a été bien illustrée par F. Wever. On distingue les éléments gammagènes stabilisateurs de l'austénite et les éléments alphagènes stabilisateurs de la ferrite. Cette influence se manifeste par le déplacement des lignes séparant les domaines de stabilité des différentes phases dans le diagramme d'équilibre. Le Mn, élément gammagène élargit le domaine de stabilité de l'austénite en abaissant les températures du début A_1 et de fin A_3 de la décomposition de l'austénite. Par contre ; le Si ou le Cr éléments alphagènes élargissent le domaine de stabilité de la ferrite. Ces éléments élèvent la température Ac_1 et abaissent la température Ac_3 .

Il est important de noter le déplacement des coordonnées du point eutectoïde E, dont la température correspond au début de la transformation $\alpha \longleftrightarrow \delta$. voir les 2 graphiques de la Fig. 3.

On voit que dans tous les cas, la teneur en carbone du point E est diminuée, alors que la température est abaissée pour certains éléments et élevée pour d'autres.

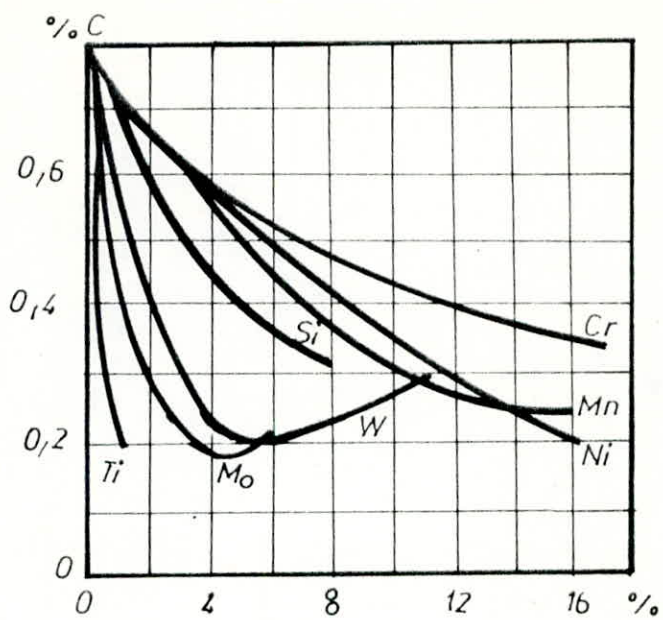


Fig:3a _Variation de la composition eutectoide

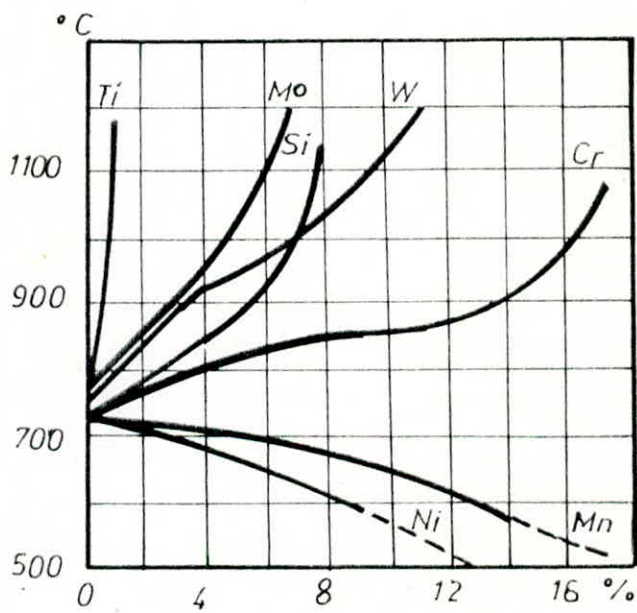


Fig:3b _Variation de la temperature eutectoide

CHAPITRE II - LA DECOMPOSITION ISOTHERME DE L'AUSTENITE :

II.1 - Courbe de réaction isotherme : voir figure 4.

Elle est déterminée par la vitesse de germination de la nouvelle phase et par la vitesse de croissance de ses germes.

Les facteurs essentiels à considérer pour comprendre les mécanismes de transformations isothermes sont :

- . La tendance à la transformation $\delta \longrightarrow \alpha$
- . La tendance à la formation de carbures
- . Les phénomènes de diffusion

La courbe comprend trois périodes :

- Période d'incubation (ou période préparatoire) :

De l'instant t_0 jusqu'à t_1 : l'austénite ne présente pas de modification apparente à nos moyens d'observation.

- Période d'accélération (ou de modification rapide) :

A partir de t_1 : la réaction s'amorce et le taux de transformation s'accélère en fonction du temps. Dans le cas, où les deux phases en présence n'ont pas la même composition et si la vitesse de transformation n'est pas extrêmement grande, l'interface entre les deux phases est précédée dans son mouvement de translation par une auréole dont la composition est différente de celle de la phase en voie de disparition, et dont la formation est liée à la diffusion de l'un des constituants vers les centres de croissance.

- Période de décélération (ou période de modification ralentie) :

Au delà de t_2 : pour lequel la courbe possède un point d'inflexion qui lui impose son allure générale, la vitesse de la réaction se ralentit ; ralentissement dû à l'interface réciproque de plus en plus grande des centres de croissance. L'achèvement de la transformation peut exiger de très longs délais.

.../...

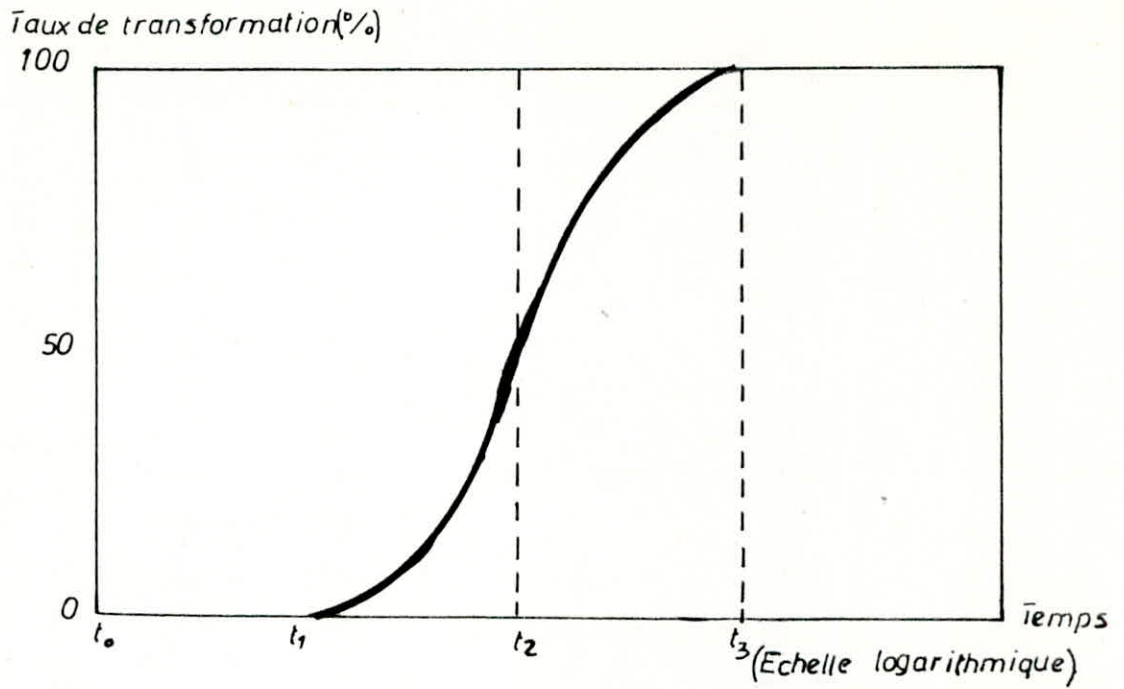


Fig:4 - Courbe de transformation isotherme

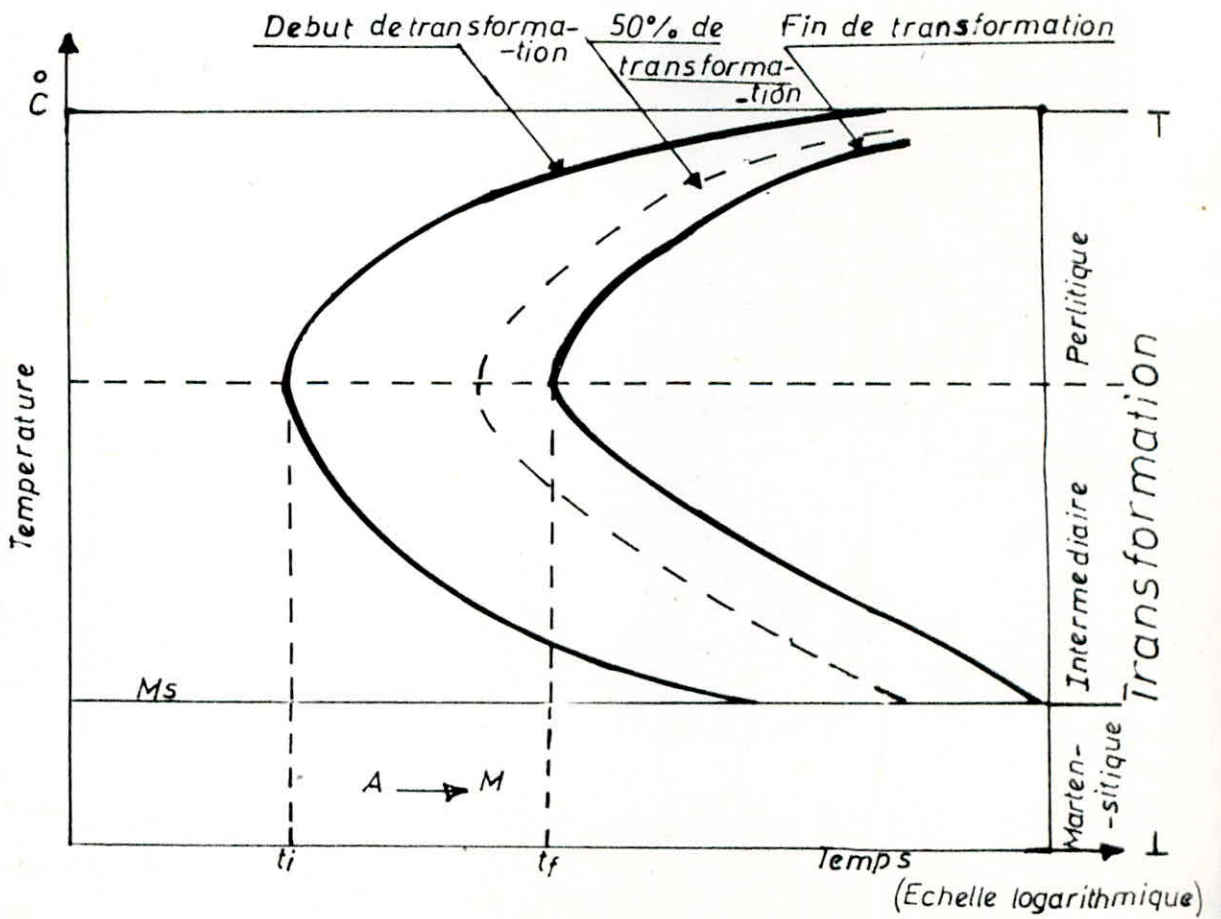


Fig:5 - Trace schematique des courbes T.T.T.

II.2 - Diagramme taux de transformation-température-temps (ou courbes T.T.T)

La connaissance de la loi de transformation isotherme d'un alliage hors d'équilibre, si elle se limite à une seule température est insuffisante. Seul le tracé d'un ensemble de courbes de transformation isotherme échelonnées dans tout le domaine d'instabilité de l'alliage, permet de déterminer la nature des traitements thermiques qu'il convient de lui faire subir pour réaliser un état structural donné.

II.2.1 - Tracé des courbes T.T.T :

L'éprouvette est traitée par austénitisation et refroidissement avec maintien isotherme à la température T_1 °c. L'enregistrement du taux de transformation en fonction du temps permet de déterminer les temps début ; milieu et fin de transformation. On reporte ces temps sur le diagramme T°c/logt. D'autres mesures, avec d'autres valeurs de température, permettent de tracer le diagramme T.T.T. (voir figure 5).

Dans le domaine perlitique de ce diagramme, et au niveau du nez perlitique, la cinétique de la réaction perlitique est la plus grande. La vitesse de diffusion du carbone et l'instabilité de l'austénite sont dans les conditions optimales. Au dessus du nez, l'instabilité de l'austénite n'est pas suffisamment marquée, et au-dessous du nez la diffusion du carbone est insuffisante.

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 nette à haute température devient de moins en moins discernable au microscope optique lorsque la température de transformation diminue.

La perlite apparaît alors sous forme de plages foncées à très fines lamelles de carbures, seulement résolues au microscope électronique.

En conclusion, les courbes de transformation isotherme donnent une représentation imagée de la stabilité d'un acier à l'état austénitique dans les différents domaines, elles constituent en quelque sorte la carte d'identité d'une nuance du point de vue traitement thermique.

.../...

On peut néanmoins leur reprocher d'être établies dans des conditions très éloignées de la pratique.

Bien que les traitements isothermes soient applicables avec profit dans de nombreux cas, et grâce précisément aux indications fournies par les courbes T.T.T., il n'en reste pas moins que celles-ci sont plus difficilement exploitables dans le cas de traitement par refroidissement continu.

Il fallait donc donner aux ateliers de traitements thermiques des documents plus facilement utilisables que les courbes T.T.T., et c'est ainsi qu'est apparue peu à peu la nécessité d'établir des courbes de transformation en refroidissement continu ; afin de se rapprocher des conditions industrielles et d'établir ainsi le pont entre les recherches théoriques et la pratique.

CHAPITRE III - LA TRANSFORMATION PERLITIQUE :

Dans la mesure où 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 différents constituants mis en jeu.

La transformation perlitique d'une austénite surfusionnée a une allure cristalline et s'effectue par diffusion.

L'avancement du joint de la phase formée, est accompagné de deux phénomènes distincts :

- 1 - déplacement des atomes de Fer pour produire une structure centrée à partir de la structure cubique à faces centrées.
- L 2 - diffusion des atomes de carbone au niveau de l'interface (qui avance).

Le transport des atomes de Fer de l'austénite vers la ferrite est relativement petit par rapport aux mouvements des atomes de carbone d'une position intersticielle à une autre.

On sait que dans le Fer α aussi bien que dans le Fer γ ; la diffusion des atomes de carbone qui sont très petits est intersticielle. Cependant, la vitesse de diffusion du carbone dans le Fer α est beaucoup plus grande que dans le Fer γ (à la même température). L'ordre de grandeur du rapport des vitesses est 100. S'il est vrai que le coefficient de diffusion D du carbone dans le Fer α ne dépend pas de la concentration, vu la faible solubilité du carbone, il n'en va pas de même dans le Fer γ où la limite de solubilité du carbone peut atteindre 1,7 % (pourcentage pondéral). Il résulte des expériences de Wells, Batz, Mehl, que le facteur de fréquence D_0 et l'énergie d'activation de la diffusion du carbone dans le Fer γ diminuent quand la concentration en carbone augmente (voir figure -6-).

III.1 - Limitation des lois de fick dans les systèmes binaires:

Les considérations se rapportant uniquement à la diffusion uniaxiale dans les systèmes binaires, ne sont strictement valables que dans le cas de milieux rigoureusement isotropes (réseaux cubiques). Dans ce cas on a :

$$D = D_x = D_y = D_z .$$

.../...

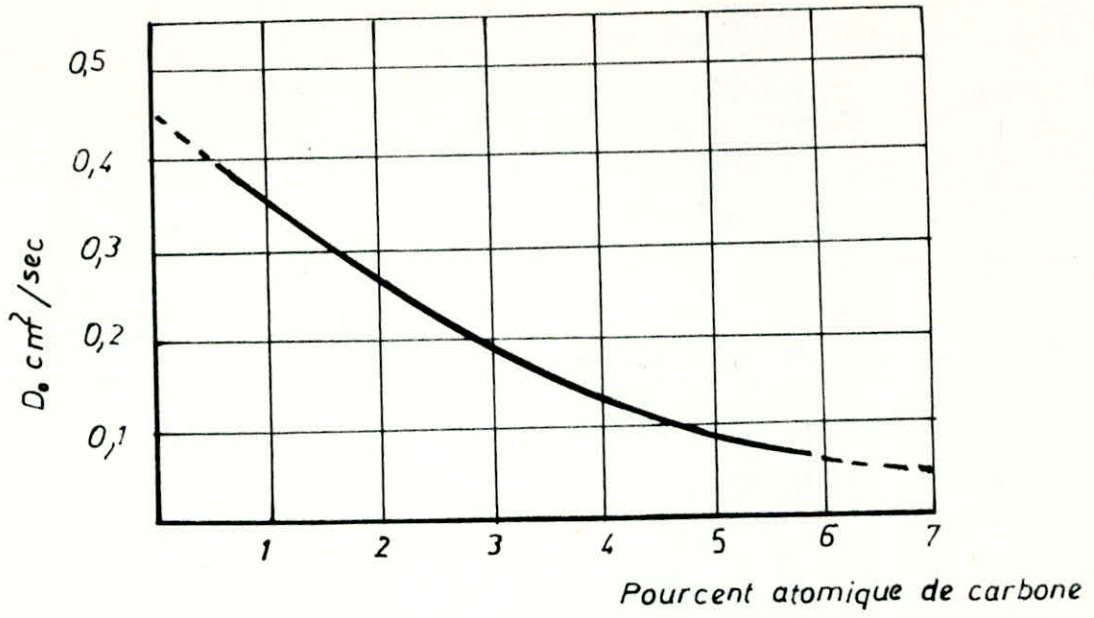


Fig:6a _Diffusion du carbone dans le fer γ
Relation entre D_0 et la concentration

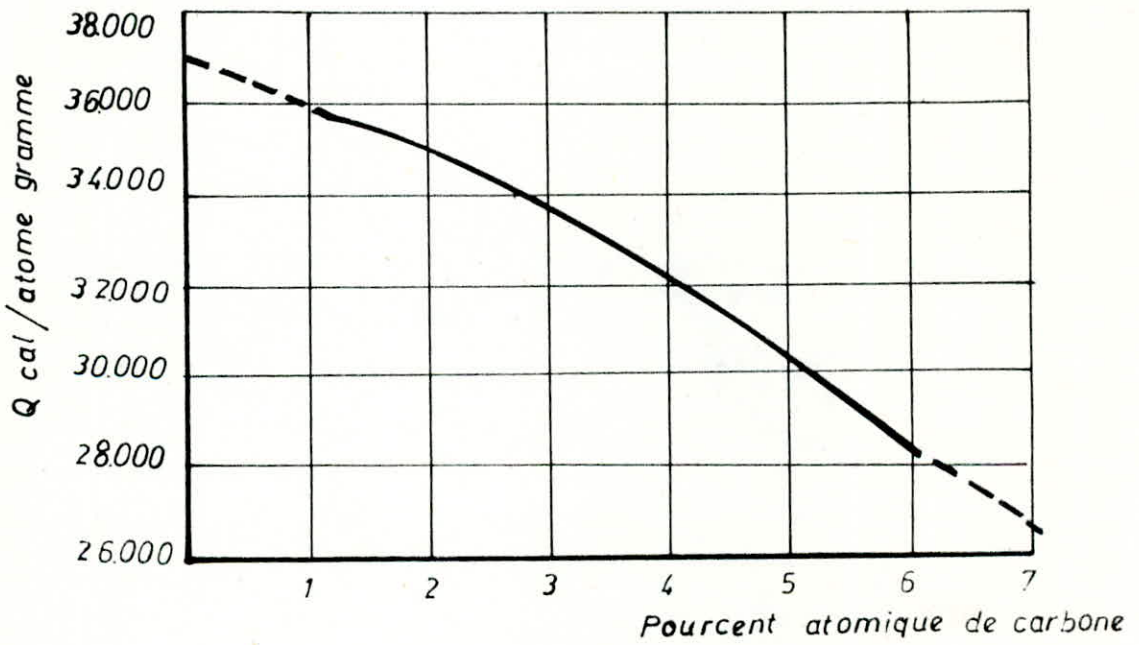


Fig:6b _Diffusion du carbone dans le fer γ
Relation entre Q et la concentration

Dans un milieu anisotrope (par exemple : système cristallin hexagonal), le coefficient D peut dépendre fortement de la direction considérée.

D'autre part, signalons qu'en cas de diffusion préférentielle dans les joints de grains d'une masse polycristalline, les lois de Fick ne s'appliquent plus. En effet, la dimension et l'orientation des grains influencent la diffusion. Cependant, on a constaté qu'en pratique l'influence de la dimension des grains est négligeable, elle est masquée par la dispersion due aux erreurs expérimentales.

Enfin, le coefficient de diffusion dépend de l'état de contrainte et par conséquent des traitements thermiques éventuels, etc...

III.2 - Mécanisme de la formation de la perlite :

Deux facteurs dominant l'édification de la structure entectoïde. La germination et la vitesse de croissance. La perlite est toujours nucléée par la cémentite. Les germes de cémentite apparaissent généralement dans les joints des grains austénitiques où l'énergie interfaciale à fournir est minimale. Ce n'est généralement que plus tard que la germination des colonies de perlite se manifeste à l'intérieur des cristaux de la matrice (voir figure 7).

A l'intérieur de chaque colonie, l'orientation des lamelles est sensiblement la même, mais elle varie d'une colonie à l'autre, même à l'intérieur d'un même cristal de phase austénitique.

Au cours de sa croissance, le cristal de Fe_3C soustrait du carbone à l'austénite voisine. La germination de la Ferrite est facilitée par l'existence de régions où la teneur en carbone est anormalement basse. La Ferrite peut éventuellement germer en cohérence à la surface de la Fe_3C , les deux phases croissent alors simultanément. La perlite se forme en amas. L'amas s'étend très rapidement le long du joint et plus lentement perpendiculairement au joint.

On peut représenter le développement des lamelles de l'entectoïde de la façon suivante : (voir figure 8).

.../...

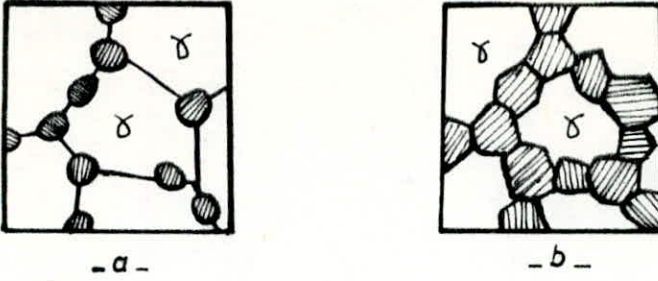


Fig 7 Schéma indiquant la formation de colonies de perlite à la périphérie des grains d'austénite.

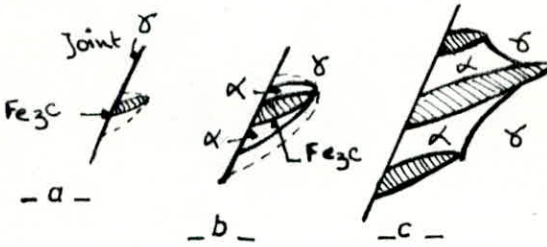


Fig: 8 - Représentation schématique de la germination et de la croissance de la perlite.

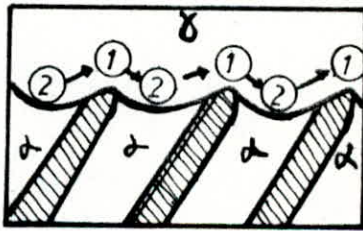


Fig: 9 - Représentation schématique du mécanisme de croissance de la perlite.

- a) 1^{er} stade : Au niveau des joints des grains de la solution solide δ apparaît un germe de carbure (Fe_3C) dont la direction principale de croissance est sensiblement perpendiculaire aux joints, ceci entraîne l'apparition de zones appauvries en carbone de part et d'autre de ce germe dans la solution solide δ (voir figure 8a).
- b) 2^{ème} stade : Ces zones appauvries en carbone donnent naissance à des germes de phase α qui se développent parallèlement au cristal de carbure, avec un certain retard (voir figure 8b). Vu la faible solubilité du carbone dans la ferrite (réseau cubique centrée) ; cette dernière rejette le carbone vers les zones marginales ce qui entraîne l'enrichissement de ces zones en carbone.
- c) 3^{ème} stade : Naissance de nouveaux germes de Fe_3C dans les zones marginales précédentes (voir figure 8c). Ce processus se répète de proche en proche suivant une direction perpendiculaire à celle du cristal initial de carbure de fer, tandis que toutes les lamelles alternativement constituées par du carbure et par du Fer α se développent en fongueur formant un front commun qui se déplace vers le milieu du grain au fur et à mesure de leur croissance.


Ainsi se développe ce qu'on appelle " une colonie ", dont la croissance n'est limitée que par le contact d'une autre colonie.

Notons que l'épaisseur des lamelles dépend dans une large mesure de la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite (à la température de décomposition), ce qui traduit la relation suivante qui ressemble dans sa forme à une relation coefficient de diffusion --- Température :

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

La figure 9, montre la teneur en carbone de l'austénite qui atteint une valeur plus élevée en face du milieu de la lamelle de ferrite (point 2 de la figure), de sorte que celle-ci tourne sa concavité vers l'austénite.

.../...

La teneur en carbone dans l'austénite est la plus basse au niveau de la lamelle de cémentite (point 1 de la figure). A l'interface austénite — perlite le carbone diffuse donc de 2 vers 1 de sorte que la lamelle de cémentite croît perpendiculairement à cet interface. Une vitesse de refroidissement accrue ayant pour conséquence un abaissement de la température de transformation, correspond à une accélération marquée de la transformation  perlite.

L'influence d'un abaissement de la température de transformation sur le mécanisme de celle-ci^{se} présente comme suit :

- 1° - Le coefficient de diffusion du carbone diminue lorsque la température baisse, au contraire le gradient de concentration du carbone augmente par suite de la diminution de la distance interlamellaire.
- 2° - La germination est facilitée par l'accroissement de la surfusion, or une plus grande quantité de germes donne des germes de perlite plus nombreux et plus petits. Ceci est sans aucun doute un facteur d'accélération de la transformation.
- 3° - Lorsque la température baisse, la perlite tend à se développer en éventail de sorte que l'interface perlite — austénite sera plus étendue. Ceci est également un facteur accélérant.

CHAPITRE IV - THEORIE DE LA GERMINATION ET DE LA CROISSANCE :

Toutes les réactions dans la décomposition de l'austénite procèdent par germination et croissance. Les facteurs déterminants les vitesses de réaction et la morphologie des cristaux formés sont :

- * Variation de l'énergie libre de la réaction.
- * Processus de diffusion.

IV.1 - La germination :

La condition pour qu'une phase croît est que cette croissance entraîne une diminution d'énergie libre totale du système (l'énergie de l'interface étant comprise).

Le mécanisme de cette contrainte peut-être illustrée par le cas d'un grain sphérique. Si r (rayon) croît de r vers $r + \Delta r$. Le rapport d'énergie libre libérée par le volume (transformé) sur l'énergie libre nécessaire pour augmenter l'interface varie comme r . Pour une température donnée au dessous de la température T_E un germe de rayon critique se forme de manière à ce que toute l'énergie libre libérée par la transformation sera utilisée pour la croissance de la surface de l'interface.

- . Si $r < r_c$ ceci implique que l'énergie libre totale sera augmentée.
- . Si $r \geq r_c$ ceci implique que l'énergie libre totale sera diminuée.

Les grains de taille inférieure à la taille critique (r_c) seront pour cela plus petits et finiront par disparaître.

La vitesse de germination est :

- Fonction exponentielle de l'énergie libre de formation du germe critique.
- Fonction exponentielle du coefficient de diffusion.

.../...

Lorsqu'une phase A, supposée initialement homogène, est portée à une température où elle devient instable et tend à donner naissance à une nouvelle phase B, cette dernière ne devient effectivement stable que lorsqu'elle a atteint un certain volume critique que l'on peut évaluer de la façon suivante :

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 effectivement négative, représentant la variation d'enthalpie libre volumique (ΔG_v), associée à la formation de la phase B à partir de A.
- * L'autre positive représentant la variation d'enthalpie libre superficielle (ΔG_s), associée à la création de l'interface entre les deux phases. Supposons le germe sphérique et de rayon r, on a :

• $\Delta G_v = \frac{4}{3} \pi r^3 (G_B - G_A)$; ($G_B - G_A$) = Les enthalpies libres spécifiques volumiques de B et de A.

• $\Delta G_s = 4 \pi r^2 \sigma$; σ = L'enthalpie libre superficielle spécifique de l'interface A/B.

La variation globale d'enthalpie libre liée à la formation du germe s'écrit donc :

$$\Delta G = \frac{4}{3} \pi r^3 (G_B - G_A) + 4 \pi r^2 \sigma$$

- a) $\Delta G_v < 0$ (transformation spontanée).
- b) ΔG_s proportionnelle à l'aire du germe.
- c) L'énergie de déformation élastique due au changement de volume d'une part et à la distorsion produite par le changement de réseau cristallin d'autre part.

Dans la formule 1 ; le terme (C) est négligé.

.../...

La courbe (figure 10) présente la variation de l'enthalpie libre (ΔG) en fonction du rayon (r). Elle présente un maximum pour une valeur r_0 de r donnée par la relation :

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

ce qui conduit à :

$$r_0 = \frac{-2\sigma}{\Delta G_B - G_A} = \frac{-2\sigma}{\Delta G(A \rightarrow B)}$$

La valeur particulière 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 une température peut s'écrire :

$$\Delta G_{(A \rightarrow B)} = (H_B - H_A) - T(S_B - S_A)$$

à l'équilibre ($T = T_E$) ; $\Delta G_{(A \rightarrow B)} = 0$

$$\text{on a : } S_B - S_A = \frac{H_B - H_A}{T_E}$$

et en supposant que ΔS et ΔH indépendantes de la température ce qui est acceptable tant que T reste proche de T_E . On aboutit à la relation :

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

d'où

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

En supposant σ indépendant de la température, la variation de r_0 en fonction du degré de surfusion (ΔT) est hyperbolique.

.../...

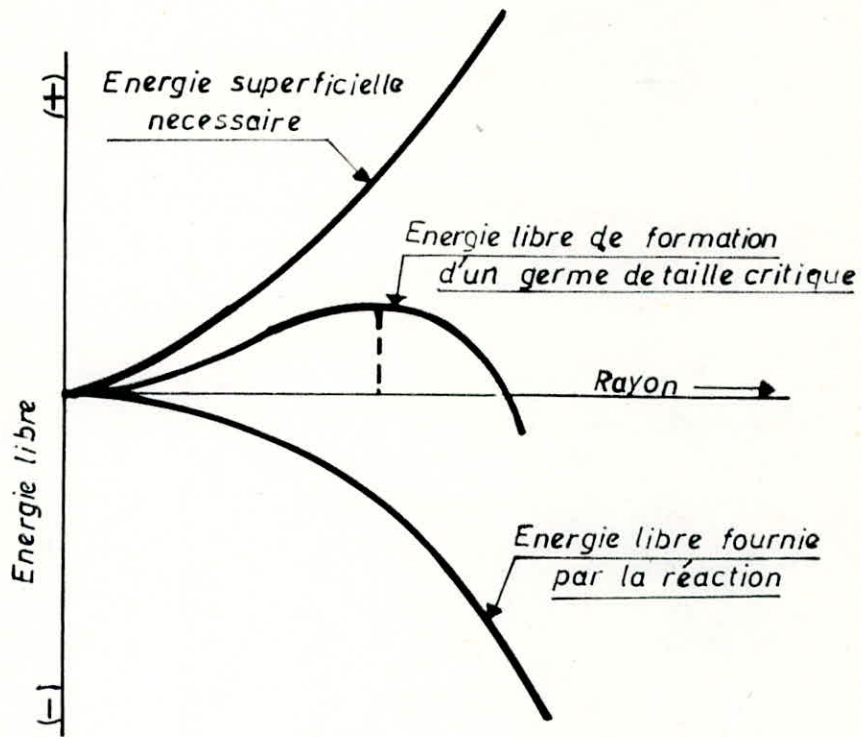


Fig: 10 - La courbe supérieure représente l'énergie superficielle nécessaire à la formation d'un germe en fonction du rayon de celui-ci.
 La courbe inférieure représente l'énergie libre fournie par la réaction en fonction de la taille du germe.
 La courbe intermédiaire représente l'énergie de formation d'un germe. Elle montre qu'un germe de taille supérieure à la taille critique croît avec diminution d'énergie libre.

ΔT = caractérise l'importance de la sursaturation. Plus le degré de surfusion (ΔT) augmente, plus le rayon $r_0 = r_c$ diminue et plus la germination augmente.

La vitesse de formation de la nouvelle phase est toujours nulle à la température critique :

$\Delta G_{(A \rightarrow B)}$ proportionnelle à ΔT

on a : $\Delta G \propto \frac{1}{(\Delta T)^2}$ car $\Delta G = \frac{16}{3} \pi G_S^3 (\Delta G_V)^2$

ΔG tend vers l'infini quand $\Delta T = 0$ (germination impossible pour une surfusion nulle).

Elle croît jusqu'à une valeur maximale pour un degré de surfusion limité (fini).

La germination doit se faire de manière à ce que l'énergie libre critique (G_c) soit minimale. En effet, l'énergie libre critique (G_c) d'un précipité à partir d'une solution solide est plus petite, quand le précipité est adjacent à certaines imperfections que quand il se présente dans un site parfait.

Les joints de grains présentent ce type d'imperfection, par exemple le cas de notre acier, précipitation de Fe_3C à partir d'une δ eutectoïde.

Des mesures expérimentales ont été faites, confirmant cette déduction :

A $100^\circ C$, au dessous de la température eutectoïde, l'énergie libre critique (G_c) pour la formation d'un germe est de $1,0 \cdot 10^{-14}$ cal ;
Le pouvoir de germination est de $10^{-1.300.000}$, ceci dans le cas d'un germe entouré par la matrice.

Dans le cas où 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 comme entre deux grains de la même phase, l'énergie de germination n'est que la moitié de $1,0 \cdot 10^{-14}$ cal, et le pouvoir de germination est de $10^{-650.000}$.

.../...

Le pouvoir de germination dans le joint du grain est $10^{650.000}$ fois plus grand que dans le cas d'une germination dans le grain. Le facteur $10^{650.000}$ est tellement grand que la germination se fait aux joints des grains plutôt qu'à l'intérieur du grain.

Il est donc tout à fait évident que la théorie simple de la germination homogène ne peut pas s'appliquer.

Le joint peut fournir son énergie au nouveau joint de grain constituant l'interface avec la nouvelle phase qui doit se former.

La quantité d'énergie à fournir pour former le joint de grain est donc moindre, l'énergie libre de formation d'un germe est moindre et la vitesse de germination est donc plus grande.

IV.2.- La croissance de la perlite :

La croissance de la perlite demande évidemment une diffusion (voir figure 11) 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 Fe_3C et la ferrite. Ceci étant une condition exigée pour l'obtention d'une vitesse de croissance maximum à une température donnée déterminant l'espacement interlamellaire.

Ceci est évidemment un autre exemple de l'interaction entre la vitesse de croissance et la variation de l'énergie libre totale

.../...

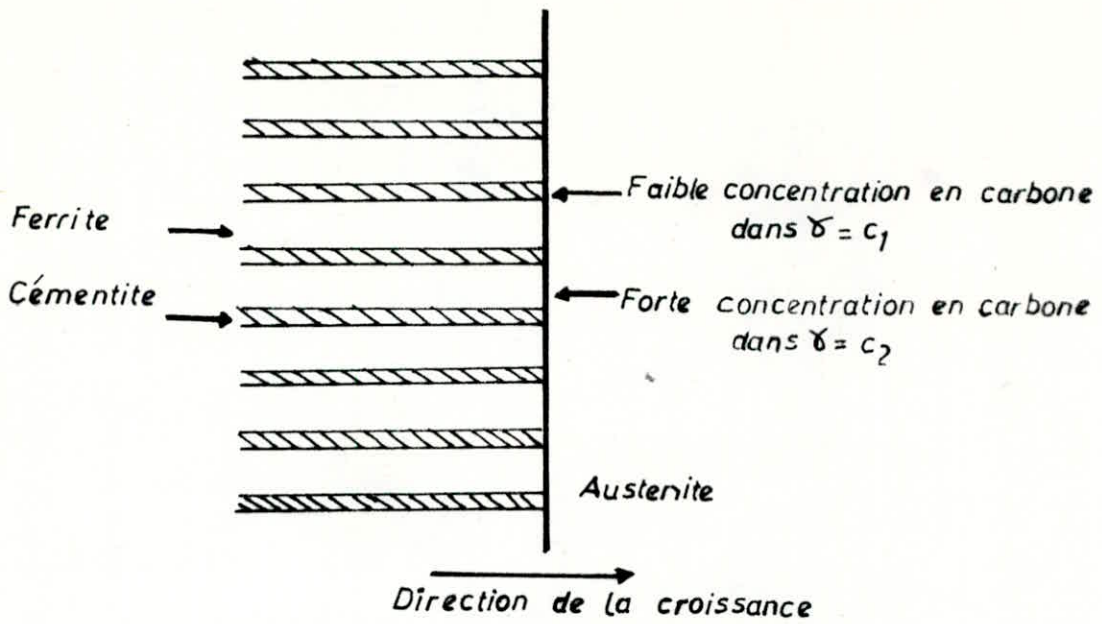


Fig:11 — Processus de formation de la perlite au dépens de δ

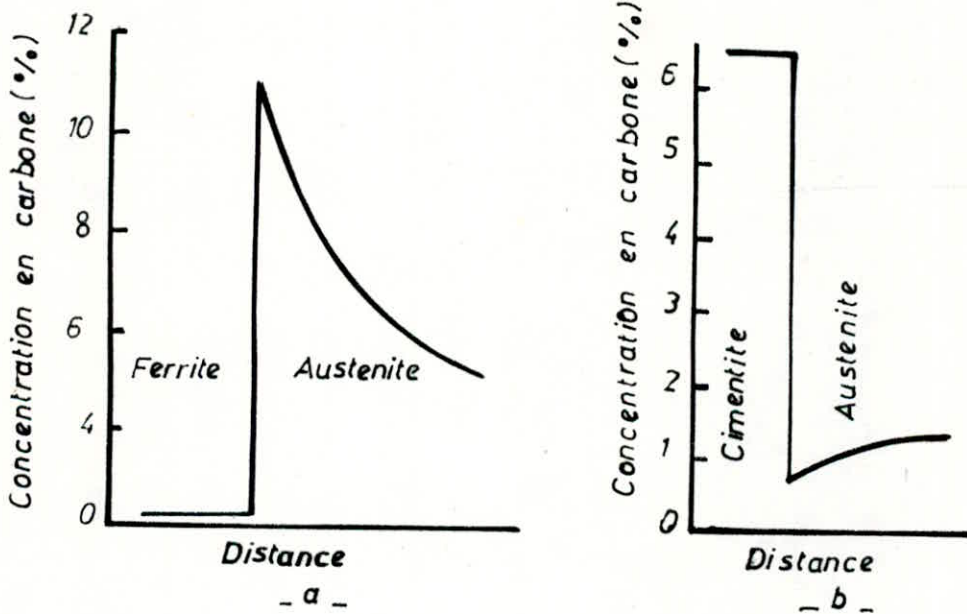


Fig:12 — Variation de la concentration en carbone à l'interface:

- a - Ferrite / Austénite
- b - Cémentite / Austénite

IV.2.1 - Cinétique de propagation du joint de la phase :

Des études montrent que la phase solide produite est toujours orientée par rapport à la phase mère.

La vitesse avec laquelle l'interface phase mère-phase produite avance dépend de la vitesse de diffusion du carbone.

Selon ce point de vue adopté, la croissance d'une phase dans une autre est pour cela spécifiée par les équations partielles différentielles que gouverne la diffusion, en même temps que la condition que les joints de phase doivent mouvoir d'une manière à maintenir la concentration d'équilibre, juste au front du joint qui avance.

L'avancement de l'interface (joint) le plus fréquent est celui qui entraîne à la fois le changement dans le réseau et le changement dans la composition.

La variation de la concentration du soluté sur les deux bords du joint de phase avançant est montrée schématiquement sur la figure 12.

IV.2.2 - Calcul de la vitesse du joint de phase : V_B

On émet l'hypothèse que la densité des atomes du solvant est essentiellement la même dans les deux phases, évitant ainsi une complication :

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

La densité courante des atomes dans l'ancienne phase à partir du joint de phase est donnée par :

$$\text{densité courante} = (C_2 - C_1)_B \cdot V_B \quad 1$$

Elle est égale au nombre net d'atomes de soluté qui croît par unité de surface et de temps.

.../...

La densité courante peut-être exprimée aussi en terme de coefficient de diffusion atomique D par :

$$\text{densité courante} = -D \left(\frac{\partial C_2}{\partial X} \right)_B \quad 2$$

En combinant les deux équations, 1 et 2, on aura :

$$V_B = \frac{-D}{(C_2 - C_1)_B} \left(\frac{\partial C_2}{\partial X} \right)_B \quad 3$$

Dans certains cas (croissance de Fe_3C) la concentration C_1 est fixe, dans d'autre (croissance de Ferrite) elle est indéterminée à quelques degrés.

IV.2.3 - Cinétique de la croissance de la nouvelle phase :

La vitesse avec laquelle chaque portion du joint se propage est donnée par l'équation 3 : Dans cette équation le gradient de concentration $\left(\frac{\partial C_2}{\partial X} \right)_B$ peut se représenter par le rapport :

$$\left(\frac{\partial C_2}{\partial X} \right)_B = \frac{\Delta C}{L} \quad 4$$

ΔC : différence de concentration dans la phase mère juste au niveau du joint qui avance et à une distance éloignée de ce dernier.

C'est cette différence de concentration qui donne naissance à la diffusion.

L : a la dimension de longueur et conservera la dimension linéaire de l'avancement de la phase.

Les équations 3 et 4 combinées donnent :

$$V_B = \frac{\Delta C}{(C_2 - C_1)_B} \cdot \frac{D}{L} \quad 5$$

.. / ...

Déterminons comment la vitesse varie avec la température :

- . La différence de concentration (ΔC) qui cause la diffusion dans la phase mère est proportionnelle à la surfusion (ΔT) donc :

$$\Delta C \text{ proportionnelle à } \Delta T.$$

- . La distance effective de diffusion (L) est inversement proportionnelle au degré de surfusion (ΔT) c.à.d :

$$L \text{ proportionnelle à } \frac{1}{\Delta T}$$

- . Le coefficient de diffusion varie avec la température (T_c)

$$D \sim e^{-\frac{Q}{RT}}$$

En combinant ces 3 facteurs on obtient à partir de l'équation 5

$$\boxed{v_B \sim (\Delta T)^2 \cdot e^{-\frac{Q}{RT}}} \quad 6$$

En conclusion, les points essentiels que l'on doit considérer et qui affectent sensiblement la vitesse et le mécanisme des diverses réactions, ainsi que la morphologie et la microstructure de l'acier sont :

- * Les propriétés thermodynamiques du système puisque les échanges d'énergie libre jouent un rôle fondamental.
- * Le mécanisme du processus de diffusion puisqu'un transport d'atomes se produit.

IV.3 - Espacement interlamellaire :

L'espacement interlamellaire minimum possible S_0 dans la perlite entectoïde formée isothermiquement peut-être calculé par des méthodes thermodynamiques :

.../...

Dans le calcul de S_0 , on cherche la condition à laquelle l'énergie libre du système complet sera abaissée par la croissance des nodules de perlite. La condition est que l'énergie libre dégagée par la transformation est suffisante pour fournir l'énergie nécessaire à l'interface entre la Fe_3C et les plages de Ferrite.

Pour que cette condition soit exprimée sous forme mathématique précise, le nodule de perlite d'espacement interlamellaire S_0 est considéré comme avançant dans l'austénite mère (voir figure 13).

Une équation sera établie, elle montre que quand le nodule croît, l'énergie libre reste inchangée dans une région qui renferme une plaque de Fe_3C et une plaque de Ferrite. Ce volume est indiqué par des pointillés sur la figure 13, et sera considéré comme ayant une profondeur (W).

Quand le nodule avance d'une distance (dX), le volume de l'austénite transformée au dessous de la région considérée sera ($S_0 \cdot W \cdot dX$), et aussi la masse de l'austénite transformée sera ($\rho \cdot S_0 \cdot W \cdot dX$), où ρ = densité.

L'énergie libre utile à la température $T^\circ C$ pour la formation de nouvelles interfaces sera donc :

$$\text{énergie libre utile (disponible)} = Q \cdot \frac{T_E - T}{T_E} \cdot \rho S_0 W dX \quad [7a]$$

où T_E = température entectoïde

Q = la chaleur de transformation par unité de masse.

La croissance de la surface totale de l'interface est ($W 2 dX$)

En prenant (S) comme énergie de surface par unité d'aire.

La croissance de l'énergie d'interface est donnée par :

$$2 S W dX \quad [7b]$$

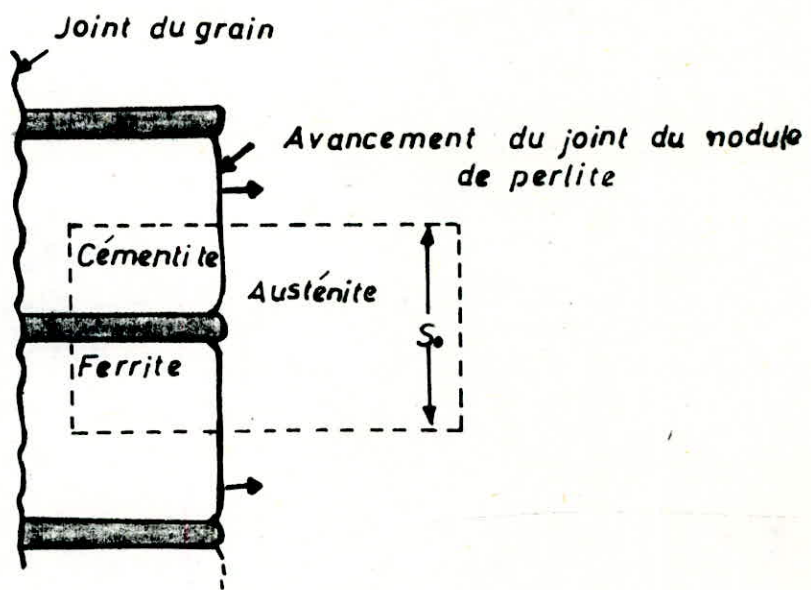


Fig:13 - Schéma Illustrant l'avancement du nodule de perlite

En égalant les équations [7a] et [7b] on aura :

$$Q \cdot \frac{T_E - T}{T_E} \rho S_0 = 2 S \quad [8]$$

La solution de cette équation pour l'espacement interlamellaire donne :

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

En accord avec l'équation [9] l'espacement interlamellaire est inversement proportionnel au degré de surfusion (ΔT).

CHAPITRE V - LA MICROSCOPIE ELECTRONIQUE :

Le comportement macroscopique des matériaux solides est déterminé dans une large mesure par des paramètres microscopiques (nature des phases présentes, composition chimique, état de surface). Le microscope électronique à balayage est devenu un outil indispensable. Il est utilisé aussi bien pour des contrôles dans l'industrie que pour des travaux de recherche.

V.1 - Principe de base de l'observation en microscopie électronique à balayage :

En microscopie électronique à balayage, un faisceau d'électrons est accéléré et focalisé sur un échantillon. Les électrons qui pénètrent dans cet échantillon peuvent subir plusieurs types d'interactions provoquant l'émission d'électrons et de photons.

La détection des électrons émis est utilisée pour former l'image de la zone étudiée (voir figure 14).

V.2 - Emission électronique :

On distingue : la retrodiffusion et l'émission électronique secondaire. En conséquence de ces deux émissions, on a un autre signal qui peut-être aussi utilisé : c'est le courant échantillon.

a) La retrodiffusion :

Les électrons retrodiffusés sont des électrons qui quittent la cible à la suite de collisions avec les noyaux. La diffusion est élastique, ce qui leur permet de garder une énergie proche de l'énergie des électrons incidents.

b) L'émission électronique secondaire :

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.

c) Le courant échantillon :

Le courant du faisceau incident (ou courant de sonde) n'est pas égale à la somme des courants correspondants à l'émission électronique secondaire et à la retrodiffusion. Il faut donc qu'un courant s'établisse entre l'échantillon et la masse pour éviter une accumulation de charges : c'est le courant échantillon.

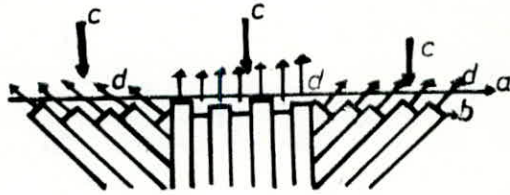


Fig: 15 _Attaque des plans cristallins
 a Plan de polissage avant attaque
 b Plan de polissage après attaque
 c Lumière incidente
 d Lumière réfléchie

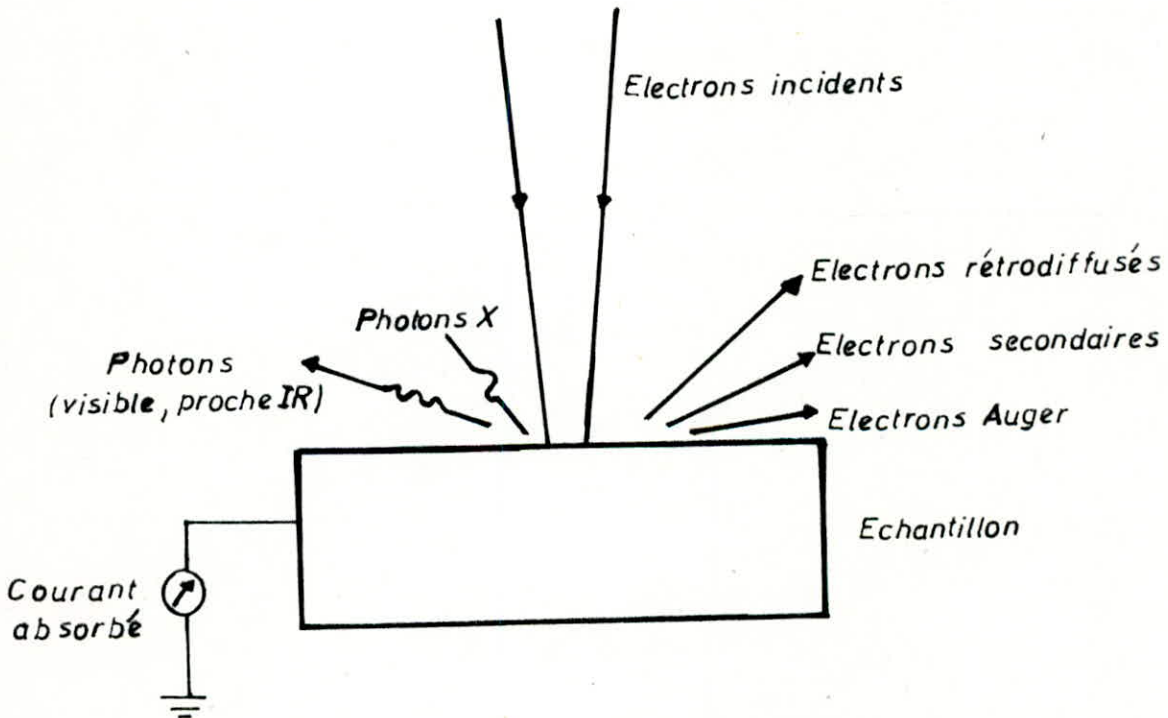


Fig: 14 _Schéma des signaux provoqués par les interactions électrons-matière.

V.3 - Caractéristiques principales du microscope électronique à balayage (M.E.B) :

- * Pouvoir de résolution (ou pouvoir séparateur) allant jusqu'à 100 Å
- * Grossissement allant jusqu'à 80.000
- * Très grande profondeur de champs donnant une vision tridimensionnelle des objets observés

a) Principe de base

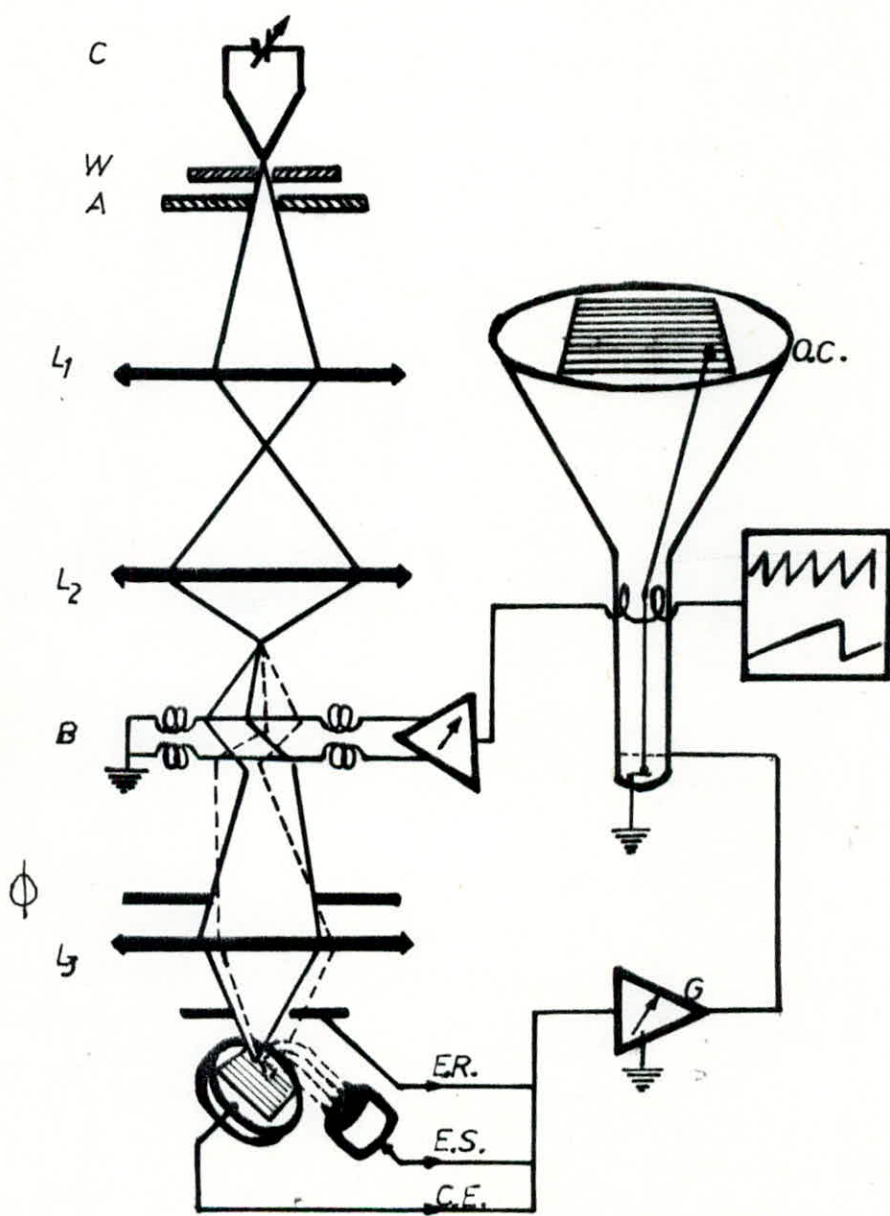
Dans une colonne qui fonctionne sous un vide secondaire de l'ordre de 10^{-5} tors, un ensemble d'optique électronique constitué d'un canon à électrons porté à un potentiel négatif (-10, -50 KV), d'une anode à la masse et d'un système de lentilles électromagnétiques produit un faisceau électronique très fin de l'ordre de 100µm, de diamètre qui sert à bombarder l'échantillon prêt à l'étude et peut le balayer à l'aide d'un système de balayage perfectionné. Sous l'effet de cette sonde électronique, différentes particules ou rayonnement sont émis de l'échantillon et sont transformés en signal électrique. Ce dernier sert à moduler l'intensité du faisceau d'un tube cathodique d'oscilloscope (ou tube de T.V) à balayage synchrone avec celui de l'échantillon (voir schéma du microscope électronique à balayage).

b) Différents modes de fonctionnement et formation de l'image :

L'interaction électrons - échantillon donne naissance à divers rayonnements (électrons secondaires, électrons retrodiffusés, électrons transmis, R X, et électrons auger), qui transportent des informations sur l'objet à étudier (échantillon).

A chacun de ces rayonnements correspond un mode de fonctionnement et la formation d'une image : 90% de l'utilisation du M.E.B fait appel aux électrons secondaires, 9% aux électrons retrodiffusés et 1% au courant échantillon.

Le M.E.B fonctionne principalement par réflexion. Si l'échantillon est suffisamment mince, il peut fonctionner en transmission par utilisation des électrons transmis et d'un système de détection adéquat.



Shéma d'un microscope électronique à balayage

B. Partie Pratique

CHAPITRE VI - TRAITEMENTS THERMIQUES :

L'objectif de cette partie est de présenter les résultats des mesures et expériences faites sur un acier de Naance : 60SC7 de composition chimique : 0,6% C, 0,8% Mn, 1,9% Si, 0,02% P, 0,015% S.

Les échantillons dont nous disposons ont été pris d'une barre qui a été coupée en morceaux ayant une surface de l'ordre de 1 cm² et une épaisseur de l'ordre de 8 mm (on admet que les échantillons présentent une certaine isothermie instantanée).

Ainsi, nous avons préparé 6 échantillons. Ces derniers ont subis un traitement d'austénitisation à 900°C pendant 15 mn, puis transformés isothermiquement sur une gamme de température allant de 700°C à 450°C, pour donner une structure perlitique.

Le choix des températures de traitements thermiques (température d'austénitisation, température de traitement isotherme) a été déterminé à partir des diagramme T.T.T.

Matériel utilisé pour effectuer ces traitements :

- Un four JOMINY pour le traitement d'austénitisation constitué de :
 - . du four lui-même, avec son laboratoire de travail
 - . du bloc commande-régulation sur lequel repose le four
 - . du régulateur de température.

Après un maintien de 15 mn, les échantillons sont placés rapidement dans un four de trempe muni lui aussi d'un régulateur automatique de température (la température maximale que peut atteindre les 2 fours est de 1200°C).

Ce dernier, c-à-d le four de trempe se trouvant à proximité du four de traitement d'austénitisation (le refroidissement initial doit-être suffisamment rapide pour que l'austénite ne subisse pas de modification.) Ce type de trempe isotherme se fait généralement dans des bains spéciaux.

.../...

Les durées de maintien sont aussi choisies à l'aide des diagramme T.T.T, et maintenues à un minimum pour éviter la sphéroïdisation de la perlite après transformation.

Après un maintien isotherme, les échantillons ont subi une trempe à l'eau dans le but de figer la structure perlitique.

CHAPITRE VII - ETUDE METALLOGRAPHIQUE :

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

VII.1 - Préparation de la surface à examiner (surface à cœur) :

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

Cette préparation comprend :

- . Un enrobage : L'enrobage a été réalisé à l'aide d'une résine à froid afin d'éviter un début de revenu. La température atteinte ne dépassait pas quelques degrés de celsius .
- . Un polissage: L'échantillon est tenu à la main, frotté sur des abrasifs de plus en plus fins (100 à 600). On prolonge cette action jusqu'à obtenir une surface plane et brillante de façon à ce qu'elle ne présente aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur.

Signalons qu'un examen microscopique a précédé l'attaque, il nous a permis de déceler les inclusions, les fissures, etc...

- . Une attaque chimique: L'attaque a pour but de révéler les joints des cristaux et de différencier les constituants de l'acier. Le réactif d'attaque utilisé est le nital dont la composition est : 4% de HNO_3 dans l'alcool.

Ce dernier révèle la perlite qui apparaît sous forme de lamelles sombres (Fe_3C) dans un fond clair de ferrite (ceci au niveau du microscope optique).

.../...

La différence de teinte d'un grain à l'autre est produite par une attaque différentielle.

En effet, la solubilité est fonction de l'orientation du grain par rapport au plan du polissage, et les gradins formés sur la surface dépolie ont une direction, donc un pouvoir réfléchissant qui dépend de cette même orientation (voir figure 15).

VII.2 - Observation microscopique :

2.1 - Microscope optique :

Le microscope utilisé est un microscope du type microscope inversé à lumière réfléchie AXIOMAT IAC, avec un grossissement allant jusqu'à 3000. Le grossissement choisi est de 1600.

Pour déterminer la répartition et la dispersion des carbures (lamelles de Fe_3C) selon une interdistance différente c-à-d un changement des distances interlamellaire d'une plage de perlite à une autre pour une température donnée. Nous avons choisis la méthode statistique, car d'après certains travaux (travaux de Belaiw) on suspecte que l'espacement interlamellaire n'est pas strictement constant, mais distribué statistiquement autour de la valeur réelle. Ainsi, nous avons tracé une courbe de Gauss pour chaque température caractérisant la valeur moyenne des distances interlamellaires (\bar{S}). (voir courbes n° 1, 2, 3, 4, 5 et 6).

Pour une telle méthode statistique, nous avons considéré 50 plages avec 3 mesures faites sur chacune afin d'obtenir la valeur moyenne de l'espacement interlamellaire (\bar{S}).

Pour déterminer la distance interlamellaire, on a utilisé la relation :

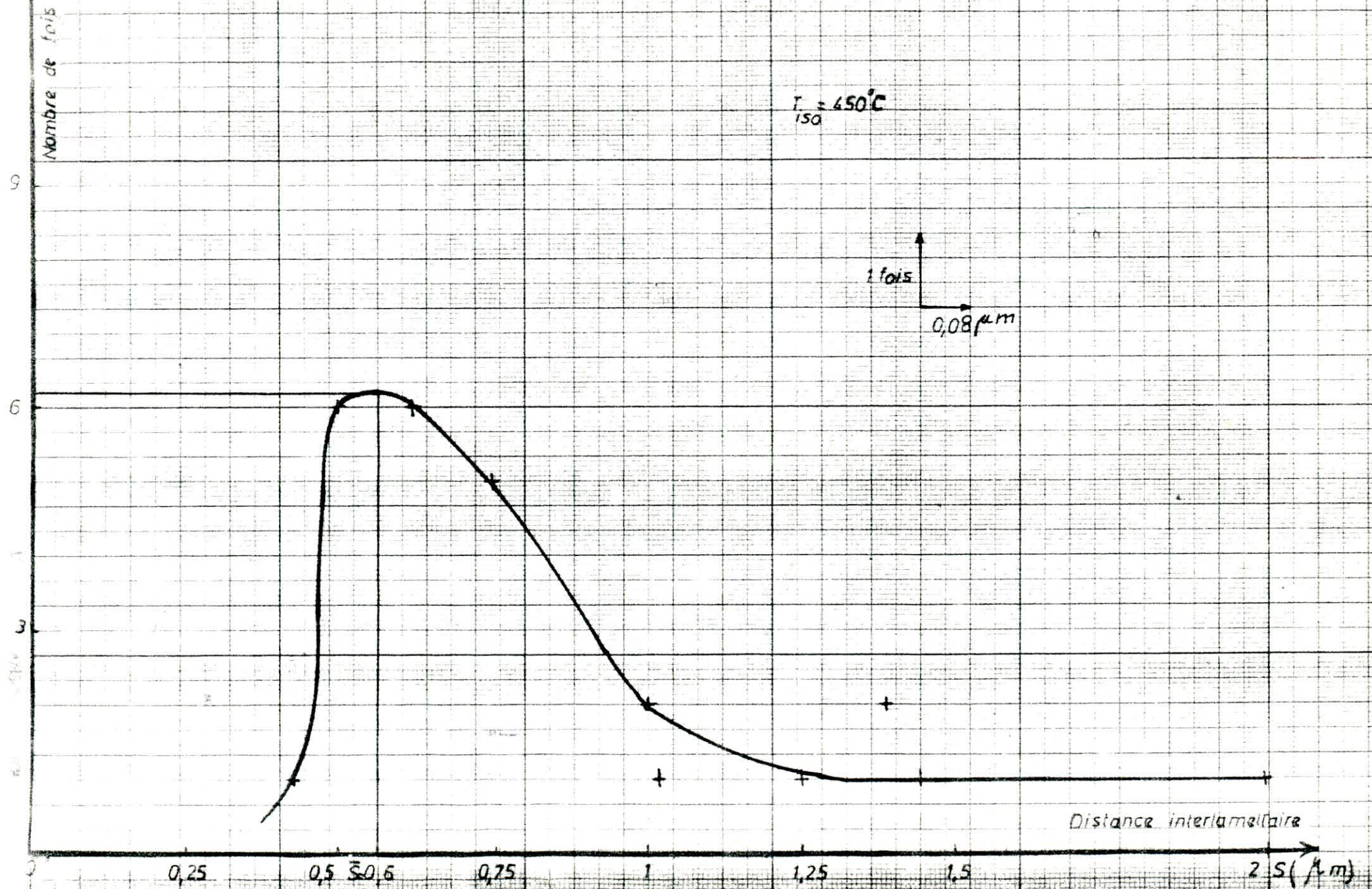
$$S = \frac{1}{n} \cdot \frac{d}{M}$$

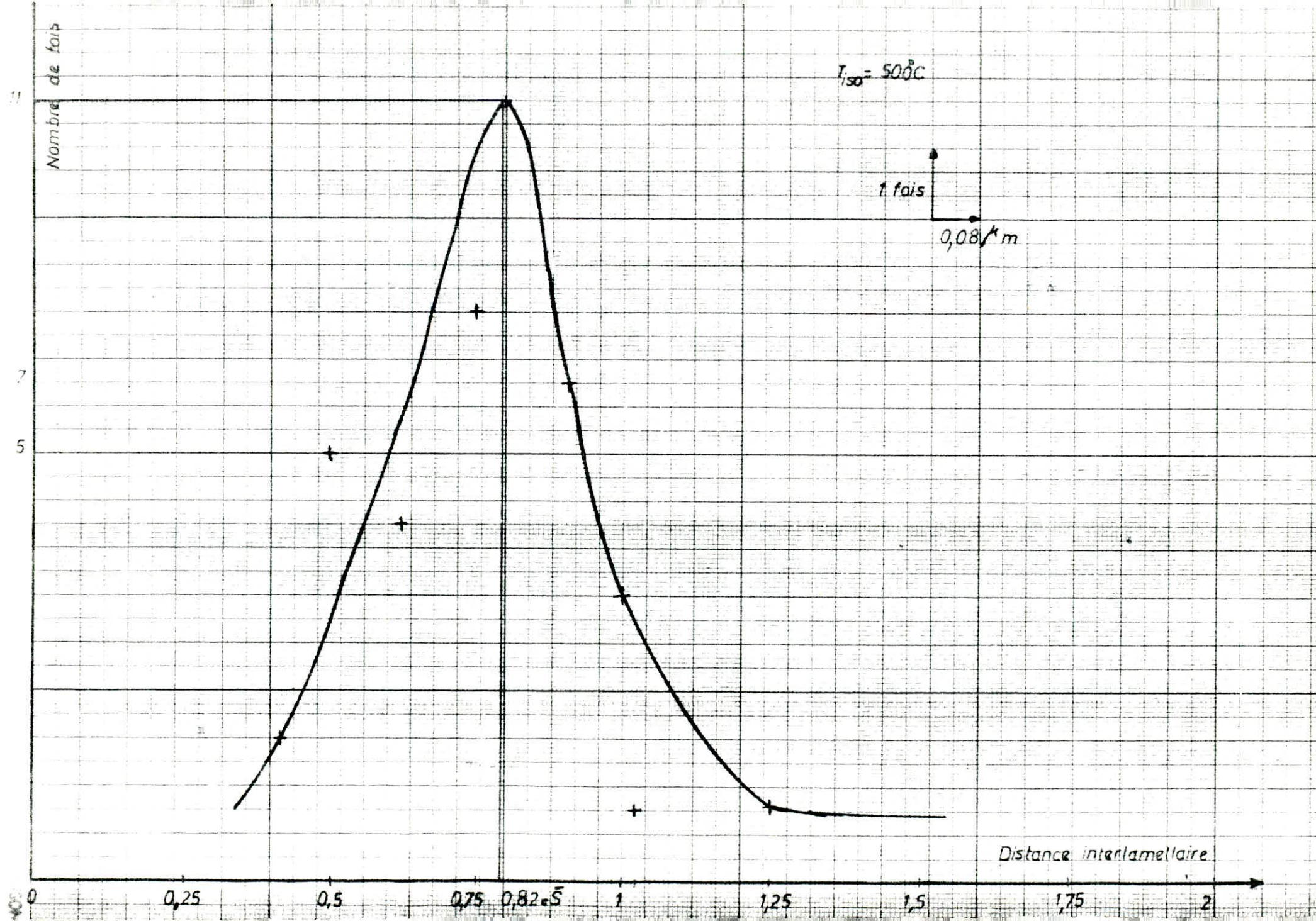
où : M = Grossissement
n = nombre de distance interlamellaire
d = distance mesurée

.../...

Courbes de GAUSS
de 1 a 6

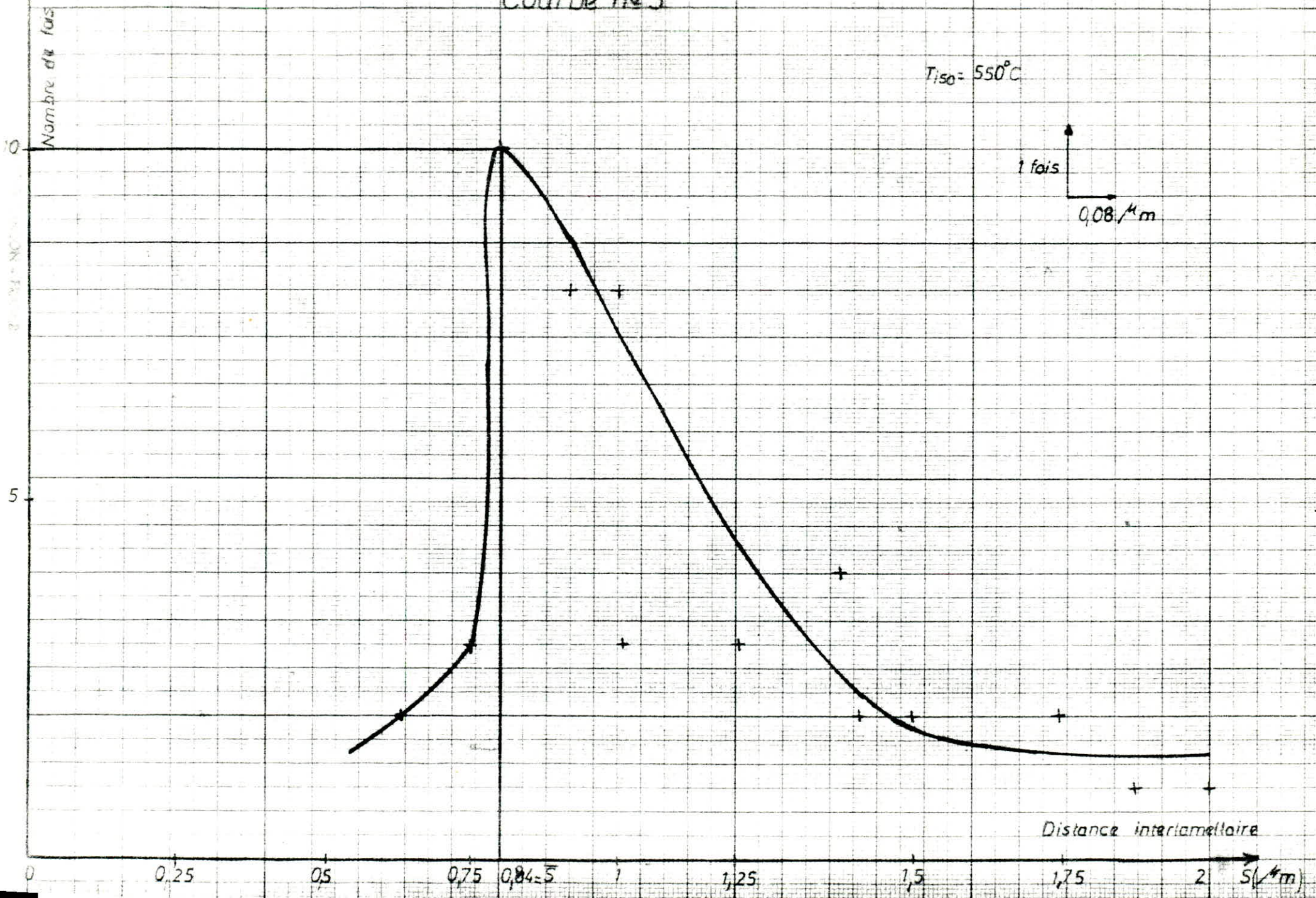
Courbe n° 1

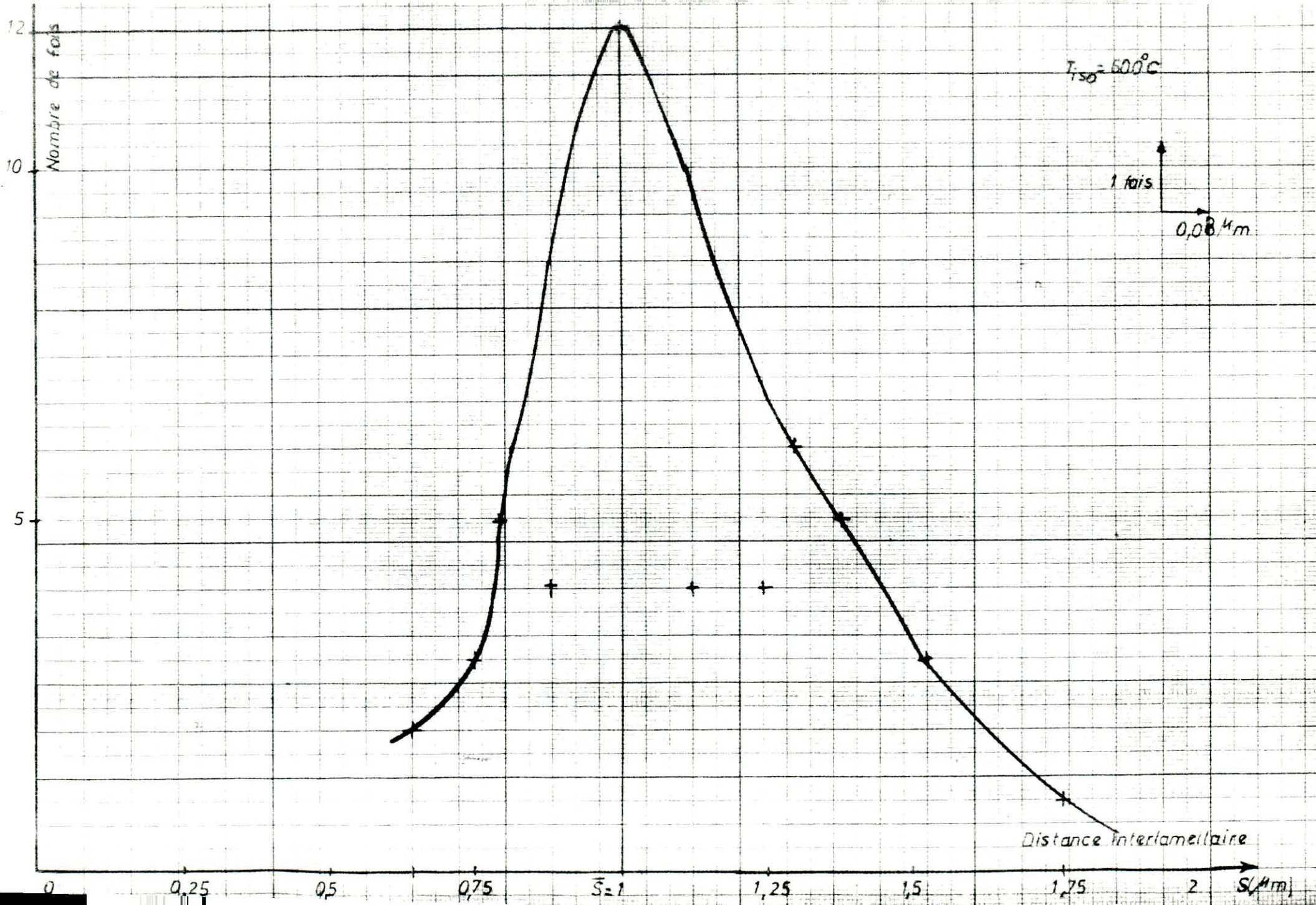




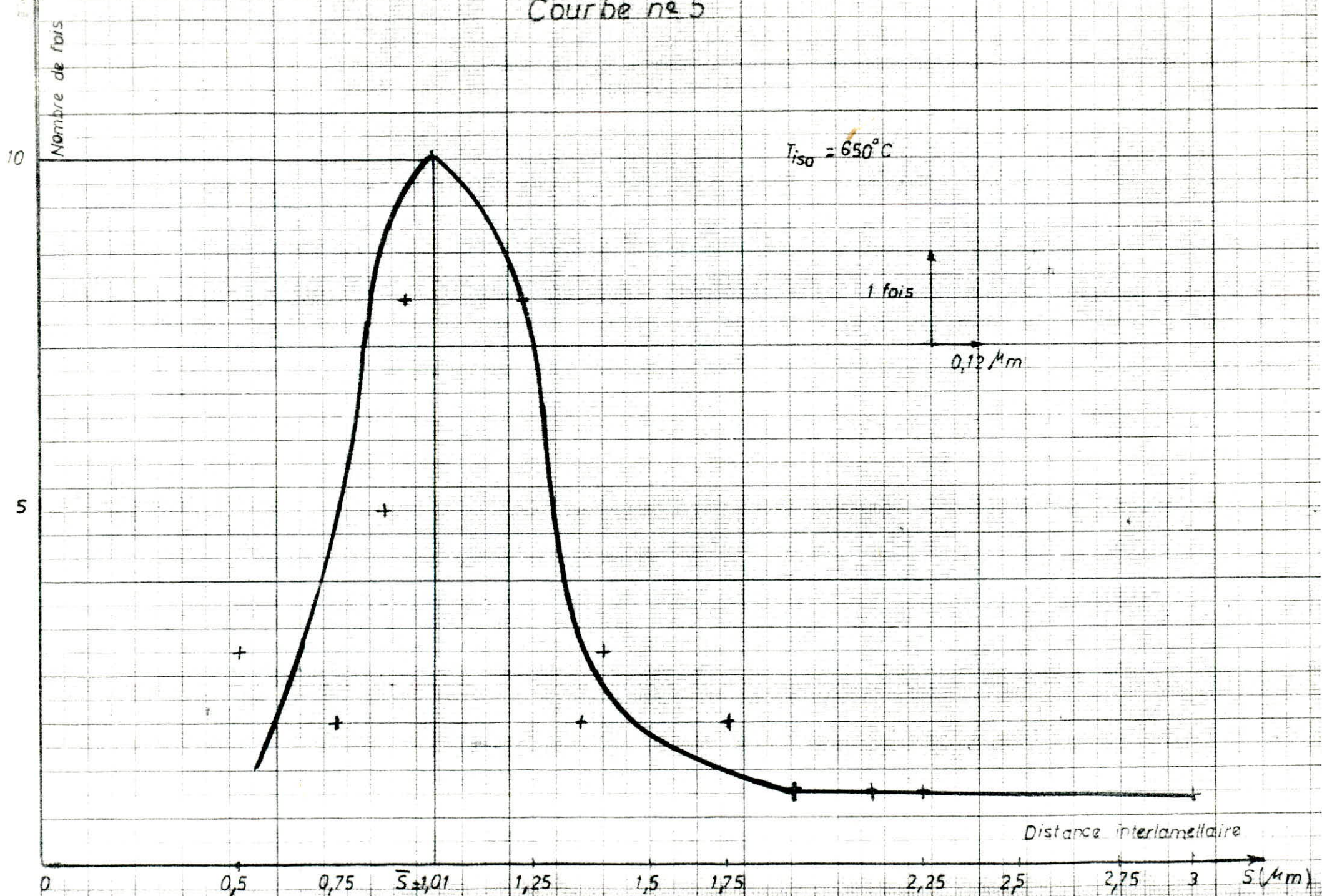
Courbe no 3

T_{iso} = 550°C



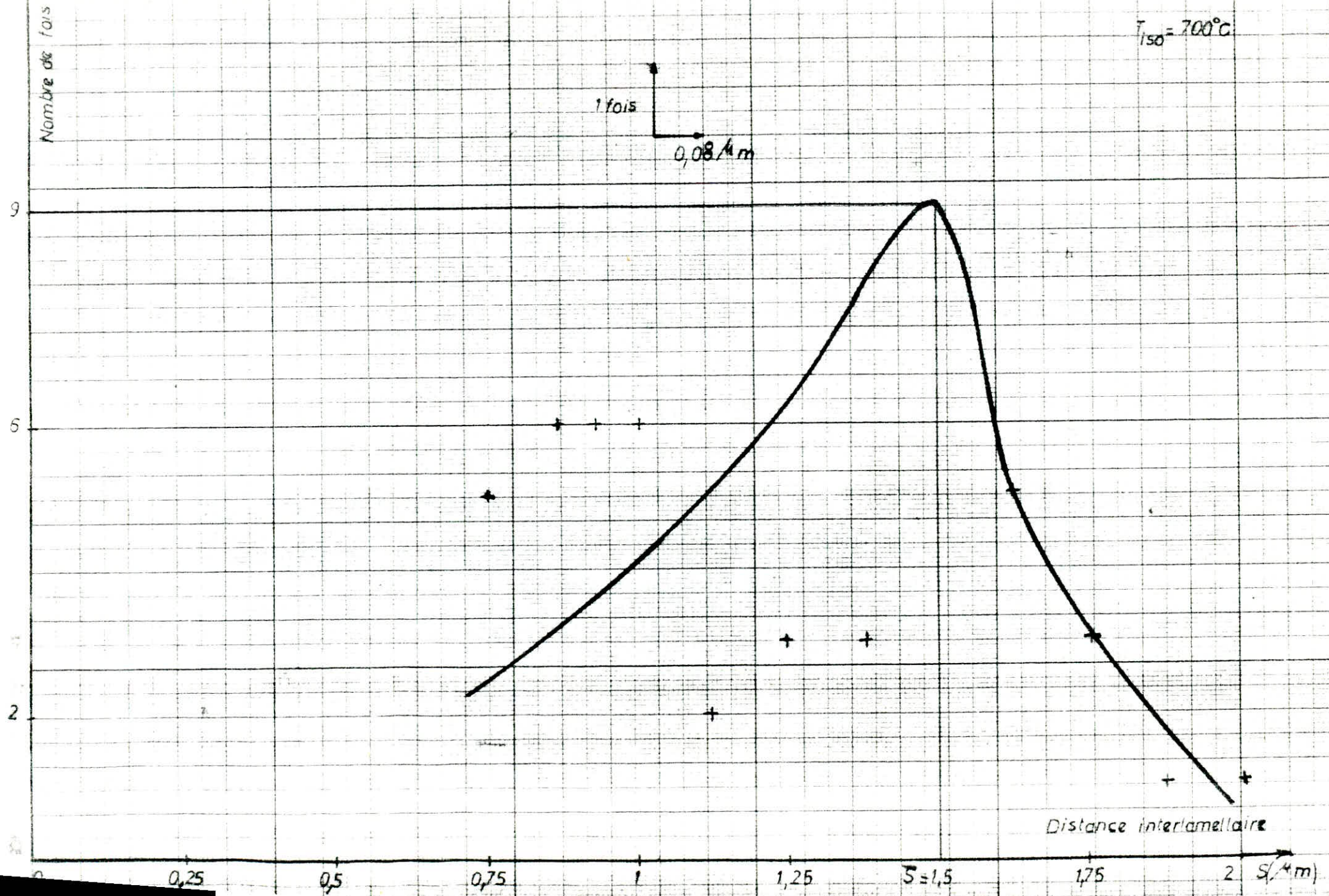


Courbe n° 5



Courbe n°6

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



VII.2.2 - Examen de la perlite en microscope électronique à balayage

Description et interprétation de l'aspect des lamelles de cémentite

Les espacements interlamellaires de la perlite ont été mesurés sur des photos de plages perlitiques prises à un Gx5000.

- * On a observé que ces derniers diminuent avec une diminution de température de transformation isothermique et avec un accroissement du degré de surfusion (ΔT) (voir courbes 7 et 8).
- * Au fur et à mesure qu'on baisse la température de transformation la taille des grains décroît et le nombre de germes augmente (grande vitesse de germination) .
(voir tableau ci-dessous : NFAO4 avec Gx100)

Température (°c)	Valeur des indices de grosseur de grain G	Nombre de grins (m) par mm ²		
		Valeur nominale	Valeur limite de à exclus inclu	
700°c	5	256	192	à 384
600°c	7	1024	768	à 1536
500°c	8	2048	1536	à 3072

- * Pour les faibles vitesses de refroidissement (c-à-d hautes températures de transformation) on retrouve une structure irrégulière et trourentée (lamelles de Fe₃c parfois courtes, courbées et orientées au hasard. Et plus le refroidissement est rapide (degré de surfusion grand (ΔT)), plus la structure de la perlite est fine et régulière.
- * L'aspect des lamelles de Fe₃c varie brusquement, lorsque l'on passe d'une plage à l'autre.

L'inclinaison des lamelles de Fe₃c par rapport à la surface de la matrice ferritique varie d'un amas de perlite à l'autre.

La figure 16 permet de comprendre toutes les conséquences que ce fait entraîne pour l'absorption du faisceau d'électrons.

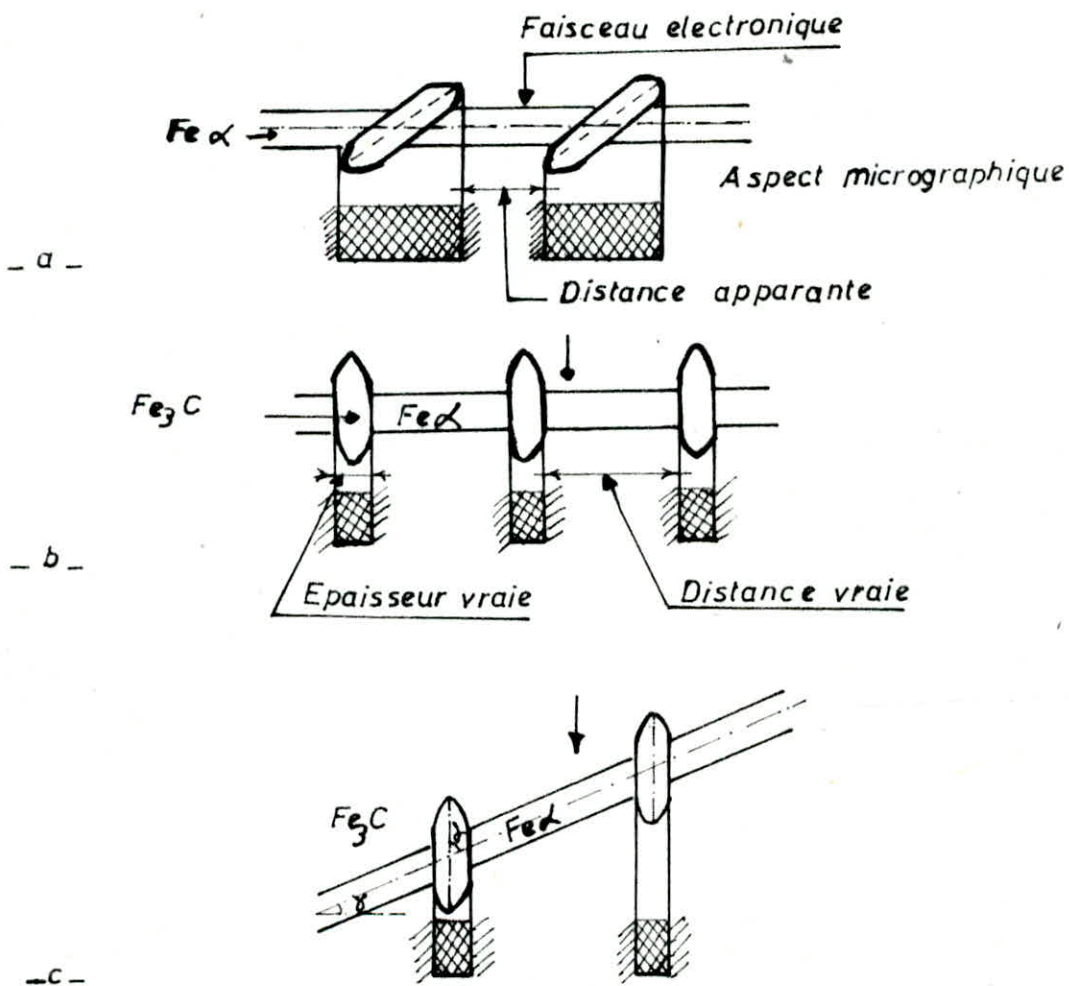
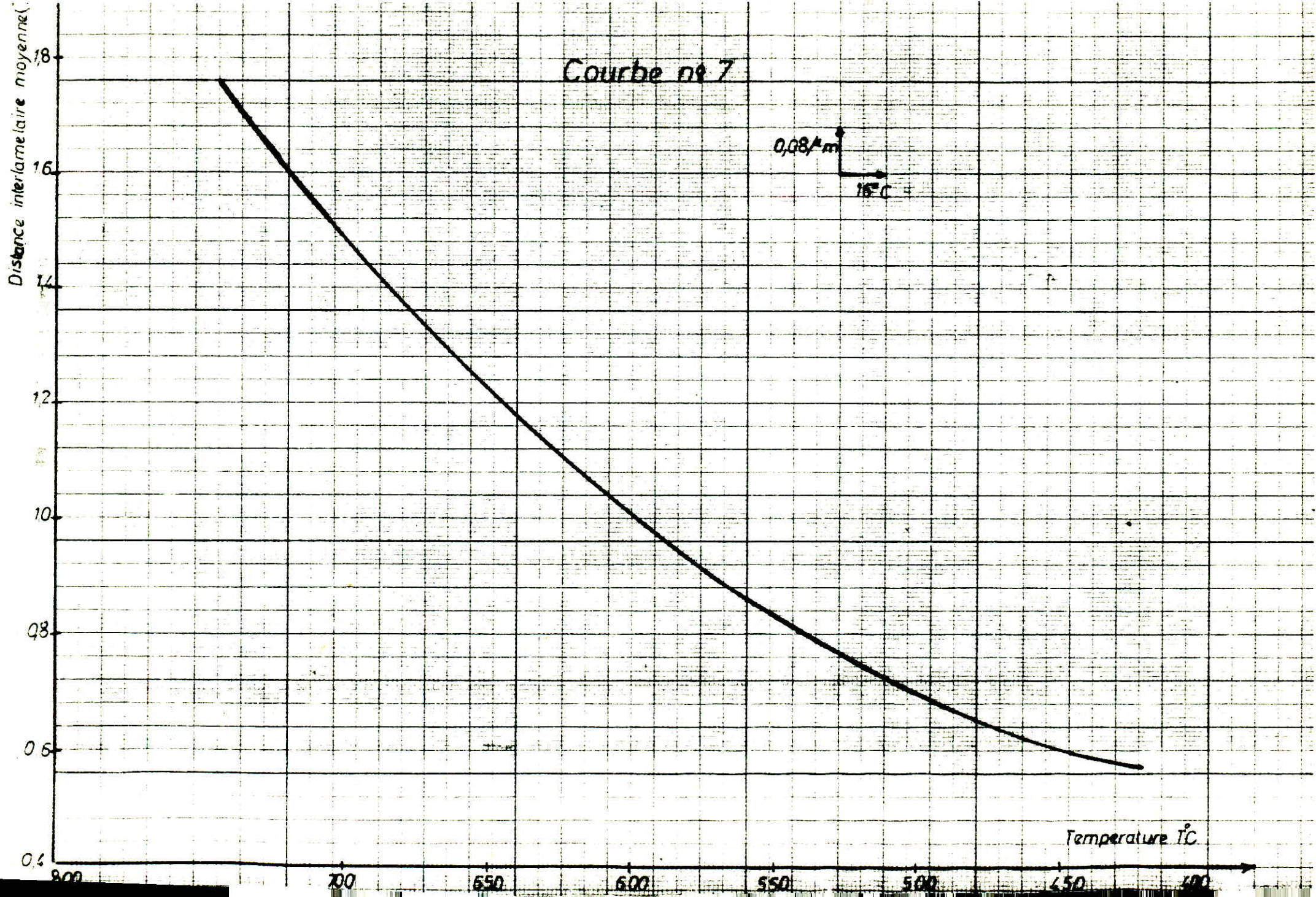
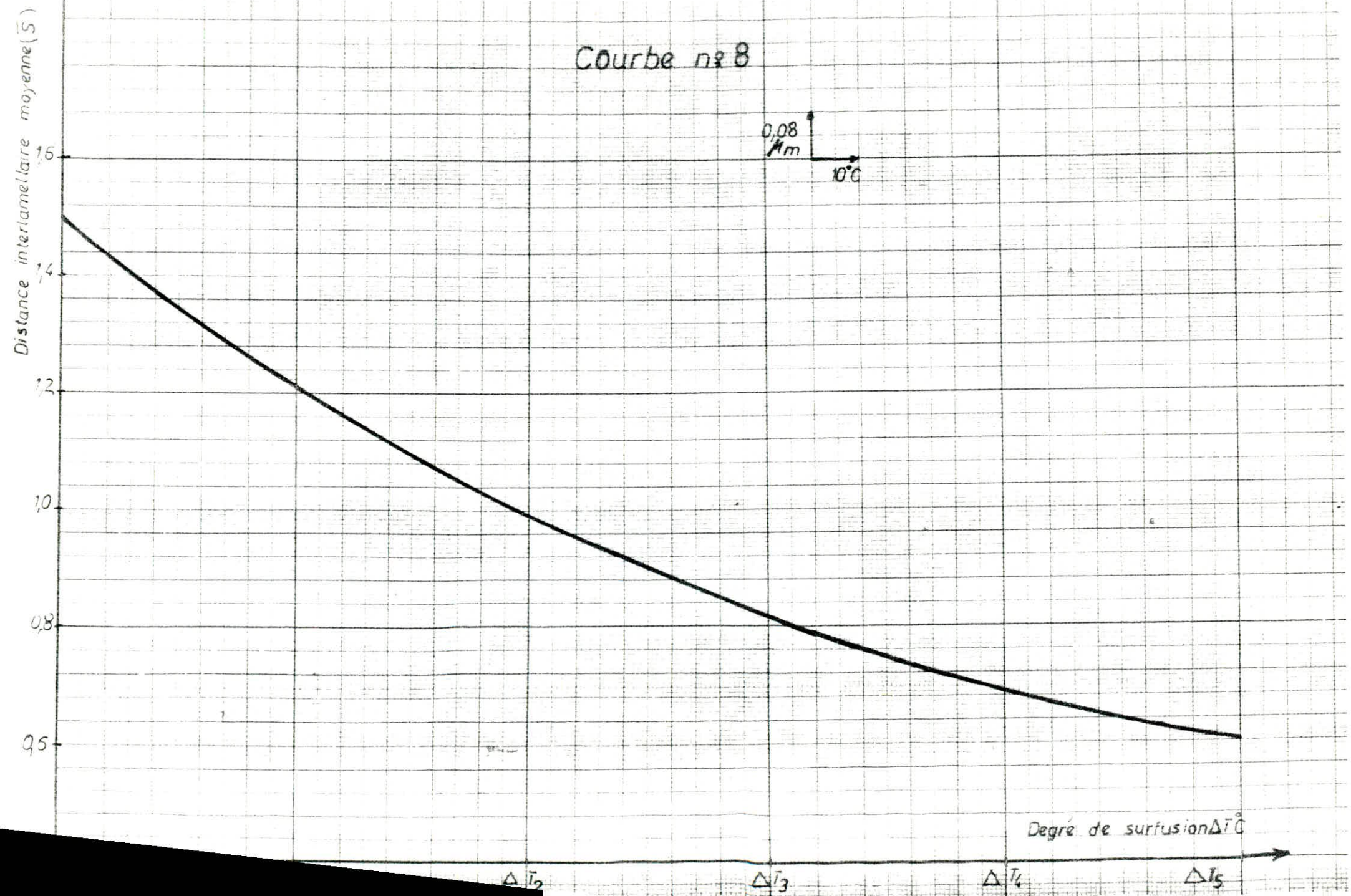


Fig:16_Coupes schématiques d'une lame de perlite et aspects micrographiques correspondants:

- a_ Coupe quelconque.
- b_ coupe orthogonale.
- c_ basculement de la lame pour connaître les mesures vraies et l'épaisseur des lamelles de cémentite et de leur interdistance.



Courbe n° 8



CHAPITRE VIII - PROPRIETES MECANIQUES :

La relation entre dureté de l'acier et les conditions de traitement imposées a été établie à l'aide de l'espacement interlamellaires moyen de la cémentite, paramètre structural essentiel dans le cas de notre acier (acier eutectoïde).

Nous avons pris 10 mesures de dureté vickers avec une charge de 40 g pour chaque échantillon.

La courbe 9 donne la variation de la dureté avec l'espacement interlamellaire moyen (\bar{S}).

On constate sur cette courbe que plus cet espacement diminue plus la dureté augmente c-à-d plus la température de traitement baisse plus la dureté de l'acier croît.

Nous avons rassemblé dans le tableau I, les résultats concernant l'espacement interlamellaire moyen (\bar{S}), et la microdureté.

En conclusion, nous pouvons dire que l'étude expérimentale nous a permis de déterminer le lien entre le processus thermique du refroidissement et la structure obtenue d'un côté, et la relation entre cette dernière et les propriétés mécaniques de l'autre côté.

Nous en tirons les remarques suivantes :

- 1 - Les distances interlamellaires diminuent quand la température de transformation décroît.
- 2 - L'espacement interlamellaire de la perlite formée isothermiquement est en réalité une distribution statistique des espacements autour de la valeur principale (valeur moyenne \bar{S}).

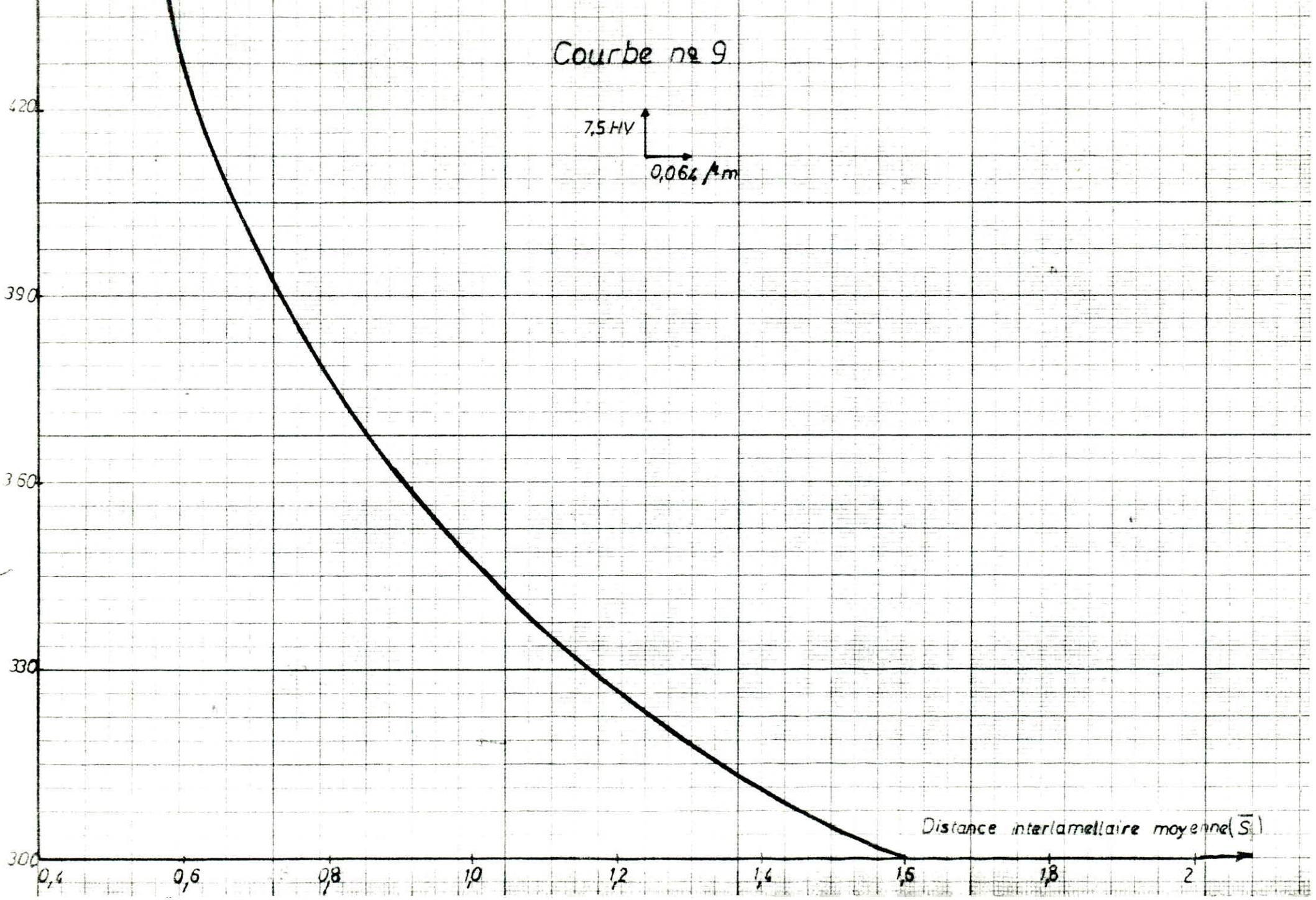
Pour des raisons pratiques, cette valeur peut-être utiliser pour spécifier l'espacement interlamellaire.

- 3 - La dureté croît avec la diminution des distances interlamellaires qui varient avec la température de transformation.

Courbe n° 9

7,5 HV
0,06 μ m

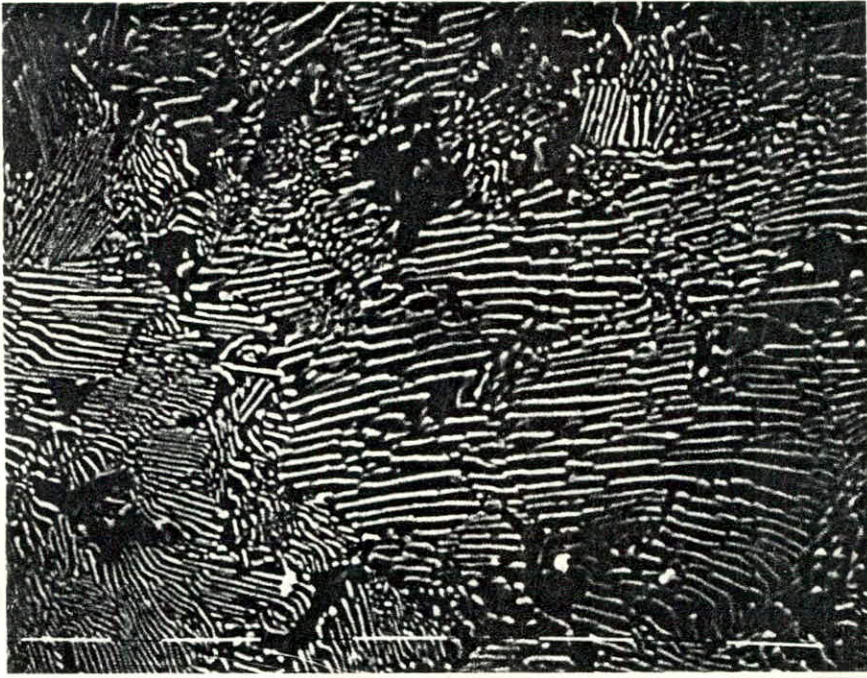
5



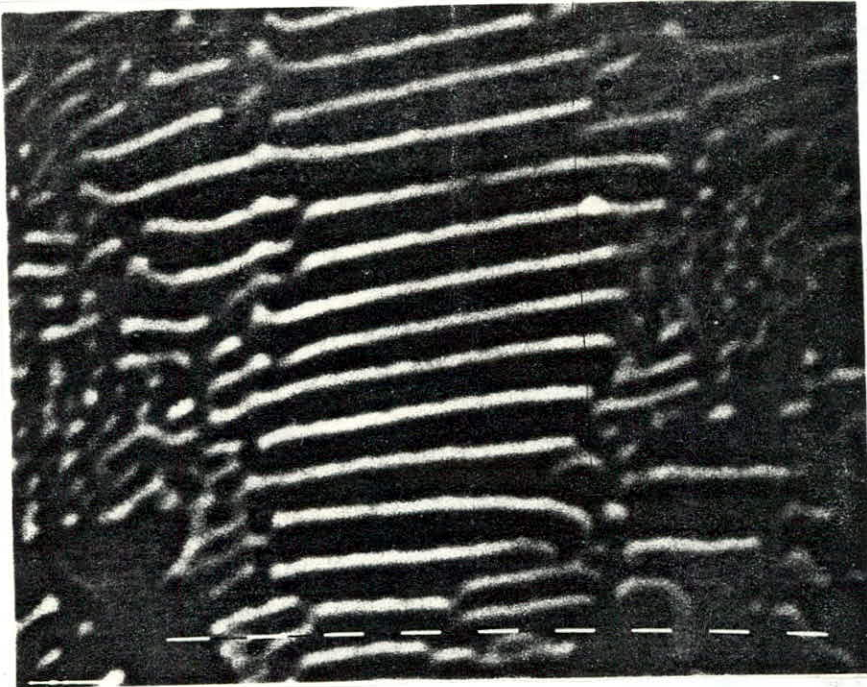
Distance interlamellaire moyenne (\bar{S})

TABLEAU I

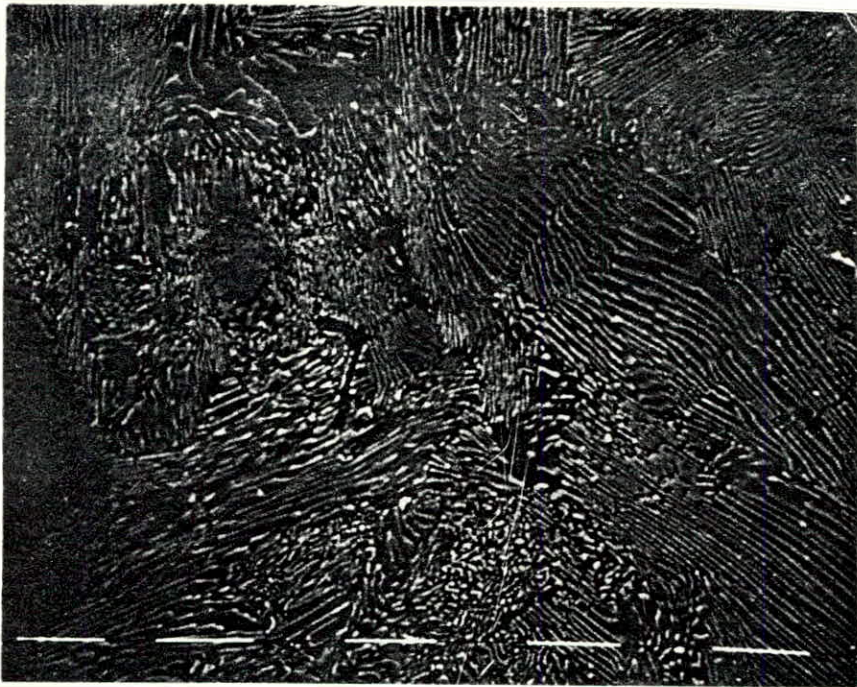
Traitements Température d'austénitisation (T_A) = 900°C temps de maintien (t_m) = 15 mn	Distance inter- lamellaire moyen- ne \bar{S} (μm) G X 1600	Dureté moyenne \bar{d} (HV)
Température du traitement isotherme = 700°C temps de maintien = 2h	1,5	304,6
Température du traitement isotherme = 650°C temps de maintien = 1h	1,01	330
Température du traitement isotherme = 600°C temps de maintien = 30 mn	1,00	347,3
Température du traitement isotherme = 550°C temps de maintien = 30 mn	0,84	367,5
Température du traitement isotherme = 500°C temps de maintien = 30 mn	0,82	378,75
Température du traitement isotherme = 450°C temps de maintien = 30 mn	0,60	427,5



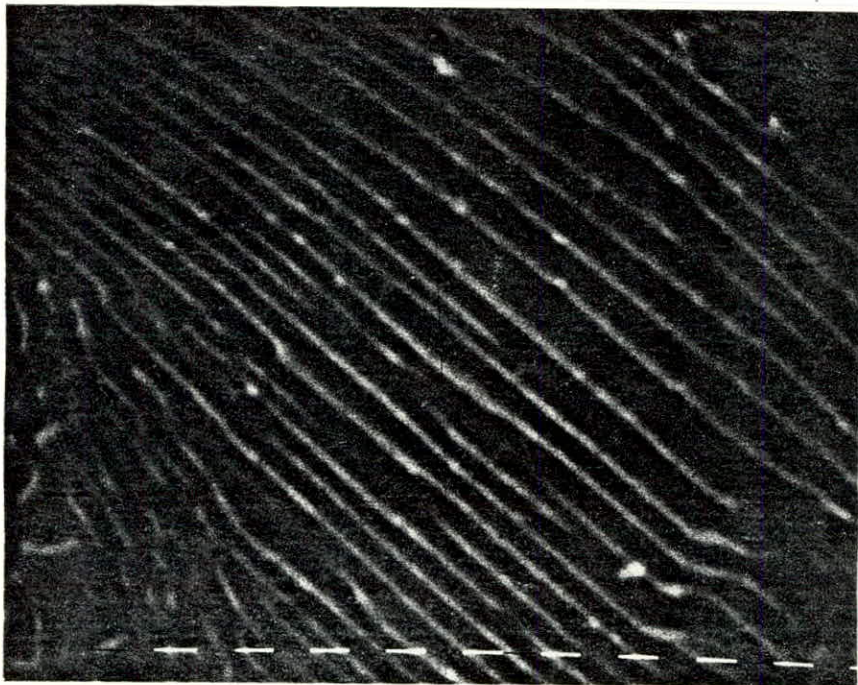
60sc7 $T_{iso} = 700^{\circ}C$; $t_m = 2h$ GX1250



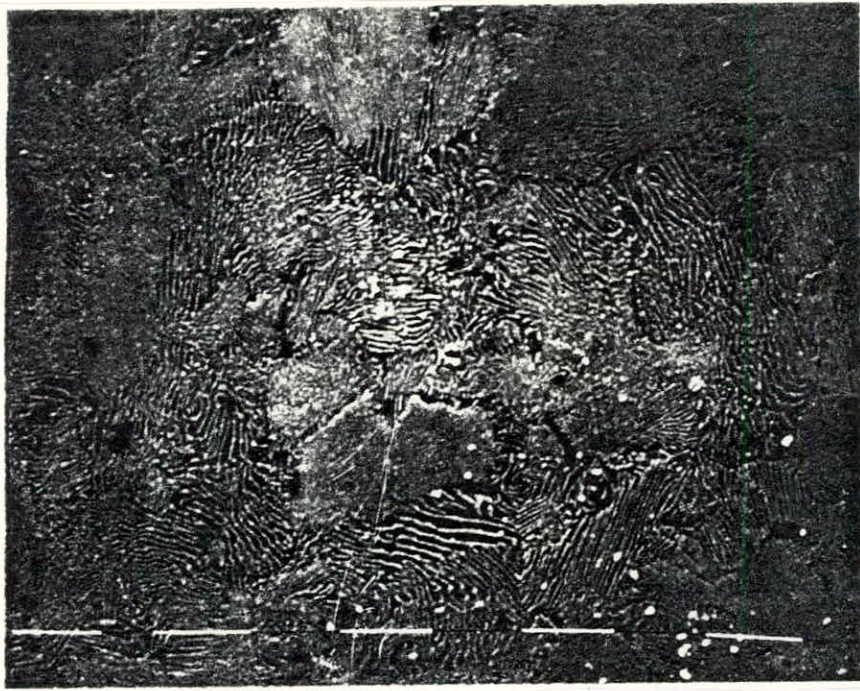
60sc7 $T_{iso} = 700^{\circ}C$; $t_m = 2h$ GX5000



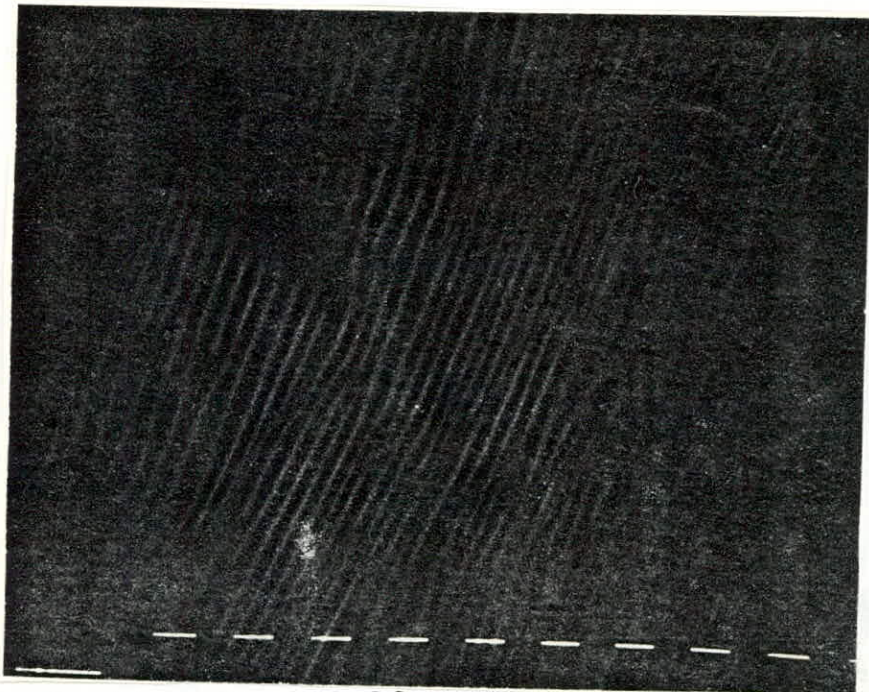
60sc7 $T_{iso} = 650^{\circ}C$; $t_m = 1h$ GX1250



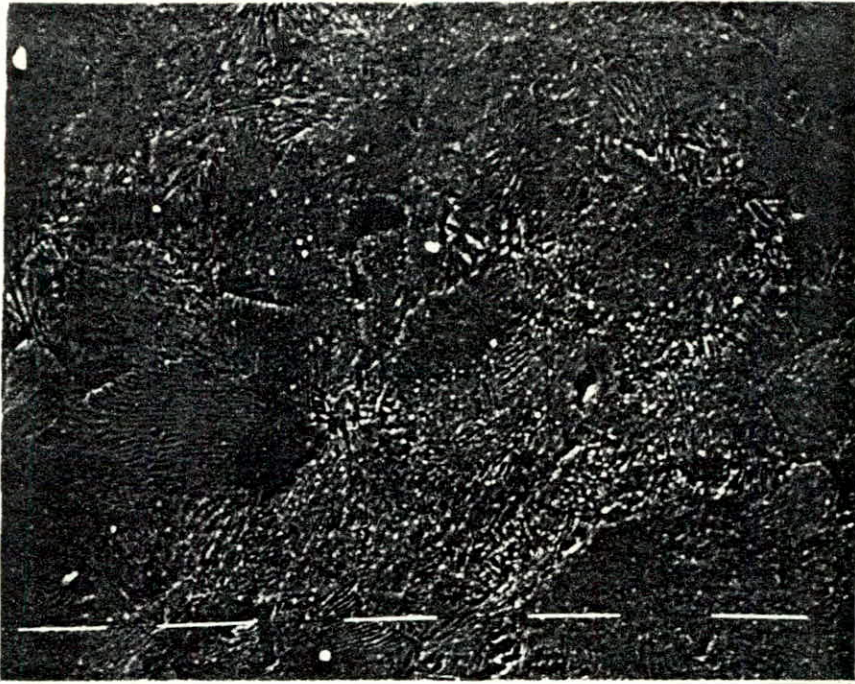
60,sc7 $T_{iso} = 650^{\circ}C$; $t_m = 1h$ GX1250



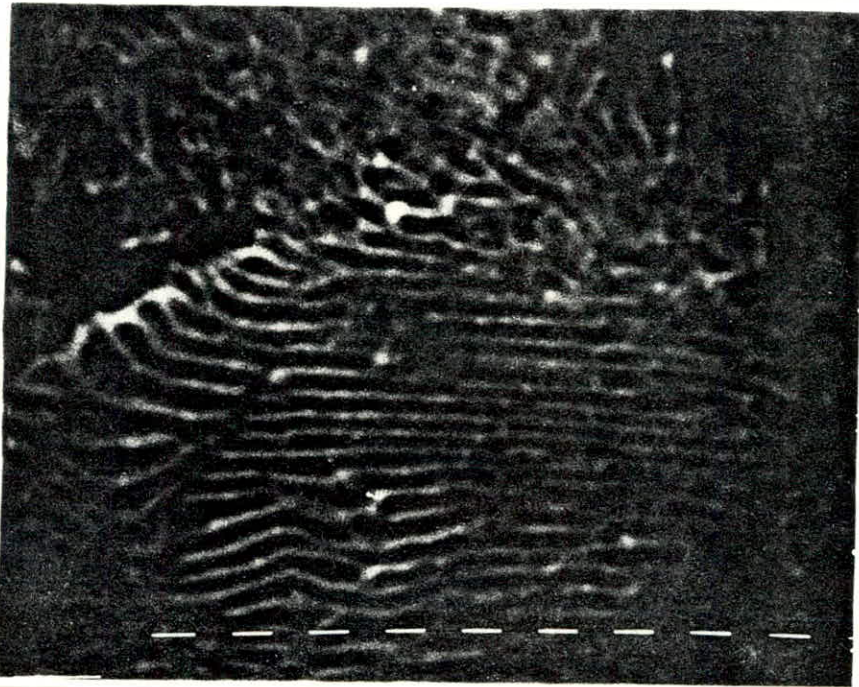
60sc7 $T_{iso} = 600^{\circ}C$, $t_m = 30mn$ GX1250



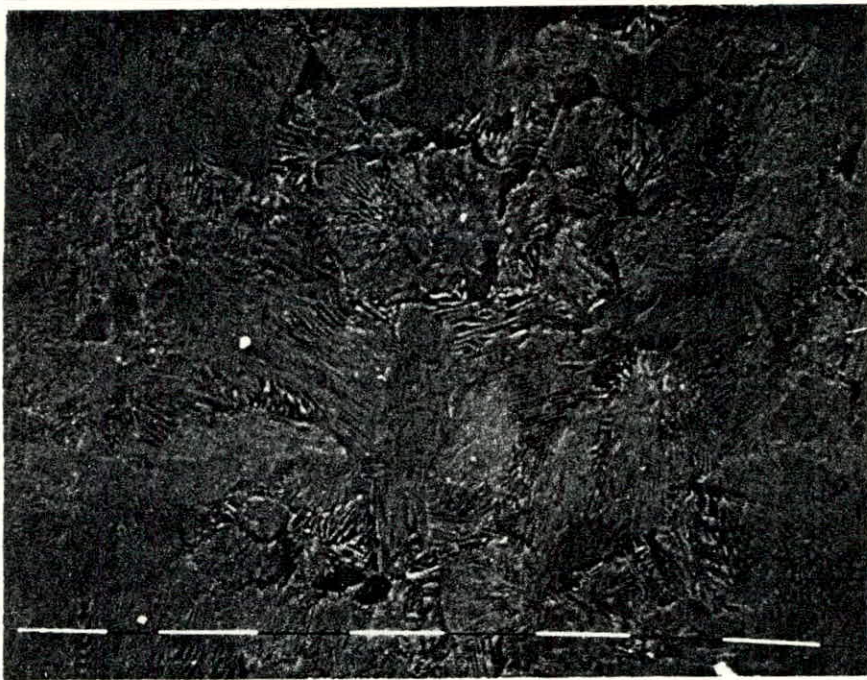
60sc7 $T_{iso} = 600^{\circ}C$, $t_m = 30mn$ GX5000



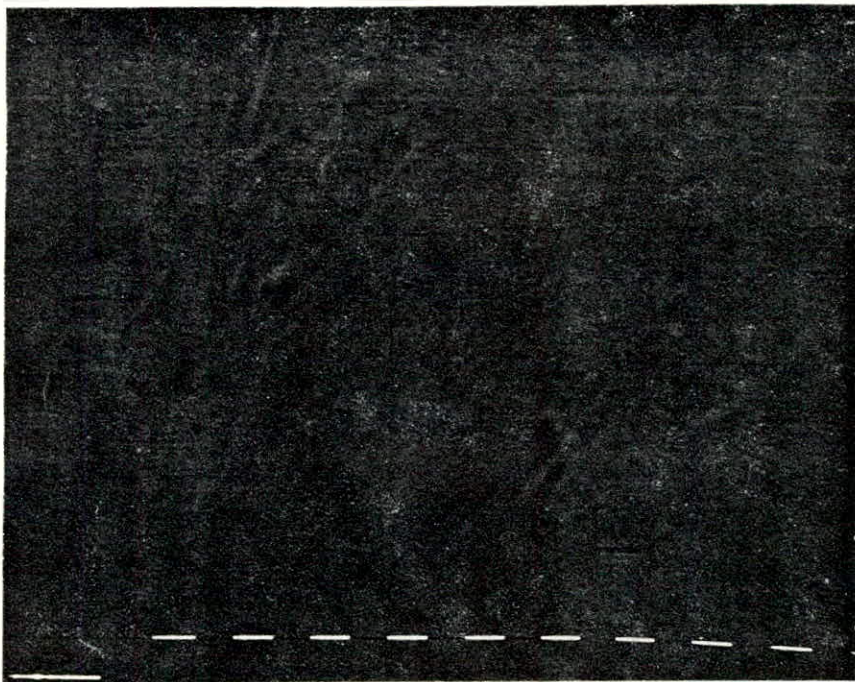
60sc7 $T_{iso} = 550^{\circ}C$; $t_m = 30mn$ GX1250



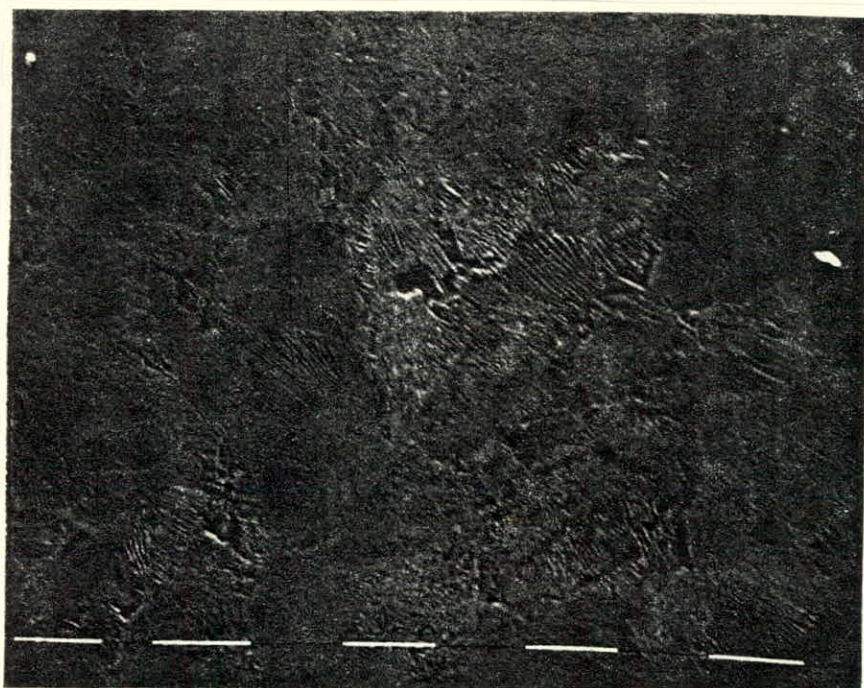
60sc7 $T_{iso} = 550^{\circ}C$; $t_m = 30mn$ GX5000



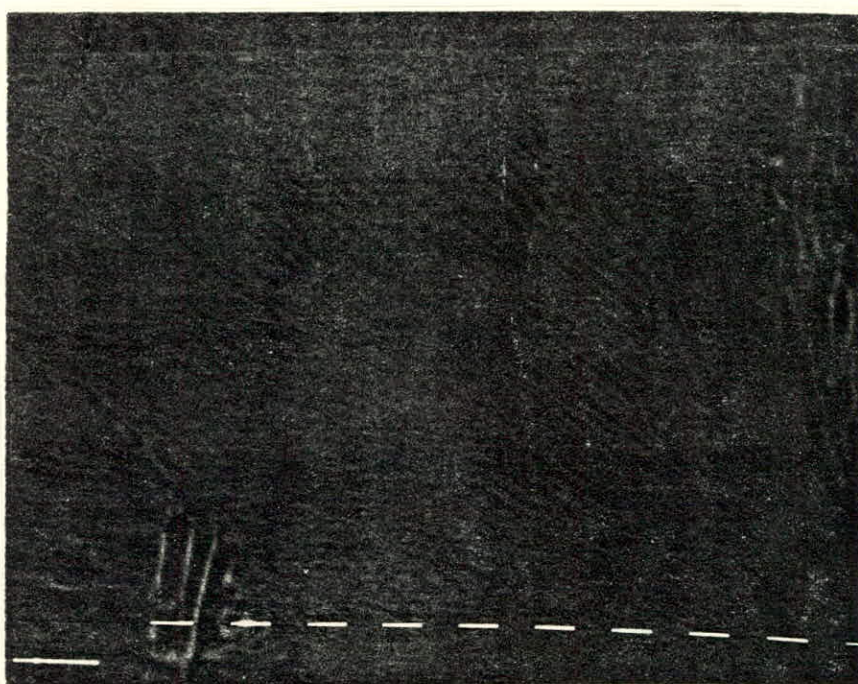
60sc7 $T_{iso} = 500^{\circ}C$; $t_m = 30mn$ GX1250



60sc7 $T_{iso} = 500^{\circ}C$; $t_m = 30mn$ GX5000



60sc7 $T_{iso}=450^{\circ}c$; $t_m=30mn$ GX1250



60sc7 $T_{iso}=450^{\circ}c$; $t_m=30mn$ GX5000

C_ Conclusion

CONCLUSION

Au terme de cette étude, nous tenons à remarquer que les distances interlamellaires dans la perlite varient avec la température.

Selon chaque température de transformation, nous avons obtenu une structure perlitique dont la morphologie était différente (distance interlamellaire, aspect des lamelles de cémentite,..); et nous constatons qu'à très haute température, les lamelles de cémentite sont très espacées, par contre à basse température, elles ne sont plus discernable, ce qui donne une structure très fine ayant une dureté plus élevée à ceux traités à haute température.

D'autre part, ce que nous devons comprendre ce sont les propriétés thermodynamiques du système, puisque les échanges d'énergie libre jouent un rôle fondamental. Nous devons également comprendre le mécanisme du processus de diffusion puisqu'un transport d'atomes se produit.

Il serait souhaitable d'approfondir cette étude en mettant en oeuvre certains essais mécaniques tels que: résistance à la traction; résilience; ..etc; qui pourront parachever la connaissance de l'influence de ce paramètre structural (distance interlamellaire); dans la perlite.

Il serait aussi souhaitable de faire cette étude en traitement continu.

Notre étude aurait été plus enrichissante et plus bénéfique, si les moyens matériels étaient réunis (bains de trempe, dilatométrie,...etc).

- 1 - J. BENARD, A. MICHEL, J. PHILIBERT et J. TABLOT
Métallurgie générale (1969) Masson & Cie
- 2 - I. LAKHTINE, Métallographie et traitement thermique des métaux
- 3 - ALBERT 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'austenite"
Rev. Met. 54 n° 4 (1957), 245 - 256
- 6 - ZENER (c) "Kinetics of the decomposition of austenite"
Trans. A.I.M.E. 167 (1946) 550 - 583
- 7 - J.P. HOUIN, A. SIMON, G. BECK "Transformation ferrito-perlitique
en refroidissement continu des aciers au carbone" Mem. Sc. Rev.
Met. Mars (1978) 149 - 159
- 8 - JUNGSMANN (B.) "Etude par microscopie et microdiffraction électro-
nique sur lame ultramines, de la morphologie de la perlite formée,
dans des conditions de refroidissement différentes, à partir
d'austénite saturée en carbone" Thèse, Nancy (1969)

