

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE DES SCIENCES ET DE LA TECHNOLOGIE
« HOUARI BOUMEDIENNE »

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE D'ALGER

Département Mines et Métallurgie

المعهد الوطني للعلوم الهندسية
المكتبة
PROJET DE FIN D'ETUDES
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE
BIBLIOTHÈQUE

THEME

Construction des courbes de transformation
en refroidissement continu d'un acier
à 0,380% de Carbone et 1,225% de
Manganèse

Proposé par :

Bernard SCHMITT

Dirigé par :

BOUABDALLAH Mabrouk

Etudié par :

CHITROUB Mohamed

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
»O«

UNIVERSITE DES SCIENCES ET DE LA TECHNOLOGIE
« HOUARI BOUMEDIENNE »
»O«

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE D'ALGER

Département Mines et Métallurgie

PROJET DE FIN D'ETUDES
»O«

THEME

*Construction des courbes de transformation
en refroidissement continu d'un acier
à 0,380% de Carbone et 1,225% de
Manganèse*

Proposé par :

Bernard SCHMITT

Dirigé par :

BOUABDALLAH Mabrouk

Etudié par :

CHITROUB Mohamed



Juin 1983

Remerciements

Je ne saurais présenter ce travail sans exprimer mes remerciements à toutes les personnes qu'y ont contribué.

Mes remerciements vont particulièrement à :

- Monsieur Bernard Schmitt mon professeur pour la direction attentive qu'il a accordée à mon travail.
- Monsieur Bouabdallah Mabrouk pour toute l'aide qu'il m'a cessé de mes rapports
- Monsieur Salhi Chef du département Mines et Metallurgie pour sa compréhension

Aussi à toutes les autres enseignants du département Minés et Metallurgie, MM. Menas, Sathyraj, Zmuda, Guerak, Abadli, Djeghlal, Maache, Saada, Kaliki, Mazanek, Iluchtkif Witch. Mmes, Wesifal, Metzler, Béalon

- L'ensemble du personnel du laboratoire de la SONACOME de Tiouba

Ces remerciements seraient incomplets si je ne citerai pas le personnel du département de l'accurrence, MM Bouadi Touati, Bouzeghrane, Khababa.

Table des matières

Introduction

Chapitre I

"Etude préliminaire"

| | |
|---|----|
| I. I <u>Diagramme d'équilibre</u> | 4 |
| I-I <u>Constituant d'équilibre de l'acier</u> | 4 |
| I-I-I Ferrite | 4 |
| I-I-2 Cementite | 6 |
| I-I-3 Perlite | 6 |
| I-I-4 Austénite | 6 |
| I-2 <u>Influence du Manganèse</u> | 6 |
| I. 2 <u>Transformation de phase dans l'état solide de l'alliage fer-carbone</u> | 7 |
| 2-I <u>La diffusion</u> | 7 |
| 2-I-I Mécanisme de la diffusion | 7 |
| 22-2 <u>Germination & croissance</u> | 7 |
| 2-2-I Germination | 7 |
| 2-2-2 Croissance | 9 |
| 2-3 <u>Austénisation</u> | 9 |
| 2-4 <u>Transformation perlitique</u> | 10 |
| 2-4-I Cas des aciers hypoeutectoides | 11 |
| 2-5 <u>Transformation martensitique</u> | 12 |
| 2-6 <u>Transformation bainitique</u> | 13 |
| 2-7 <u>Austenite résiduelle</u> | 15 |

| | |
|---|----|
| I. 3 <u>Diagrammes TTT & TRC</u> | I6 |
| 3-I <u>Transformation isotherme de l'austenite</u> | I6 |
| 3-I-I Principe | I6 |
| 3-I-2 <u>diagramme TTT</u> | I6 |
| 3-I-3 Influence du Manganèse | I6 |
| 3-2 <u>Transformation en refroidissement continu</u> | I8 |
| 3-2-I Diagramme TRC | I9 |
| 3-2-2 Trempabilité | I9 |
| 3-2-3 Influence du Manganèse | 20 |
| Chapitre II | |
| "Materiau & technique expérimentale" | |
| II. 1 <u>Le matériau</u> | 22 |
| I-I <u>Les impuretés</u> | 22 |
| II. 2 <u>Technique expérimentale</u> | 23 |
| 2-I <u>Dilatométré de trempe</u> | 24 |
| 2-I-I Enrodage | 26 |
| 2-I-2 Pollissage | 26 |
| 2-I-3 Attaque | 26 |
| 2-3 <u>Dureté</u> | 27 |
| 2-4 <u>Mesure de la grosseur du grain</u> | 28 |
| Chapitre III | |
| III. 1 <u>Analyse des courbes dilatométriques</u> | 29 |
| I-I <u>Principe de dépouillement</u> | 29 |
| I-I-I Détermination des points de transformation | 29 |
| I-I-2 Détermination de pourcentage des divers constituants micrographiques | 31 |
| III. 2 <u>Influence des paramètres de l'austénisation</u> | 33 |
| 2-I <u>Vitesse de chauffage</u> | 33 |

| | | |
|--------|---|----|
| 2_2 | <u>Température d'austénisation</u> | 33 |
| 2-3 | <u>Temps de maintien</u> | 36 |
| III. 3 | <u>Résultats expérimentaux</u> | 39 |
| 3-I | <u>Diagramme TRC</u> | 39 |
| 3-I-I | Points de transformation | 39 |
| 3-I-2 | Dureté | 40 |
| 3-I-3 | Grosseur du grain | 4I |
| 3-I-4 | Construction du diagramme | 4I |
| 3-2 | <u>Diagramme de variation des pourcentages des divers constituants micrographiques</u> | 43 |
| 3-2-I | Pourcentage des constituants microgra- phiques formés | 43 |
| 3-2-2 | Construction du diagramme | 44 |
| 3-3 | <u>Courbe dureté, paramètre de refroidissement</u> | 44 |
| 3-3-I | Principe du choix du paramètre de refroidissement | 44 |
| 3-3-2 | Construction de la courbe HV(t) | 44 |
| III. 4 | <u>Interprétation</u> | 49 |
| 4-I | <u>Diagramme TRC</u> | 49 |
| 4-2 | <u>Diagramme de variation du pourcentage des divers constituants micrographiques formés</u> | 50 |
| 4-3 | <u>Courbe HV($\Delta t_{\frac{700}{325}}$)</u> | 50 |
| 4-4 | <u>Observation micrographique</u> | 5I |

Conclusion

Bibliographie

INTRODUCTION

Généralement les aciers ne sont pas utilisés dans leur état brut de coulée, mais dans un état traité. Puisque les diagrammes d'équilibre ne rendent compte que des réactions à l'état solide qui se produisent avec des vitesses de refroidissement très lents les chercheurs ont essayé à introduire le facteur temps dans le diagramme de transformation. Cette démarche a été facilitée par l'introduction sous l'impulsion de E.C. BAIN des méthodes d'étude en conditions isothermes, et qui a conduit à construire des diagrammes donnant l'évolution de la transformation en fonction du temps et de la température. Les courbes obtenues à partir des études en condition isothermes sont appelées "TTT" et les courbes obtenues à partir du refroidissement continu "TRC". Les courbes "TTT" constituent en quelque sortes la carte d'identité d'une nuance au point de vue traitement thermique, on peut néanmoins leur reprocher d'être établies dans des conditions très éloignées de la pratique puisque le cycle thermique subi par l'échantillon étudiée est très différent des cycles qui correspondent aux traitements les plus classiques des pièces industrielles dans la grande majorité des cas. En effet, ces traitements comportent un refroidissement continu des pièces, qui peut être très rapide dans le cas de petites pièces trempées à l'eau, ou très lent comme le cas pour de grosses pièces refroidies à l'air ou au four. Bien que les traitements isothermes soient applicables avec profit dans de nombreuses cas, et grâce précisément aux indications fournées par les courbes TTT, et 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 traitement thermique des documents plus facilement utilisables que les courbes TTT et c'est ainsi qui est apparu peu à peu la nécessité d'établir des courbes TRC afin de se rapprocher des conditions industrielles. C'est le but de mon travail pour un acier élaboré par la S.N.S. d'EL HADJAR.

La nuance étudiée est un acier hypoeutectoïde contenant 0,38 % de carbone et 1,225 % de manganèse.

Dans le premier chapitre de notre travail, un bref ~~appel~~ bibliographique retrace les différentes transformations se produisant à l'état solide au cours du refroidissement ainsi que l'influence de l'alliage (l'élément).

Le second chapitre est consacré uniquement au matériau et les techniques expérimentales.

Dans le troisième chapitre nous avons regroupé les résultats obtenus après les études dilatométriques, micrographiques, dureté, sous forme de trois courbes :

- Diagramme TRC
- Diagramme de variation du pourcentage des divers constituants micrographiques
- Courbe dureté paramètre ^{de} refroidissement (HV(~~At~~ ⁹⁰⁰ ₃₀₀)).

I. I DIAGRAMME D'ÉQUILIBRE FER-CARBONE

Les diagrammes d'équilibre sont construits à partir des conditions d'équilibre, ou des conditions assez proches de celles-ci ; ils nous indiquent la composition des phases et la structure de l'alliage en fonction de la température et la concentration. La connaissance du diagramme d'équilibre nous permet de prévoir que certaines transformations ne pouvant jamais se faire pour une température et une composition données (aspect thermo-dynamique), sans pour autant permettre de savoir si une transformation possible se produira avec une vitesse appréciable (aspect cinétique).

Il existe deux types de diagrammes d'équilibre fer-carbone, l'un stable : "fer-graphite", l'autre métastable dit "labile" fer cémentite (Fe_3C) -Figure I - .

Les alliages fer-carbone sont classés d'après leur teneur en carbone en :

- Acier moins de 1,7 % de carbone .
- Fonte plus de 1,7 % de carbone.

Conventionnellement, la ligne horizontale correspondant au palier eutectoïde est appelée A_1 et la ligne séparant le domaine biphasé du domaine monophasé est appelée A_3 . Au chauffage d'un acier hypoeutectoïde, les points de transformation correspondant aux lignes A_1 et A_3 sont appelés Ac_1 et Ac_3 et au refroidissement Ar_1 et Ar_3 .

I-I Constituants d'équilibre de l'acier

I-I-I Ferrite

La ferrite est constituée par du fer α (cubique centré) ne renfermant en solution solide que des traces de carbone . La solubilité maximale du carbone dans la ferrite est de 0,025 %. La valeur moyenne de sa dureté est : HB = 90

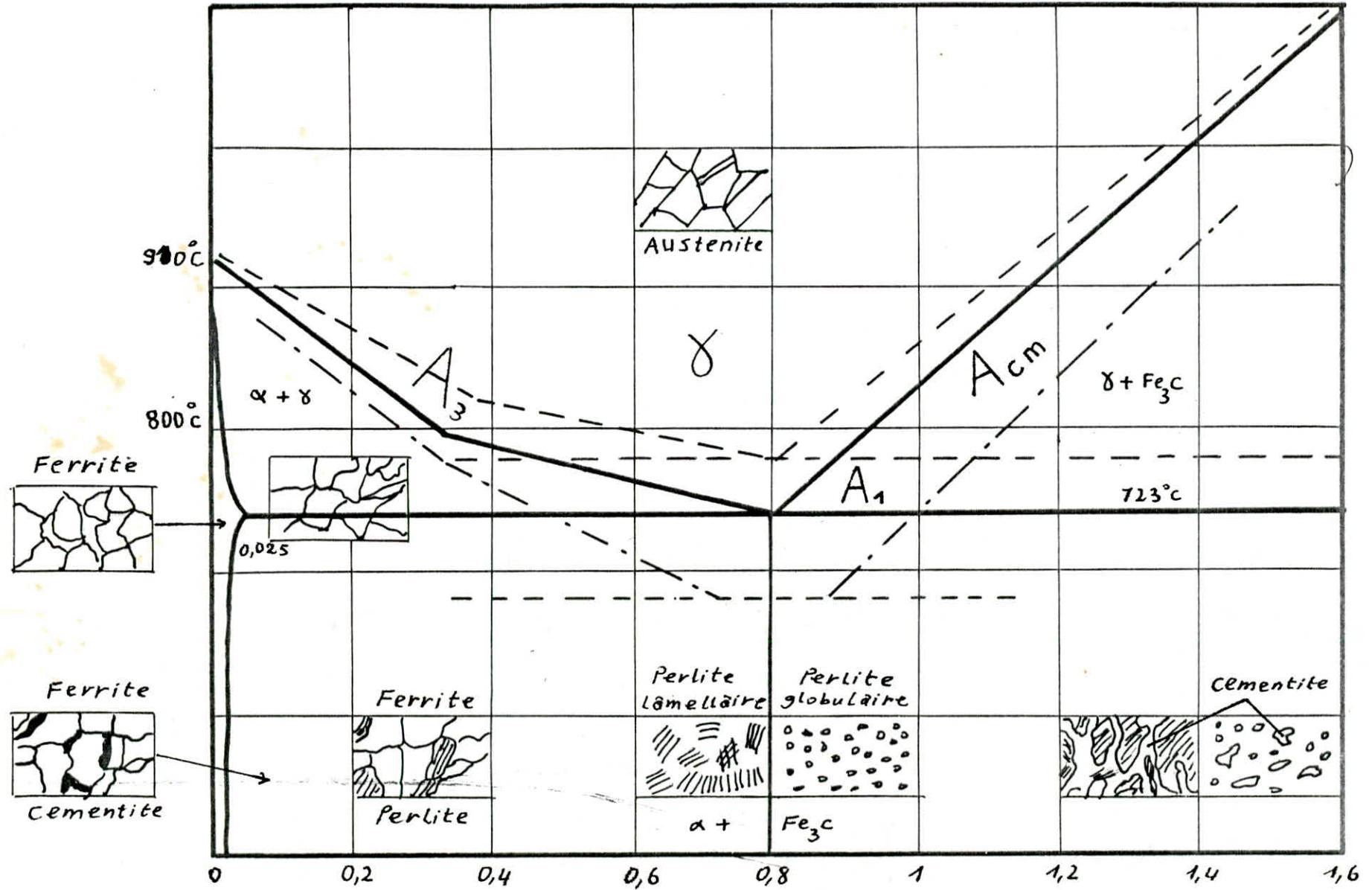


Fig 1: Diagramme Fe-Fe₃C dans le domaine des aciers

I-I-2 Cementite

C'est du carbone de fer, sa formule est Fe_3C , elle se cristallise dans un système orthorhombique (prisme droit à base losange). La teneur de la cementite en carbone est de 6,67 %, elle est fragile mais dure HB= 750. Elle est amagnétique jusqu'à 210° C.

I-I-3 Perlite

C'est le mélange eutectoïde, constitué de 87 % de ferrite et de 13 % de cementite (0,85 % de carbone) . La perlite peut être lamellaire ou globulaire selon que le refroidissement est plus ou moins lent . Selon sa structure, sa dureté HB varie de 200 à 250 .

I-I-4 Austénite

Elle n'est stable qu'au dessous de 727° C c'est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer gamma (γ), sa structure est cubique à faces centrées avec les atomes de carbone en insertion dans les sites octaédriques du réseau. Elle peut dissoudre en maximum 1,7 % de carbone à 1145° C, elle est amagnétique, ductile, malléable.

I-2 Influence du magnèse .

Le magnèse est considéré comme un élément d'alliage si sa teneur dans l'acier est supérieure à 0,3 %. C'est un élément gammagène qui étende le domaine de stabilité de l'austénite en abaissant les températures du début Ac_1 et de fin Ac_3 de la décomposition de l'austénite. Cette influence est traduite par les formules de Andrews valables pour des aciers alliés :

$$Ac_1 = 723 - 10,7 Mn - 16,9 Ni + 29,1 Si + 16,9 Cr + 6,38 W + 290 As$$

$$Ac_3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15,5 Ni + 44,7 Si + 104 V + 31,5 Mo + 13,1 W - 30 Mn - 11 Cr + 20 Cu + (700 P + 400 Al + 120 As + 400 Ti)$$

Avant d'étudier les transformations dans l'état solide de l'austénite, il est nécessaire de donner un aperçu sur leurs mécanismes de transformation :

- La diffusion
- Germination & croissance

2-1 La diffusion

La diffusion se produit grâce aux sauts successifs des atomes d'un site à un site libre voisin à travers le cristal par l'intermédiaire des interstices et les lacunes. Les vitesses de déplacement des atomes étant sous la dépendance de la température, le phénomène de la diffusion augmente avec elle .

Mécanisme de la diffusion du carbone dans le fer

Les atomes de carbone sont petits vis à vis des atomes de fer, ils occupent les positions intersticielles du réseau cristallin du fer. Les atomes de carbone diffusent alors par saut de site intersticiel en site intersticiel.

2-2 Germination & croissance

La théorie de germination et croissance nous permet d'évaluer la stabilité et les possibilités de croissance d'un germe de la nouvelle phase en fonction de la dimension de ce germe.

2-2-1 Germination

Les variations de concentrations produites par les fluctuations normales de concentration dans les solutions solides, donnent naissance à des petits groupes atomiques dont la composition est telle qu'ils peuvent devenir des germes de la nouvelle phase.

La variation d'énergie libre qui accompagne la formation d'un germe est :

$$\Delta G = -\Delta G_m + \Delta G_s + \Delta G_c$$

ΔG_m : La variation d'énergie libre en l'absence des facteurs, d'énergie superficielle et de déformation qui est proportionnelle à la quantité de la nouvelle phase, c'est à dire au volume du germe.

ΔG_s : L'augmentation d'énergie superficielle totale due à la formation d'un interface entre le germe et la matrice.

ΔG_c : L'énergie totale de déformation crée dans le germe et la matrice par l'apparition du germe, mais sa valeur est si petite qu'on peut la négliger.

Nous écrivons

$$\Delta G = -\Delta G_m + \Delta G_s$$

$$\Delta G = -K_1 a^3 + K_2 a^2$$

K_1 et K_2 étant des constants positifs

a : la dimension du germe

Pour les germes de petites dimensions, c'est le terme positif d'énergie superficielle qui prédomine et ΔG est positif ; pour les germes de grandes dimensions, c'est le terme négatif de volume qui prédomine et ΔG est négatif . Donc ΔG passe par un maximum pour une taille critique . Seuls les germes de dimensions supérieurs à la critique (taille) sont stables puisqu'ils correspondent à une diminution de l'enthalpie libre du système, et peuvent par conséquent se développer. Les défauts de structures (joints de grains, dislocations, ...) sont des sites préférentielles pour la germination. En effet au voisinage de ces défauts, le cristalle mère est perturbé, une certaine énergie est emmagasinée. Si un germe se forme sur un défaut, l'énergie est libérée ce qui réduit l'enthalpie libre de formation de ce germe.

Dès que l'austenite apparaît, le système est dans l'état suivant :
cementite (point 5), austénite en contact avec la cementite (point 3)
austénite en contact avec la ferrite (point 2), ferrite (point 4)
Les valeurs extrêmes de la concentration en carbone de l'austénite
restent constantes pendant la croissance ultérieure de la couche
austénitique tant que la particule de cementite n'est pas entière-
ment dissoute. Après dissolution complète de la cementite , on
observe une diminution graduelle de la concentration maximale en
carbone (point 3 vers point 1) . La concentration minimum en carbone
de l'austenite (point 2) reste constante tant qu'il y a de la
ferrite en contact avec cette austénite. Une fois la ferrite dispa-
rue, on a augmentation de la concentration minimum (point 2 vers
point 1). L'austénite tend ainsi vers un état d'équilibre représenté
par le point 1 (concentration en carbone homogène).

2-4 transformation perlitique

La transformation perlitique est une réaction contrôlée par
un mécanisme de germination et de croissance. En effet, au cours
de la transformation perlitique, l'austénite se décompose pendant
son refroidissement en deux nouvelles phases, ferrite et cementite
(Fe_3C). Le premier germe de cementite apparaît aux joints des
grains austénitiques où l'énergie interfaciale est minimum, puis
il se développe dans une direction perpendiculaire aux joints par
la diffusion du carbone provenant des zones austénitiques avoisin-
nantes. Il en résulte un appauvrissement en carbone de l'austénite
entourant la lamelle de cementite et formation de ferrite. La
croissance de la lamelle de ferrite augmente la teneur en carbone
de l'austénite voisine, et il s'ensuit l'apparition d'un deuxième
germe de cementite.

Ainsi les lamelles alternées de cémentite et de ferrite formées constituent une colonie de perlite, qui se développe en longueur jusqu'à la rencontre d'une colonie de perlite.

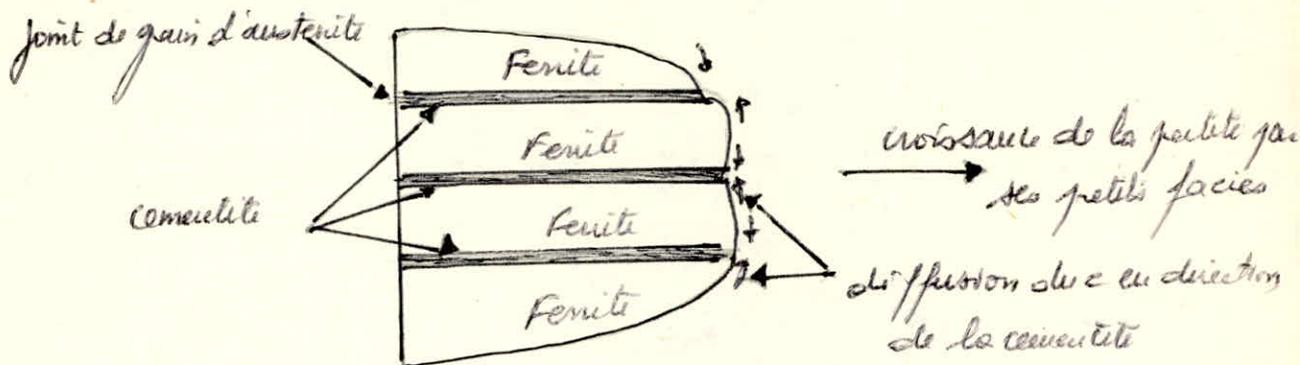


Figure 3 : Représentation schématique de la germination et de la croissance de la perlite

2-4-I Cas des aciers hypoeutectoïdes

Pour les aciers hypoeutectoïdes dont la teneur en carbone est inférieure à 0,85 % la transformation perlitique est précédée par la formation de la ferrite, appelée ferrite proeutectoïde.

Sa morphologie dépend de la teneur en carbone et de la vitesse de refroidissement. Pour les basses teneurs en carbone et les faibles vitesses de refroidissement, la ferrite proeutectoïde se forme aux joints des grains au début de la transformation.

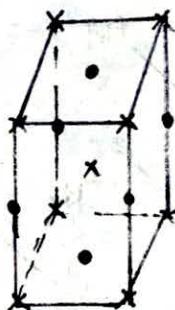
- Pour les teneurs en carbone plus élevées et les vitesses de refroidissement plus grandes, les contours de cristaux de ferrite proeutectoïde sont à angles vifs et leur formes deviennent irrégulières.

- Pour des vitesses de refroidissement assez élevées et quelle que soit la teneur en carbone, les cristaux de ferrite proeutectoïde issus des joints intercrystallins de la phase δ ont des formes allongées, en relation générale avec la structure de cette phase. C'est ce qu'on appelle la ferrite aciculaire.

La quantité de la ferrite proeutectoïde diminue avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement .

2-5 Transformation martensitique

La martensite est obtenue quand le refroidissement de la phase austénitique est suffisamment rapide, pour rendre impossible la diffusion du carbone . Celle ci se produit alors sans diffusion du carbone , mais avec un cisaillement brusque du réseau cristallin le constituant hors d'équilibre ainsi forme a une structure quadratique centrée dans laquelle le carbone reste en solution Figure 4. Les dimensions de la maille quadratique de la martensite dépendent de la teneur en carbone, comme le montre la figure 5.



- ⊗ : domaine de position des atomes de fer
- : positions probables des atomes de carbone

Figure 4 : structure quadratique de la martensite

La transformation martensitique ne peut commencer qu'à une température inférieure à celle d'un point M_s (Martensite start) et se termine à une température M_f (Martensite finish).

Jteyenet Haynes ont donne une formule empirique pour le calcul de la température , elle est valable pour les compositions suivantes:

C : 0,1 - 0,55 % ; Ni \leq 5 % ; Si : 0,1 - 0,35 % ; Cr \leq 3,5 %

Mn : 0,2 - 1,7 % ; Mo \leq 1 %

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 561 - 474 \text{ C} - 33 \text{ Mn} - 17 \text{ Ni} - 17 \text{ Cr} - 21 \text{ Mo}$$

La relation d'Andrews plus recente est plus differente :

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 539 - 423 \text{ C} - 30,4 \text{ Mn} - 17,7 \text{ Ni} - 12 \text{ Cr} - 11 \text{ Si} - 7,5 \text{ Mo} \dots / 12$$

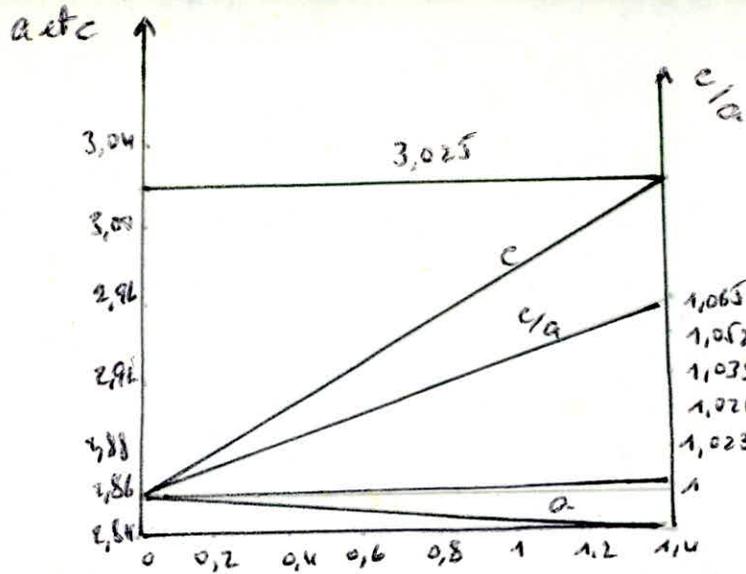


Figure 5 : paramètre de la martensite en fonction de la teneur en carbone

Elle s'applique aux aciers contenant moins de 0,6 % de carbone et moins de 5 % en chaque élément d'addition.

La quantité de martensite formée est fonction de la température atteinte entre M_s et M_f et pratiquement indépendante de la durée de maintien à cette température.

La martensite des aciers est très dure mais fragile. Cette dureté est due aux contraintes internes produites par la trempe. Car la transformation de l'austénite en martensite s'accompagne d'une augmentation de volume. Cette augmentation de volume croît avec la teneur en carbone ; donc plus l'acier est chargé en carbone plus la maille de la martensite est déformée plus la transformation est difficile, c'est à dire qu'elle se produit à plus basse température, et plus la martensite est dure.

2-6 Transformation bainitique

La bainite est produite par la décomposition de l'austénite à des températures comprises entre les températures de transformation perlitique et martensitique. La germination de la bainite se fait par la ferrite ; cette ferrite se formerait par un cisaillement du réseau de l'austénite accompagné d'une diffusion à courte distance permettant une redistribution du carbone.

La bainite ainsi formée est un agrégat ferrite carbure non lamellaire dont on connaît plusieurs types. Dans les aciers à teneur en carbone assez élevée on peut distinguer entre la bainite supérieure et la bainite inférieure, la transition entre les deux morphologies se situant vers 50 °C. La bainite supérieure présente une structure constituée de groupes de plaquettes ou d'aiguilles de ferrite parallèles entre lesquelles précipitent de petites plaquettes de cémentite. La bainite inférieure formée à plus basse température se distingue de la bainite supérieure par son aspect plus aciculaire par la finesse des minces plaquettes disposées sur des plans parallèles inclinés à 60° par rapport à l'axe principal de croissance de la ferrite. Dans les aciers à teneur en carbone plus faible, en raison de leur faible trempabilité, il est assez difficile d'obtenir des structures bainitiques bien définies par les conditions d'austénite habituellement pratique.

JTEYEN et HAYNES estiment que :

$$B_s (\text{°C}) = 830 - 170 C - 90 \text{ Mn} - 37 \text{ Ni} - 70 \text{ Cr} - 83 \text{ Mo}$$

la relation est valable pour les aciers contenant C: 0,1 - 0,55 % ;
 Mn : 0,1 - 1,7 % ; Ni ≤ 5 % ; Cr ≤ 3,5 % ; Mo ≤ 1 % .

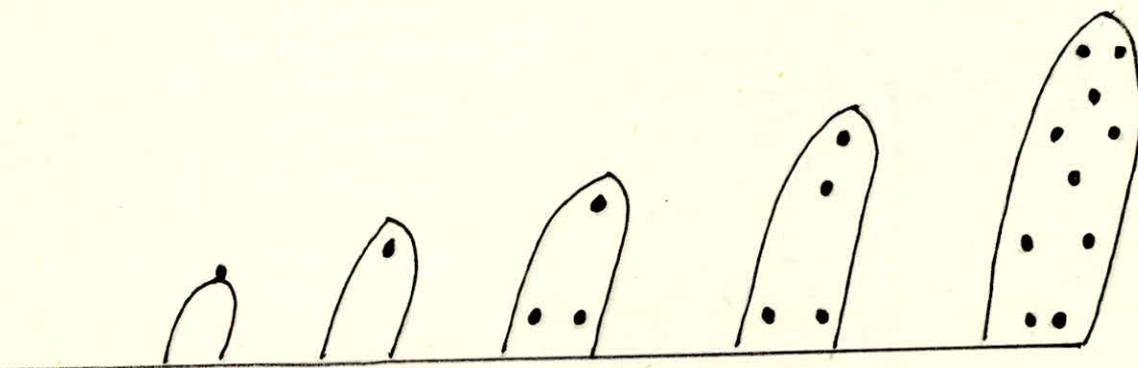


Figure 6 : Représentation schématique de la transformation bainitique.

2-7 Austénite résiduelle

Lors d'une trempe à la température située dans l'intervalle $M_s - M_f$ depuis la température d'austénisation, la transformation martensitique ne se produit pas jusqu'à la fin. Il reste de l'austénite non transformée appelée "austénite résiduelle". Sa quantité est d'autant plus grande que la température à laquelle on arrête le refroidissement, est donc la transformation, est plus proche du point M_s . Un abaissement de la température de l'acier au dessous de la température de trempe n'entraîne pas immédiatement la transformation de l'austénite résiduelle en martensite. Elle ne peut commencer qu'à une température beaucoup plus basse. Cela est dû à la stabilisation de l'austénite résiduelle. Au cours d'un revenu d'un acier non ou faiblement allié, l'austénite résiduelle constituant métastable à la température ambiante, ne peut commencer à se transformer en bainite qu'à partir d'une température comprise entre 200 et 400°C. La présence de l'austénite résiduelle dans la matrice martensitique diminue fortement sa limite d'élasticité et légèrement sa dureté.

KOSTINEN et MARBURG R ont donné une formule pour calculer la proportion d'austénite transformé en martensite :

$$M(\%) = 100 - 100 \exp - 0,11(M_s - \theta)$$

et par conséquent la quantité d'austénite = $\exp - 0,11(M_s - \theta)$ avec $M(\%)$ proportion de l'austénite existant à la température M_s , transformé en martensite au cours du refroidissement jusqu'à la température ambiante. θ (°C) température de l'acier à l'instant considérée.

La présence de manganèse augmente la quantité d'austénite résiduelle en abaissant le point M_s .

I.3 DIAGRAMMES TTT & TRC

Le but du traitement thermique est d'obtenir les structures que nous venons de voir, il est possible de prédire avec précision les structures formées par n'importe quel traitement thermique pour l'acier. Le diagramme fer-carbone peut fournir quelques indications mais il n'est pas particulièrement utile pour des conditions hors d'équilibre. Dans de telles conditions, la transformation peut mieux être décrite par les courbes temps-température en condition isotherme (TTT) ou de transformation en refroidissement continu (TRC).

3-I Transformation isotherme de l'austénite

3-I-I Principe

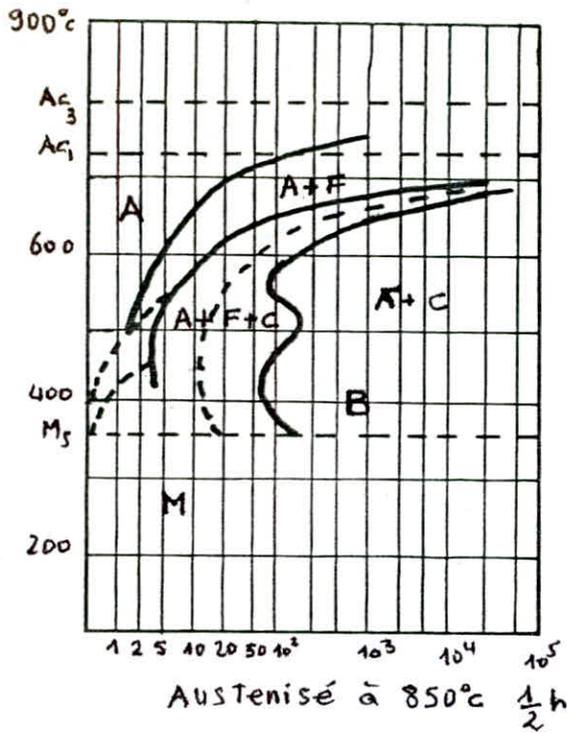
Il consiste à porter rapidement un échantillon préalablement austénisé à haute température constante, et à étudier la progression de la transformation en fonction du temps, on constate que généralement la transformation ne débute qu'après un "temps d'incubation" qui dépend de la composition de l'acier et pour un acier donné de la température. Le temps d'incubation peut varier d'une fraction de secondes à quelques minutes ou même à quelques heures.

3-I-2 Diagramme TTT

Ces diagrammes appelés TTT ou transformation en fonction du temps et de la température résument l'étude de la transformation en condition isotherme de l'austénite. Sur un système de coordonnées sont portés sur la figure 7_a :

- en abscisse, les logarithmes de temps.
- en ordonnée, la température(s).

32M5



45M5

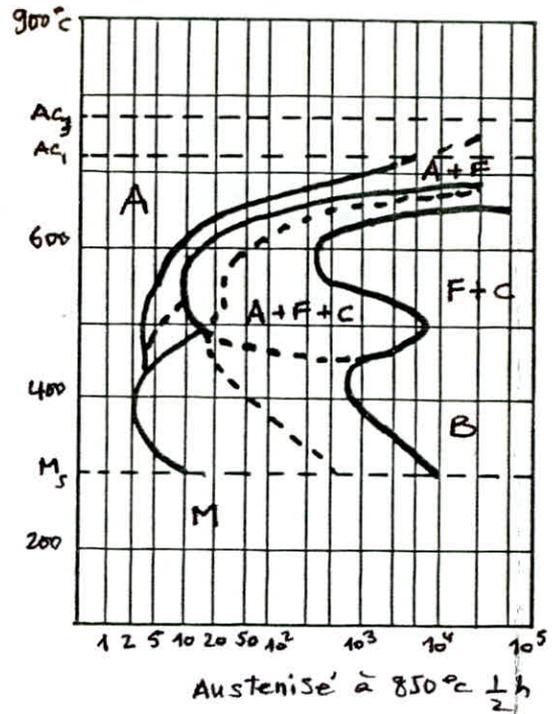
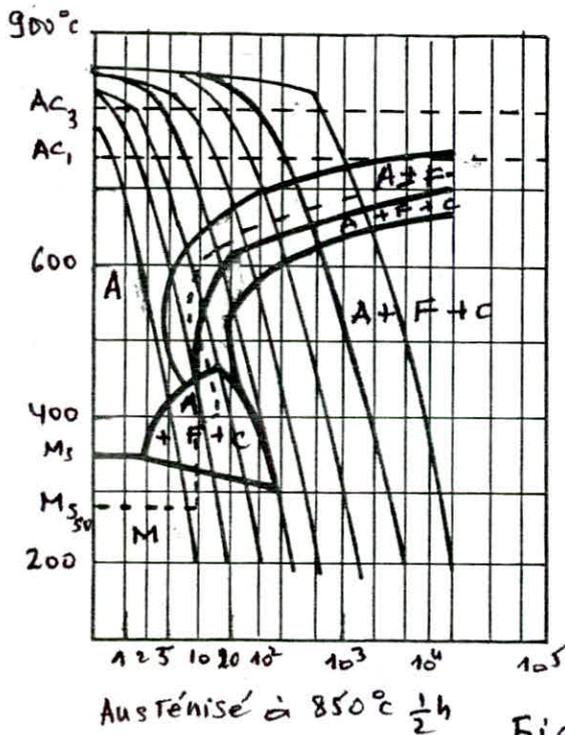


Figure 7a Diagrammes TTT

32M5



45M5

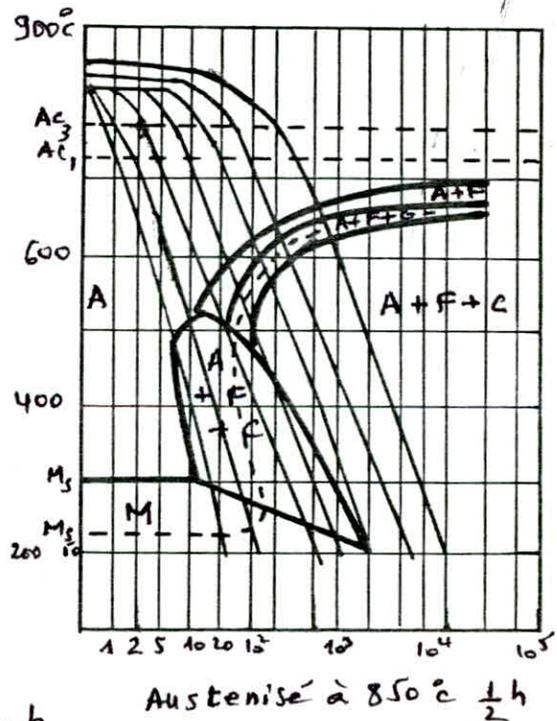


Figure 7.b

Diagrammes TRC

La courbe TTT proprement dite est comprise dans une bande horizontale limitée en température vers le bas par le domaine martensitique et vers le haut par le domaine d'équilibre de la solution solide austénitique. Pour les aciers hypoeutectoïde la courbe de début de transformation, apparition de ferrite proeutectoïde, est asymptote à une ligne horizontale correspondant à la température Ac_3 d'équilibre de la phase δ , tandis que la courbe de fin de transformation est asymptote à l'horizontale de température Ac_3 d'équilibre de la phase α . Le domaine de stabilité relative de l'austénite se trouve à gauche de la courbe de début de transformation de l'austénite.

3-1-2 Influence du manganèse.

Le manganèse comme les autres éléments d'alliage à l'exception du cobalt, déplace les courbes TTT vers la droite. Comme c'est un élément moyennement carburigène, il tend à séparer le nez de la perlite de celui de celui de la bainite. De même une augmentation de la grosseur du grain a pour effet de déplacer les courbes vers la droite.

3-2 Transformation en refroidissement continu

Il s'agit essentiellement de déterminer par différentes lois de refroidissement, allant de refroidissement très rapide à des refroidissements très lents, les températures de début et de fin de transformation de l'austénite, la nature des constituants formés et éventuellement les propriétés mécaniques des structures formées dans chaque cas.

3-2-1 Diagramme TRC

La courbe de transformation en refroidissement continu est située toute entière en dessous du domaine d'équilibre de la solution solide austénitique, pour les aciers hypoeutectoïdes, les courbes de début et de fin de transformation deviennent pour des refroidissements extrêmement lents asymptotes respectivement aux horizontales des températures Ac_3 et Ac_1 (figure 4 b).

3-2-2 Trempabilité

Avant de parler sur l'influence des différents facteurs sur la forme et la position des courbes TRC il nous apparaît ici opportun de donner préalablement une définition générale de ce qui est la "trempabilité" des aciers, car ce terme sera fréquemment utilisé dans la suite.

La trempabilité d'un acier caractérise sa plus ou moins grande aptitude à se transformer par refroidissement rapide en constituants formés à basse température : martensite, bainite.

En pratique la trempabilité d'un acier peut être déterminée en appliquant la méthode définie par la norme AFNOR A04.3034 "Essai Jominy". Celui ci consiste à austéniser un échantillon cylindrique puis à le refroidir en soumettant son extrémité inférieure à l'action d'un jet d'eau. Après refroidissement on réalise des mesures de dureté en des points situés à des distances croissantes de l'extrémité refroidi et la courbe dureté distance à l'extrémité refroidi tracée à partir des résultats de ces mesures, permet d'apprécier la trempabilité de l'acier.

3-2-3 Influence du manganèse

Le manganèse comme tous les autres éléments d'alliage courant augmente la trempabilité des aciers. C'est à dire provoquent un accroissement de l'étendue de la zone de stabilité de l'austenite à gauche de la courbe de transformation. Comme c'est un élément a peu tendance à donner des carbures et qui est gammogène, il repousse la courbe TRC vers la droite et / ou vers le bas du diagramme. Lorsque sa teneur passe à 1,57 % le diagramme est profondément modifié : les débuts d'apparition de la ferrite et de la perlite sont nettement décalés vers la droite et vers le bas et un domaine bainitique bien distincte apparaît.

II . I Le Matériau

L'acier étudié provient de l'usine sidérurgique d'EL HADJAR ANNABA . Cette nuance d'acier est destinée à la fabrication des tubes sans soudure. Les échantillons dont disposons ont été pris dans un tube et se présentent sous forme de plats d'environ 12 mm d'épaisseur.

La composition chimique est la suivante :

C = 0,380 %

Mn = 1,255 %

Si = 0,22 %

P = 0,014 %

S = 0,010 %

Ni = 0,053 %

Cr = 0,170 %

Mo = 0,075 %

V = 0,015 %

Al = 0,033 %

I_I Les impuretés

~~Le soufre se trouve dans l'acier sous forme de sulfure de manganèse, tandis que le phosphore se trouve en solution de substitution. L'aluminium forme avec l'oxygène des oxydes d'aluminium.~~

Les impuretés proviennent des minerais, ou du coke, ou des ferrailles, ou des gaz, où passent accidentellement dans l'acier à partir du lit de fusion composés des rubilons métalliques, ou à partir du revêtement des fours et des poches. Elles se rassemblent aux joints des grains sous forme des inclusions.

Ces impuretés n'ont aucune influence sur les constitutants micrographiques de l'acier, en raison de leur très faible teneurs dans l'acier ; sauf pour le soufre et le phosphore. En effet, le soufre se trouve dans l'acier sous forme de sulfure de manganèse, les sulfures sont plastiques aux températures de laminage et de forage des aciers, ce qui leur permet d'acquérir une orientation bien définie dans les propriétés finis. Aussi la présence du phosphore qui se trouve en solution solide de substitution peut engendrer une segregation.

II. 2 TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Les techniques experimentales mises en oeuvre pour étudier les transformations à l'état solide sont très diversifiées, quelles soient appliqués à l'acier à différentes températures : ou à la température ambiante après refroidissement, les méthodes d'étude peuvent toujours se classer en deux groupes :

- Celles qui permettent la détermination directe des proportions des phases en présence, comme la micrographie ou la diffraction des R.X, sont appelés " méthodes directes "
- Les autres méthodes dites " indirectes " fournissent seulement une information sur la variation d'une propriété physique au cours de la transformation. Cette propriété peut être par exemple le volume spécifique, le coefficient de dilatation, la susceptibilité magnétique ou la résistivité électrique.

C'est la méthode dilatométrique basée sur la variation du coefficient de dilatation qui a paru à la fois la plus souple, la plus simple et la plus précise, qui a été retenue

dans notre étude pour le tracé des courbes de transformation en refroidissement continu.

2-1 Dilatométrie de trempe

Des éprouvettes de 2 mm de diamètre et 12 mm de long avec une tolérance de $\pm 0,1$ mm ont été usinées à l'atelier du département génie mécanique de l'école. Elles ont été traitées dans un dilatomètre de trempé ADAMEL type LK02 (fig. 8) de l'école des Arts et Métiers à Aix en Provence. Dans ce dilatomètre, le chauffage est réalisé par un four à radiation. La puissance rayonnée par 2 lampes à filament de tungstène est focalisée sur l'éprouvette dont la température est mesurée à tout instant par un thermocouple (chromel-Alumel) de $\varnothing = 0,08$ mm, directement soudé sur l'échantillon. Les variations dimensionnelles sont détectées par un capteur de déplacement et peuvent être largement amplifiées (200 à 20 000).

En ce qui concerne le refroidissement, l'hélium est soufflé directement sur l'échantillon ; le débit de l'hélium est ajusté par une vanne réglable, ce qui permet ainsi de réaliser toute une gamme de vitesses de refroidissement. Un dispositif annexe permet, après un bref maintien à la température ambiante, de descendre jusqu'à la température de l'azote liquide.

Enfin, un second enregistreur permet de tracer les courbes dérivées dl/dt , ce qui donne une très grande précision sur la Température seuil de transformation.

2-2 Microscope optique.

Les échantillons traités dans le dilatomètre sont observés au microscope optique. Pour cela, une préparation préalable est nécessaire. La préparation comprend : l'enrobage, le polissage et l'attaque chimique.

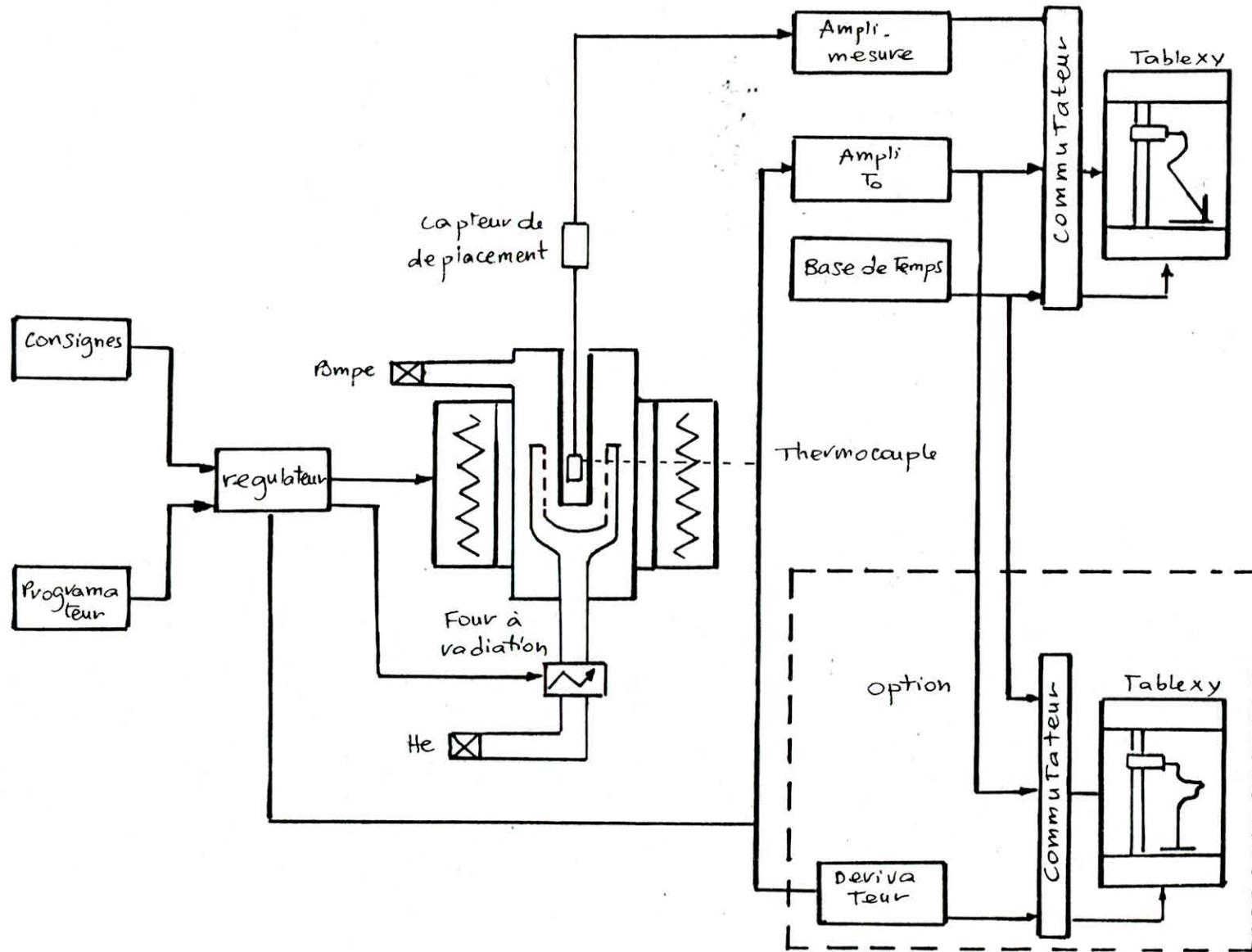


Fig 10: schéma de principe du dilatomètre de trempes type LK.02

2-2-1 Enrobage

Pour éviter un début de revenu lorsque les échantillons ont été refroidis rapidement, l'enrobage est réalisé à froid par une résine polymérisable. La température atteinte ne dépasse pas 35 à 45°C.

2-2-2 Polissage

Le polissage mécanique est effectué sur une série échelonnée de papiers abrasifs. Les numéros de papiers utilisés sont : 120, 320, 600 et 1 000, qui indiquent dans cet ordre la finesse croissante des abrasifs. Le polissage sur un papier donné est effectué dans une même direction de sorte que les sillons creusés dans les grains d'abrasifs soient parallèles. Le polissage sur le papier suivant est effectué dans une direction à 90° de la précédente jusqu'à ce que toute trace des premiers sillons sont effacées entièrement.

Le finissage est réalisé à la pâte dimantée.

2-2-3 Attaque

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

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

Le nital révèle la perlite qui apparaît sous forme de lamelles alternées et noircit la troostite sans la dissoudre. La ferrite apparaît claire mais les joints de grains s'observent facilement lorsque la durée de l'attaque est suffisante. La structure en aiguilles de la marnésite est révélée très rapidement par ce réactif.

2-3 Dureté

La dureté caractérise la résistance à la déformation, ou bien on peut la définir comme la résistance qui oppose au matériau à sa pénétration par un corps plus dur que lui. Les essais de pénétration consistent à imprimer dans la pièce à essayer une pénétration et à mesurer sa pénétration. Trois méthodes de ce type sont normalisées :

- Essai de dureté Brinell de l'acier
- Essai de dureté de Rockwell de l'acier
- Essai de dureté Vickers de l'acier

Elles se différencient par la nature, la forme et les dimensions du pénétrateur, la force exercée, la mesure effectuée (surface de l'emprunte ou profondeur) ainsi que par l'expression des résultats en valeurs de dureté. Le choix de l'un ou de l'autre de ces méthodes tiendra compte d'un certain nombre de facteurs dont la forme et les dimensions des pièces, la plus ou moins grande dureté de l'acier ... ect. Avec une certaine approximation, on peut pour ces trois méthodes convertir d'une échelle dans l'autre la dureté de l'acier.

Dans notre cas on a utilisé l'essai de dureté de Vickers. Le pénétrateur en diamant d'une forme pyramidale à base carrée avec un angle de 136° (figure 9). La dureté s'exprime par un nombre d'unité vickers obtenue par la relation ci dessous :

$$Hv = P/S \quad (P \text{ exprimé en kg force })$$

S représente la surface latérale de l'empreinte et peut s'exprimer en fonction de la diagonale d du carré de base de l'empreinte lorsque la charge est supprimée.

$$S = d^2 / 2 \sin 68^\circ$$

$$\text{d'où} \quad Hv = 2P \sin 68^\circ / d^2 = 1,8544 P/d^2$$

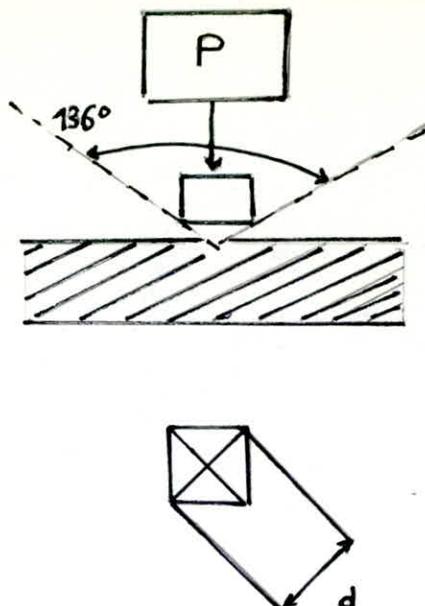


Fig. 9 : Pénétrateur Vickers

2-4 Mesure de la grosseur du grain

Il y a plusieurs méthodes pour mettre en évidence le grain austénitique. Parmi ces méthodes on peut citer les suivantes :

- Trempe marenitique suivi d'un revenu /(réseau traostite entourant des grains de martensite)
- Précipitation aux joints des grains au cours d'un refroidissement (réseau de ferrite proeutectoïde entourant des grains de perlite).
- Attaque thermique sous vide.

Dans notre cas on a choisi parmi les structures obtenues par différentes vitesses de refroidissement, des structures qui nous permettent d'avoir des liserets de ferrite proeutectoïde entourant des grains austénitiques. Pour mesurer la grosseur du grain il suffit de comparer ces structures à des images types numérotés de 1 à 9 . Le numero de l'ima ge type correspond à G, l'indice de grosseur du grain. Le plus petit numero correspond au grain le plus gros.

III. I Analyse des courbes dilatométriques

I-I Principe de dépouillement

Le dilatomètre de trempe de type LK02 enregistre simultanément la courbe absolue $\delta l = f(\theta)$ et la courbe dérivée $dl/dt = f(\theta)$. L'exploitation de ces courbes permet de déterminer les températures de début et / ou de fin de transformation, et les pourcentages des constituants micrographiques formés.

I-I-2 Détermination des points de transformation

Sur la courbe absolue $\delta l = f(\theta)$, on enregistre les variations de la longueur de l'éprouvette en fonction de la température. Si aucune transformation ne se produit dans l'acier quand la température varie, l'augmentation de la longueur de l'éprouvette est régulier. Si une transformation se produit à une certaine température, il en résulte un changement de dimensions ainsi qu'une variation de coefficient de dilatation de l'acier et une anomalie apparaît sur la courbe, qui n'est donc plus linéaire. Ces points de transformation sont localisés soit aux endroits où la tangente à la courbe $\delta l = f(\theta)$ s'écarte de position linéaire selon la méthode graphique suggérée par BERGER, soit aux endroits où se produit un net changement de pente. Les courbes dérivées $dl/dt = f(\theta)$ illustrent bien les points de transformation. En effet, à la partie linéaire de la courbe absolue correspond une valeur constante sur la courbe dérivée, et les changements de phases sont très nets et se traduisent par des pics.

Sur l'exemple de la figure 10, les points a, b, c, d et e représentent le début ou la fin de transformation ferritique, perlitique, bainitique et martensitique.

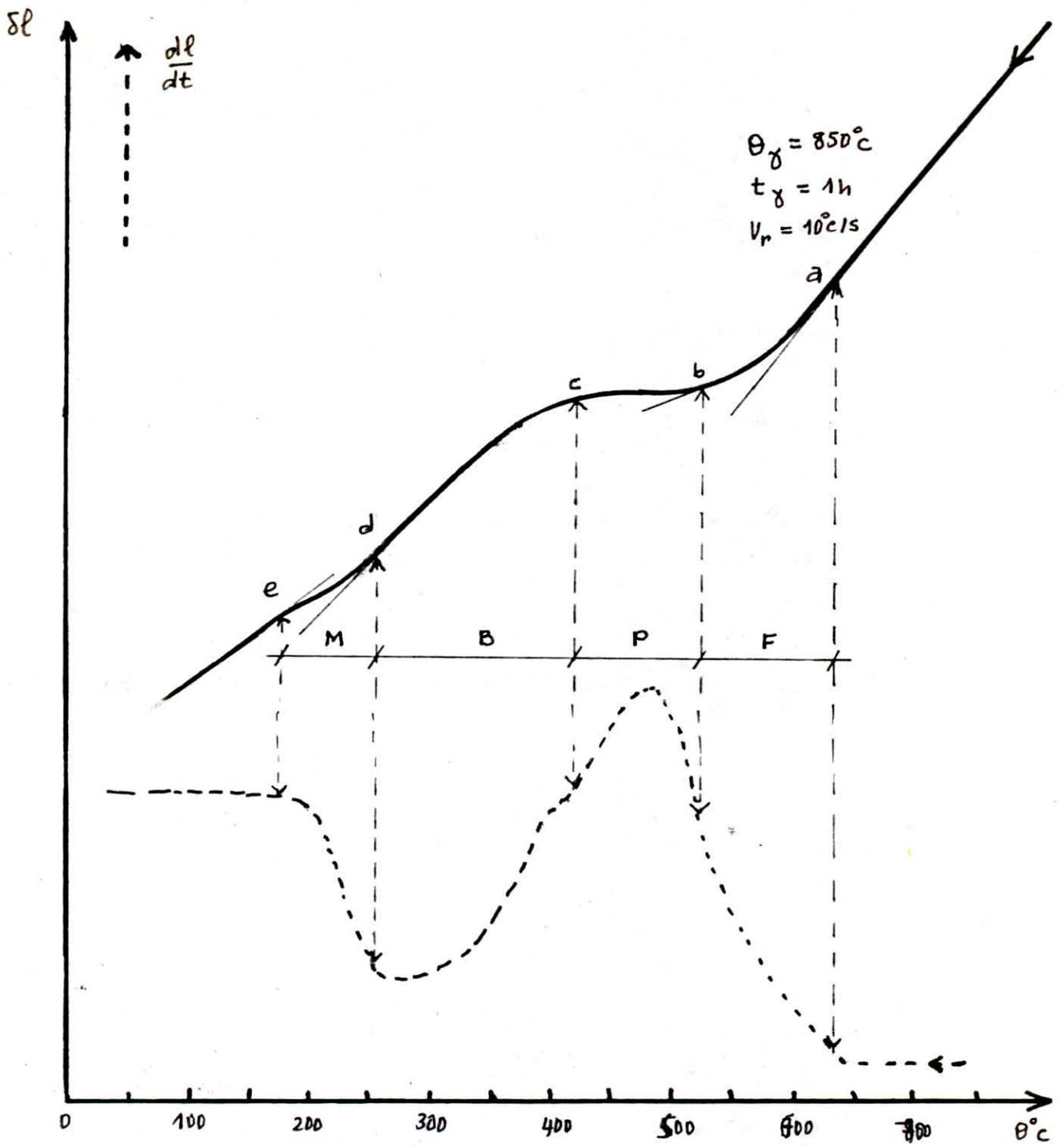


fig 10 : exemple de courbe dilatométrique

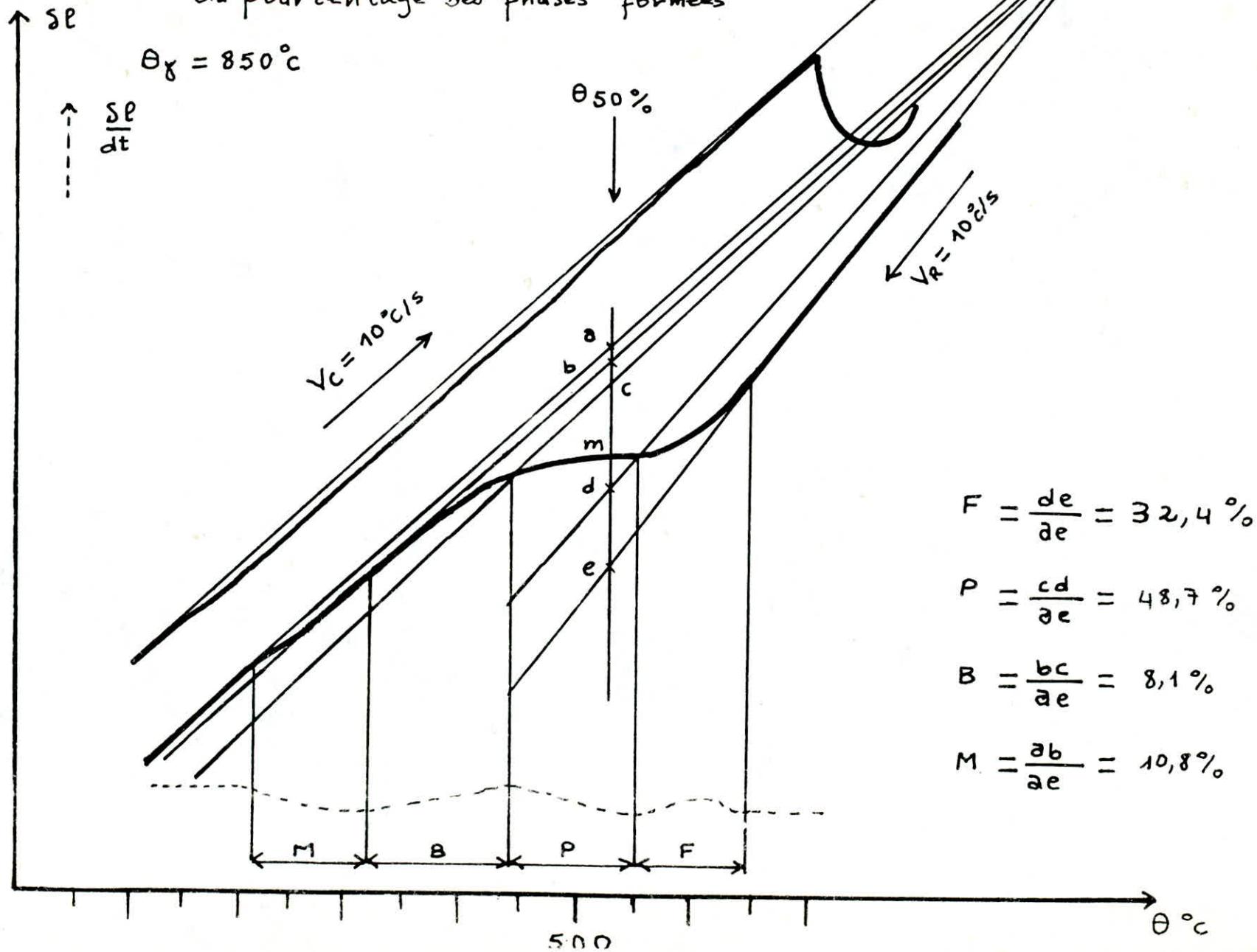
I-I-2 Détermination de pourcentage
des divers constituants micrographiques.

Pour déterminer le pourcentage d'austénite transformée à chaque stade de transformation, on doit faire quelques suppositions :

- à une température déterminée l'amplitude de l'anomalie dilatométrique est proportionnelle à la quantité d'austénite transformée ;
- si la transformation pourrait être complète à une température déterminée, l'amplitude dilatométrique serait égale, quelque soit la structure α formée, à la différence des ordonnées prises, d'une part, sur une droite de dilatation parallèle à celle de chauffage passant par le point d'enregistrement, et d'autre part, sur le prolongement de la droite de refroidissement de l'éprouvette entièrement austénisée ;
- les différentes structures de la phase α obtenue ont un coefficient de dilatation voisin.

Le pourcentage d'austénite transformée dans chacun des domaines peut alors être déterminé graphiquement sur chacun des enregistrements dilatométrique, comme le montre la figure II . Si l'on suppose que presque toute l'austénite est transformée après refroidissement ^{jusqu'à} la température ambiante, les droites a'b' (parallèle à ab) et cd correspondent respectivement à la dilatation de l'acier à l'état α et à sa contraction à l'état γ . Le pourcentage d'austénite transformée en m est alors sensiblement donné par le rapport mn/md soit 50 % pour le point m de la figure II.

Fig 11 : Methode de determination graphique
du pourcentage des "phases" formées



III. 2 Influence des paramètres de l'austénisation

2-1 Vitesse de chauffage

Nous n'avons pas fait varier ce paramètre ; nous avons choisi une vitesse de 10°C/s. Cette valeur élevée assez différente des conditions des traitements thermiques industriels, permet d'atteindre rapidement le domaine austénitique.

Les températures du début (Ac_I) et de fin (Ac_3) de la transformation austénitique, sont déterminées à partir des courbes dilatométriques correspondant au chauffage. Sur ces courbes on remarque que la transformation en austénite s'opère en deux étapes distinctes ab et bc visibles sur la figure I2.

- La première étape (ab) commence à partir de la température Ac_I , au cours de laquelle la perlite se transforme en austénite.

- A la deuxième étape (bc) se produit la transformation de la ferrite proeutectoïde restante en austénite, puis l'homogénéisation de l'austénite. A partir de la température Ac_3 , la structure est entièrement austénitique.

2-2 Température d'austénisation

Nous comparons sur la figure I3, les courbes dilatométriques correspondant aux conditions du tableau ci dessous dans lequel figurent également les températures du début et / ou de la fin de transformation.

| Condition d'austénisation | | | Température de transformation (°C) | | | |
|---------------------------|--------|--------------|------------------------------------|---------|---------|------------|
| θ (°C) | T (mn) | V_r (°C/s) | Ferrite | Perlite | Bainite | Martensite |
| 1085 | 90 | 3 | 700 | 604 | 515 | / |
| 850 | 60 | 3 | 720 | 625 | 578 | / |

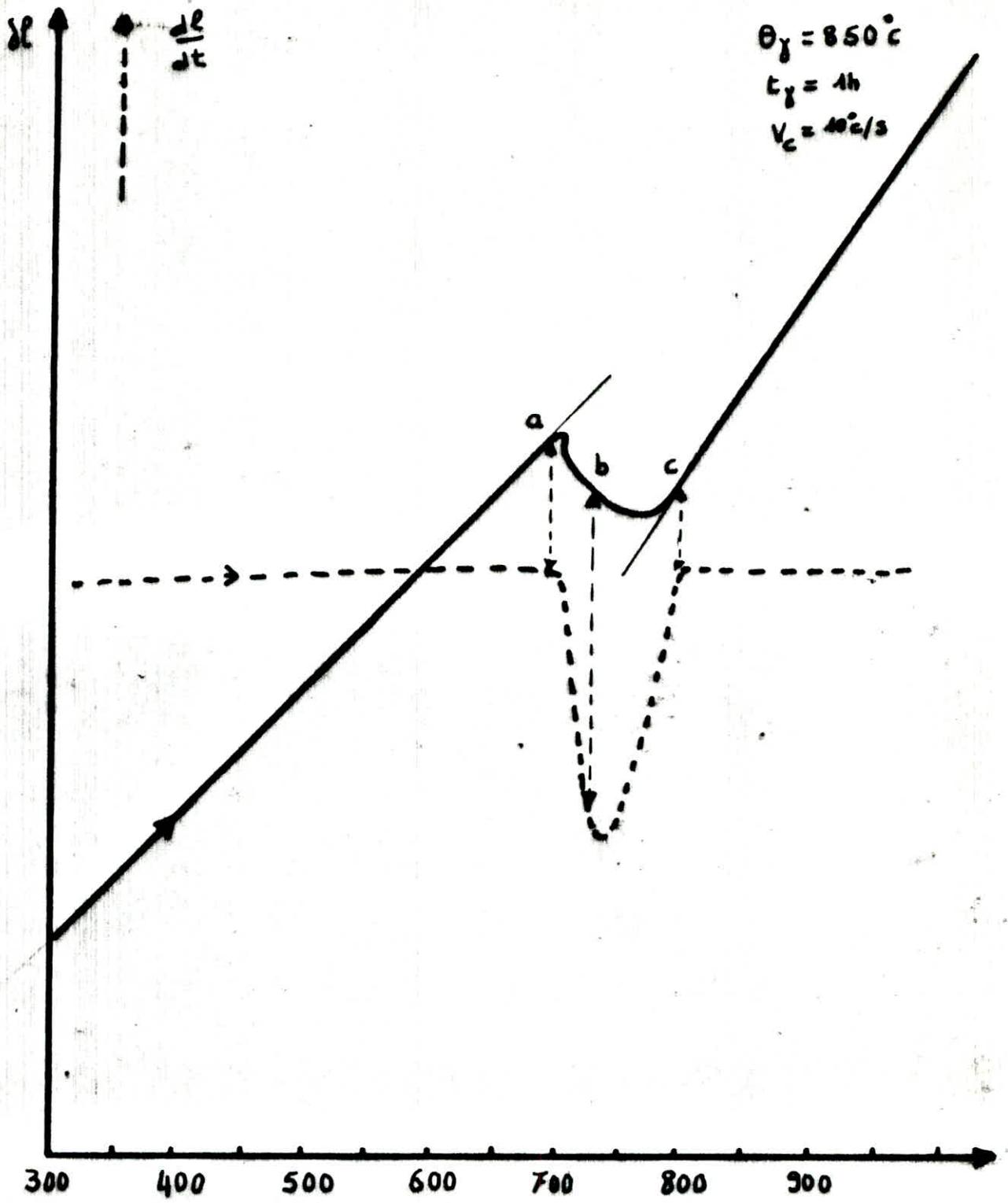


fig 11: courbe dilatometrique de chauffage

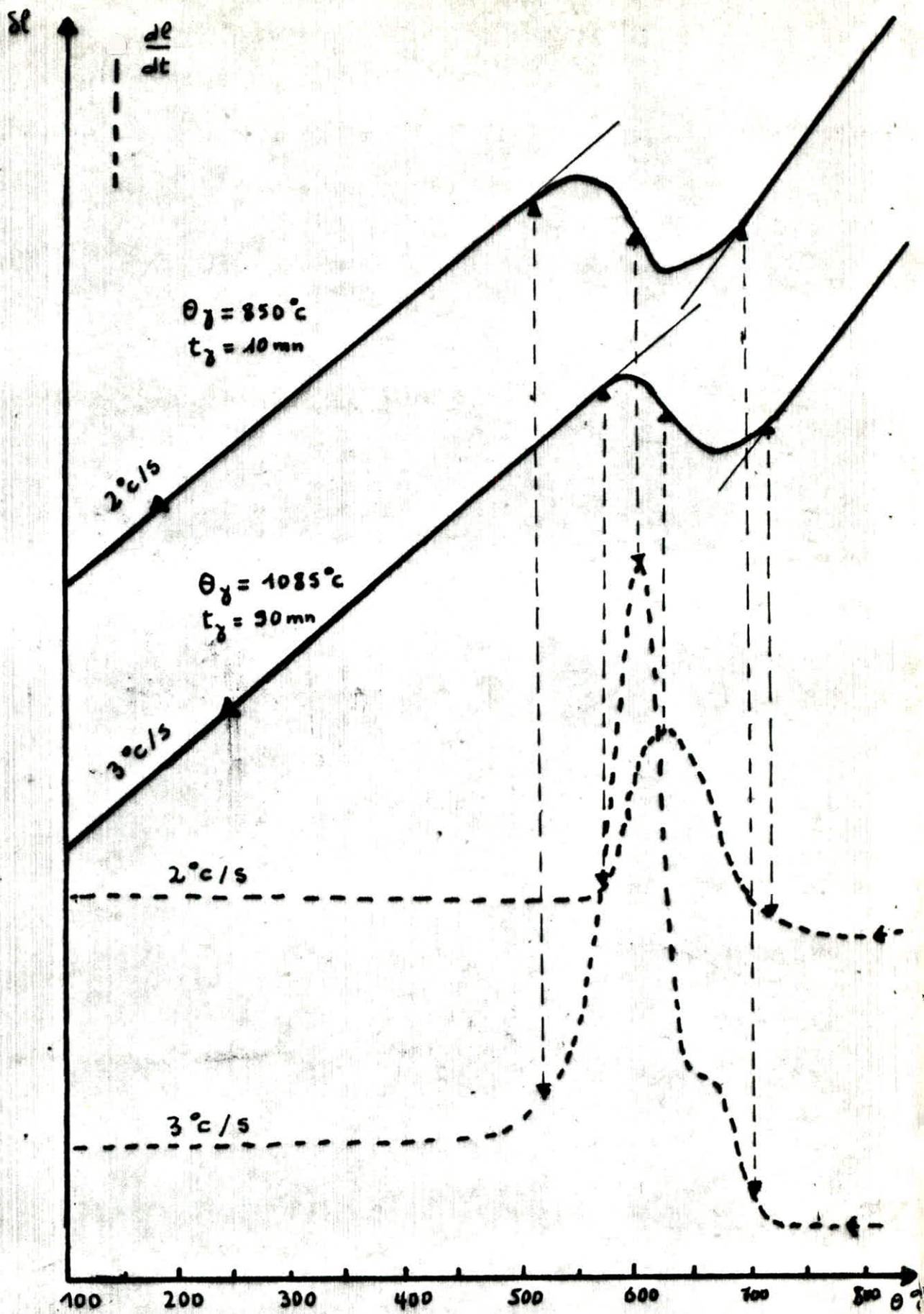


Fig 12 : Influence de La Température d'austénisation

Egalement nous comparons dans le tableau qui se trouve ci-dessous les pourcentages des constituants micrographiques formés dans chaque cas.

| Condition d'austénisation | | | pourcentage des constituants formés | | | |
|----------------------------|--------|----------------------------------|-------------------------------------|---------|---------|------------|
| $\theta(^{\circ}\text{C})$ | T (mn) | $V_r(^{\circ}\text{C}/\text{s})$ | Ferrite | Perlite | Bainite | Martensite |
| I 085 | 90 | 3 | 51 | 49 | / | / |
| 850 | 60 | 3 | 68,2 | 31,8 | / | / |

Cette comparaison nous a permis de mettre en évidence les faits principaux suivants :

- L'élévation de la température d'austénisation θ_s abaisse les températures du début et / ou de fin de la transformation.

En effet, quand la température croît une durée prolongée peut contribuer au grossissement du grain. Le grossissement du grain augmente la stabilité de l'austénite vis à vis de la transformation ferrito-perlitique et retarde la transformation. Ce décalage de la transformation se comprend bien ; plus le grain est grossi plus la surface spécifique de la germination par unité de volume est faible et plus la germination est difficile.

- Les constituants micrographiques formés au cours du refroidissement sont les mêmes, par contre, on constate une diminution du pourcentage de ferrite et une augmentation de celui de la perlite.

2-3 Temps de maintien

Le tableau ci dessous permet de comparer les températures du début et ou de la fin de transformation et les pourcentages des constituants micrographiques formés, déduites des courbes dilatométriques de la figure I4, correspondant à des temps de maintien différents à la température de 850°C , pour une vitesse de refroidissement $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$.

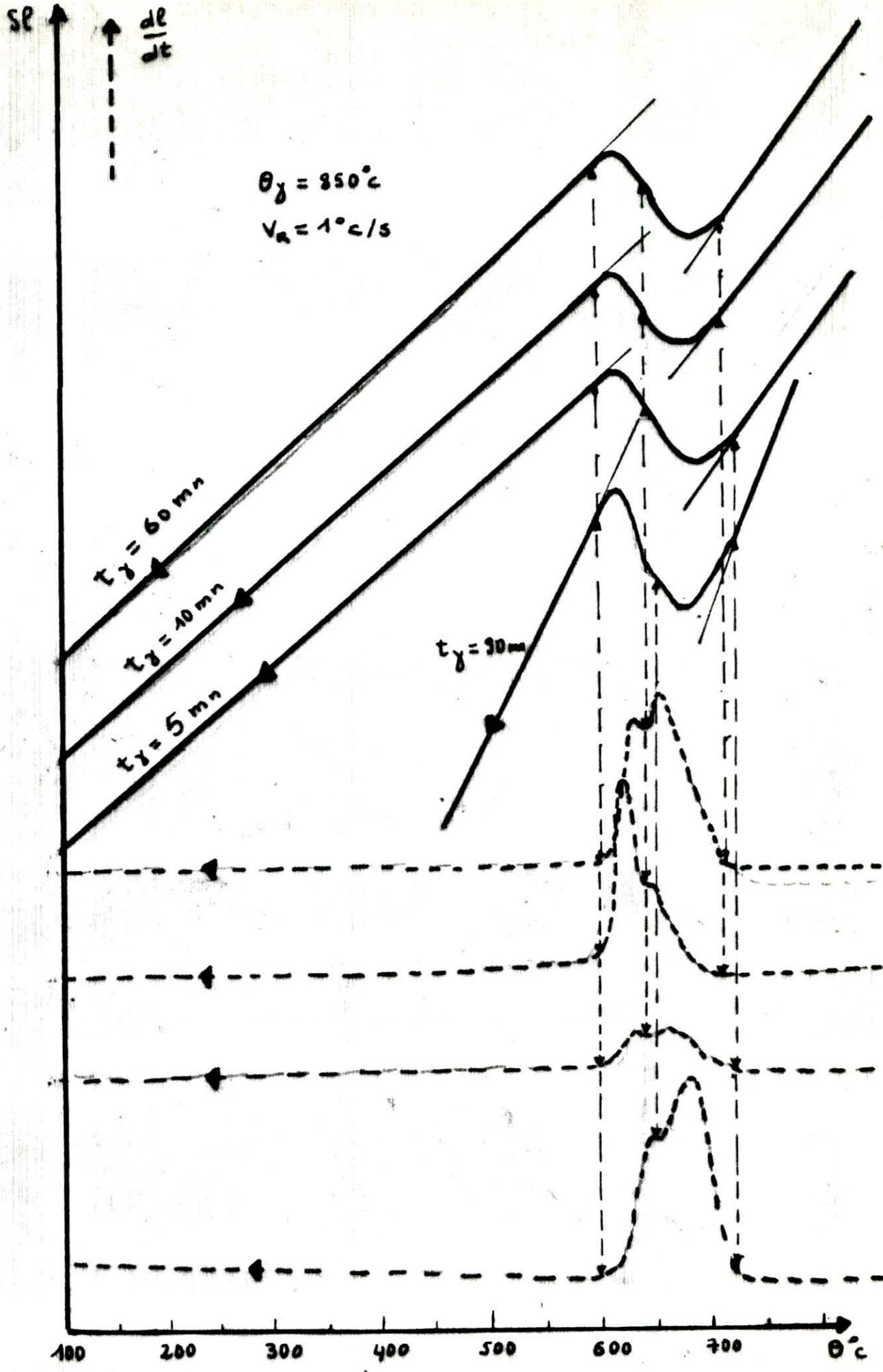


Fig 13: influence du Temps de maintien

| | 5 mn | 10 mn | 60 mn | 90 mn |
|------------|-------|--------|--------|--------|
| Ferrite | 730°C | 723°C | 723°C | 730°C |
| Perlite | 650°C | 650°C | 650°C | 655°C |
| Bainite | 604°C | 604°C | 604°C | 604°C |
| Martensite | / | / | / | / |
| Ferrite | 69 % | 65,6 % | 62,5 % | 63,1 % |
| Perlite | 31 % | 34,4 % | 37,5 % | 36,9 % |
| Bainite | / | / | / | / |
| Martensite | / | / | / | / |

On constate que la différence entre les différentes valeurs des températures de début / ou de fin de transformation sont relativement faibles, ce qui tend à prouver que pour les temps de maintien courts, l'austénite est pratiquement homogène. Ce fait est en relation avec les dimensions faibles des éprouvettes dilatométriques d'une part, et d'autre part à l'absence des carbures spéciaux. En effet, le manganèse ne forme pas de carbure spécifique mais il se substitue au fer dans la cémentite.

Dans la pratique industrielle, la durée du temps de maintien doit être évaluée en fonction des dimensions des pièces.

Comme les températures de début / ou de fin de transformation, les valeurs des pourcentages des différents constituants formes sont pratiquement les mêmes.

III.3 Résultats expérimentaux

3-I Diagramme TRC

3-I-I Points de transformations

Les conditions d'austénisation que nous avons utilisés sont :

- Vitesse de chauffage : 10°C/ s
- Temperature d'austénisation : 850°C.
- Durée de maintien isotherme : 1 heure.

Le tableau ci dessous rassemble les valeurs des points de transformation déterminées par les différentes vitesses de refroidissement, à partir des courbes dilatométriques . (Pour la vitesse 8°C/s la température de de transformation de perlite est 450°C).

| phase (V_f (x/s)) | Refroidissement | | | | Chauffage (10°C/s) | |
|-------------------------|-----------------|-----|-----|-----|----------------------|----------------------|
| | F | P | B | M | Ac _I (°C) | Ac ₃ (°C) |
| 0,5 | 735 | 675 | 625 | / | 754,5 | 825 |
| 1 | 723 | 650 | 604 | / | 745 | 823 |
| 2 | 716 | 636 | 595 | / | 735 | 823 |
| 3 | 720 | 625 | 578 | / | 748 | 823 |
| 5 | 692 | 610 | 535 | / | 745 | 823 |
| 7 | 680 | 600 | 462 | / | 745 | 820 |
| 8 | 675 | 565 | 400 | 300 | 727 | 820 |
| 10 | 637 | 540 | 435 | 310 | 750 | 820 |
| 12 | 630 | / | 440 | 315 | 723 | 825 |
| 15 | 600 | / | 450 | 300 | 747 | 825 |
| 20 | 557 | / | 470 | 320 | 745 | 825 |
| 25 | 535 | / | 459 | 320 | 735 | 825 |
| 30 | 475 | / | 390 | 310 | 750 | 827 |
| 40 | / | / | / | 330 | 750 | 827 |
| 50 | / | / | / | 380 | 741 | 815 |

Le tableau suivant conteint les valeurs des températures^e qui correspondent à 50 % de l'austénite transformée.

| | | | | | | | |
|-----------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| V_r (°C/s) | 0,5 | 1 | 2 | 3 | 5 | 7 | 8 |
| $\theta_{50\%}$ | 680 | 662 | 641 | 637 | 618 | 591 | 555 |

| | | | | | | | | |
|--|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| | 10 | 15 | 20 | 25 | 30 | 40 | 50 | |
| | 516 | 492 | 465 | 300 | 255 | 245 | 265 | 240 |

3-I-2 Dureté

Lesduretés que nous présentons dans le tableau ci dessous sont la moyenne des cinq essais de microdureté obtenus dans différents points sous une charge de 300 g

| | | | | | | | |
|--------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| V_R (°C/s) | 0,5 | 1 | 2 | 3 | 5 | 7 | 8 |
| HV | 206 | 210 | 218 | 223 | 235 | 246 | 264 |

| | | | | | | | | |
|--------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| V_R (°C/s) | 10 | 12 | 15 | 20 | 25 | 30 | 40 | 50 |
| HV | 274 | 328 | 416 | 494 | 544 | 680 | 740 | 740 |

3-I-3 Grosueur du grain

On a comparé les structures qui correspondent aux vitesses de refroidissement suivantes : 7°C/s ; 5°C/s ; 3°C/s ; avec les images types numérotés de I à 9 .

On a observé que l'indice de la grosseur du grain est entre 8 et 9.

3-I-4 Construction du diagramme

Pour construire le diagramme TRC, on trace d'abord sur un papier semi logarithmique les différentes courbes de refroidissement utilisées. L'origine de ces courbes est la température à laquelle a été effectué l'austénisation (850°C). On ajoute aussi en pointillé les droites correspondant aux températures Ac_I et Ac_3 .

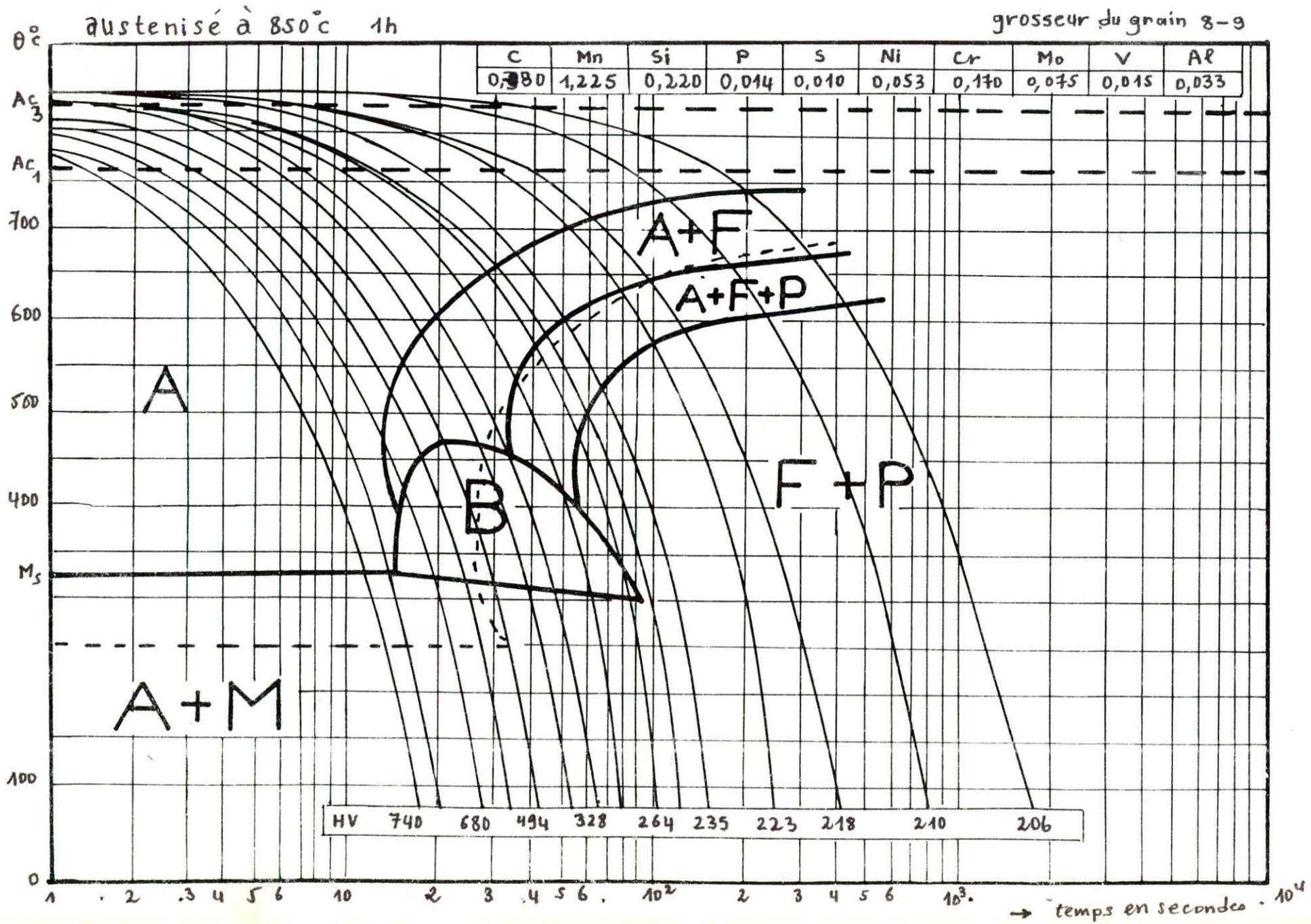
La courbe TRC est obtenue en joignant les points correspondants pour chaque loi de refroidissement aux températures auxquelles :

- la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ débute
- le constituant formé change
- la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ s'acheve

La ligne en pointillé est obtenue en joignant les points qui correspondent à 50 % d'austénite formée.

Les valeurs de duretés obtenues (exprimées en Vickers) sont reportées sur le diagramme, au bas des courbes de refroidissement correspondantes (Figure I5).

38 M5



3-2 Diagramme de variation des pourcentages des divers
constituants micrographiques

3-2-I Pourcentage des constituants micro-
graphiques formés

Le tableau suivant rassemble les valeurs des pourcentages des constituants micrographiques formés, qui sont déterminés à partir des mêmes courbes dilatométriques, en faisant abstraction de l'austénite non transformée à l'ambiante.

| V_R (°C/s) | % de l'austénite transformée | | | |
|--------------|------------------------------|------|------|------|
| | F | P | B | M |
| 0,5 | 53 | 47 | / | / |
| I | 62,5 | 37,5 | / | / |
| 2 | 6I | 39 | / | / |
| 3 | 68,2 | 3I,8 | / | / |
| 5 | 60,5 | 39,5 | / | / |
| 7 | 40,5 | 59,5 | / | / |
| 8 | 45,I | 46,2 | 2,2 | 6,5 |
| IO | 32,4 | 48,7 | 8,I | IO,8 |
| IA | 68,8 | / | 7,5 | 23,7 |
| I5 | 58,8 | / | 20,6 | 20,6 |
| 20 | 20,8 | / | 25 | 54,2 |
| 25 | 7,I | / | I2,5 | 80,4 |
| 30 | 5,3 | / | 6,6 | 88,I |
| 40 | / | / | / | I00 |
| 50 | / | / | / | I00 |

3-2-2 Construction du diagramme

En joignant les pourcentages de chaque constituant micrographique formé par chaque vitesse de refroidissement, on obtient des lignes séparant les différents constituants micrographiques formés. Ces lignes constituent le diagramme de variation du pourcentage des divers constituants micrographiques (figure I6).

3-3 Courbe dureté paramètre de refroidissement

3-3-1 Principe de choix du paramètre de refroidissement

Pour définir un paramètre caractéristique des conditions de refroidissement, nous avons retenu le principe adopté par Le CHATELIER qui consiste à prendre en considération la durée du refroidissement entre deux températures données.

Nous avons choisi de faire référence à la durée de refroidissement entre 700 et 300°C, car les mécanismes de transformation qui font intervenir des processus de germination et croissance et par suite le temps, sont susceptibles de se produire, dans les conditions habituelles de traitement thermique des aciers ; entre A_{cI} et M_s donc entre 700°C, température légèrement inférieure à celle du point A_{cI} de notre acier, et 300°C température proche du M_s de notre acier. Dans ce cas la courbe est désignée par $HV(\Delta t_{300}^{700})$

3-3-2 Construction de la courbe $HV(\Delta t_{300}^{700})$

Le tracé de la courbe $HV(\Delta t_{300}^{700})$ se réalise directement à partir des résultats des études de transformation en refroidissement continu ; c'est à dire pratiquement, on trouve les données nécessaires dans le diagramme de transformation en refroidissement continu. En effet, ce diagramme reproduit les lois de refroidissement des différentes éprouvettes utilisées et indique la dureté

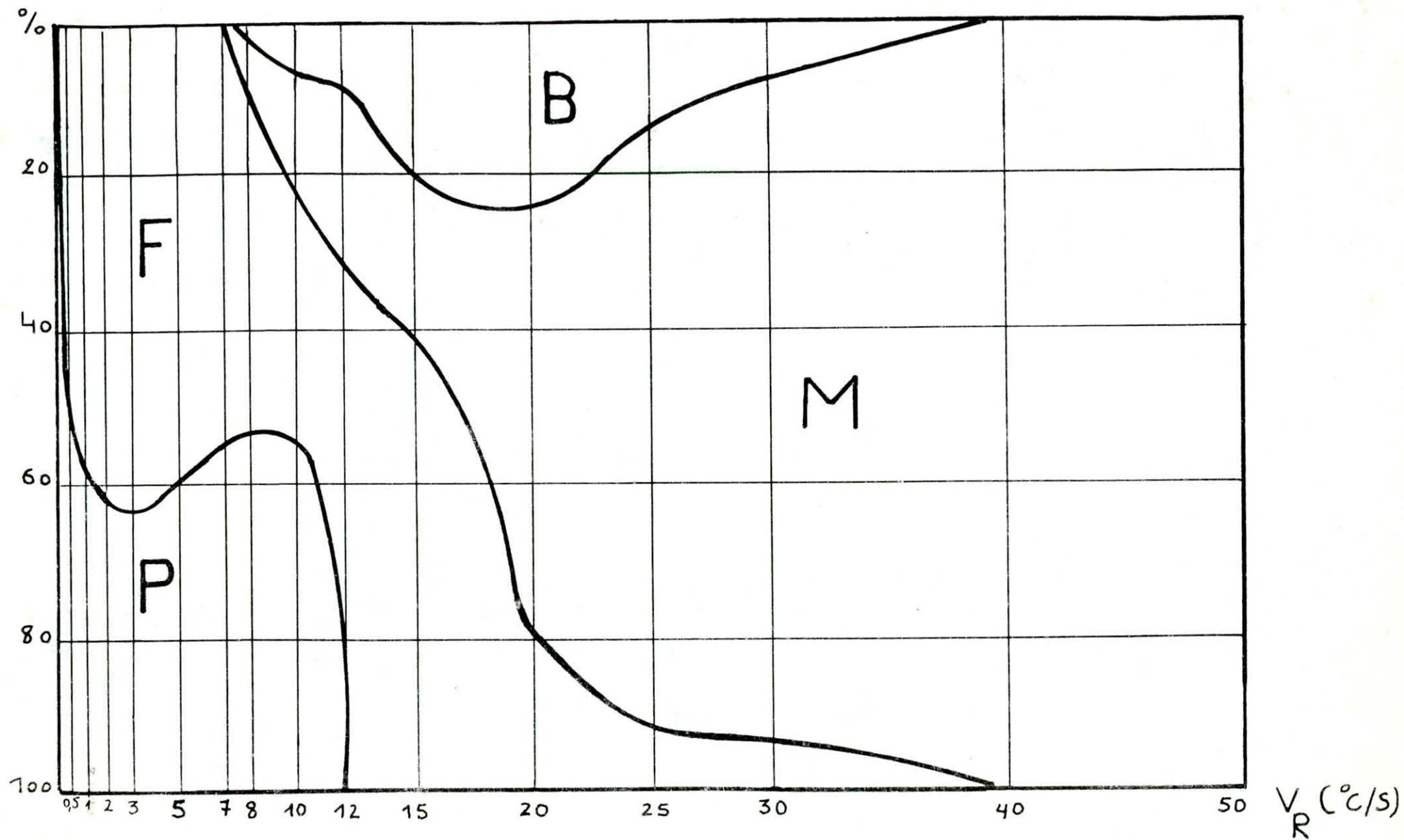


Figure 16: variation du pourcentage des "phases"

que ces éprouvettes présentaient après retour à la température ambiante. Il suffit donc de déterminer les durées de refroidissement nécessaire dans chaque cas pour atteindre 700 et 300°C et par voie de différence, on parvient alors à la valeur du paramètre Δt qui définit l'abscisse du point qui dans la courbe HV(Δt) aura la dureté correspondante pour ordonnée. La figure I7 illustre le processus qui permet de tracer cette courbe point par point. Les valeurs des différents points obtenus sont rassemblées dans le tableau suivant.

| | | | | | | | |
|----------------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| $\Delta t_{\frac{700}{300}}$ (s) | 960 | 475 | 240 | 165 | 100 | 856 | 71 |
| HV | 206 | 210 | 218 | 223 | 235 | 246 | 264 |

| | | | | | | | |
|-----|-----|------|------|-----|------|------|------|
| 80 | 42 | 33,7 | 26,4 | 23 | 17,2 | 13,4 | 11,3 |
| 274 | 328 | 416 | 494 | 544 | 680 | 740 | 740 |

A partir des valeurs de ce tableau on trace la courbe HV($\Delta t_{\frac{700}{300}}$) de la figure I8.

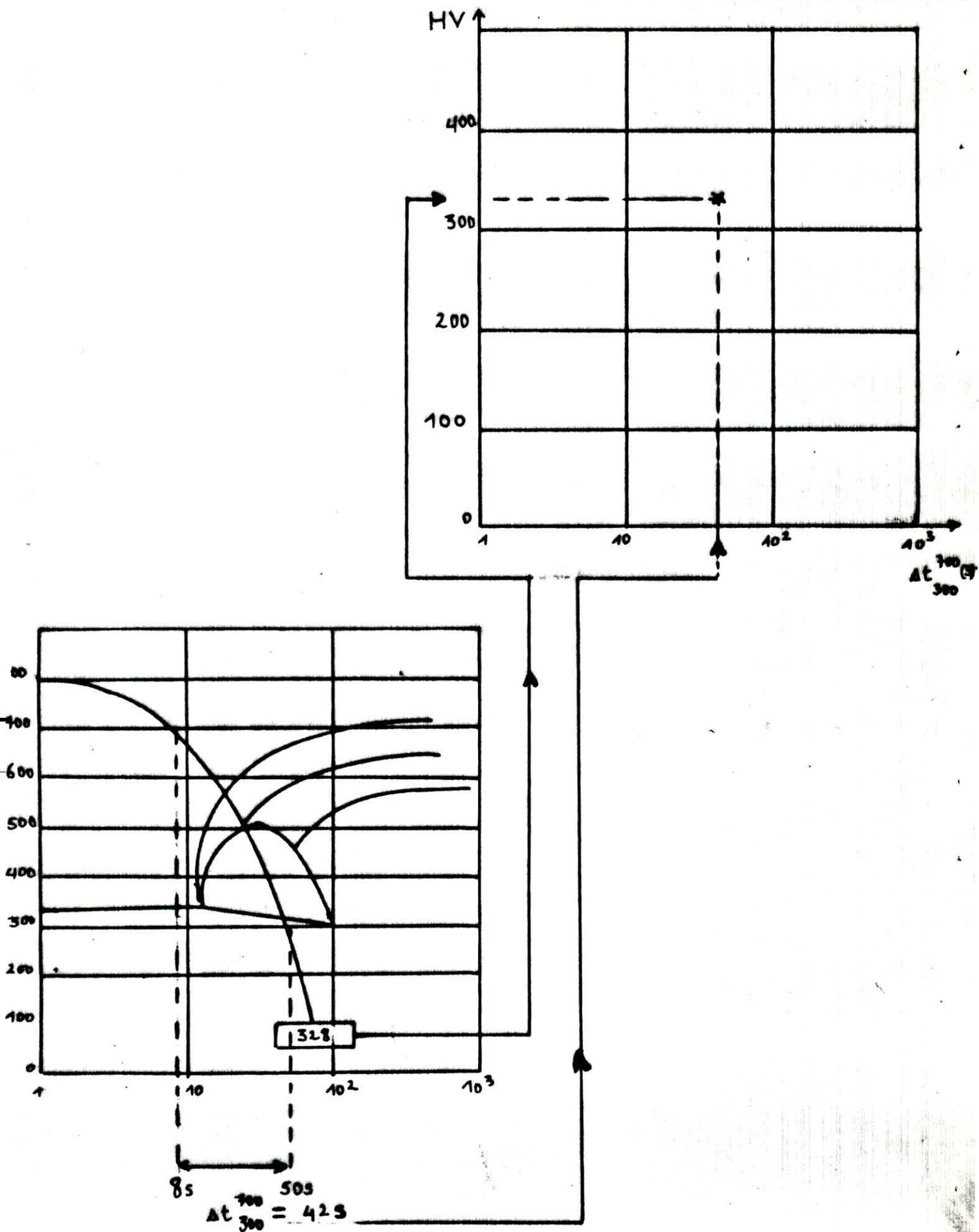
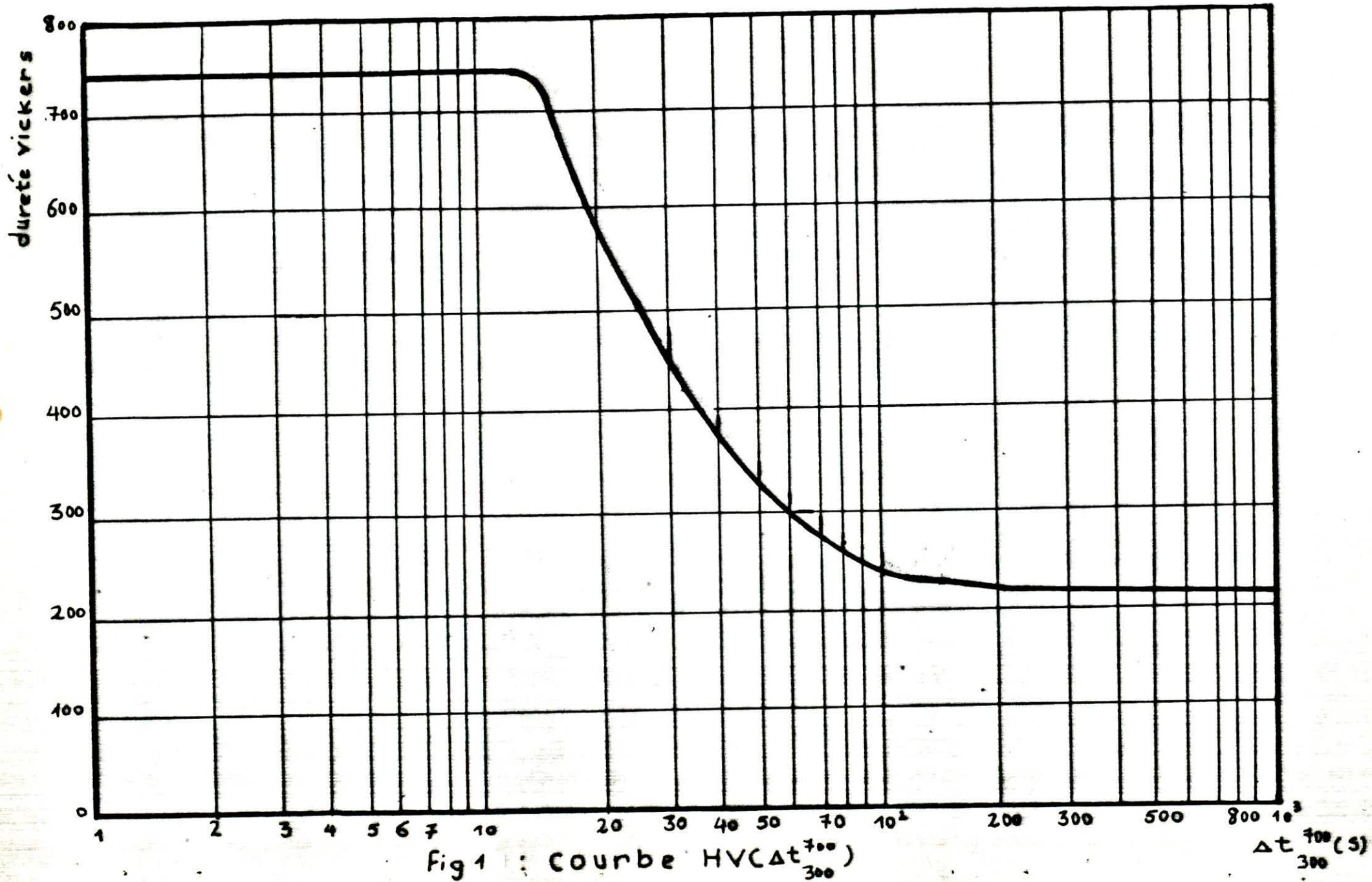


fig 17 : principe du tracé point par point de la courbe à partir du diagramme TRC



III. 4 Interprétation

4-I Diagramme TRC.

D'après le diagramme TRC on constate que :

- La loi de refroidissement critique de transformation bainitique qui correspond à la vitesse de refroidissement la plus faible qui permette de transformer l'austénite en bainite en évitant toute transformation en ferrite et perlite ^{et} comprise entre 30 et 40°C/s.
- La loi de refroidissement critique de transformation martensitique qui correspond à la vitesse de refroidissement la plus faible qui permette encore de transformer l'austénite en martensite est 40°C/s.
- La vitesse de refroidissement la plus élevée permettant la transformation totale de l'austénite en ferrite et perlite est 7°C/s.

Nous n'avons pas représenté la température de fin de transformation martensitique (M_f) mais nous pouvons signaler que les courbes dilatométriques permettent de la situer entre 150 et 200°C.

Notre acier est assez trempable puisque même pour les vitesses de refroidissement assez moyennes (8°C/s) il se forme de la martensite. En effet, la courbe de transformation en refroidissement continu d'un acier est la représentation imagée de la stabilisation de la solution solide austénitique dans les conditions de refroidissement pour l'acier considéré. Plus la courbe est située en bas et à droite, plus l'austénite est stable et plus l'acier est trempant.

Sur le diagramme on voit nettement que plus la vitesse de refroidissement augmente, plus la ligne de début de transformation est abaissée et plus la transformation se produit à basse température s'étalant parfois sur un très large intervalle de température

ET conduisant alors à une structure complexe d'un mélange de plusieurs constituants en proportion variable (8°C/s et 10°C/s)

4-2 Diagramme de variation du pourcentage des divers constituants micrographiques.

Sur ce diagramme on constate que :

- Quel que soit la loi de refroidissement choisie permettant la traversée du domaine bainitique, la transformation bainitique reste toujours incomplète. Elle se développe essentiellement lorsque la vitesse de refroidissement est comprise entre 15 et 20°C/s.

- A partir d'une vitesse égale à 8°C/s, on n'observe plus de la perlite. Tandis que la ferrite proeutectoïde reste toujours présente même pour les vitesses de refroidissement très rapide (30°C/s). Mais sa quantité commence à diminuer d'une façon notable à partir de 20°C/s).

- Une faible variation de la quantité de perlite formée, et une croissance régulière de la martensite à partir de 8°C/s.

4-3 Courbe HV($\Delta t_{\frac{300}{100}}$)

Cette courbe présente l'avantage d'être à la fois synthétique et très significative pour le praticien. En effet à son examen on peut faire les observations suivantes :

- Dans le domaine des faibles valeurs de Δt correspondant aux refroidissements les plus rapides la dureté reste constante à un niveau élevé. Ce niveau, en l'absence d'austénite résiduelle, est celui de la dureté de l'acier considéré lorsqu'il est à l'état totalement martensitique. Il définit donc la valeur maximale de la dureté de cet acier après austénisation dans les conditions adoptées.

- La plus grande valeur du paramètre Δt correspondant à l'extrémité droite de cette partie horizontale de la courbe $HV(\Delta t)$ et qui définit la loi cinétique de trempe martensitique ; est

$\Delta t_0 = 13,4$ s. Dès que Δt est supérieure à cette valeur limitée Δt_0 , la structure du métal n'est plus totalement martensitique

- Au delà du plafond correspondant au domaine martensitique la dureté décroît assez rapidement quand Δt augmente, c'est à dire lorsque le refroidissement devient moins rapide. Cette variation importante de la dureté traduit tout d'abord la substitution progressive de la bainite à la martensite, puis la diminution de la teneur en bainite et l'apparition des structures ferrito-perlitique.

- Enfin, pour les grandes valeurs de Δt , soit lorsque le refroidissement devient lent et même très lent, la pente de la courbe diminue puis tend à devenir faible et pratiquement constante. Ces points traduisent la disparition des plages bainitiques au profit d'une structure totalement ferrito-perlitique.

4-4 Observation micrographique

L'observation de l'acier après recuit révèle la présence d'une structure d'apparence fibreuse constituée par des bandes alternées de ferrite et de perlite, appelée "structure en bande". Le mécanisme essentiel de la formation de la structure en bandes avait été exposé par BASTIEN. C'est la ségrégation dendritique produite au cours de la solidification de l'acier qui est à l'origine de ce phénomène. Les dendrites qui se forment ~~■~~ initialement sont constituées d'un métal plus pauvre en éléments d'alliage et en impuretés que les espaces interdendritiques solidifiés en dernier. Ce phénomène est appelé la ségrégation mineure interdendritique qu'il est plus ou moins accusé suivant les conditions de solidification de l'acier.

Au cours du formage à chaud ultérieur par laminage ou forgeage ces hétérogénéités chimiques sont étirées en fibrage et ^{si} le métal subit par la suite un traitement thermique. Les éléments ségrégués vont intervenir sur le déroulement de la transformation $\delta \rightarrow \alpha$ certains éléments sont alphagènes tel que le phosphore et favorisent la formation de ferrite. D'autres sont gammagènes (Mn) et ont un effet contraire.

La ferrite proeutectoïde se forme d'abord dans les dendrites pauvres en Manganèse ; tandis que la perlite se forme plutôt dans les espaces interdendritiques riches en Manganèse. Ce processus conduit à une structure en bandes alternées de ferrite et perlite.

Lorsqu'on augmente la vitesse de refroidissement par suite de la limitation correspondante des possibilités de diffusion des éléments présents, la structure en bandes tend à disparaître.

Nous remarquons que la structure en bandes est absente à partir de la vitesse de refroidissement de $0,5^\circ\text{C/s}$. À des vitesses plus grandes (3°C/s), la ferrite proeutectoïde prend la forme d'aiguilles qui pénètrent dans les grains d'austénite transformée en perlite fine.

La structure après un refroidissement plus rapide devient de plus en plus fine, elle contient généralement la ferrite, la perlite, la bainite et la marnsite (voir annexe "structure des éprouvettes de la tomographie").

Conclusion

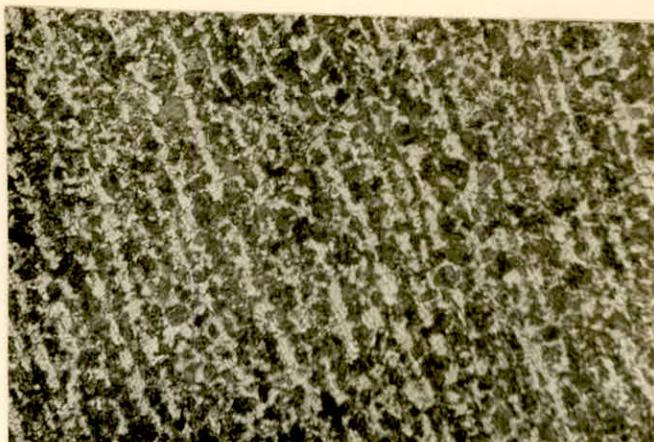
Les diagrammes de transformation en refroidissement continu ont des applications diverses, et permettent de répondre avec une précision suffisante aux questions relatives à la trempe industrielle. En effet, la connaissance des courbes de transformations et des facteurs qui influent sur la forme et la position de ces courbes au premier rang desquels se place la composition chimique et donc extrêmement importante pour le choix de la nuance d'acier et le mode de traitement thermique qu'il faut appliquer pour obtenir une structure de caractéristiques mécaniques précises. Le choix de la nuance se fait en superposant aux courbes TRC de différentes nuances d'acier celle en refroidissement normale de la pièce jusqu'à ce que l'on obtienne l'indication de dureté désirée. Tandis que pour le choix du traitement thermique, on trace sur transparents les courbes de refroidissement à l'air, à l'huile, à l'eau pour la surface et le cœur et pour les diamètres différents. La superposition de ces courbes aux courbes TRC donne des renseignements sur la probabilité des structures résultantes et à partir de là sur les caractéristiques mécaniques.

Les diagrammes TRC traduisent les évolutions qualitatives de la phase mère aux cours des transformations en refroidissement continu. En effet, les propriétés finales de l'acier dépendent largement du type de constituant micrographique formé mais la contribution de chacune de ces "phases" est en fonction de son volume. Pour cette raison ; il nous a paru important de suivre aussi la variation du pourcentage des constituants micrographiques en fonction de la vitesse de trempe.

La courbe HV(Δt)⁷⁰₃₀ contient bien les principales formations tirées de l'étude des transformations en refroidissement continu, elle donne par ailleurs un intérêt certain à la prise en considération de la valeur relative de la dureté d'un acier par rapport à son niveau le plus élevé qui correspond à l'état martensitique et à ses valeurs les plus basses acquises à l'état ferrite-perlitique (ou perlitique). En effet, cette valeur relative peut renseigner sur l'état de trempe de l'acier et ainsi être employée pour caractériser son état structurale.

Enfin, le trace des courbes de transformation en condition isotherme (TTT), la mise en oeuvre des essais de trempabilité, d'essais mécaniques (résistance à la traction, allongement, résilience ...) et d'essais physico-chimique (Corrosion) paracheverons la connaissance de cet acier.

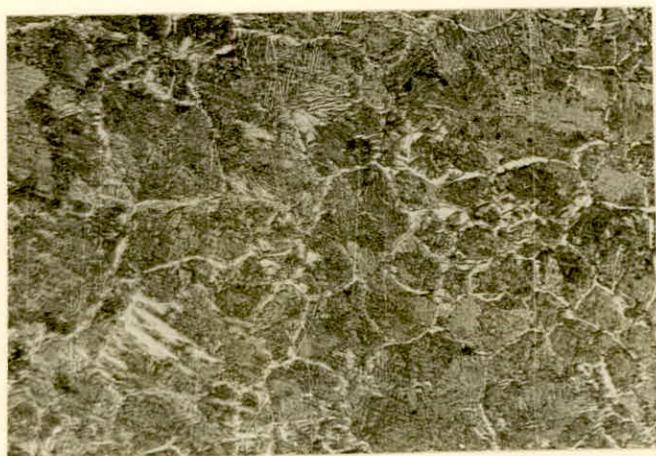
-o-o-o-o-o-o-o-o-o-



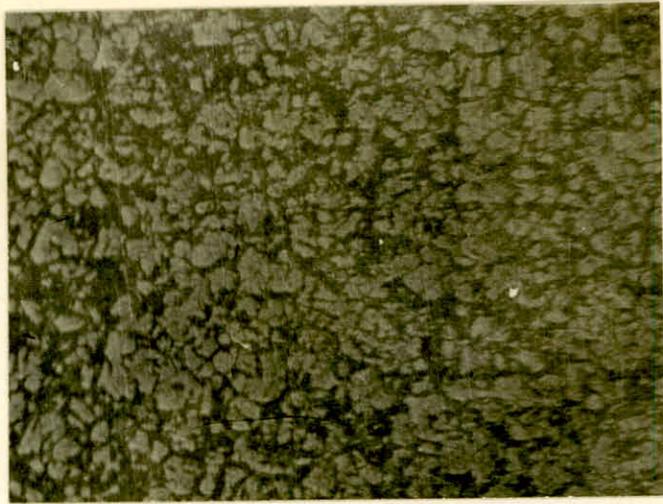
structure en bandes
recuit à 1000°C grossissement 100



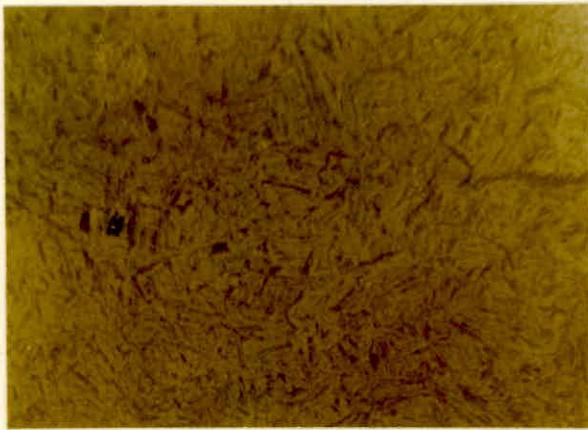
structure ferrite perlite
 $v_R = 7^\circ\text{C/s}$ grossissement 500



$v_R = 10^\circ\text{C/s}$ grossissement 500



$V_R = 12^\circ\text{C/s}$ grossissement 100



structure martensitique
 $V_R = 40^\circ\text{C}$ grossissement 500

B i b l i o g r a p h i e

- I - Adamel LHOMARGIE Dilatomètre de trempe ultrarapide
- 2 - BACKER Mem. Sc. Rev. Met. 61 n° 12 (1964) 865
- 3 - E.C BAIN & H.W. PAXTON les éléments d'addition dans l'acier (1968) DUNOD
- 4 - BERNARD, A. MICHEL, J. PHILIPERT & J. TALBOT métallurgie générale (1969) MASSON & Cie
- 5 - BERGER la dilatométrie différentielle appliquée à l'étude des aciers (1965) DUNOD.
- 6 - J. BURKE la cinétique des changements de phase dans les métaux (1968) Masson & Cie
- 7 - CHALMERS Métallurgie physique
- 8 - A Const^at revue de traitem^rent thermique de n° 151 à 163 1981-82
- 9 - A.H Cottrell Métallurgie structurale théorique
- 10 - A.DE Sy et J.VIDTS Métallurgie structurale Dunod 1962
- 11 - Endrew Technique de l'ingénieur
- 12 - L. Guillet et P. Poupeau théorie des transformations dans l'état solide des métaux Dunod
- 13 - Mémoires et études scientifiques revue de la métallurgie
- 14 - I.R.S.I.D. Atlas des courbes de transformation
- 15 - A. Roos Précis de Metallographie Dunod
- 16 - G de S^omet La pratique des traitements thermiques des métaux industrielles

