

7/97

REPUBLIQUE ALGERIENNE POPULAIRE ET DEMOCRATIQUE

MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR  
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

**ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE**

*Département de METALLURGIE*

# Projet de fin d'étude

*Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état*

*SUJET*

## Optimisation des paramètres de la trempe bainitique sur la fonte GSC

Proposé par :

Mr E. SALHI

Etudié par :

M<sup>elle</sup> BENSIDI-AISSA Sakina

Dirigé par :

Mr E. SALHI

PROMOTION 1996-97



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

# Dedicaces

*Je dédie ce modeste travail :*

- *A mes très chers parents*
- *A mes sœurs : Samira – Samiha – Sana*
- *A mes frères : Mahmoud – Mohamed*
- *A mon oncle DARDJ Mohamed et son fils Abdel-kader ainsi qu'à Kamel*
- *A mon beau frère : BENMOUSTAR Ali*
- *A ma tante Lila et son époux Didou*
- *A mes neveux : Mohamed et Khadidja*
- *A toute ma famille ainsi qu'à tous mes amis(es) qui me son chères*





المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

## Remerciements

Je remercie vivement l'ensemble des enseignants du département de métallurgie pour leurs contributions à ma formation durant mes années d'études, en particulier mon promoteur Mr *SASSI* qui a veillé sur la réalisation de ce travail.

Je remercie également toute l'équipe du laboratoire traitement thermique et contrôle du CVJ (SNVJ), en particulier : *Said, Djamel, Med Réda, Abdelkrim, Rabah, Mr Amraoui, Mr Madani*. Ainsi que le responsable des archives *Nacer* sans oublier Mr *Zouid* de la fonderie de *Rouiba*.

Je n'omettrai pas de remercier les membres de jury d'avoir accepté de juger ce modeste travail.

Enfin j'exprime ma reconnaissance à toutes les personnes qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce modeste travail.



# Sommaire

Introduction : ..... 1

## Chapitre I : Généralités Bibliographiques

<b>1- Généralités:</b> .....	<b>2</b>
1- Définition des fontes GS : .....	2
2- Constituants des fontes : .....	2
<b>2- Etude des fontes Gs :</b> .....	<b>3</b>
1- Elaboration des fontes GS : .....	3
2- Influence des éléments d'élaboration : .....	4
<b>3- Traitements thermiques des fontes GS :</b> .....	<b>5</b>
<b>3.1- Traitements thermiques de ferritisation :</b> .....	<b>5</b>
3.1.1- Ferritisation directe : .....	5
3.1.2- Ferritisation indirecte : .....	7
<b>3.2- Traitements thermiques des fontes GS bainitiques :</b> .....	<b>8</b>
3.2.1- Méthodes de traitement thermique : .....	9
3.2.2- Définition de la trempe bainitique : .....	10
3.2.3- Différents traitements de trempe bainitique : .....	12
3.2.3.1- Trempe bainitique classique : .....	12
3.2.3.2- Trempe bainitique avec refroidissement intermédiaire : .....	13
3.2.4- Notion sur les courbes TTT : .....	17
<b>4- Transformation de phase</b> .....	<b>20</b>
1- Transformation perlitique .....	20
2- Transformation bainitique : .....	21
3- Transformation martensitique : .....	23
<b>5- Caractéristiques des fontes bainitiques :</b> .....	<b>25</b>
<b>6- Avantages des fontes bainitiques et domaines d'applications :</b> .....	<b>26</b>

## Chapitre II : Techniques Expérimentales

<b>1- Préparation des échantillons :</b> .....	<b>27</b>
<b>2- Fours de traitement :</b> .....	<b>29</b>
<b>3- Micrographie :</b> .....	<b>30</b>
<b>4- Essai de dureté :</b> .....	<b>30</b>
<b>5- Diffraction des rayons X :</b> .....	<b>31</b>

## Chapitre III : Résultats et Interprétations ( Page 33 - 58 )

<b>Conclusion :</b> .....	<b>59</b>
<b>Références bibliographiques :</b> .....	<b>60</b>

# Introduction

**Introduction :**

Depuis de nombreuses années, il existe dans l'industrie automobile une compétition entre la fonte à graphite sphéroïdal (fonte GS) et les aciers pour certaines pièces moyennement sollicitées. La fonte est souvent très économique par suite de la production des pièces qui revient moins cher énergétiquement que les pièces en acier.

Deux nuances de fonte GS sont utilisées couramment :

- La fonte perlitique employée pour sa résistance en fatigue associée à une bonne résistance à l'usure et à une possibilité de durcissement par trempe superficielle (exemple les vilebrequins).

- La fonte ferritique utilisée pour des problèmes de tenue en fatigue et de ténacité (exemple : bras de suspension).

Toutefois les caractéristiques de ces fontes restant limitées.

Récemment, des publications américaines et japonaises [12,13] ont fait état de l'utilisation d'une nouvelle génération des fontes GS pour la réalisation des couples hypoïdes.

Ces fontes sont à matrice bainitique obtenue par trempe étagée.

Notre étude a pour but d'optimiser les paramètres de température et de temps de la trempe bainitique sur la fonte GSC.

Afin de faciliter la lecture et la compréhension de ce travail, nous avons présenté en première partie, des généralités bibliographiques se rapportant sur les fontes GS ainsi que sur les fontes bainitiques (traitements thermiques, caractéristiques, avantages et domaines d'application).

Nous consacrerons une deuxième partie à la description des moyens expérimentaux utilisés. Les différents résultats obtenus ainsi que leurs interprétations seront présentés dans un troisième chapitre.

Chapitre 1 :  
Generalites Bibliographiques

## 1- Généralités :

### 1-1 Définition des fontes à graphite sphéroïdal (FGS) :

Les fontes à graphite sphéroïdal font partie de la famille des fontes à graphite nodulaire dans lesquelles la forme des particules de graphite produit un effet d'entaille minimal, et n'atténue que très peu les propriétés du matériau.

Les fontes à graphite nodulaire ont des caractéristiques mécaniques et une ductilité élevée.

### 1-2 Constituants des fontes : [1], [2], [5]

#### Ferrite ( $Fe\alpha$ ) :

C'est une solution solide d'insertion de quelques atomes de carbone dans le fer. Les atomes de carbone se logent au milieu des arrêtes. Sa dureté Brinell est d'environ 80.

#### Cémentite ( $Fe_3C$ ) :

La cémentite, ou carbure de fer est une combinaison métallique définie chimiquement par la formule  $Fe_3C$ . C'est un constituant très dur entre 700 et 800 HB.

#### Perlite :

La perlite se présente sous forme d'un feuilletage de lamelle de ferrite et de cémentite disposées alternativement. Sa dureté varie entre 200 et 300 HB.

#### Lédeburite :

Elle se présente sous forme d'agrégat appelé « eutectique » de plaquettes et globules alternés de cémentite et de perlite.

#### Graphite :

Le graphite est une structure cristalline, de type hexagonal. C'est un corps très stable qui ne sera dissocié qu'à 3650 °C par sublimation. Sa masse volumique est très faible (2,2 kg/dm<sup>3</sup>), sa résistance est très faible en traction. C'est le constituant qui conditionne en grande partie les propriétés mécaniques des fontes grises en fonction de sa forme, sa dimension, sa répartition et l'abondance.



Constituant	Système cristallin	Rm (N/mm <sup>2</sup> )	HB	A%
Ferrite	Cubique centré	acier : 280-340 fonte : 35	50 60	35
Cementite	Orthorhombique		800	nul
Perlite	$\alpha$ + cem	acier : 750-900 fonte : 900-1200	200-250 220-330	1
Ledeburite	p + cem	1300	600	nul
Graphite	Hexagonal			

**Tableau 1.1** : Récapitulatif des phases et des constituants dans les fontes grises.

## 2- Etude des fontes GS : [1], [2], [4], [6], [8]

### 2-1 Elaboration des fontes GS :

L'élaboration de la fonte à graphite sphéroïdal consiste principalement au magnésium, suivi d'une inoculation au ferro silicium, d'un bain de fonte à l'état liquide, de composition chimique et de pureté bien définies.

L'action du magnésium ou du cérium à une teneur variant de 0,2% à 0,1% dans la fonte ordinaire en fusion dans des poches appelées poches de traitement, nous donne de la fonte GS.

Certaines précautions doivent être prises :

- Vu que le Mg à une température d'ébullition de 1100 °C, son immersion dans la fonte donne lieu à des projections de fonte liquide, d'où l'utilisation d'alliage qui abaisse cet effet :

15% Mg + 85% Ni ou 15% Mg + 30% Ca + 50% Si + 5% Fe.

- Le Mg est très avide d'oxygène et de soufre, il se combine avec ses derniers et s'élimine presque totalement d'où l'intérêt de disposer d'une fonte de base, désoxydée et contenant très peu de soufre pour éviter la perte du produit sphéroidisant.

- Certains éléments dit poison (Pb, Bi, Ti, ... etc ) à très faible teneur provoque la dégénérescence du graphite sphéroïdal . La production exige donc une matière première rigoureusement choisie.

A l'état brut de coulée, la fonte GS a une structure :

- Soit perlitique.
- Soit ferritique.
- Soit ferrito - perlitique.

## **2-2 Influence des éléments d'élaboration :**

### **Carbone :**

Le carbone est un élément graphitisant et austénitique. A la température ambiante, le carbone se trouve en solution soit à l'état combiné, soit sous forme de graphite.

Le graphite est un élément qui améliore la coulabilité et fait diminuer les défauts de retassures.

Sous la forme de graphite, il facilite l'usinage des pièces et améliore leurs qualités de frottement en agissant comme un lubrifiant; de plus il donne à la fonte une grande capacité d'amortissement des vibrations. Sa teneur est choisie généralement entre 2,8 et 4%.

### **Silicium :**

C'est un graphitisant de base. Il abaisse la température de début de solidification et élève la température de fin de solidification, augmentant ainsi l'intervalle de solidification.

Le Si est un élément alphagène, favorisant la formation de la ferrite. Il élève les températures de transformation particulièrement A1 et accroît l'intervalle des températures critiques du domaine ( $\alpha+\gamma+G$ ) du diagramme stable Fe-C-Si. Il déplace le point eutectique vers la gauche.

### **Manganèse :**

Le manganèse est un élément carburigène, donc il faut diminuer sa teneur afin d'éviter la formation de la fonte blanche ou truitée dans les parties minces de la pièce lorsque la teneur en manganèse dépasse 0,7%. La température de transition ductile fragile peut augmenter lorsque la fonte subit un traitement de ferritisation.

### **Magnésium :**

C'est un élément à la fois : - blanchissant de la matrice.

- sphéroïdisant du graphite.

Seul le Mg dissout dans le liquide est actif pour la sphéroïdisation.

**Soufre :**

Le soufre ralentit sensiblement la graphitisation et provoque le grossissement des lamelles de graphite. C'est une impureté qui altère les propriétés mécaniques et la coulabilité de la fonte, c'est pourquoi sa teneur doit être ramenée à 0,04% ou 0,05%.

**Phosphore :**

Le plus souvent, la teneur de la fonte grise en phosphore ne dépasse pas 0,2%, bien qu'il est graphitisant.

Le phosphore augmente considérablement la coulabilité du métal, abaisse les propriétés mécaniques de la fonte et fragilise les joints de grains en provoquant une rupture intergranulaire.

**3 - Traitements thermiques des fontes GS : [6],[7],[8],[9],[10],[11]**

**3-1 Traitement de ferritisation :**

Ce traitement est utilisé pour avoir une structure ferritique, ainsi on aura un abaissement de la dureté et une plasticité maximale exprimée par un allongement et une striction de traction maximale du métal .

**3-1 -1 Ferritisation directe :**

Ce traitement consiste en un maintien dans la bande triphasée c'est à dire entre  $A_{1min}$  et  $A_{1max}$  , ce qui provoque la transformation de l'austénite en ferrite suivant la réaction :



Le cycle de traitement consiste en un chauffage jusqu'à une température  $\theta$

( $A_{1min} < \theta < A_{1max}$ ), suivi d'un maintien de quelques heures, puis un refroidissement lent (dans le four) jusqu'à  $A_{1min}$  , puis plus rapidement (à air libre) ( Fig 1.1) .

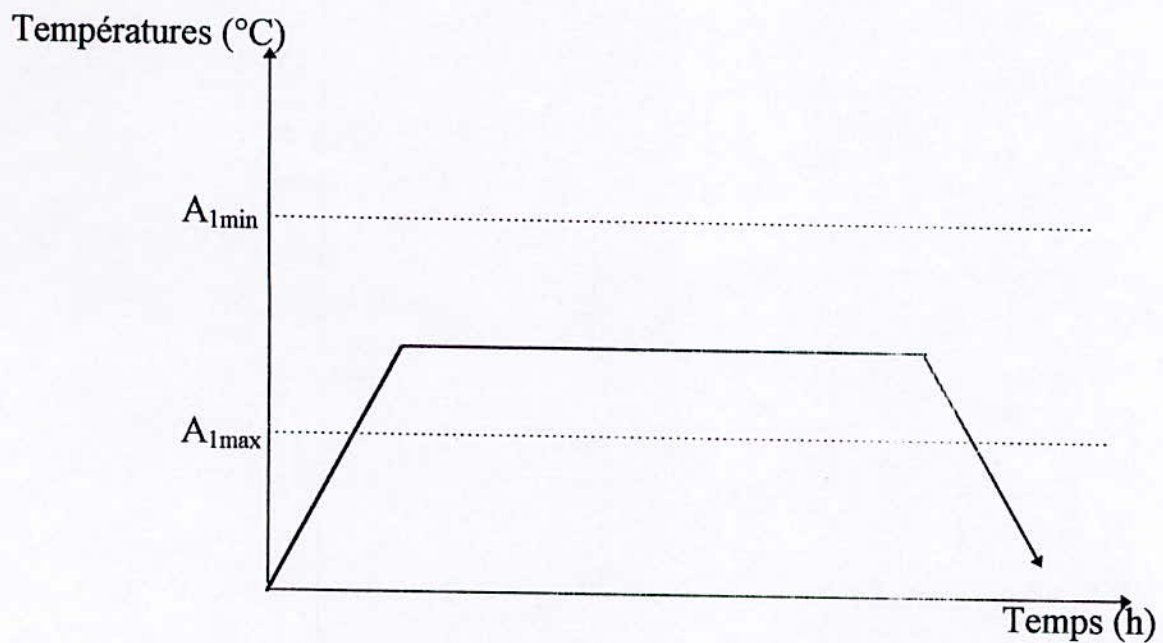


Fig 1.1 : Cycle de ferritisation directe sans austénitisation

Ce traitement peut-être précédé avant le maintien par une austénitisation et ceci afin de décomposer les carbures secondaires ( fig. 1.2 ) .

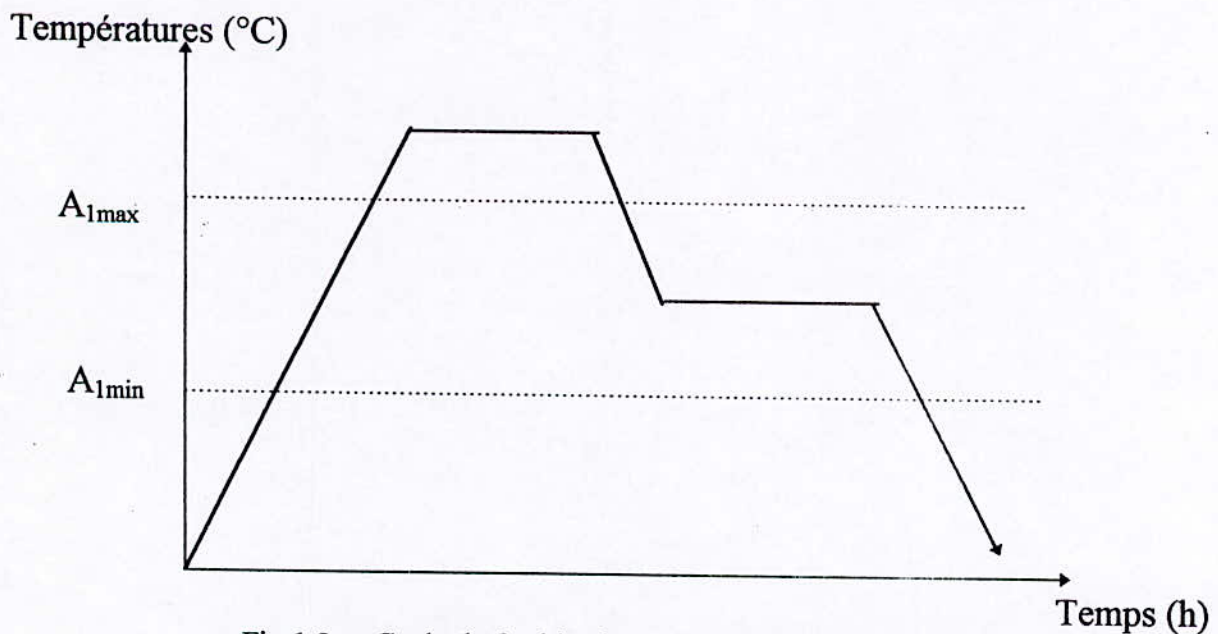
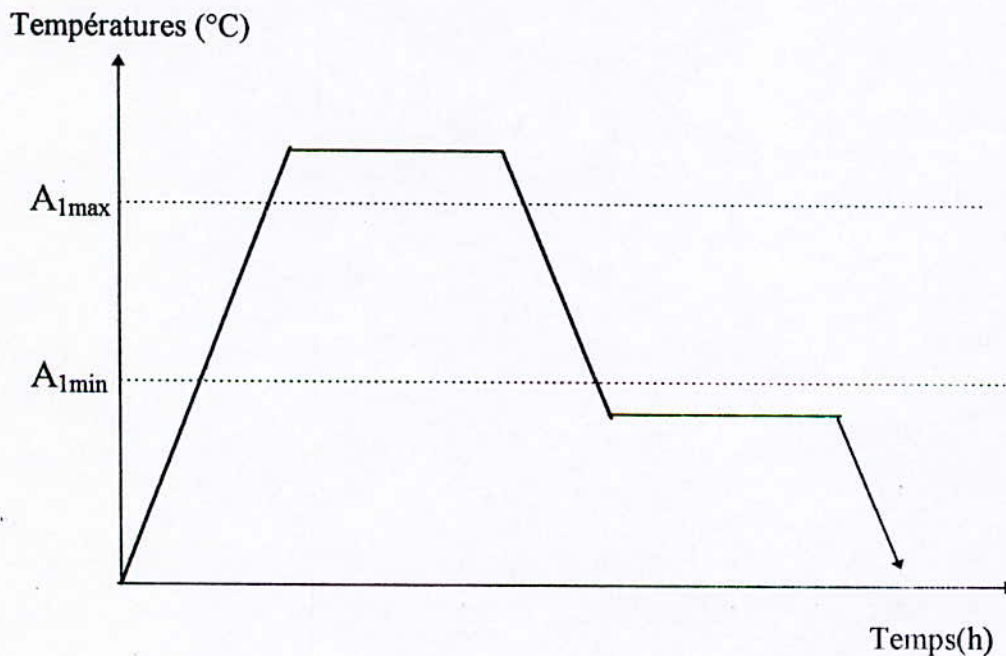


Fig 1.2 : Cycle de ferritisation directe avec austénitisation

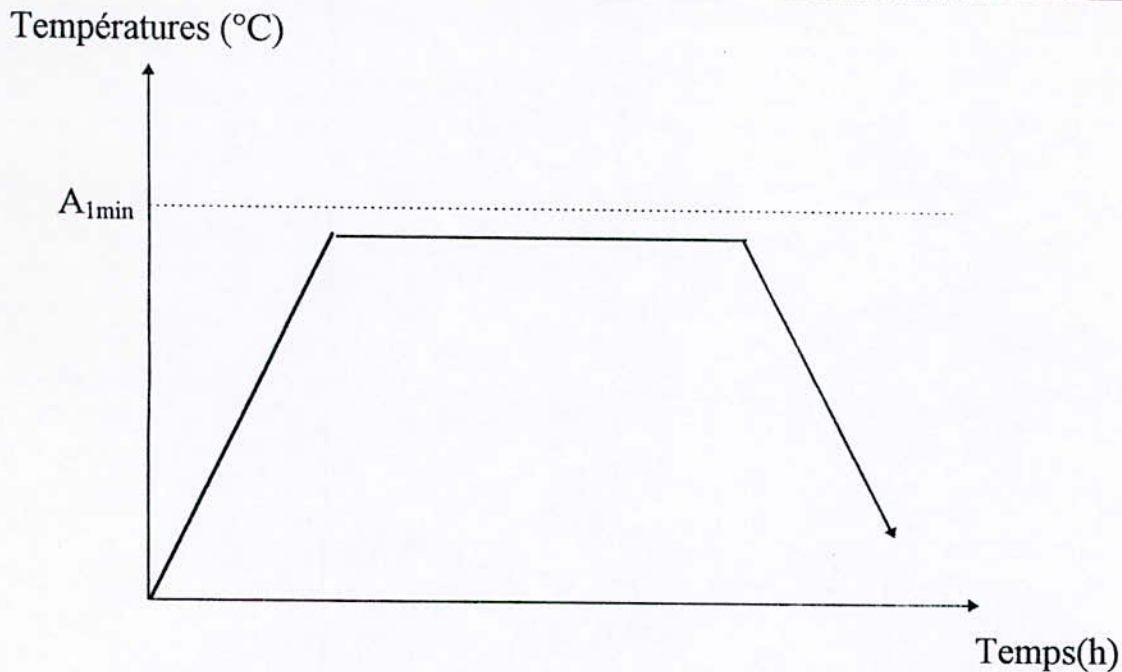
**3 -1 -2 Ferritisation indirecte :**

Ce traitement se fait par un maintien de quelques heures à une température de quelques degrés au dessous de  $A_{1min}$  , le refroidissement se fait à l'air libre (Fig 1.4) .

On peut faire une austénisation avant le maintien et ceci, si on a des carbures de solidification ou plus de perlite qu'il n'en faut ( Fig I.3), ce cycle provoque le retour des phases issues du diagramme métastable, en l'occurrence la perlite, vers le diagramme stable constitué de ferrite et de graphite suivant la réaction :



**Fig 1.3:** Cycle de ferritisation indirecte avec austénitisation .



*Fig 1.4 : Cycle de ferritisation indirecte sans austénitisation .*

### **3- 2 Traitements thermiques des fontes GS bainitiques :**

La pratique du traitement de trempe étagée des fontes GS consiste en une austénitisation, puis en une trempe jusqu'à une température supérieure à  $M_s$  et un séjour dans un milieu maintenu à la température de transformation bainitique et enfin d'un refroidissement à l'air .

L'austénitisation est effectuée à une température supérieure à celle du point de transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  ,variable avec la teneur en Silicium et en éléments d'alliage est généralement supérieure à  $800^\circ\text{C}$ . Si la structure initiale de la fonte est perlitique, la mise en solution du carbone est assez rapide. Mais si la structure initiale est ferritique, et, de plus, la densité des sphéroïdes est faible , la mise en solution du carbone peut demander jusqu'à 2 heures à une température de  $850^\circ\text{C}$ .

La trempe isotherme est généralement effectuée dans un milieu ayant la température à laquelle la transformation doit s'effectuer. Pour des températures inférieures à  $250^\circ\text{C}$  , ce milieu peut être de l'huile, mais aux températures supérieures, on utilise couramment un bain de sel .

3 -2 -1 Méthodes de traitement thermique :

Le procédé de trempe étagée bainitique est basé sur les diagrammes température transformation en conditions isothermes .

Le diagramme TTT de la figure 1-5 a été établi pour une fonte GS ferritique ayant une teneur en manganèse d'environ 0,45% .

Cette fonte a été austénitisée à 900°C pendant au moins 90 min. La ligne 95% représente la fin de la transformation et non pas le pourcentage de bainite dans la structure .

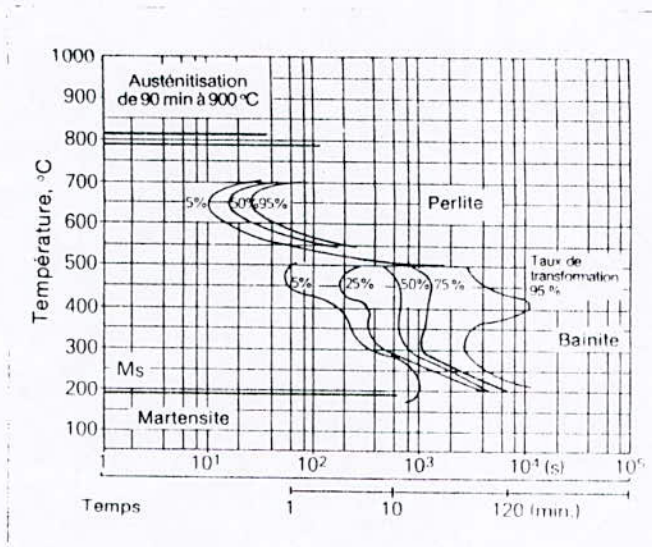


Fig 1-5: Diagramme de transformation en conditions isothermes d'une fonte GS ferritique contenant 3,6%C, 2,4%Si et 0,45%Mn

La matrice dite « bainitique » de la fonte GS traitée par trempe bainitique est en réalité une structure de bainite contenant de faibles quantités de martensite et entre 10% et 50% d'austénite selon les conditions de la trempe bainitique . L'obtention d'une trempe à coeur dépend de la taille de la section, des conditions de la trempe bainitique et du matériau de base . Le « nez de la perlite » limite la trempe à coeur mais peut-être déplacé vers les temps les plus longs en augmentant la teneur en manganèse ou en ajoutant un élément d'alliage comme, par exemple, du molybdène .

### 3 -2 -2 Définition de la trempe bainitique :

La trempe bainitique consiste à provoquer après austénisation une transformation à température constante en plongeant pendant le temps nécessaire, les pièces dans un milieu de trempe (bain de sels, bains d'huile ou plomb) maintenu à une température intermédiaire généralement comprise entre 200°C et 500°C .

Le cycle de traitement thermique de la trempe bainitique consiste à effectuer :

- 1)- Une austénisation, généralement, pendant une durée d'une heure à une température comprise entre 850°C et 900°C .
- 2)- Une trempe rapide à une température préétablie dans un domaine de température compris entre 320°C et 400°C.
- 3)- Un temps de maintien pour chaque température de traitement qui varie d'une heure à 8 heures .
- 4)- Refroidissement à la température ambiante .

La figure I-6 représente un schéma d'un cycle de traitement thermique par trempe bainitique .



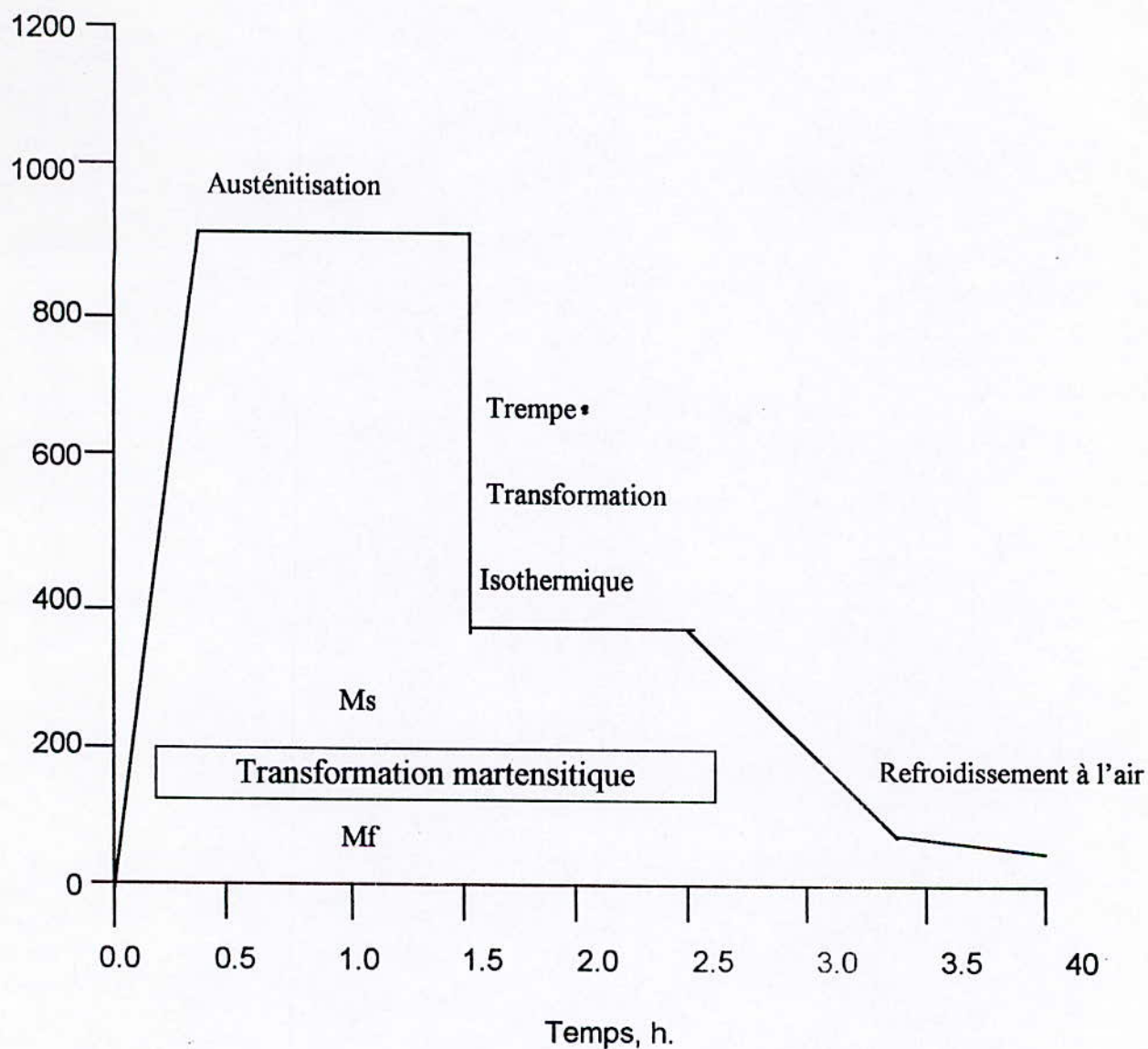
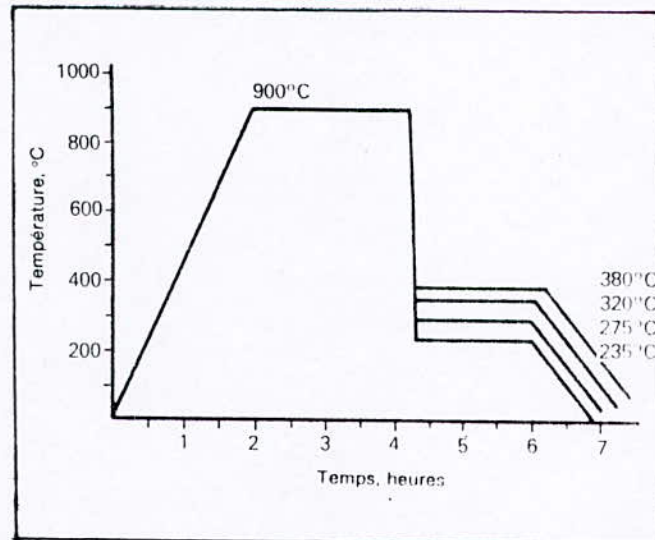


Fig 1.6 : Schéma d'un cycle de traitement thermique par trempe étagée.

### 3-2-3 Différents traitements de trempe bainitique :

#### 3-2-3-1 Trempe bainitique classique :

Un exemple de trempe bainitique classique est le cycle de traitement thermique contenant trois périodes de deux heures représenté à la figure 1.7.



**Fig 1.7 :** Cycles de traitement thermique employé pour la trempe bainitique classique d'une fonte GS ferritique contenant 3,6%C ; 2,4% Si et 0,45% Mn, montrant le domaine normal des température de transformation utilisées.

Ce cycle est employé pour une fonte GS ferritique non alliée comme matériau de base.

L'austénitisation étant effectuée dans des fours à atmosphère contrôlée. La transformation est réalisée dans l'huile (à 235° C) ou en bain de sel (à 275 / 380° C).

La trempe bainitique d'une fonte nodulaire ferritique à 235°C, d'après le diagramme TTT, de la figure (1-5), entraîne une expansion d'environ 0,3%, et il faut en tenir compte en cas d'usinage avant la trempe étagée bainitique.

### 3.2.3.2 Trempe bainitique avec refroidissement intermédiaire :

Après l'austénitisation, les pièces sont introduites dans un milieu dont la nature et / ou la température sont différentes de celles du milieu dans lequel se déroulera ultérieurement la transformation bainitique.

Les avantages de cette technique de trempe bainitique avec refroidissement intermédiaire sont les suivants :

1)- Trempe à cœur jusqu'à un diamètre de 45 mm pour une fonte GS non alliée comme matériau de base et pour toutes les températures de transformation .

2)- Emploi possible de bain d'huile, donnant moins de problèmes de pollution, pour toutes les températures de transformation.

3)- Economie plus importante parce que des bains de trempe plus petits peuvent être utilisés dans des lignes de production.

Donc, en général il existe deux procédés pour obtenir des fontes à matrice bainitique [9].

\* Par refroidissement continu, ce qui nécessite l'addition d'éléments d'alliage pour obtenir une matrice essentiellement bainitique.

\* Par trempe étagée bainitique.

Une étude bibliographique a permis de dégager les principaux avantages de la fonte obtenue par trempe isotherme.

- Meilleures caractéristiques qu'une fonte bainitique de même composition obtenue en refroidissement continu.

- Réduction des teneurs en éléments d'alliage.

- Structure homogène dans toutes les parties de la pièce.

D'une manière générale, la transformation bainitique est conditionnée par la germination et la croissance des plaquettes de phase  $\alpha$  , et ensuite par la précipitation des carbures. Il est admis que phase  $\alpha$  qui se forme ne prend qu'une partie du carbone de l' $\gamma$ .

Dans les plaquettes bainitiques, ce carbone se transforme en carbure  $\epsilon$  ou en cémentite, selon la température et la composition chimique de l'acier ou de la fonte.

L' $\gamma$  voisine de l'interface de réaction reçoit l'excédent de carbone repoussé par la croissance de la bainite et devient le lieu d'une précipitation de carbures. Si cette précipitation se trouve retardée, l'enrichissement en carbone de l'austénite restante devient très important.

C'est la constatation que nous avons faite en étudiant la transformation bainitique des aciers au Si, car les fontes grises ont en effet une matrice dont la composition chimique est voisine de celle de ces aciers.

### Evolution de la structure micrographique pendant la transformation à 400°C :

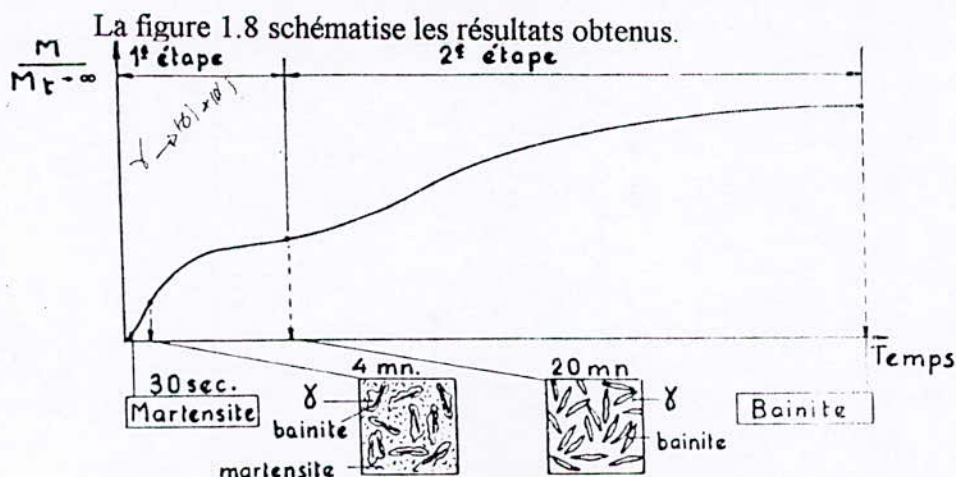
La transformation bainitique vers 400°C s'effectue en deux étapes, de durée différentes suivant la température.

Au cours de la première étape, il ne se forme que de la ferrite, ce qui enrichit l'austénite restante en carbone jusqu'à une teneur proche de 2%.

La deuxième étape débute, et se produit, par la précipitation de silicocarbures dans l'austénite et la transformation en ferrite de l'austénite ainsi appauvrie.

C'est la présence de silicium qui inhibe la formation de cémentite lors de la transformation et qui permet donc l'enrichissement de l'austénite en carbone.

Si la transformation est interrompue par refroidissement à l'ambiante peu après le début de la première étape, c'est à dire tant que l'austénite restante n'est pas suffisamment enrichie en carbone pour que son point  $M_s$  passe en dessous de l'ambiante, la structure finale est constituée de ferrite aciculaire, de martensite et d'austénite. Avec une transformation interrompue après un temps de séjour plus long mais avant la fin de la première étape, la structure finale est constituée de ferrite et d'austénite enrichie en carbone, très stable.



**Fig 1.8:** Evolution de la structure micrographique d'un acier au Si austénitisé à 950°C et transformé à 400°C.

La courbe chronographique en deux étapes de l'acier au Si est représentée jusqu'à la fin de la transformation à 400°C. On obtient alors une structure micrographique totalement bainitique.

Si l'on arrête la transformation au bout de 30 s, temps suffisant pour que l'échantillon soit à la température du bain de sel, la structure devient martensitique. En interrompant la transformation après 4 mn de maintien dans le bain de sel, la structure présente alors des plaquettes bainitiques à l'état embryonnaire entourées d'austénite. Ces îlots d'austénite sont eux même entourés de martensite.

Après une interruption de 20 mn, c'est à dire vers la fin de la première étape, on observe une quantité de plaquettes bainitiques voisine de 50% sur un fond d'austénite. Il n'y a pas de martensite.

Cette structure est représentée par la micrographie (1.9)

Fig 1.9 : Micrographie de l'acier C : 1% -

Mn : 0,36% - Si : 2,15%

après austénitisation 950°C

et trempe en bain de sel (400°C, 20 mn)



**\* Carbure formé pendant la seconde étape de la transformation à 400°C :**

La transformation isotherme à 400°C d'un acier au Si présente une autre particularité remarquable.

En effet, l'évolution de la réaction bainitique au cours de la seconde étape est assurée par la précipitation différée d'un carbure spécial de fer dans l'austénite enrichie en C.

Le diagramme de transformation isotherme d'une fonte GS légèrement alliée au cuivre (0,6%) représenté à la figure 1.10 indique clairement les limites des étapes de transformation dans le domaine bainitique :

- De 510 à 470°C, la transformation s'effectue en une seule étape en ferrite + cémentite.

- De 470 à 420°C, la ligne L<sub>2</sub> marque la fin de la première étape, la ligne L<sub>4</sub> la fin de la seconde étape.

- De 420 à 330°C, la seconde étape n'est pas terminée dans les temps considérés et de l'austénite stabilisée est toujours présente à l'ambiante, le maximum étant d'environ 50% à la fin de la première étape entre 400 et 370°C. La température de 370 -380°C correspond à la limite inférieure de formation de bainite supérieure.

- De 330°C à Ms, la fin de la première étape n'est pas visible, et l'austénite restante, non complètement stabilisée, se transforme plus au moins en martensite.

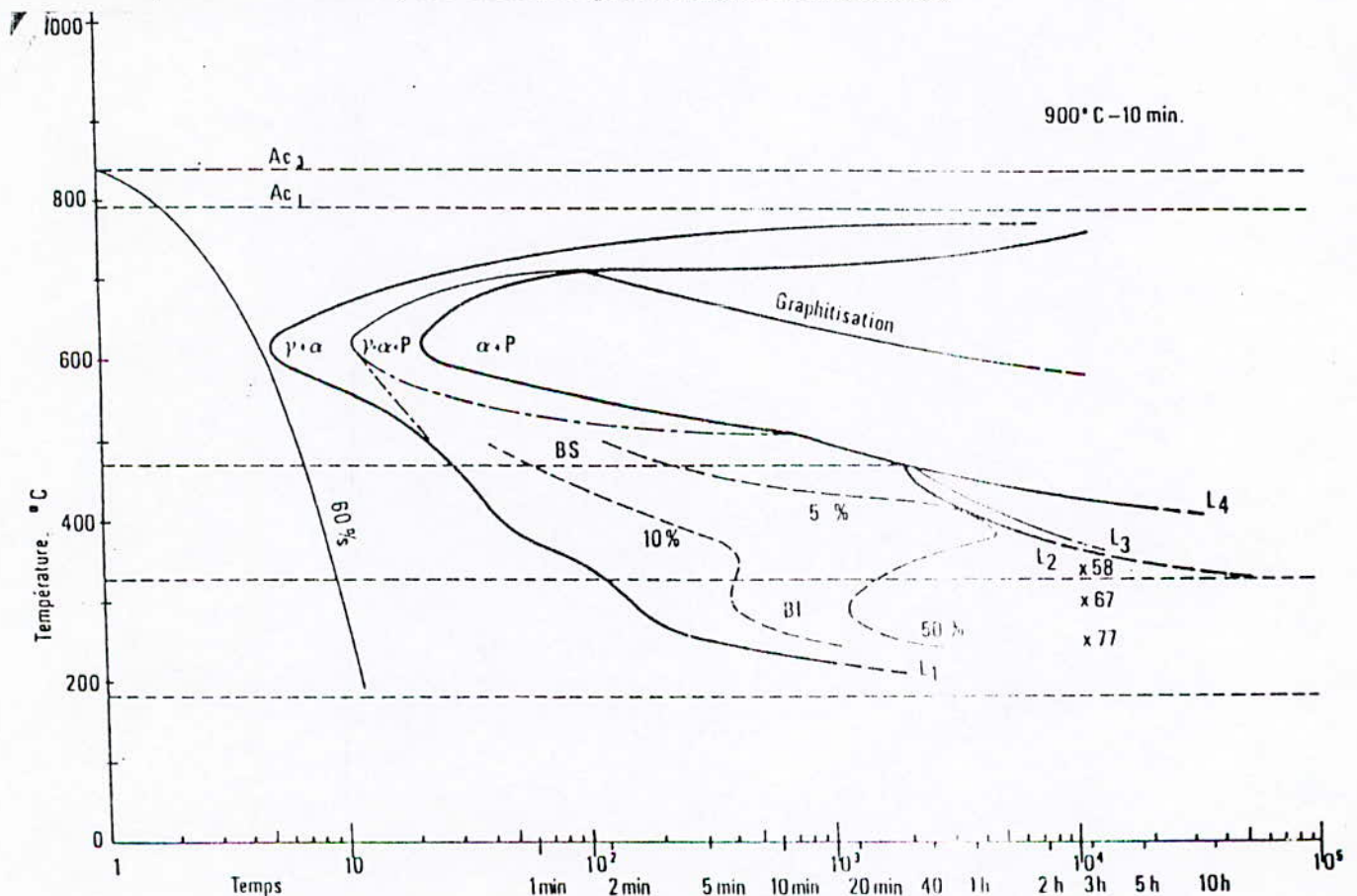


Fig 1.10 : Diagramme TTT d'une fonte GS à 0,6% Cu.

### 3.4 Notion sur les courbes TTT :

L'emploi de traitements isothermes permet d'étudier séparément l'influence des facteurs temps et températures sur les transformations de l'austénite.

Lorsque la température de maintien  $\theta_i$  est comprise entre celle du point  $Ae_1$  et celle du point  $M_s$ , défini ci dessous, les transformations isothermes de l'austénite conduisent à la formation d'agrégats ferrite - carbure :



A une température de maintien isotherme  $\theta_i$  déterminée (Fig 1.11), la transformation de l'austénite débute après un certain temps d'incubation  $t_0$  et est terminée au bout du temps  $t_1$ .

Entre  $t_0$  et  $t_1$  l'austénite se transforme progressivement en (F+C).

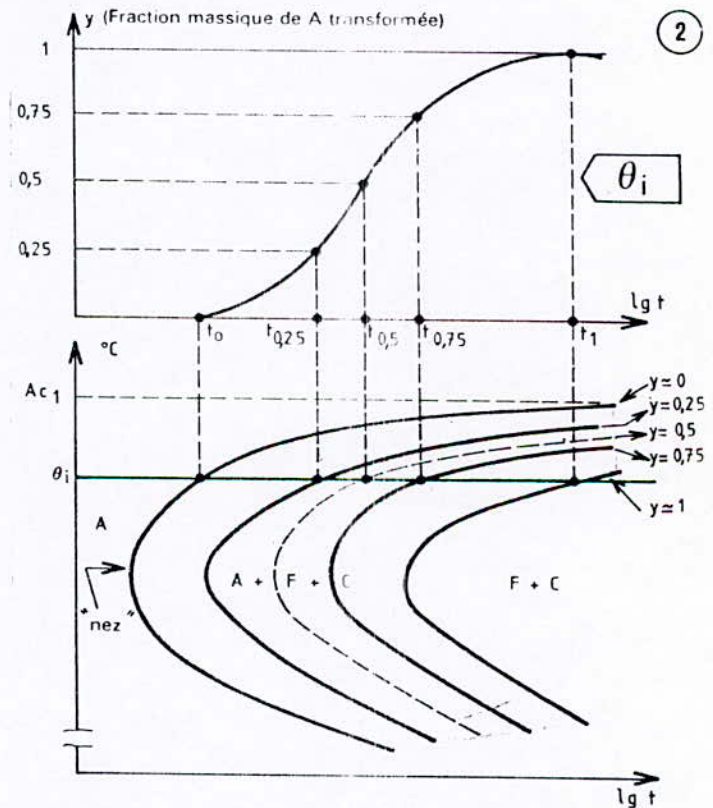


Fig 1.11 : Tracé schématique d'un diagramme TTT.

En règle générale, les éléments en solution solide dans l'austénite (Sauf Co) augmentent les temps d'incubation et repoussent les domaines perlitiques et bainitiques vers la droite.

- Les éléments non carburigènes (Si, Ni, Mn, Cu) augmentent les temps d'incubation des domaines perlitiques et bainitiques.

- Les éléments fortement gammagènes en abaissant  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$ , ont tendance à faire rapprocher les deux domaines alors que le silicium a tendance à les séparer du fait de son caractère alphagène.

- Les éléments carburigènes (Cr, Mo, W, V, Nb, Ti,...) en même temps alphagènes élèvent  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$ , repoussent les domaines vers la droite et font apparaître les deux « nez » perlitique et bainitique, les deux zones pouvant être séparées par une région de très grande stabilité de l'austénite.

- Le Cr jusqu'à 1% déplace les deux domaines de manière similaire, pour des teneurs plus élevées, il déplace surtout le domaine perlitique en affectant peu la position du domaine bainitique.

- Le Mo agit à des teneurs plus faibles et agit surtout sur le domaine perlitique en affectant peu la position du domaine bainitique.

En vu de la non disponibilité de la courbe TTT de la fonte GSC, on admet l'utilisation de la courbe (Fig I.12) qui représente la fonte GS non alliée dont la composition est la suivante : C = 3,83%; Si = 2,57%; Mn = 0,023%; Mg = 0,047%. Cette courbe TTT a été tracée à l'aide d'un dilatomètre de trempe, seul le domaine bainitique a été exploré, étant le seul à nous intéresser dans le cadre de cette étude. La fig 1.12 donne les courbes obtenues pour des taux de transformation de 50% et 80%.



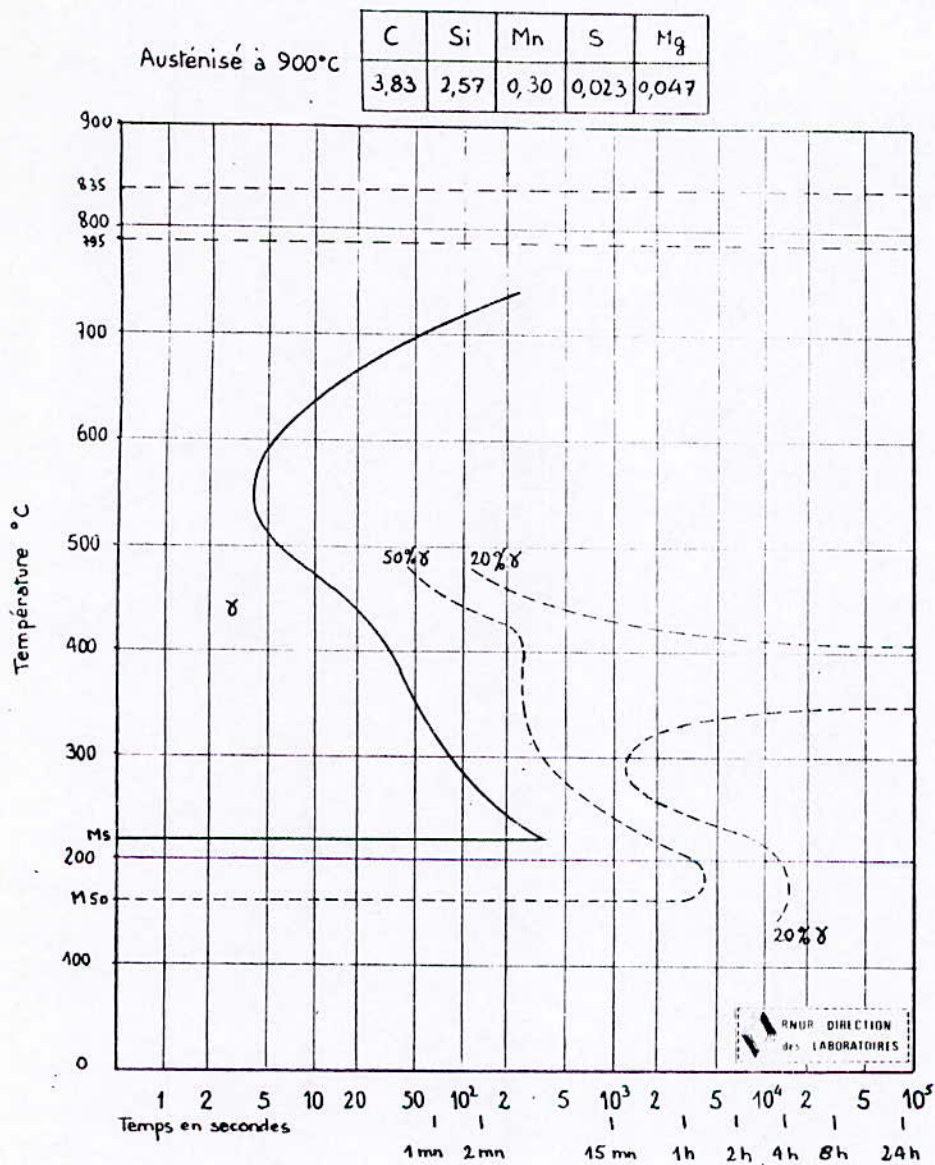
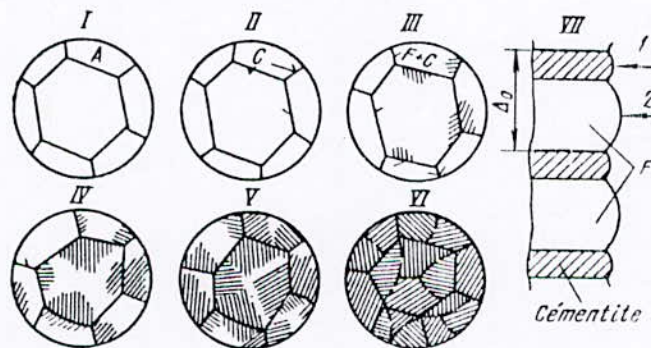


Fig 1.12 : Transformation isotherme (courbe TTT ) d'une fonte à graphite sphéroïdal.

#### 4- Transformation de phase : [4], [5]

##### 4.1 Transformation perlitique :

La transformation perlitique d'une austénite surfusionnée a une allure cristalline et s'effectue par diffusion. Il en est ainsi parce que l'austénite (Fig 1.13), pratiquement homogène quant à la concentration du carbone, se décompose en précipitant la ferrite et la cémentite qui contient 6,67 % C, c'est à dire un mélange de phases dont la teneur en carbone est nettement différente. Le constituant dominant dans ces conditions est la cémentite. ses germes de cémentite sont grossis par la diffusion du carbone provenant des volumes d'austénite adjacents. Il se forme généralement aux joints du grain austénitique. Il en résulte un appauvrissement en carbone de l'austénite entourant la lamelle de cémentite, qui contribue à sa transformation en ferrite.



**Fig 4.130.** Schéma de la naissance et de la croissance d'un grain perlitique :  
 I-austénite; II-naissance d'un germe de cémentite au joint du grain d'austénite; III-naissance d'une lamelle de ferrite; IV à VI;-naissance et croissance de nouvelles lamelles de cémentite et de ferrite (perlite); VII-redistribution du carbone lors de la formation de la perlite; 1-concentration élevée du carbone: cémentite (6,67 %); 2-concentration basse du carbone: ferrite (0,02 % C)

##### \* Mécanisme de la transformation perlitique :

La germination de l'entectoïde débute par la formation d'un cristal de carbone  $Fe_3C$ . A partir de ces germes, les lamelles parallèles de ferrite et de cémentite forment des colonies et pénètrent dans les grains. La croissance se fait perpendiculairement aux joints des grains.

#### **4.2 Transformation bainitique :**

La transformation bainitique se produit dans le domaine des températures qui se situent entre les transformations perlitiques et martensitiques ; la transformation intermédiaire consiste à former de la bainite. Structure composée de solution solide  $\alpha$  ayant subi une transformation martensitique et légèrement sursaturée en carbone et de particules de carbures.

La bainite supérieure qui apparaît généralement entre 500 et 350° C a la forme de paille coupée, dans laquelle des particules de carbures forment non pas des lamelles, mais des particules étroites isolées. La bainite inférieure apparaît généralement aux températures variant de 350°C à celle du point Ms et a une forme aciculaire (lamellaire) ou martensitique.

#### **\* Mécanisme de la transformation bainitique :**

La transformation bainitique d'une austénite surfusionnée cumule les éléments des transformations perlitique et martensitiques.

Une transformation bainitique marche aux températures qui rendent pratiquement impossible l'autodiffusion du fer et la diffusion des éléments d'alliage, alors que la diffusion du carbone est encore assez élevée.

L'austénite devient d'abord le siège d'une redistribution par diffusion du carbone, ce qui conduit à l'apparition de plages riches et pauvres en carbone. Les plages d'austénite appauvries en carbone dont le point Ms se situe dans le domaine des températures de la transformation bainitique subissent la transformation ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) qui se déroule suivant le mécanisme martensitique.

La phase alpha (martensite) qui apparaît dans la transformation bainitique est d'autant plus sursaturée en carbone que la température de la transformation est plus basse ; c'est pourquoi si à la température donnée la diffusion est active, la solution  $\alpha$  sursaturée peut dégager des carbures immédiatement après la transformation ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ).

Pour la formation de la bainite supérieure et la bainite inférieure le mécanisme est le même sauf que pour la bainite supérieure les cristaux austénitiques sont le siège d'une différentiation plus importante de la concentration du carbone, ce qui enrichit plus fortement

en carbure certains volumes de l'austénite et conditionne ainsi la formation d'une phase  $\alpha$  plus appauvrie en carbone.

Dans le cas de la bainite inferieure, on a le phénomène inverse qui se produit ; généralement s'enrichit peu en carbone ; alors que la sursaturation de la phase  $\alpha$  est plus importante.

Il en résulte que les carbures se dégagent surtout dans les cristaux de la phase  $\alpha$ .

Il est établi que la transformation isotherme des fontes dans le domaine bainitique s'effectue en deux étapes :

C'est le silicium présent dans les fontes à graphite qui est responsable des deux étapes de la transformation en inhibant la précipitation de cémentite dans la bainite.

Le déroulement des deux étapes se fait comme suit :

1/- Formation d'aiguilles de ferrite (bainitique), ce qui enrichit l'austénite restante en carbure et par conséquent, abaisse son point  $M_s$ . Si le traitement isotherme est interrompu avant que  $M_s$  atteigne la température ambiante, une partie de l'austénite se transforme en martensite au cours du refroidissement, mais si le traitement se poursuit jusqu'à ce que l'austénite soit stabilisée à l'ambiante, la structure finale de la fonte se compose uniquement de ferrite et d'austénite.

2/- L'austénite enrichie arrive à un point de sursaturation où débute une précipitation de silicocarbures entraînant une transformation de l'austénite adjacente en ferrite.

A la fin de la deuxième étape la structure de la matrice est formée de ferrite aciculaire (première étape) et d'un agrégat de silicocarbures et de ferrite.

Lorsque la température de transformation isotherme est abaissée, la transformation est très ralentie et en dessous de  $350^\circ\text{C}$  de la seconde étape ne débute qu'après plusieurs heures de maintien ou même pratiquement pas à des températures inférieures à  $300^\circ\text{C}$ .

Il en résulte qu'aux plus basses températures la transformation étant très lente, la structure finale est généralement composée de ferrite aciculaire, d'austénite et de martensite.

### 4.3 Transformation martensitique :

La martensite est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer  $\alpha$ . Si à l'état d'équilibre la solubilité du carbone dans le fer  $\alpha$  à 20° C ne dépasse pas 0,002% de C, sa teneur dans la martensite peut être la même que dans l'austénite initiale, c'est à dire elle peut atteindre à la limite 2,14 % C. La martensite a un réseau tétragonal.

#### \* Mécanisme de la transformation martensitique :

Cette transformation a lieu seulement lorsqu'un refroidissement rapide produit la surfusion de l'austénite jusqu'à de basses température qui rendent impossible la diffusion.

Ce processus marche donc sans diffusion. La transformation martensitique se réalise par glissement et ne modifie pas la composition de la solution solide.

Le mécanisme de ce glissement consiste en un déplacement coopératif orienté des atomes au cours de la reconstitution du réseau.

#### \* Condition du refroidissement avant la transformation bainitique :

Deux solutions sont possibles pour réaliser le refroidissement rapide qui précède le maintien à la température de transformation quelle que soit la solution adoptée, il est impératif de transférer le plus rapidement possible les pièces entre le milieu d'austénitisation et le milieu de trempe. Cette règle doit être appliquée avec d'autant plus de vigilance que les pièces sont petites et que la fonte est peu alliée.

Les milieux de trempe utilisables sont :

- Les bains de sels.
- Les bains d'huile.
- Les lits fluidisés.
- L'air forcé.

Les deux premiers milieux sont les plus utilisés, les bains de sels permettent d'effectuer l'opération de trempe dans la totalité du domaine de transformation bainitique (entre 220°C et

450°C environ), par contre les bains d'huile, ne sont utilisables qu'à des températures inférieures à 260° C.

**\*Notion sur les bains de sels :** [8]

Le bain de sel est un liquide constitué d'un mélange de sels fondus (chlorures, fluorures, nitrate de métaux alcalins et alcalins - terreux) choisis suivant l'effet chimique désiré et la température à atteindre (sel fondant à 100 - 300° C au dessous de la température de régime du bain).

Les bains de sels fondus permettent de travailler entre 180 et 320° C. Il sont utilisés pour les traitements thermiques suivants s'appliquant principalement aux aciers et aux fontes : revenu, recuit, trempe bainitique, graphitisation, chauffage avant trempe ou avant forgeage.

Ils peuvent aussi imprégner la structure du métal avec du carbone de l'azote ou du soufre : cementation, nitruration.

Les avantages sont :

- Protection des surfaces contre l'oxydation et la décarburation (chauffage à l'abri de l'air, et pellicule de sel protectrice adhérent à la pièce au refroidissement).

- Préchauffage qui évite le choc thermique.

- Chauffe rapide par conduction.

- Densité élevée.

Pour le chauffage des sels, on utilise des fours à creuset de deux types :

1/- Les fours chauffés par une source de chaleur extérieure au creuset (mazout, gaz, résistances électriques). La chaleur est transmise au bain de sel à travers la paroi du creuset.

2/- Les fours à creuset chauffés par une source de chaleur intérieure, ce sont :

- Le fours à électrodes immergées ou plongeantes. C'est le type le plus important, qui utilise la résistance électrique du sel.

- Les fours électriques à éléments chauffants immergés.

5 - Caractéristiques des fontes bainitiques : [11]

Après trempe isotherme, suivant la température de transformation et le temps de maintien, les structures obtenues diffèrent donc sensiblement et, par conséquent aussi, les caractéristiques mécaniques.

La figure (1.14) donne graphiquement les pourcentages de martensite, bainite et austénite que présente la structure de la fonte GS dont le diagramme TTT est représenté en figure (1.10) après refroidissement à l'ambiante en fonction, d'une part, du temps de maintien à 380°C, d'autre part, de la température de trempe pour un temps de maintien de 2 heures, ainsi que les caractéristiques correspondantes.

On peut constater que la courbe des allongements présente un pic très net qui correspond au maximum d'austénite dans la structure.

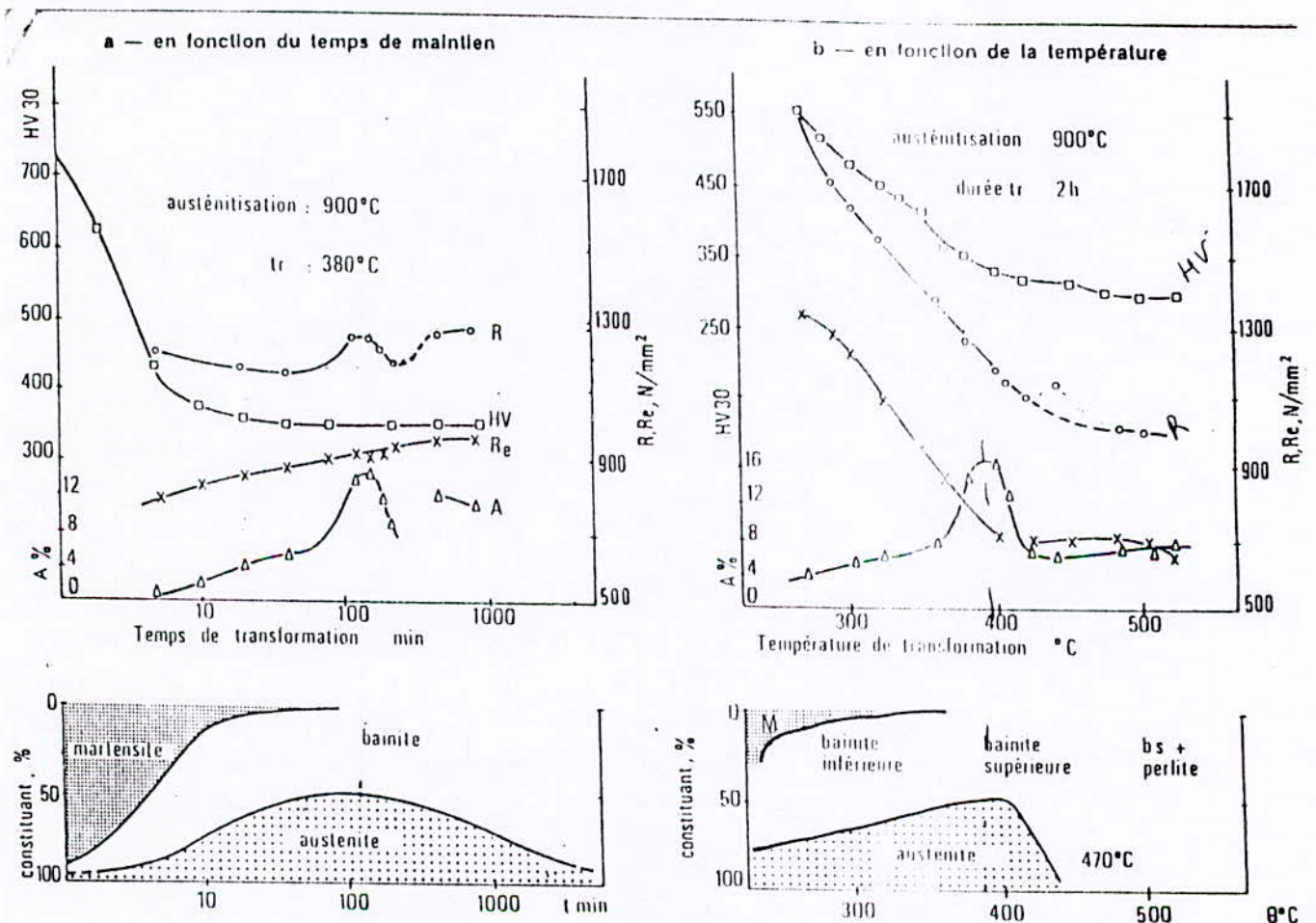


Fig I.14 : Variation des caractéristiques mécaniques et du taux d'austénite de la fonte.

Au cours du maintien isotherme, on a donc intérêt à laisser se poursuivre la transformation jusqu'à la fin de la première étape, mais surtout à ne pas la dépasser.

Pour le choix de la température de trempe isotherme, tout dépend des caractéristiques désirées, haute résistance ou grand allongement.

Le tableau (1.2) présente trois nuances commerciales. Les deux plus dures, transformées aux températures inférieures du domaine bainitique, contiennent une assez grande quantité de martésite. Elles sont utilisées pour des applications qui requièrent une haute résistance, une grande dureté et une bonne résistance à l'usure et tolèrent une faible ductilité.

La troisième nuance, transformée dans la zone comprise entre 350 et 380°C est la plus répandue.

Nuance	HB	R N/mm <sup>2</sup>	Re N/mm <sup>2</sup>	A %	Température du bain, °C	Structure	Éléments d'alliage
dure	430-550	(1 300)	(1 000)	(0,5)	< 250	F, M, (A)	Mn
mi-dure	350-480	1 200	800	2	270-330	F, A, M	Mn, Cu, Ni + Mo
douce	280 —	1 000	680	5	> 350	F, A	Cu, Ni + Mo
	350	850	550	10			

Tableau 1.2 : Nuances commerciales de fontes GS bainitiques.

## 6- Domaines d'application des fontes bainitiques : [7]

C'est dans le domaine de la résistance à l'usure par frottement ou par abrasion que la fonte bainitique trouve le plus d'application. Cette résistance à l'usure a plus ou moins d'importance par rapport aux autres caractéristiques mais a toujours sa place, même dans les pièces mécaniques où résistance et ténacité sont importantes.

La première application à grande échelle de la fonte bainitique a été le couple hypoïde monté sur la pontiac ( général motors) à partir de janvier 1997. Depuis de nombreuses sociétés, fonderies ont commencées à faire des pièces en se basant sur le principe de fonte traitée par trempe isotherme à basse température. Comme exemple on peut citer des boîtiers de différentiel intégrés, des pignons de toutes sortes, des couronnes dentées.

Un autre type d'application exige non seulement une bonne résistance à l'usure, mais également une résistance et une ductilité élevées, c'est le cas des mains de ressorts de camions et des pignons à chaînes pour emplois très variés, on peut aussi citer les roues wagonnets de mines, des rouleaux de convoyeurs à bande, des bagues d'articulation, des matrices de laminoir.



Chapitre 2 :  
Techniques expérimentales

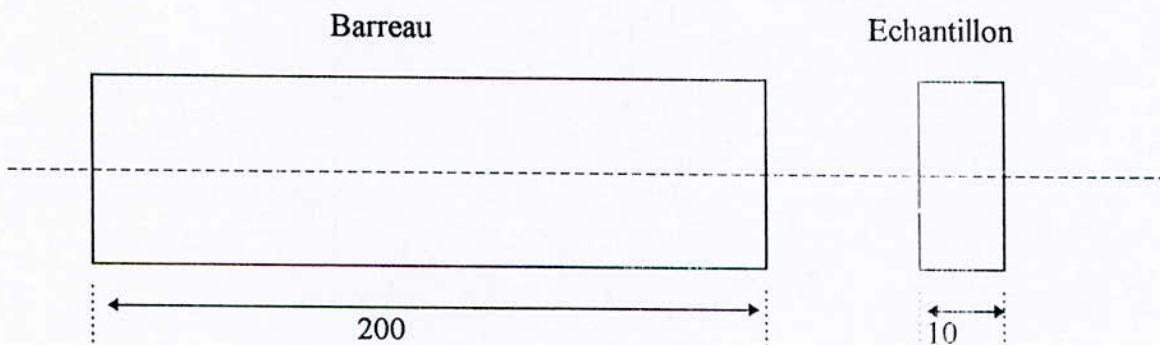
## 1- Techniques expérimentales :

### 1.1 Préparation des échantillons :

Pour préparer les échantillons qui seront utilisés dans les expériences suivantes :

- Observation micrographique.
- Essai de dureté.
- Diffraction des Rx.

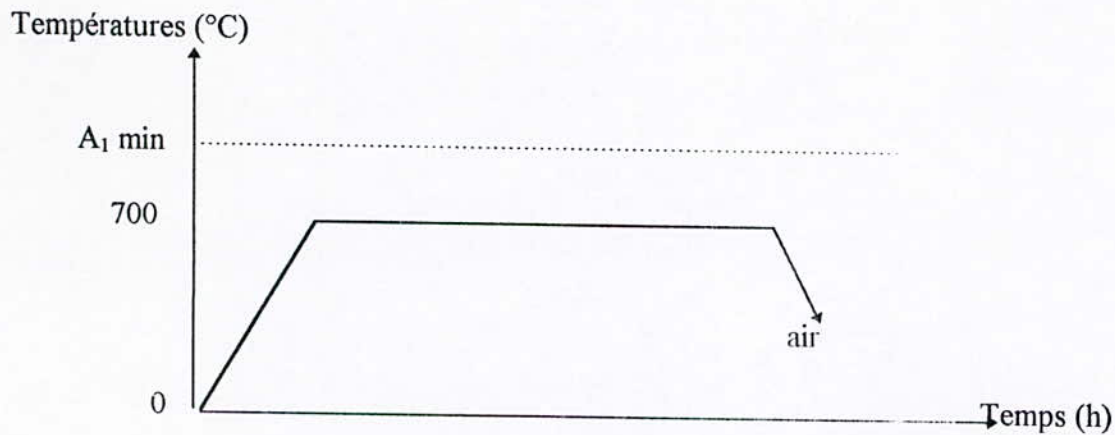
On était amené à couler des barreaux cylindriques de 200 mm de long et 25 mm de diamètre dans des moules appelés « Keel block » à partir desquelles on a découpé à la scie mécanique des échantillons cylindriques de 10 mm d'épaisseur.



**Fig 2.1** : Schéma du barreau coulé et de l'échantillon utilisé.

Les échantillons découpés ont subi un traitement de ferritisation pour avoir une structure ferritique, on a choisi le cycle de ferritisation indirecte qui consiste en un maintien à la température inférieure à  $A_1$  min, puis un refroidissement à l'air libre, avec une durée de maintien qui varie :  $t = 1^H, 2^H, \dots, 10^H$ .

Le cycle de traitement thermique est le suivant :



L'observation montre que la perlite disparaît presque totalement à 1 heure de maintien.

A 2 heures jusqu'à 3 heures la structure est ferritique comme le montre la figure II.2.

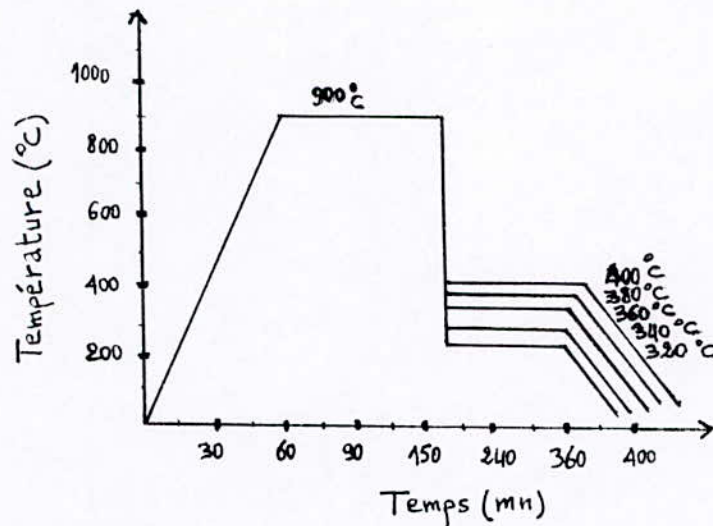
Fig 2.2 : Micrographie sur la ferritisation indirecte de la fonte GSC.  
 $t_m = 2^h \text{ à } 3^h$

Graphite →  
 ferrite →



Les échantillons ferritisés ont été austénitisés à une température de 900°C pendant 30 mn, puis ont été refroidi très rapidement à des températures de transformation variant de 320°C à 400°C à des temps de maintien qui varient de 30 mn à 8 heures, et enfin ont été refroidi à la température ambiante.

Le cycle de ce traitement thermique est le suivant :



## 1.2 Fours de traitement :

Les fours utilisés pour le traitement thermique sont : Four Ajax et Four Tic

- Le four Ajax à électrodes plongeantes est destiné à la chauffe des pièces avant trempe. Le chauffage du bain est assuré par le passage du courant entre les électrodes, disposées par paires, alimentées par un transformateur.

Les dimensions utiles du four Ajax sont :

Profondeur : 800 mm.

Largeur : 510 mm.

Longueur : 560 mm.

Température normale de travail : 750 °C, 980°C.

Température maxi : 1000°C.

Ampérage à ne pas dépasser : 150 Ampères.

Quantité de sel nécessaire pour mise en route : 300 kg.

- Le four Tic est utilisé pour la trempe étagée de pièces austénitisées dans le four Ajax. Il est alimenté en sel HOUGHTON 275.

Le chauffage est assuré par des éléments blindés situés à l'arrière du four et plongeant dans le bain.

Un ensemble de brassage assure l'agitation du sel :

Hauteur du bain : 600 mm.

Largeur et longueur disponible : 80 mm.

Température maximale : 375°C.

Quantité de sel nécessaire au démarrage  $\approx$  1000 kg.

### **1.3 Micrographie :**

#### **\* Polissage :**

Cette opération consiste à enlever mécaniquement des microcopeaux d'abord avec la meule, puis avec des papiers abrasifs de granulométrie de plus en plus fine.

Les granulométries utilisées sont : p100, p180, p320, p1000.

Pour la finition, on a utilisé de la pâte diamantée (6 $\mu$ m), réparée à l'aide d'un feutre sur un disque.

#### **\* Observations :**

Les aspects caractéristiques de la microstructure de l'ensemble des échantillons sont mis en évidence par attaque chimique au nital (4% d'acide nitrique + 100 ml d'alcool méthylique).

Les observations et les prises de photos des microstructures de l'ensemble des échantillons ont été réalisées sur un microscope optique de marque : « AXIOMAT ZEISS ».

### **1.4 Essai de dureté :**

L'essai de dureté est l'un des essais mécaniques de base en raison de sa rapidité et du fait qu'il nécessite un appareillage relativement simple et facile de mise en œuvre.

L'essai consiste à enfoncer un pénétrateur dans le métal à essayer sous une charge donnée. L'importance de l'empreinte laissée par le pénétrateur à la surface du métal constitue le paramètre pour le calcul de la dureté.

Pour une charge constante, l'empreinte est d'autant plus petite que le métal est dur. L'empreinte est caractérisée soit par sa surface, soit par sa profondeur selon la nature de l'essai de dureté.

La dureté s'exprime par le rapport de la force sur la surface de l'empreinte.

$$H = \frac{F}{S}$$

Les essais les plus classiques sont les essais Brinell, Vickers et Rockwell.

On utilise dans notre étude les essais Brinell et Vickers.

L'essai Brinell consiste à imprimer dans la pièce à essayer une bille en acier ou en carbure de tungstène de diamètre  $D$  sous une charge  $F$ , et à mesurer le diamètre  $d$  de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge et on aura la dureté comme suit :

$$HB = \frac{2 \times 0,102}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

où  $d$  : diamètre moyen de l'empreinte.

L'essai Vickers consiste à imprimer dans la pièce à essayer un pénétrateur en forme de pyramide droite à base carrée d'angle au sommet  $136^\circ$  sous une charge  $F$  et à mesurer la diagonale  $d$  et l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge.

La dureté Vickers est proportionnelle au rapport  $F/S$ .

### **1.5 - Diffraction des Rayons X :**

La diffraction des RX nous permet de connaître les phases existantes ainsi elle permet la mesure précise des paramètres du réseau cristallin. Elle consiste à bombarder les pièces par un faisceau de rayons X.

Les RX utilisés ont des longueurs d'ondes voisines de  $1\text{Å}$  qui correspondent aux grandeurs des distances interatomiques dans les cristaux.

Pour constater l'évolution de la transformation de l'austénite, on a choisi la température de la trempe bainitique de  $380^{\circ}\text{C}$  pour la diffraction des RX des différents échantillons dont :

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{épaisseur} \leq 2 \text{ mm} \\ \text{diamètre} \leq 20 \text{ mm} \end{array} \right.$$

**\* Conditions d'analyse :**

Balayage pas à pas : entre  $10^{\circ}$  et  $130^{\circ}$

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{Le pas : } 0,01 \text{ deg} \\ \text{Temps : } 2 \text{ s} \end{array} \right. \Rightarrow \text{Vitesse : } 0,005 \text{ deg/s}$$

La durée de chaque échantillon est de 6 heures.

Générateur : pw : 1830

Tension : 40 kw

Intensité : 30 mA

Tube en cuivre :  $\lambda = 1,54 \text{ Å}$

Chapitre 3 :  
Résultats et Interprétations



**Introduction :**

Le traitement bainitique effectué sur les échantillons a mis en évidence une multitude de structures. Ces structures se composent de bainite et d'austénite résiduelle, dont leur taux varie en fonction de la température et du temps de maintien qui sont quantifiés par diffraction des RX.

Cette dernière nous permet de connaître les phases existantes ainsi que leurs pourcentages.

On présente aussi dans ce chapitre les évolutions de dureté HB et HV en fonction de la température et du temps de maintien ainsi que les courbes de la diffraction des RX.

**\* Evolution des structures micrographiques pendant la transformation à différentes températures et différents temps de maintien :**

**- Evolution de la structure micrographique à 320°C :**

Après 1 heure, on constate la présence de minces aiguilles ferritiques ( en noir), entourées d'austénite résiduelle ( en blanc), ces aiguilles sont plus nombreuses et leurs dimensions se sont accrues ( figure 3.1-a ) .

Après 6 heures ( figure 3.1-b ), la quantité des aiguilles a augmenté mais les carbures déjà formés ne sont pas visibles .

On observe encore de l'austénite résiduelle dans les plages claires mais avec des taux moins élevés que dans le cas ou le maintien est de 1 heure .

**- Evolution de la structure micrographique à 340°C :**

Après 30 min ( figure 3.2-a ), l'austénite enrichie en carbone commence à se transformer en bainite et en austénite résiduelle avec un taux élevé d'austénite par rapport à la bainite .

Après 6 heures ( figure 3.2-b ), l'austénite est en cours de décomposition en ferrite et en carbures qui ne sont également pas visibles, cependant l' $\gamma$  demeure importante .

**- Evolution de la structure micrographique à 360°C :**

Après 1 heure ( figure 3.3-a ), on remarque des amas d'aiguilles de bainite minces et qui ont des pointes ramifiées .

Ces aiguilles sont entourées d'austénite résiduelle qui est en blanc .

Après 6 heures ( figure 3.3-b ), les amas d'aiguilles ont augmenté; on observe encore de l'austénite dans les plages claires .

**- Evolution de la structure micrographique à 380°C :**

Après 30 min ( figure 3.4-a ), on constate la présence de minces aiguilles bainitiques ainsi que la présence des plages claires d'austénite résiduelle qui sont dispersées dans la matrice .

Après 6 heures ( figure 3.4-b ), les aiguilles sont plus nombreuses et leur quantités a augmenté .

**- Evolution de la structure micrographique à 400°C :**

Après 1 heure ( figure 3.5-a ), on observe des aiguilles de bainite sur un fond plus claire d'austénite stabilisée .

Après 4 heures( figure 3.5-b ), temps correspondant à la fin de la première étape, la quantité des aiguilles a augmenté .

**\* Interprétation et discussion des résultats :**

Ces expériences à différentes températures et différents temps de maintien montrent que les carbures se forment dans la seconde étape de la transformation bainitique à partir d'une austénite très enrichie en carbone .

Mais au cours de la transformation  $\gamma \longrightarrow \alpha$  , tout le carbone ne va pas enrichir l'austénite . Une certaine quantité doit se retrouver dans la ferrite .

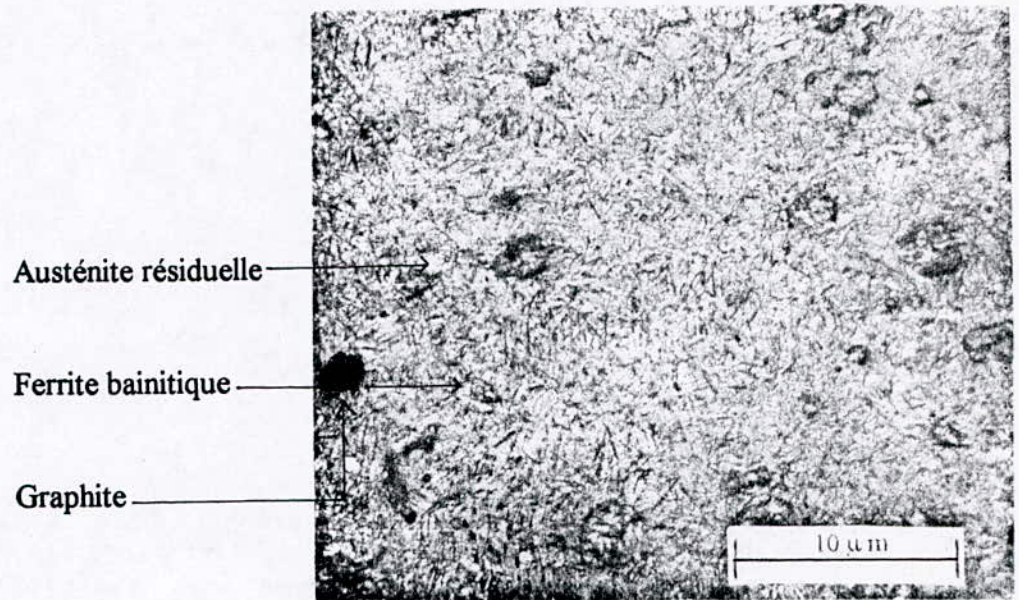
Aces températures, la phase  $\alpha$  , au moment de sa formation, contient donc du carbone

Donc l'interprétation concernant cette évolution est la suivante .

Plus le temps de maintien augmente, plus le taux de bainite augmente. Plus la température diminue, plus le taux de bainite diminue également .

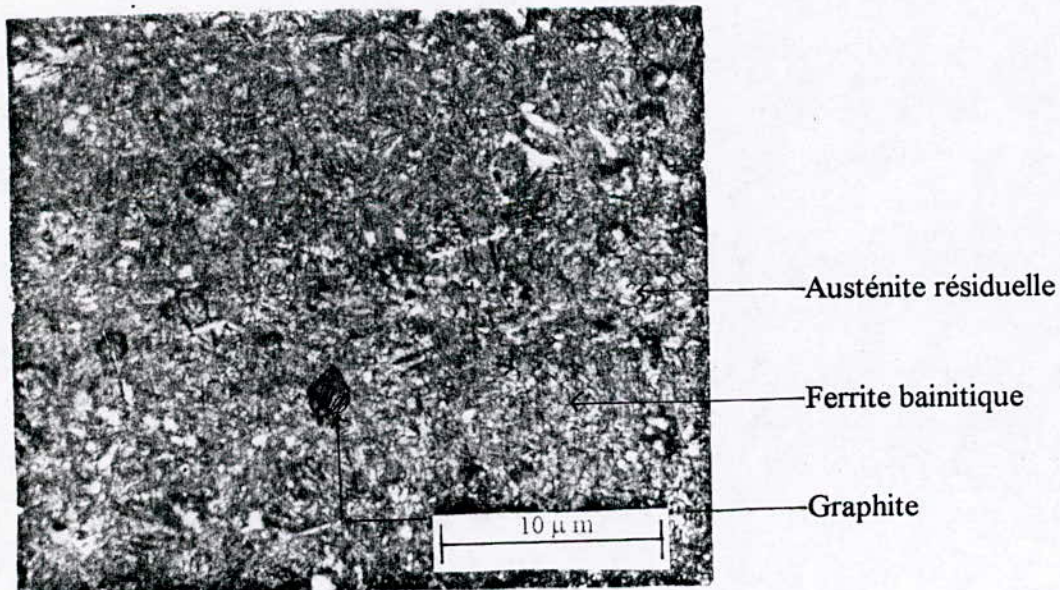
**Fig 3.1 :** Micrographie de la structure à  $T = 320^{\circ}\text{C}$ ,  $G = 250\text{X}$

1)  $t_m = 1^{\text{H}}$



(a)

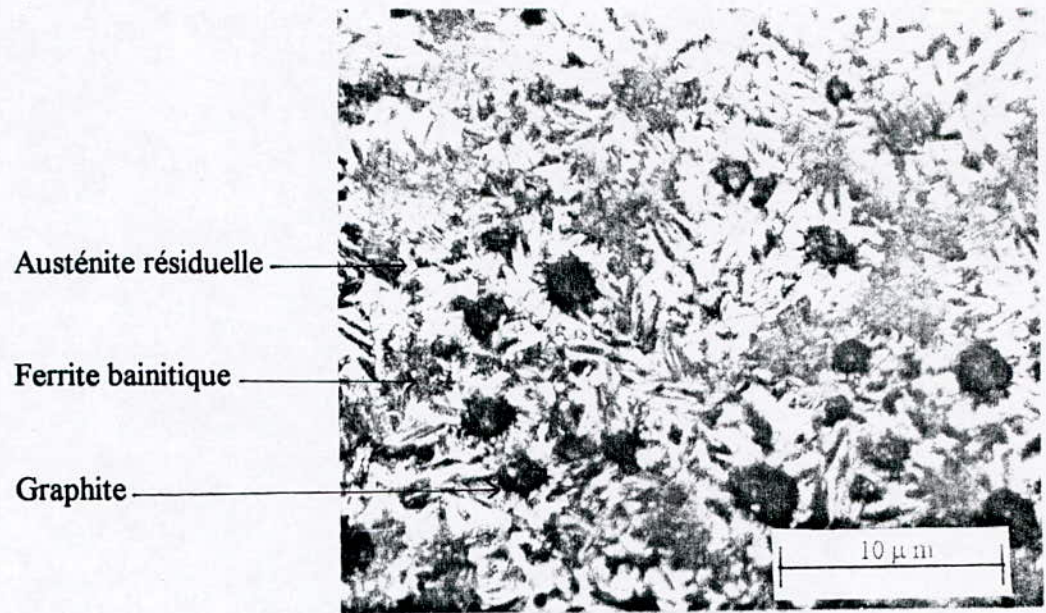
2)  $t_m = 6^{\text{H}}$



(b)

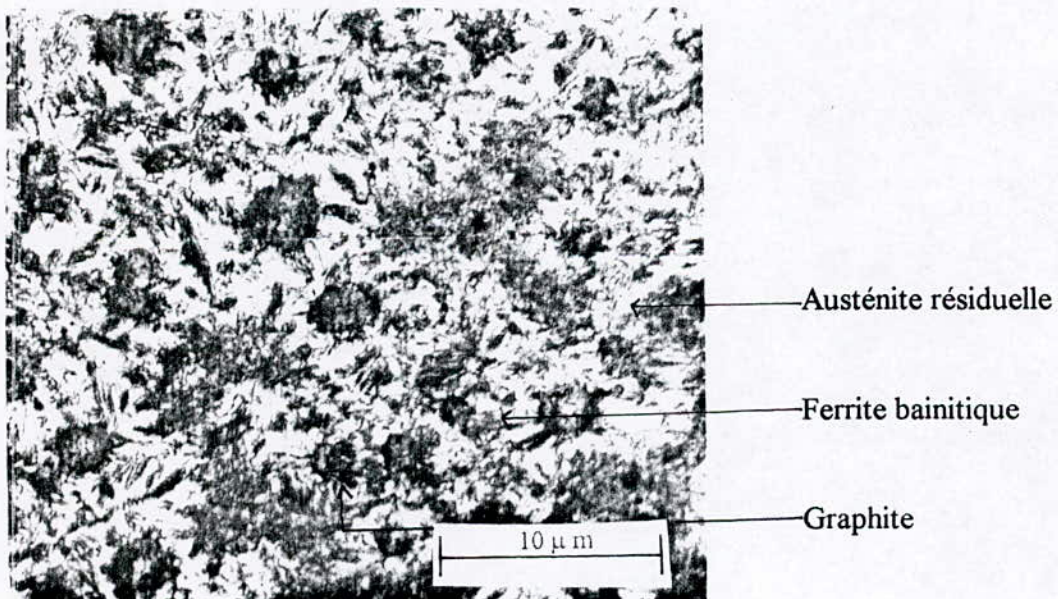
**Fig 3.2 :** Micrographie de la structure à  $T = 340^{\circ}\text{C}$ ,  $G = 250\text{X}$

1)  $t_m = 30 \text{ mn}$



(a)

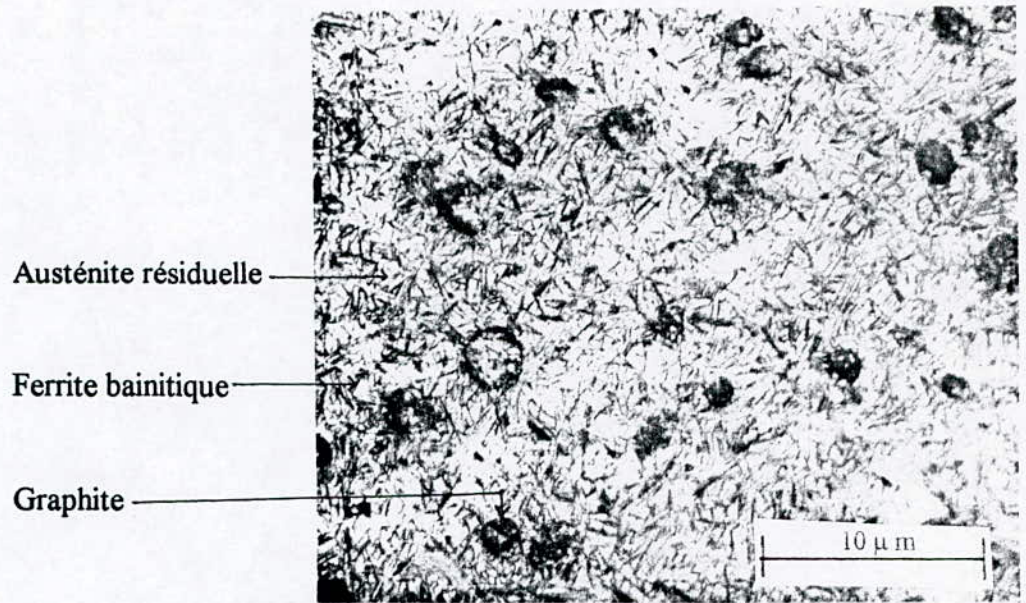
2)  $t_m = 6^{\text{H}}$



(b)

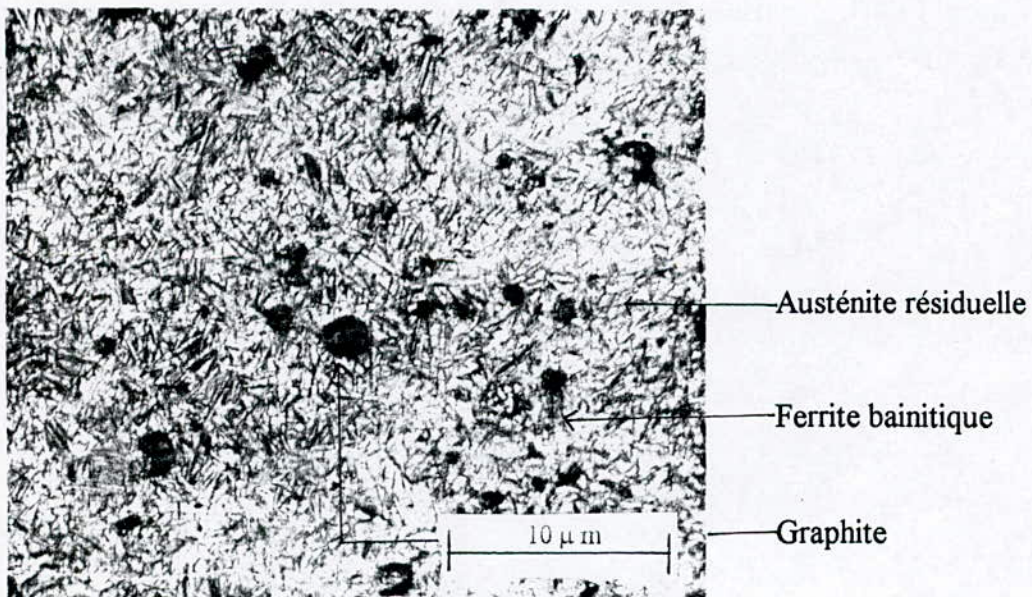
**Fig 3.3 :** Micrographie de la structure à T = 360°C, G = 250X

1)  $t_m = 1^H$



(a)

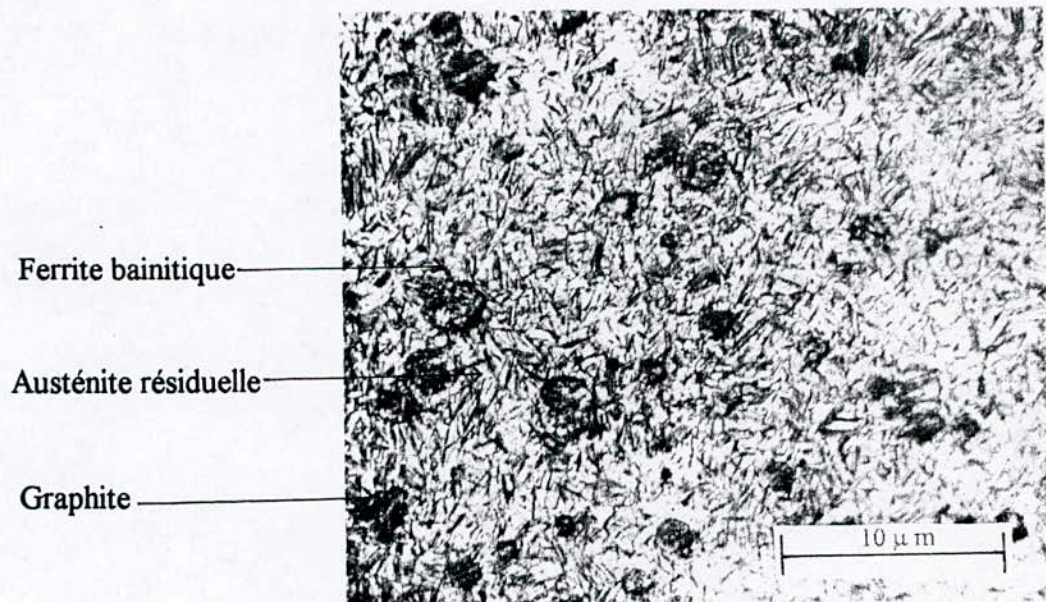
2)  $t_m = 6^H$



(b)

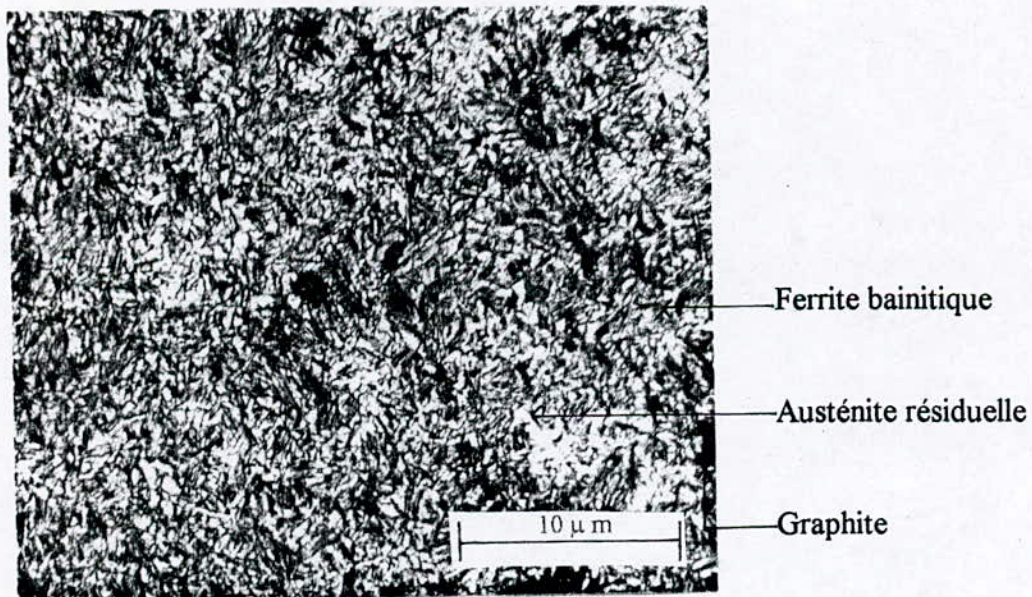
Fig 3.4 : Micrographie de la structure à T = 380°C, G = 250X

1)  $t_m = 30 \text{ mn}$



(a)

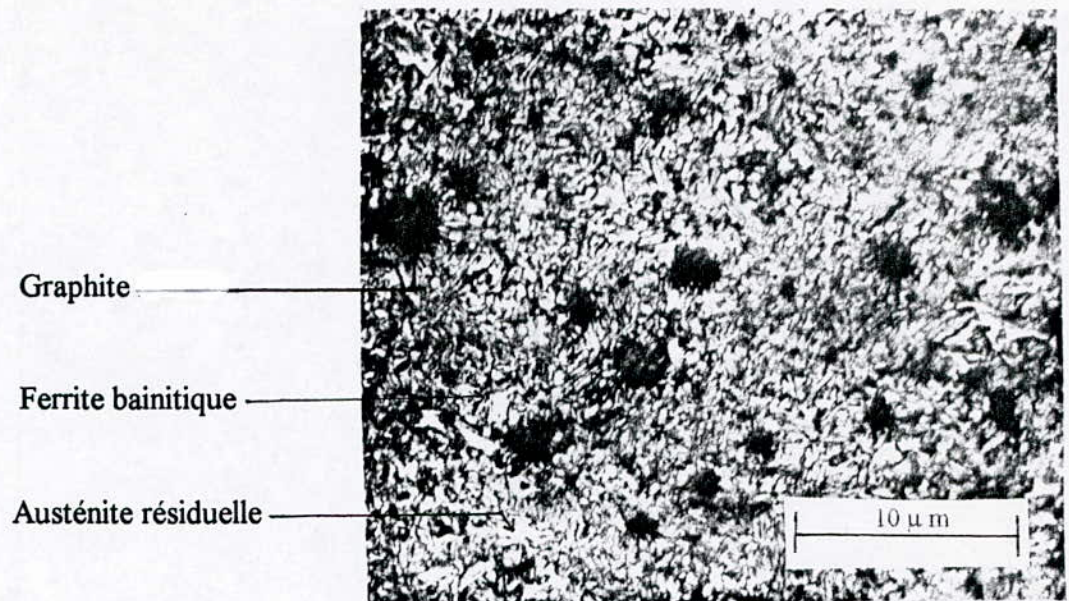
2)  $t_m = 6^{\text{H}}$



(b)

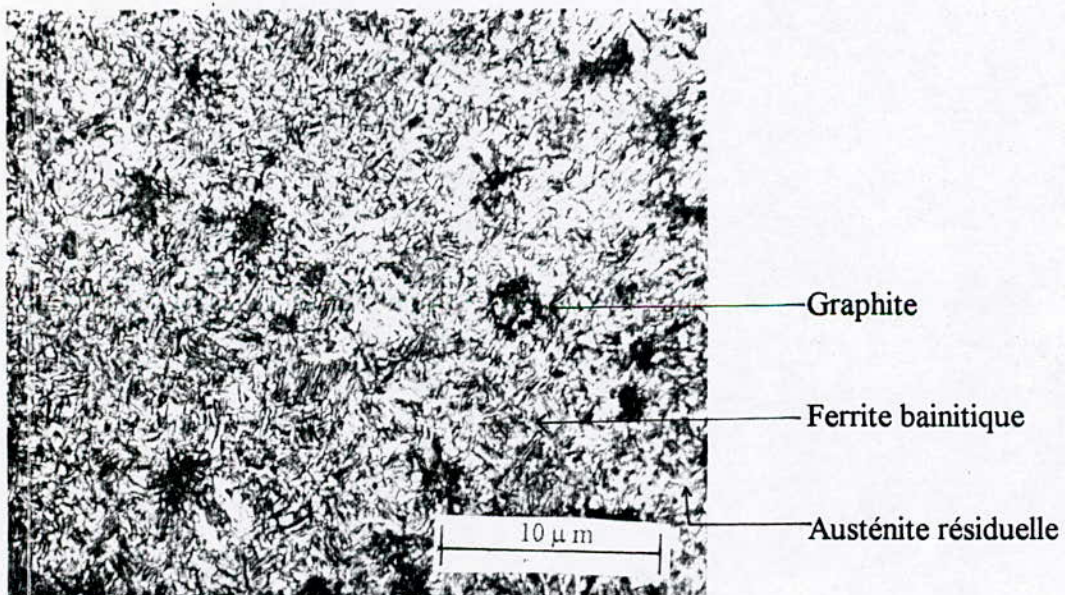
Fig 3.5 : Micrographie de la structure à T = 400°C, G = 250X

1)  $t_m = 1^H$



(a)

2)  $t_m = 4^H$



(b)

**Evolution de la dureté en fonction de la température et du temps de maintien :**

Les figures [ 3.(6.7) ] traduisent les résultats de l'essai de dureté Vickers en fonction de la durée de maintien à 360°C et 400°C .

Le choix de ces températures a été fixé en raison de la forte teneur d'austénite résiduelle transitivement stabilisée et de la durée assez importante séparant les deux étapes de la transformation .

**- Variation de la dureté Vickers en fonction du temps de maintien à 360°C :**

La dureté diminue rapidement pour atteindre une valeur limite ( HV= 358 ) après environ 4 heures de maintien, puis elle augmente jusqu'à 380HV à 6 heures.

**- Variation de la dureté Vickers en fonction du temps de maintien à 400°C :**

A cette température de transformation, la dureté diminue et atteint une valeur (HV=272 ) après 1 heure de maintien puis elle augmente pour atteindre la valeur de 315 à 8 heures .

**Interprétation des résultats :**

La chute indiquée dans les figures est liée à la diminution de la quantité de l'austénite résiduelle pendant la transformation isotherme, et l'augmentation de la dureté conduit à la formation des carbures .

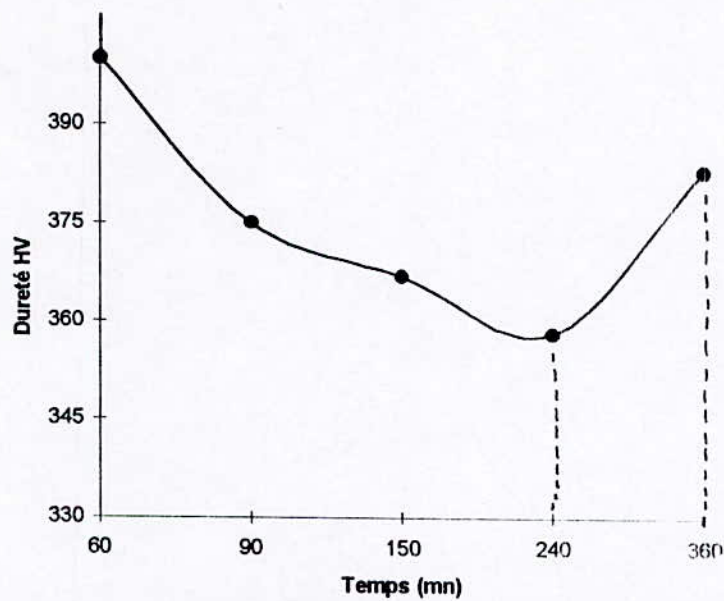
**- Variation de la dureté HB en fonction de la température :**

D'après les courbes obtenues illustrées dans les figures [3(8.9.10.11.12.13.14)] traduisant les résultats de l'essai Brinell en fonction de la température pour différents temps de maintien, on remarque que plus la température de transformation diminue plus la dureté HB augmente .

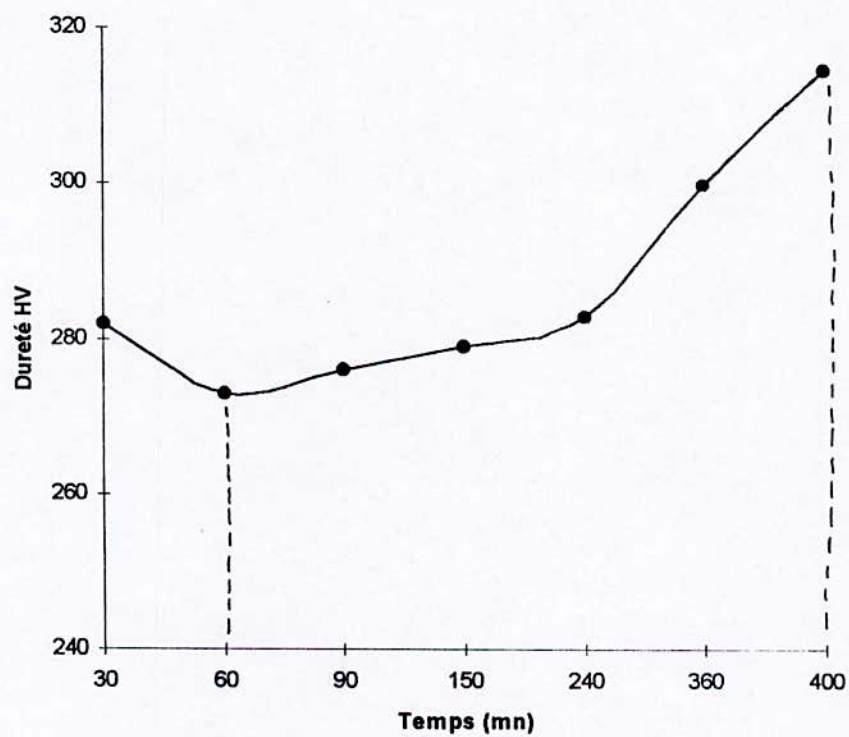
**Interprétation des résultats :**

Cette diminution de la température qui conduit à l'augmentation de la dureté est due à la transformation de l'austénite métastable en austénite résiduelle et en bainite qui est une phase dure.

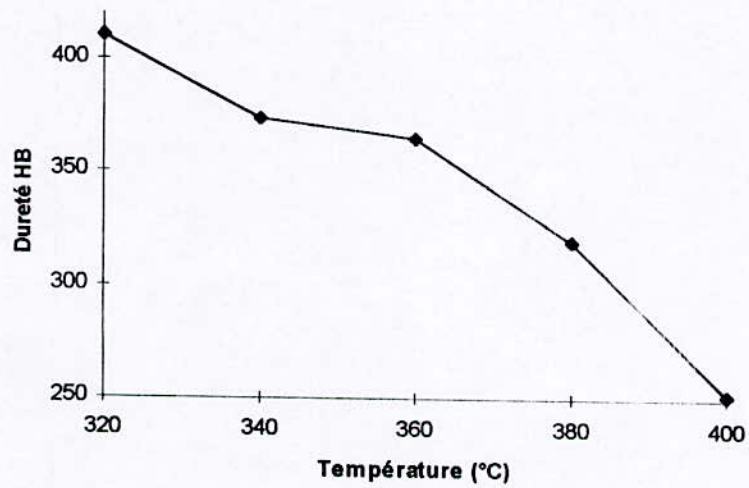




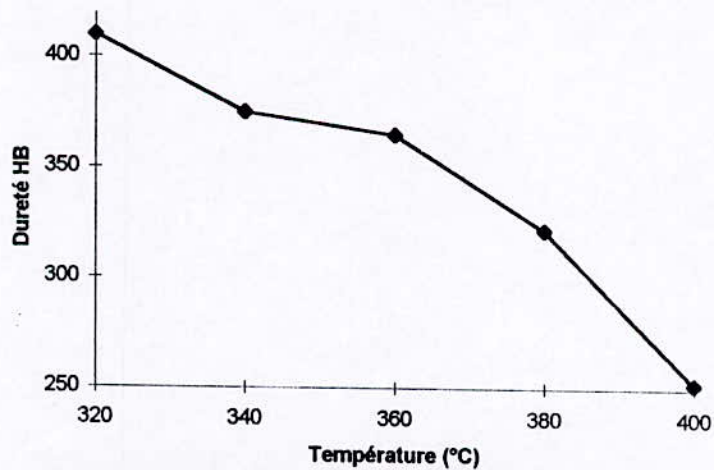
**Fig 3.6 :** Variation de la dureté HV de la matrice en fonction du temps de maintien à  $T = 360^{\circ}\text{C}$ .



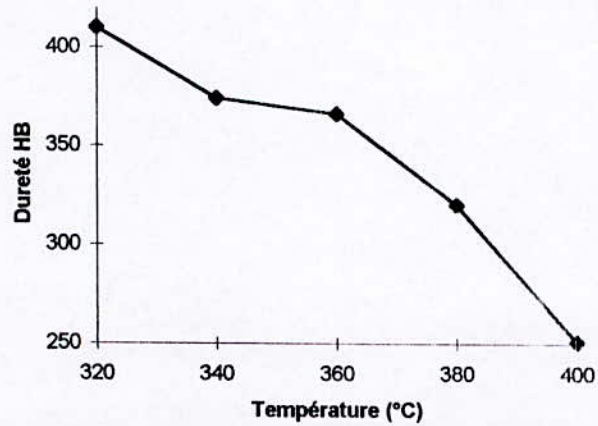
**Fig. 3.7:** Variation de dureté HV de la matrice en fonction du temps de maintien à  $T = 400\text{ °C}$



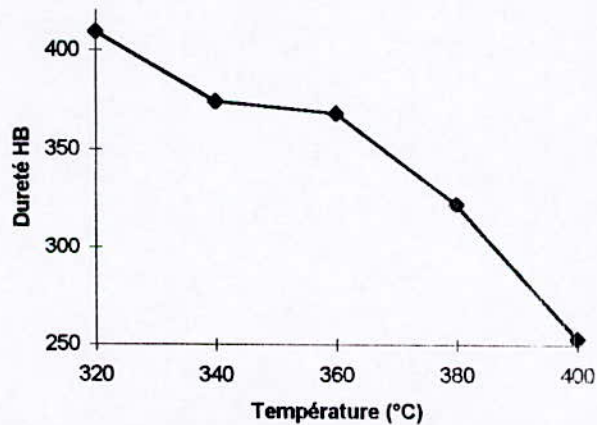
**Fig 3.8 :** Variation de la dureté HB en fonction de la température pendant un temps de maintien de 30 mn.



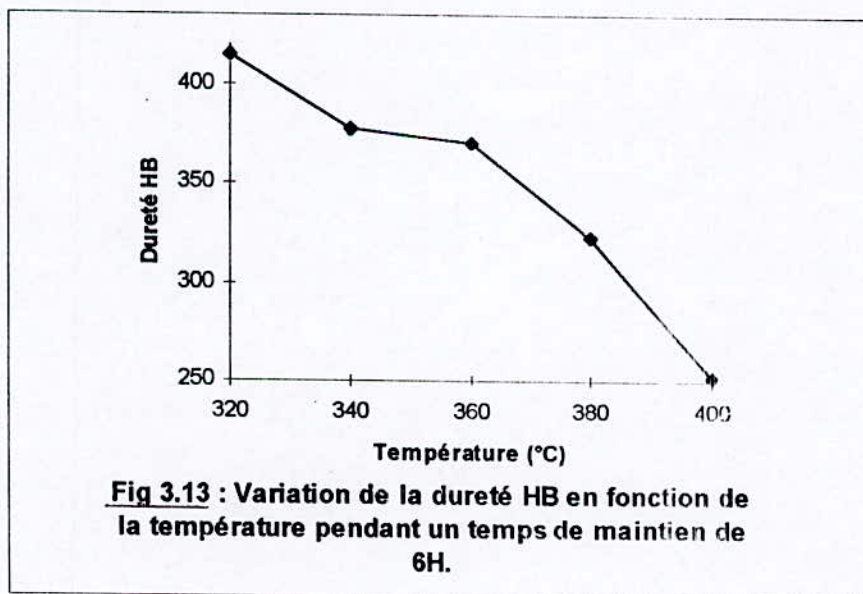
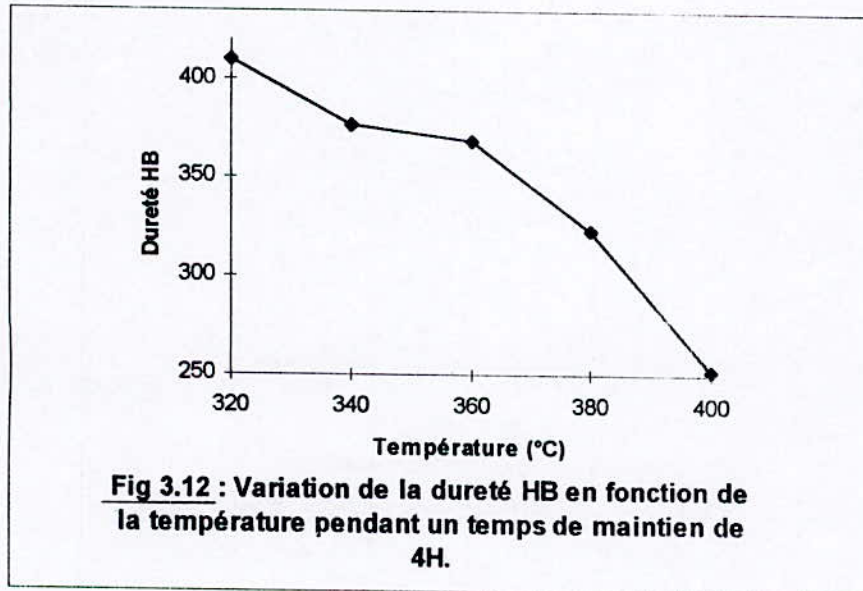
**Fig 3.9 :** Variation de la dureté HB en fonction de la température pendant un temps de maintien de 1H.



**Fig 3.10 : Variation de la dureté HB en fonction de la température pendant un temps de maintien de 1H 30 mn.**



**Fig 3.11 : Variation de la dureté HB en fonction de la température pendant un temps de maintien de 2H 30 mn.**





**Fig 3.14** : Variation de la dureté HB en fonction de la température pendant un temps de maintien de 8H.

. Pour constater l'évolution de la transformation de l'austénite à la température de 380°C, on détermine les teneurs de ferrite et d'austénite pour les différents temps de maintien variant de 30 mn à 8<sup>H</sup>. Et pour cela, on détermine les paramètres cristallins ainsi que la teneur en carbone pour chaque durée de maintien.

Les résultats obtenus sont illustrés dans les tableaux et les figures ci - dessous :

**\* Phase  $\gamma$  :**

Pour calculer (a), on utilise la loi de Bragg :  $2d_{hkl} \sin \theta = \lambda$  où  $d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$

En utilisant la formule de Roberts [14] suivante :  $a = 3,548 + 0,044X$  où X représente la teneur en carbone, on calcule le %C. Cette relation ne tient pas compte de la présence du Si. Pour cette raison les calculs donnent des valeurs supérieures à 2% qui est une teneur maximale pour les fontes grises.

t(mn)	30	60	90	150	240	360	400
a(A°)	3,626	3,656	3,648	3,656	3,620	3,648	3,644
%C <sub><math>\gamma</math></sub>	1,773	2,454	2,273	2,454	1,636	2,273	2,182

Tableau 2.1 : Variation des paramètres cristallins et de la teneur en carbone dans l'austénite en fonction du temps de maintien à 380°C.

On trace la courbe  $a(A^\circ) = f(\cotg \theta)$  et d'après Piannelli on détermine la valeur de a qui est  $a = 3,6449 \approx 3,65 A^\circ$ .

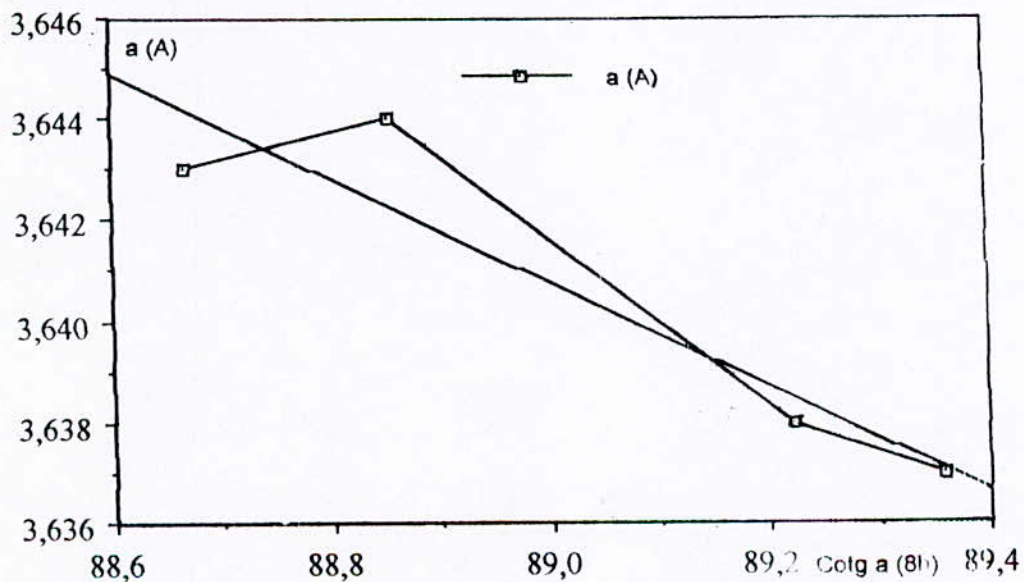
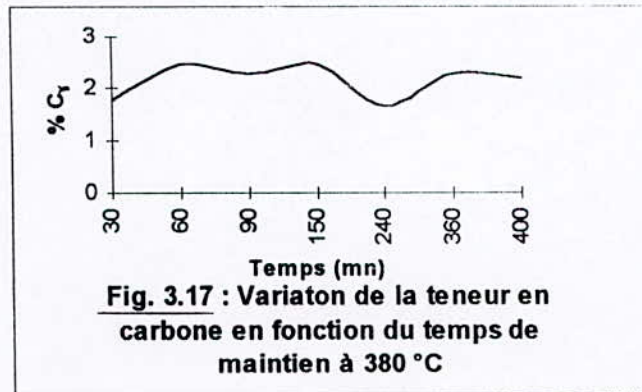
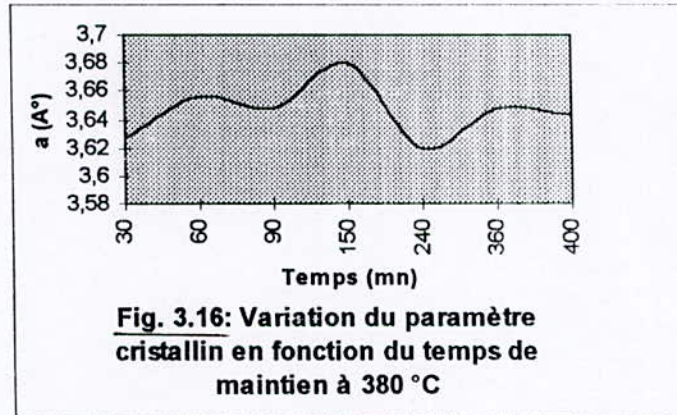


Figure 3.15: Variation des paramètres "a" de la maille austénitique des plans de diffraction par rapport aux Cotg q correspondants

On remarque que cette valeur est proche de la vraie valeur du paramètre cristallin de la phase  $\gamma$ . Cette différence est due à la sursaturation de l'austénite en carbone, cette structure n'est que l'austénite bainitique.

En fonction du temps, on trace la variation du paramètre cristallin ainsi que la variation de la teneur en carbone à la température de 380°C.



On remarque qu'à 30 minutes, nous avons une austénite enrichie en carbone, à 6 heures cette austénite s'enrichit encore plus. On déduit que plus on prolonge la durée de maintien, plus l'austénite bainitique s'enrichit en carbone.

**\* Phase  $\alpha$  :**

Pour calculer %C $\alpha$  et %C $\epsilon$  , on a utilisé les formules de Roberts [14] suivantes : a = 2,861-0,013X

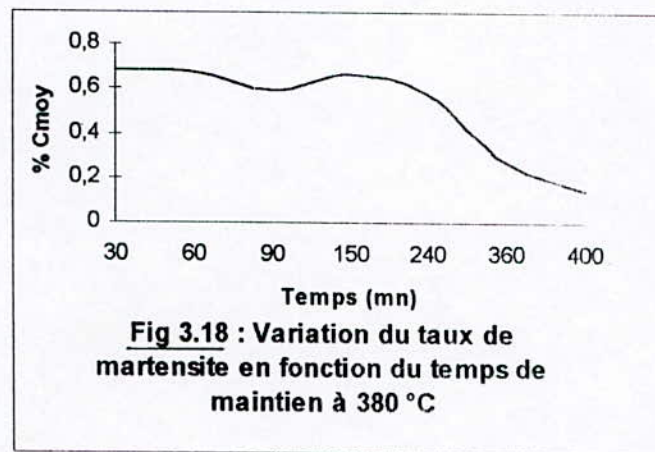
$$c = 2,861 + 0,116X.$$



t(mn)	30	60	90	150	240	360	400
a(A°)	2,872	2,875	2,873	2,875	2,873	2,863	2,863
%C <sub>a</sub>	0,869	1,077	0,924	1,077	0,923	0,154	0,154
C(A°)	2,918	2,900	2,892	2,890	2,874	2,887	2,877
%C <sub>c</sub>	0,491	0,336	0,267	0,250	0,224	0,112	0,138
%C <sub>moy</sub>	0,680	0,672	0,595	0,663	0,573	0,266	0,146

Tableau 2.2 : Variation de %C<sub>a</sub> et %C<sub>c</sub> en fonction du temps de maintien.

On trace la courbe suivante : %C<sub>a</sub> = f(t)

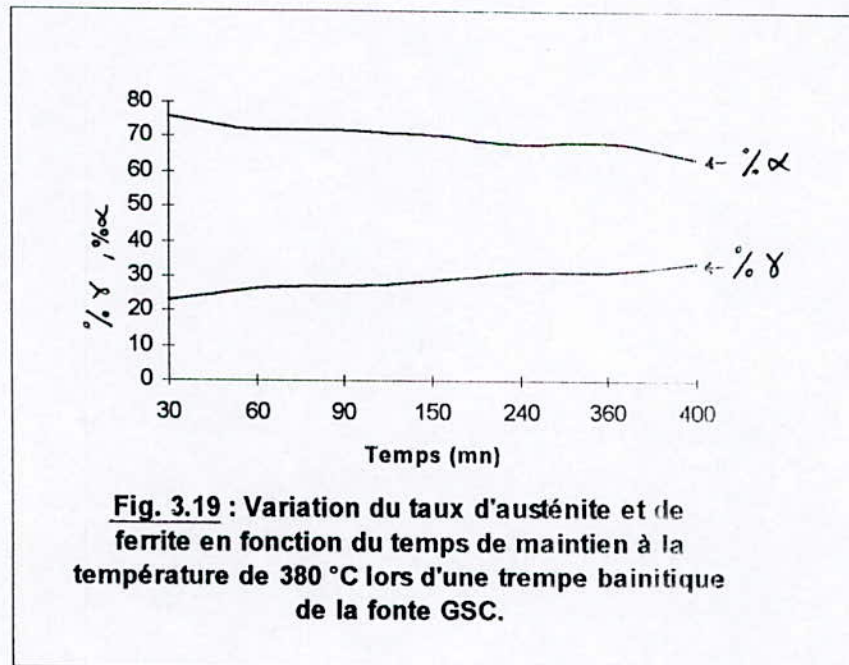


Le tableau (2.3) illustre la teneur en ferrite bainitique et celle d'austénite bainitique pour chaque durée de maintien.

t(mn)	30	60	90	150	240	360	400
%α ferrite bainitique	75,82	72,07	71,93	70,61	67,89	68,40	63,89
%γ austénite bainitique	23,13	26,36	27,01	28,70	30,95	30,97	34,14

Tableau 2.3 : Variation de la teneur en ferrite bainitique et celle d'austénite bainitique en fonction du temps de maintien.

On trace par la suite : %α = f(t)  
 %γ = f(t)



Donc, d'après les résultats obtenus on remarque que l'austénite s'enrichit en carbone tandis que la ferrite bainitique s'appauvrit.

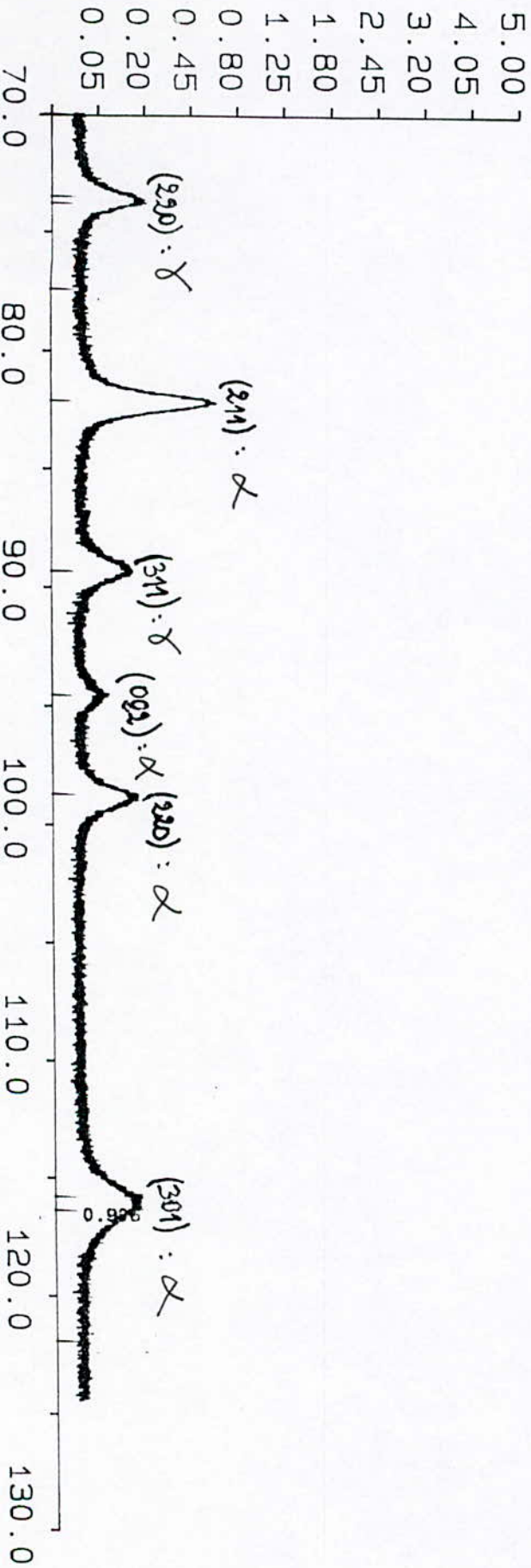
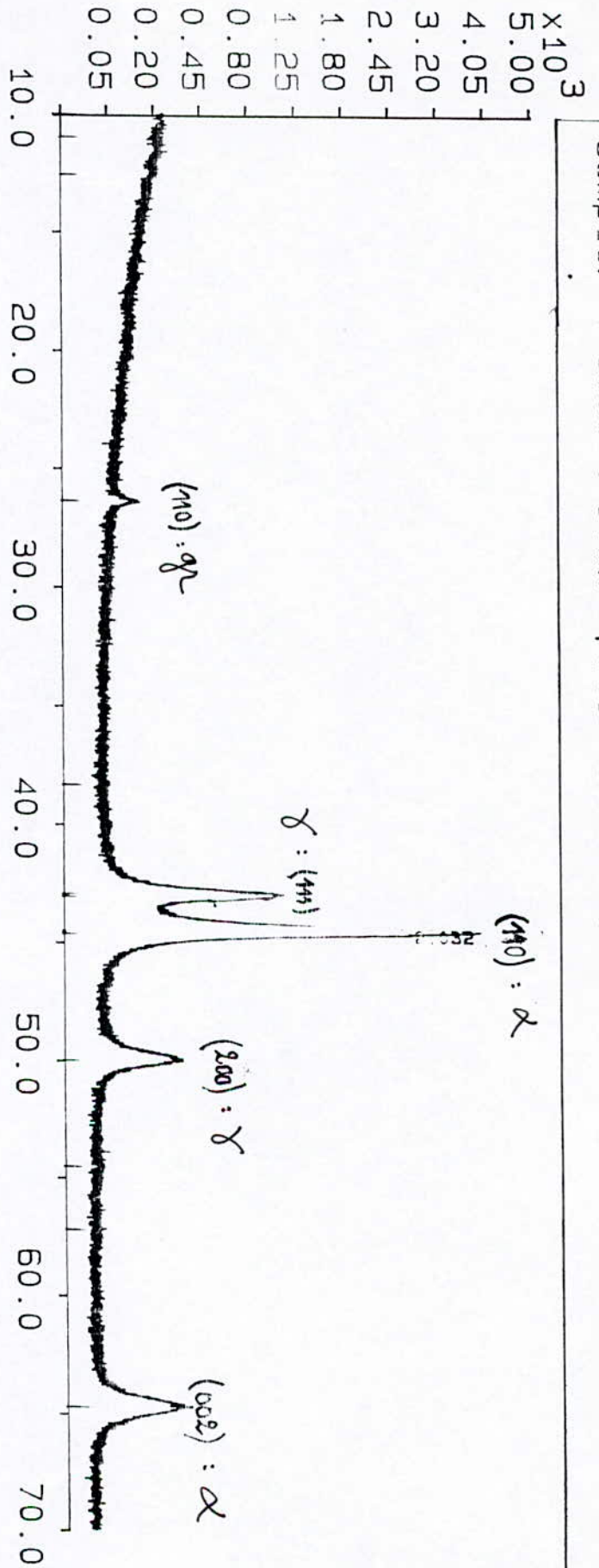
Après 30 minutes, l'austénite est peu enrichie en carbone et elle se transforme partiellement en martensite au cours du refroidissement.

Après 8 heures, l'austénite est suffisamment enrichie en carbone.

On peut conclure qu'à cette température, la bainite formée est moins riche en carbone et l'austénite résiduelle est suffisamment enrichie en carbone pour être stabilisée à la température ambiante.

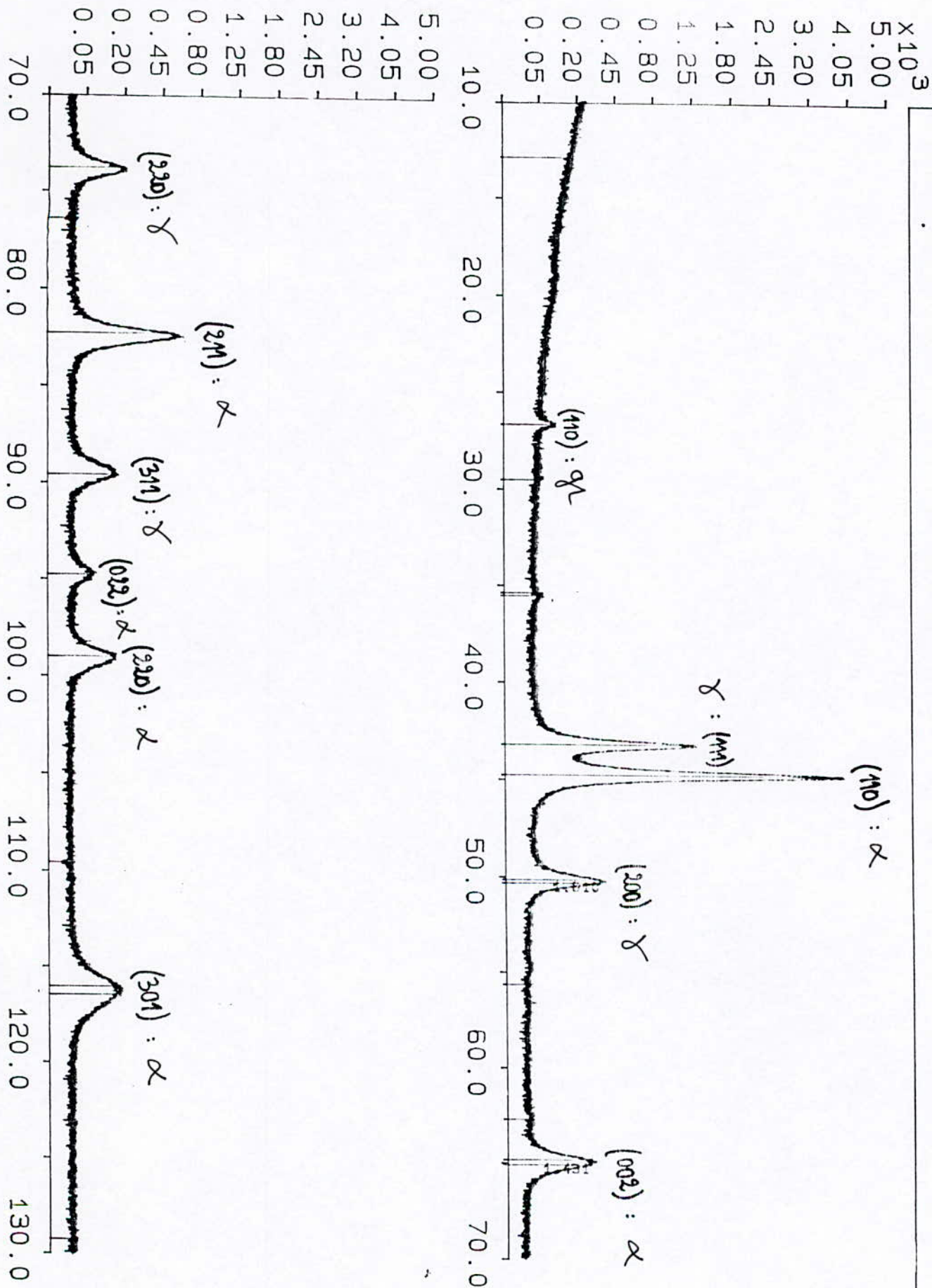
Sample: T=3800 t=30mn File: 38030.RD

15-SEP-97 14:44



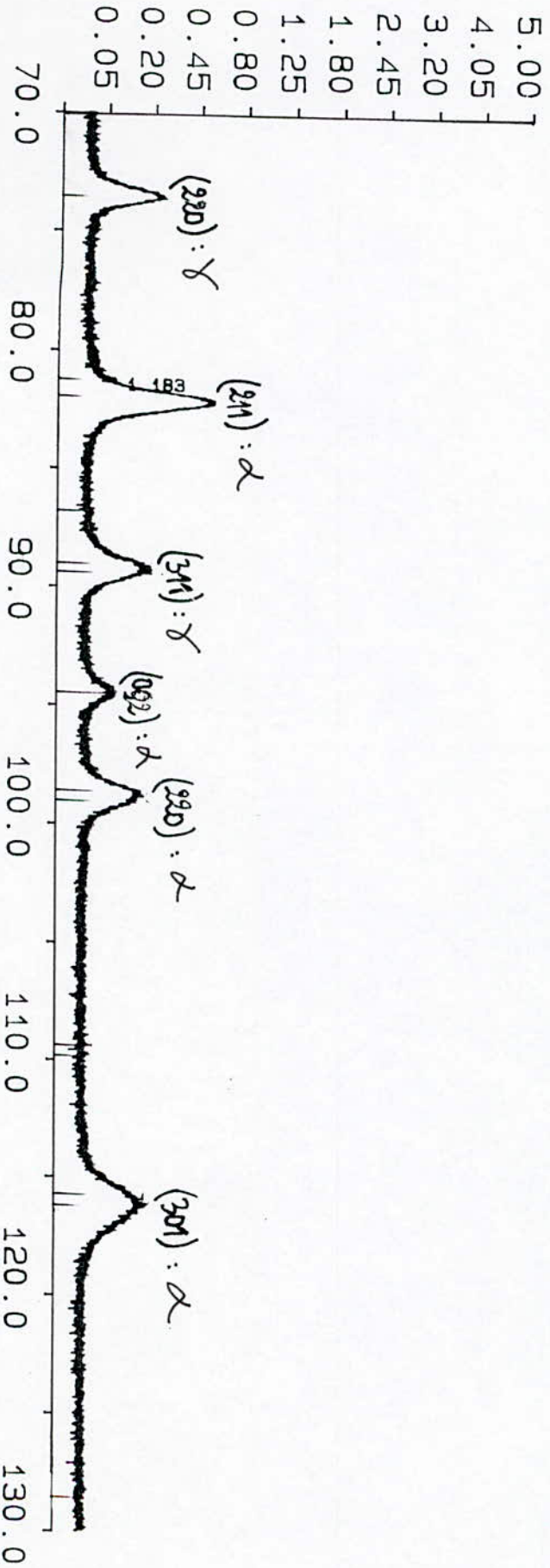
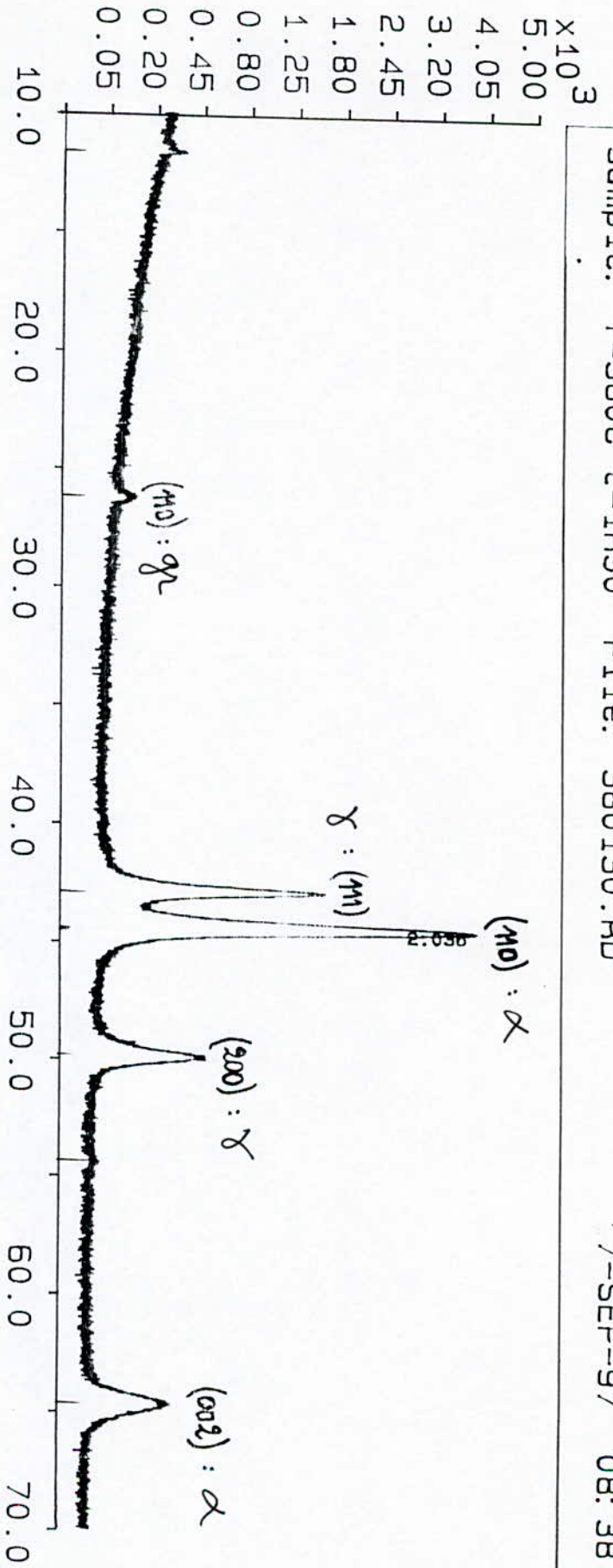
Sample: T=380C t=1H File: 3801H.RD

26-JUL-97 12:04



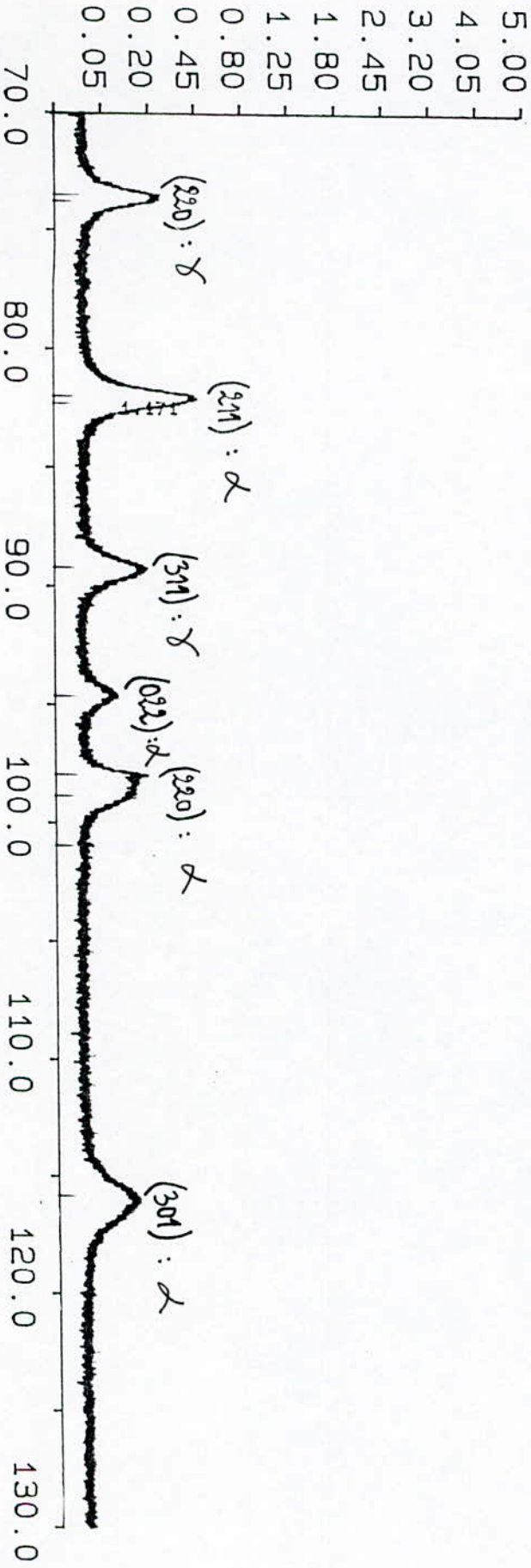
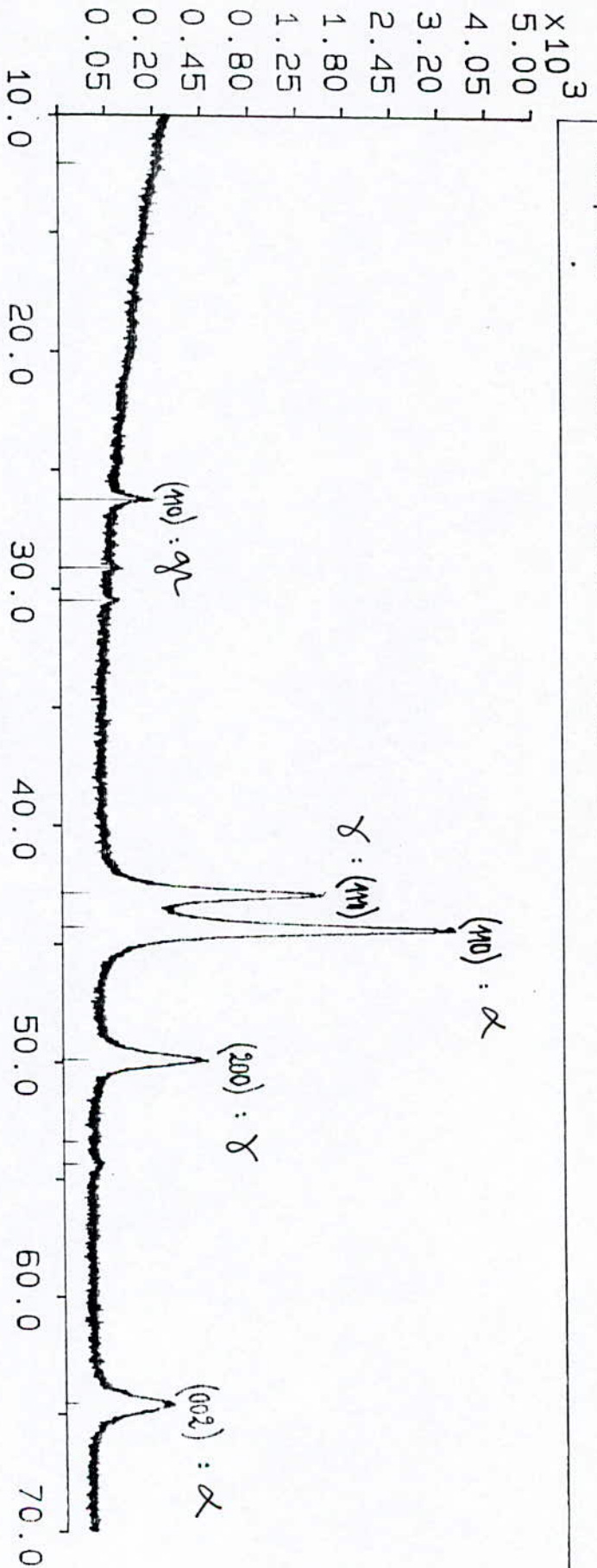
Sample: T=380C t=1H30' File: 380130.RD

7-SEP-97 08:38



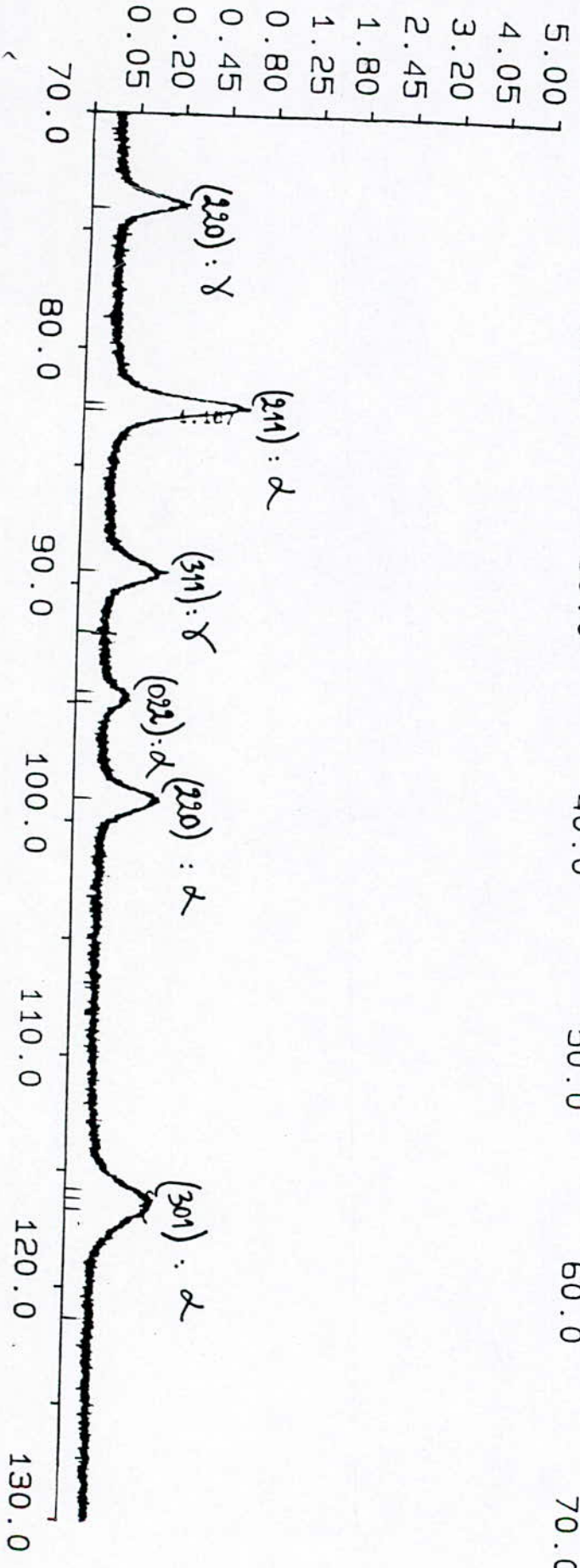
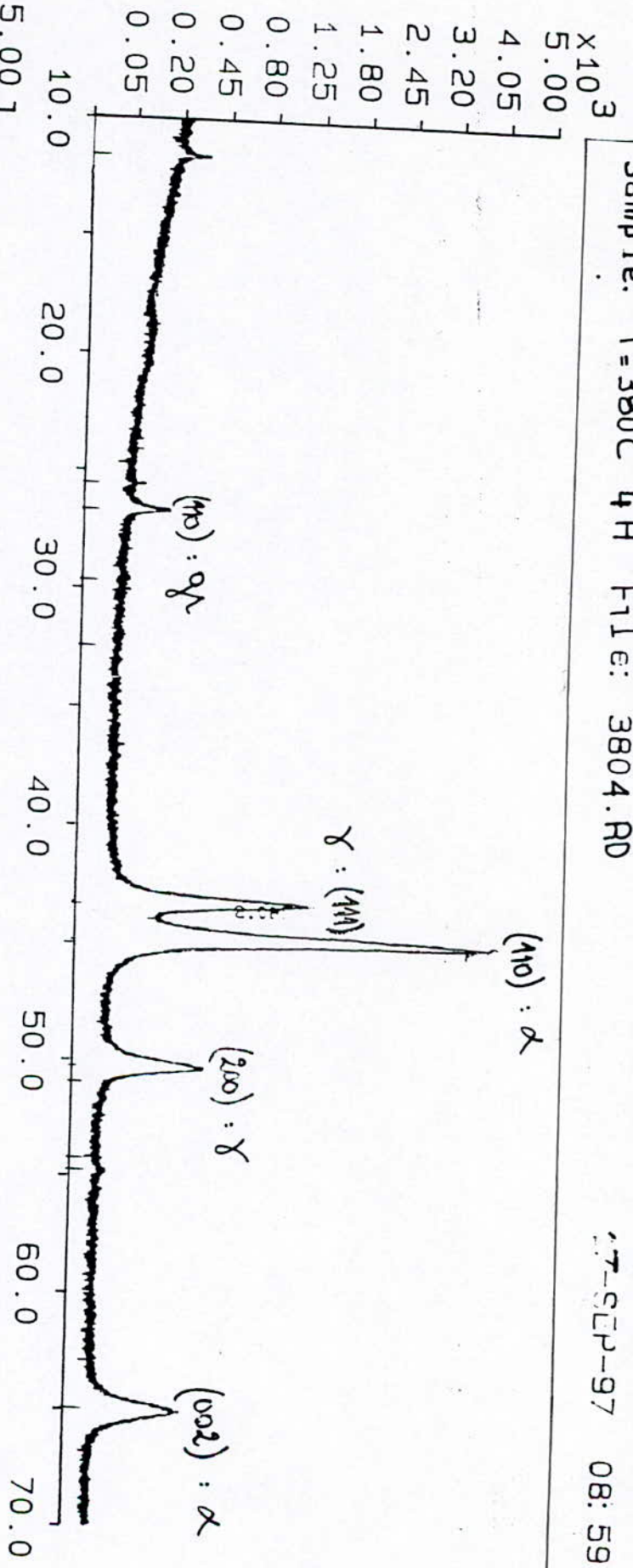
Sample: T=380C t=2H30' File: 3802H3.RD

26-JUL-97 14:00



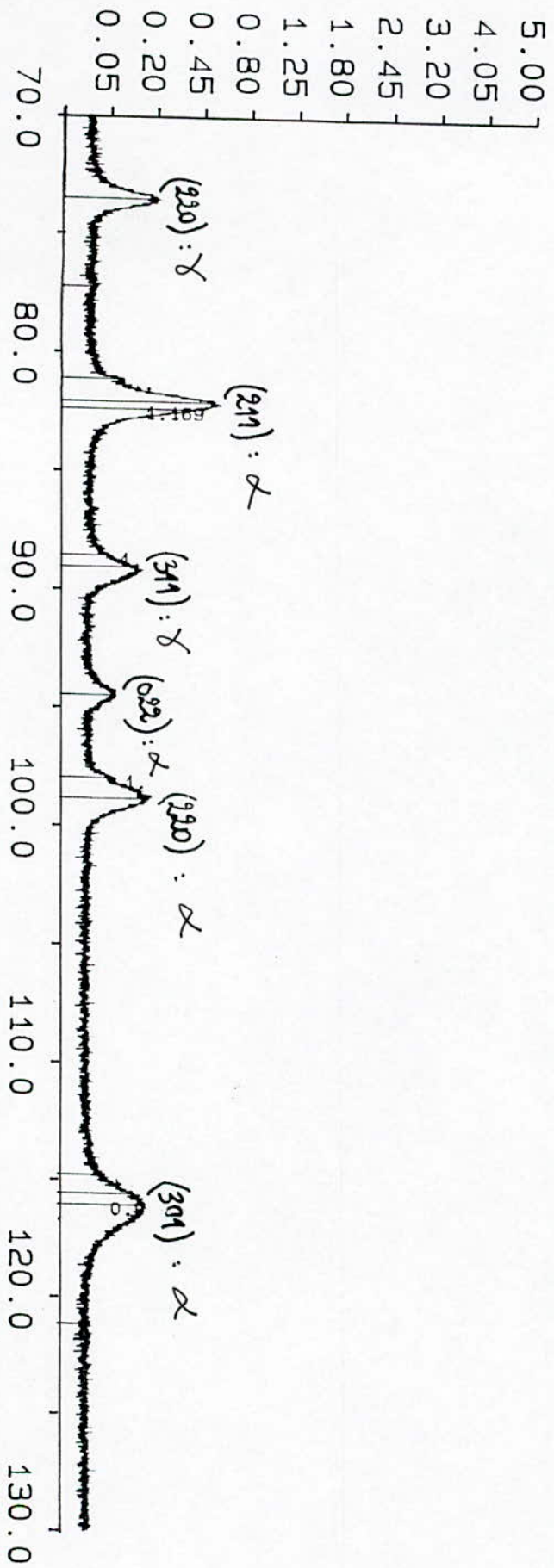
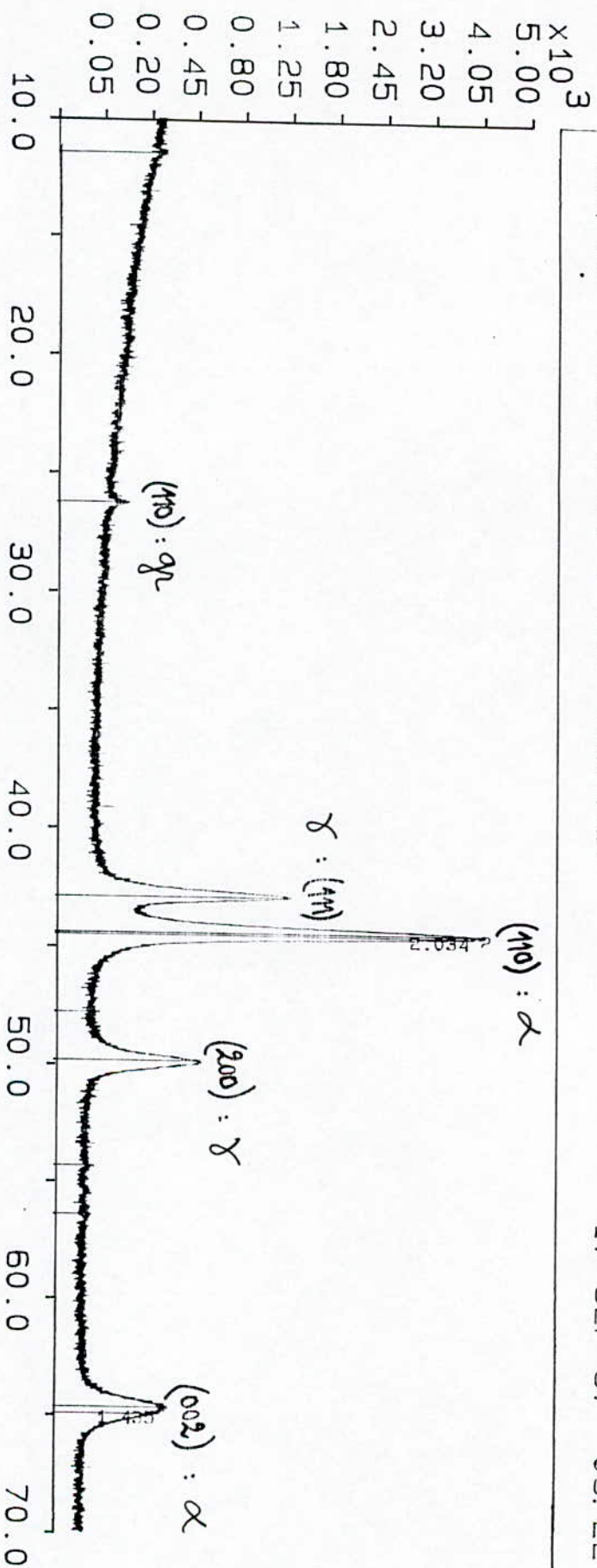
Sample: T=380C 4H File: 3804.RD

17-SEP-97 08:59



Sample: T=380 t=6H File: 3806.RD

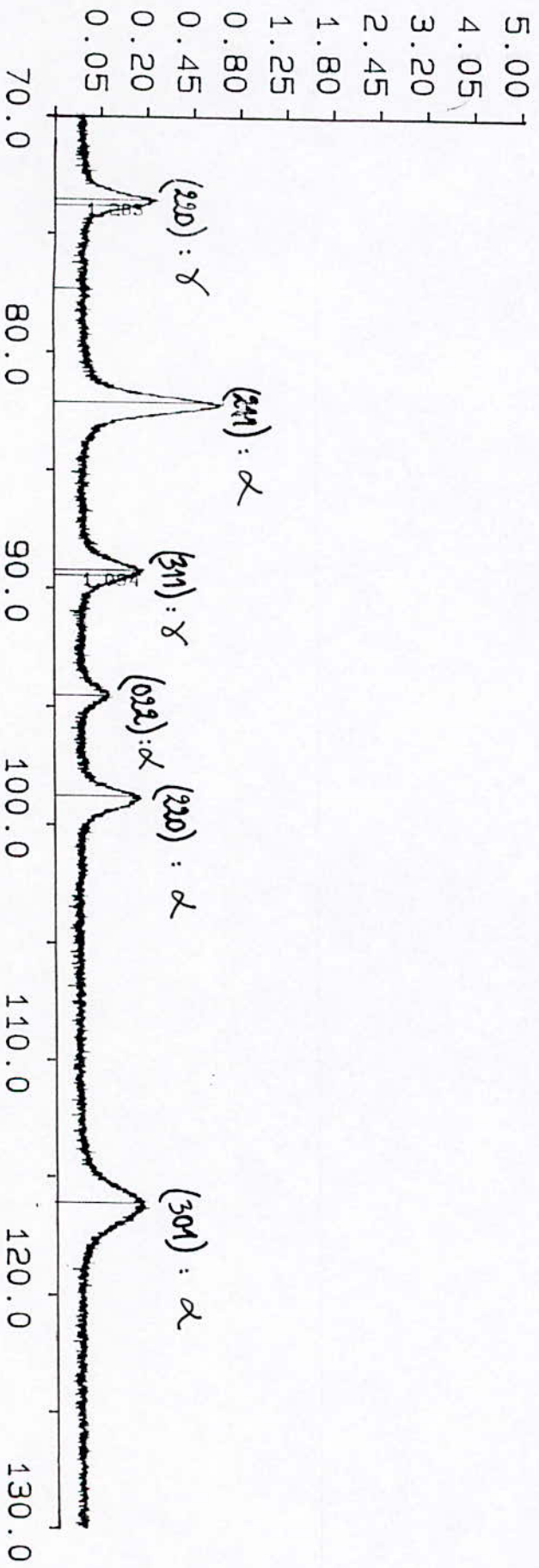
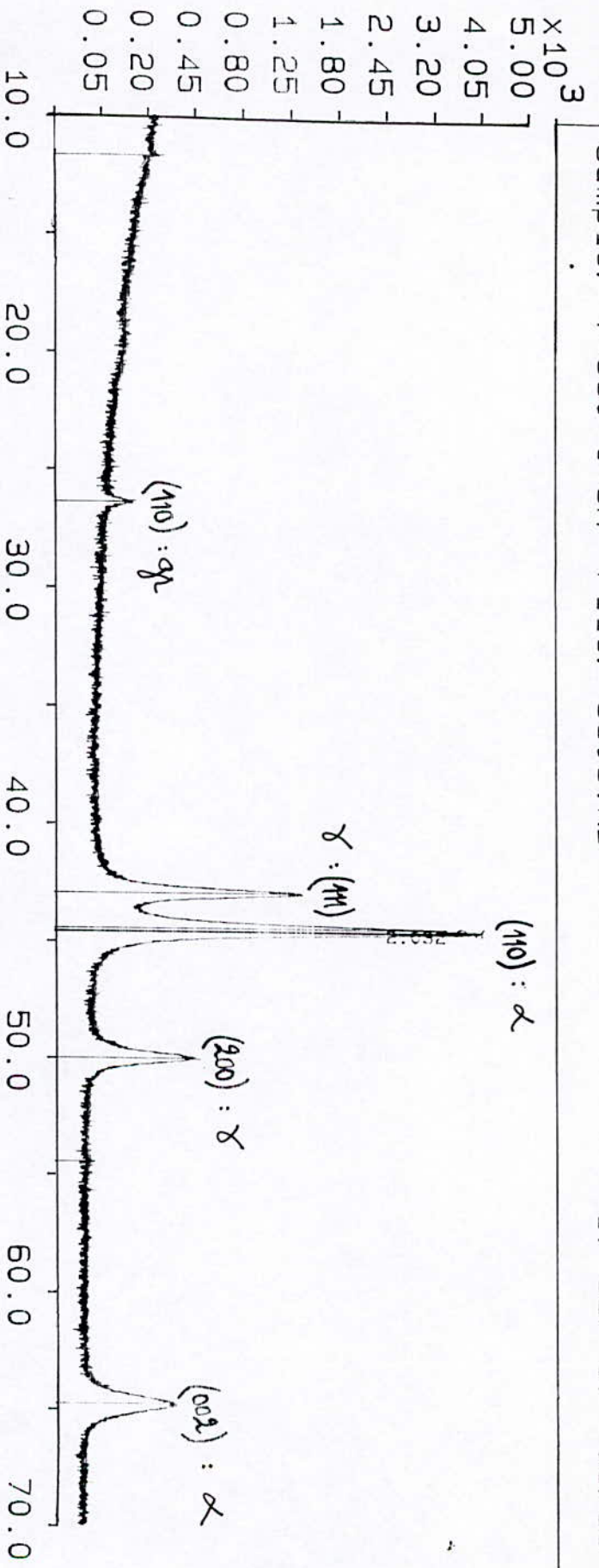
17-SEP-97 09:22





Sample: T=380 t=8H File: 3808.RD

17-SEP-97 09:33



**Interprétation générale :**

\* Pendant la transformation bainitique, deux étapes peuvent être distinguées :

- Pendant la première étape, l'austénite s'enrichit progressivement en carbone tandis que la ferrite bainitique s'appauvrit.

- Pendant la seconde, qui se déclenche après un temps de transformation qui dépend de nombreux facteurs, l'austénite se décompose en ferrite et en carbures.

Pour les basses températures entre  $M_s$  et  $320^\circ\text{C}$ , la bainite formée est fortement sursaturée en carbone et, par conséquent, l'austénite résiduelle est peu enrichie au cours du maintien et se transforme partiellement en martensite au refroidissement.

Par contre, pour les plus hautes températures - entre  $340^\circ\text{C}$  et  $400^\circ\text{C}$  - la bainite formée est moins riche en carbone et l'austénite résiduelle est suffisamment enrichie pour être stabilisée à la température ambiante.

Conclusion

# *Conclusion*

Les fontes GS bainitiques, obtenues par trempe étagée dans des conditions très contrôlées, peuvent présenter des combinaisons de propriétés exceptionnelles. Elles ont déjà remplacé avec succès l'acier ou le bronze dans un certain nombre d'applications.

D'après cette étude, on peut conclure que la transformation bainitique des fontes GS débute par la formation des plaquettes bainitiques à teneur en carbone plus faible que l'austénite initiale.

Les résultats obtenus montrent que la première étape apparente se termine après un temps de maintien de 2<sup>h</sup>30<sup>mn</sup> dont l'austénite est suffisamment enrichie en carbone.

En ce qui concerne la fonte à matrice de bainitique inférieure qui a été étudiée plus précisément dans l'optique de l'utilisation en pignonnerie, on peut faire les remarques suivantes :

- L'obtention de pièces dans cette nuance (38-15) pourrait s'effectuer sans problème majeur dans des conditions industrielles.

L'usinage peut se faire entièrement avant le traitement bainitique ds la mesure où une stabilisation est réalisée sur pièce brute.

Bien que les études métallurgiques aient déjà été nombreuses sur ce sujet, il reste un certain nombre de points à préciser pour pouvoir optimiser la composition chimique d'une fonte pour une application donnée.

*References* *Bibliographies*  
*Figures*

*Références Bibliographiques*

- [1] : Métallurgie de fonderie Tome 1  
M.GEIER Edition : MIR.
- [2] : Précis de métallurgie.  
Elaborations, structures - propriétés et marmalisation  
J.BARRALIS ; G.MAEDER 5<sup>ème</sup> édition P 74, 76.
- [3] : Revue de traitement thermique n° 194 - 1985.  
J.M SCHISSLER
- [4] : Métallographie et traitement thermique des métaux  
LAKHTINE.I Edition : MIR P 194, 197.
- [5] : Métallurgie Tome 1  
G.HILLY C.Chaussin Edition DUNOD P129.
- [6] : Caractéristiques des fontes grises de l'UFR et optimisation de leurs  
paramètres de recuits.  
N.MEZIANE Mémoire d'ingénieur.  
N.GUEBLI (USTHB) : 1995 - 1996.
- [7] : Revue de traitement thermique n° 219. 1988  
K.HORNUNG P 69, 70.
- [8] : Dictionnaire de métallurgie.  
O.BADER ; E. THERET P 78.
- [9] : Revue de traitement thermique n° 164 - 1982.  
C.GRIGY ; J.LEGAL P 48.
- [10] : Revue de traitement thermique n° 187-84.  
S. Bechet P 30, 31, 32.

## *Références Bibliographiques*

---

- [11] : Revue du mémoires scientifiques n°1-1968 P 2, 3.
- [12] : J.DoDD- Trempe étagée de la fonte à graphite  
Spheroidal. Geserei, n°4, fév. 1978, P.73.
- [13] : Ky Mi KyHMENE, KALEVIJOKI P. 11.  
Isothermal heat treated nodular iron with austénitic  
microstructure as matériel for gears.  
Congrès mondial des engrenages, paris, juin 1977.
- [14] : C.S, Roberts Trans- Aime, 197-1953, Page 203 à 205.