

1/94

Ministère de l'Education Nationale

Ecole Nationale Polytechnique

**T H E S E**

présentée à

**L'ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE**

pour obtenir

**LE TITRE  
DE DOCTEUR D'ETAT  
Option : METALLURGIE**



**Essaïd SALHI**

**Titulaire du Diplôme de Magister en  
Physique des Matériaux U.S.T.H.B.**

**Sujet:**

*Etude des fontes GS alliées traitées thermiquement et étude à l'aptitude à la soudure à l'arc électrique de la fonte GSC non alliée.*

Soutenue le 30 janvier 1994 devant la commission d'examen

<u>Président</u>	Professeur E.N.P.	R. BELABBES
<u>Rapporteurs</u>	Professeur U.S.T.H.B. Professeur I.N.P.L-Nancy	NEZZAL SCHISSLER
<u>Examineurs</u>	Professeur ENSAM-Aix en Provence Professeur E.N.P. Professeur U.S.T.H.B.	M. KHADRAOUI S. RECHAK H. REBBAH
<u>Invités</u>	Directeur Production "UFR" (SNVI)	S. BELKACEM

Ministère de l'Education Nationale

Ecole Nationale Polytechnique

## THESE

présentée à

L'ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

pour obtenir

## LE TITRE DE DOCTEUR D'ETAT Option : METALLURGIE



**Essaïd SALHI**

**Titulaire du Diplôme de Magister en  
Physique des Matériaux U.S.T.H.B.**

### **Sujet:**

*Etude des fontes GS alliées traitées thermiquement et étude à l'aptitude à la soudure à l'arc électrique de la fonte GSC non alliée.*

Soutenu le 30 janvier 1994 devant la commission d'examen

<u>Président</u>	Professeur E.N.P.	R. BELABBES
<u>Rapporteurs</u>	Professeur U.S.T.H.B. Professeur I.N.P.L-Nancy	G. NEZZAL J.M. SCHISSLER
<u>Examineurs</u>	Professeur ENSAM-Aix en Provence Professeur E.N.P. Professeur U.S.T.H.B.	M. KHADRAOUI S. RECHAK H. REBBAH
<u>Invités</u>	Directeur Production "UFR" (SNVI)	S. BELKACEM

Ministère de l'Education Nationale

Ecole Nationale Polytechnique

## THESE

présentée à

L'ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

pour obtenir

## LE TITRE DE DOCTEUR D'ETAT Option : METALLURGIE



**Essaïd SALHI**

Titulaire du Diplôme de Magister en  
Physique des Matériaux U.S.T.H.B.

### Sujet:

*Etude des fontes GS alliées traitées thermiquement et étude à l'aptitude à la soudure à l'arc électrique de la fonte GSC non alliée.*

Soutenue le 30 janvier 1994 devant la commission d'examen

<u>Président</u>	Professeur E.N.P.	R. BELABBES
<u>Rapporteurs</u>	Professeur U.S.T.H.B. Professeur I.N.P.L-Nancy	G. NEZZAL J.M. SCHISSLER
<u>Examineurs</u>	Professeur ENSAM-Aix en Provence Professeur E.N.P. Professeur U.S.T.H.B.	M. KHADRAOUI S. RECHAK H. REBBAH
<u>Invités</u>	Directeur Production "UFR" (SNVI)	S. BELKACEM

## REMERCIEMENTS



*Les travaux présentés dans cette thèse ont été réalisés au laboratoire LGS2M de l'Ecole des Mines de Nancy (INPL). Ainsi, je tiens à remercier le Professeur Jean Marie SCHISSLER de m'avoir accueilli dans son équipe, d'avoir dirigé ma thèse, et de m'avoir fait bénéficier de son expérience. Je remercie également le Professeur NEZZAL Ghania d'avoir bien voulu accepter la direction de cette thèse et de l'intérêt accordé à ces travaux.*

*Nous tenons à remercier les responsables de l'Unité de Fonderie de Rouiba et le complexe de véhicules industriels (SNVI-Algérie) de nous avoir aidés à élaborer les matériaux destinés à notre étude, et particulièrement Monsieur BELKACEM Smaïn, Directeur Production de l'UFR. De même, la société INASMET d'Espagne "Centro tecnologico de materiales" d'avoir bien voulu nous fournir la fonte GS au nickel -cuivre.*

*Nous sommes extrêmement sensibles, à l'honneur que nous a fait Monsieur BELABBES Ramdane, Professeur au Département Génie Chimique de l'Ecole Nationale Polytechnique, de l'intérêt qu'il a porté à ce travail, et d'avoir accepté la présidence du Jury.*

*Que Madame le Professeur REBBAH Houria. et Messieurs les Professeurs RECHAK Saïd et KHADRAOUI Mustapha soient remerciés pour avoir bien voulu accepter de participer au Jury.*

*Mes remerciements s'adressent à Monsieur BELKACEM Smaïl Directeur Production de l'Unité de Fonderie de Rouiba pour avoir bien voulu accepter notre invitation à participer à ce jury.*

*Mes remerciements vont également à tous mes camarades chercheurs et techniciens des laboratoires de l'Ecole des Mines de NANCY auprès desquels j'ai fait appel pour effectuer ces travaux.*

# S O M M A I R E

## Introduction



## CHAPITRE I

<i>1-Techniques expérimentales</i>	9
<i>1-1-Elaboration des fontes</i>	9
<i>1-2-Soudage des fontes à l'arc électrique</i>	12
<i>1-3-Traitements thermiques des fontes</i>	13
<i>1-3-1-Traitement de graphitisation</i>	13
<i>1-3-2-Traitement bainitique</i>	14
<i>1-2-3-Cycle théorique appliqué à la soudure</i>	15
<i>1-4-Dilatométrie</i>	15
<i>1-5-Définition des états structuraux</i>	16
<i>1-6-Essais mécaniques et essai d'usure abrasive</i>	16
<i>1-7-Microfractographie</i>	19
<i>1-8-Métallographie qualitative et quantitative</i>	20
<i>1-9-Mesures d'aimantation <math>\sigma_s</math></i>	21
<i>1-10-Microsonde électronique</i>	21
<i>1-11-Etude par diffractométrie</i>	22

## CHAPITRE II

<i>2-Traitements thermiques des fontes GS alliées au Ni-Mo, Ni-V, Ni-Cr et de la fonte GS au nickel.</i>	23
<i>2-1-Analyse des transformations de phases après recuits</i>	23
<i>2-1-1-Répartition des phases et des constituants</i>	27
<i>2-1-2-Distribution des éléments dans différentes phases</i>	39
<i>2-1-3-Identification des phases par analyse diffractométrique</i>	44
<i>2-1-3-1-Par diffraction des rayons X</i>	44
<i>2-1-3-2-Par microdiffraction des électrons</i>	48
<i>2-2-Analyse des structures après trempe bainitique</i>	49

2-2-1-Généralités	
2-2-2-Analyse de la microstructure après la trempe bainitique	

2-3-Propriétés mécaniques après les recuits de graphitisation et de ferritisation indirecte	53
2-3-1-Microduretés des phases et des constituants	53
2-3-2-Essais mécaniques et microfractographies	56
2-4-Essais du comportement à l'abrasion des différents types de structures	62
2-4-1-Processus d'initialisation à l'usure abrasive	63
2-4-2-Résistance à l'abrasion	70
2-4-3-Résistance à la fatigue par abrasion	73
2-5-Conclusion	78

## C H A P I T R E III

### 3-Traitements thermiques sur la fonte au Ni-Cu "NC" 81

3-1-Etude de l'évolution structurale de la fonte Ni-Cu "NC" durant la transition $\theta_i < A_1$ à $\theta_i > A_1$ .	81
3-1-1-Rappel de l'hétérogénéité de composition de la fonte "NC"	81
3-1-2-Rappel de la notion classique de la bande triphasée .	
3-1-3-Problèmes associés à cette hétérogénéité sur l'évolution des températures $A_1$ et sur l'évolution des cinétiques de transformation ( $M_3C \rightarrow \gamma$ )	83
3-2-Courbes TTT et TRC	90
3-2-1-Transformation de l'austénite par trempe étagée	93
3-2-1-1-Après austénitisation	93
3-2-1-1-1-Maintien dans le domaine de la bainite inférieure	93
3-2-1-1-2-Maintien dans le domaine de la bainite supérieure	95
3-2-1-1-3-Maintien dans le domaine de la perlite	97
3-2-1-1-4-Courbe TTT après austénitisation à 900°C	98
3-2-1-2-Après chauffage et maintien dans la bande de transition	100
3-2-1-2-1-Maintien dans le domaine de la bainite inférieure après chauffage dans la "BT"	100
3-2-1-2-2-Maintien dans le domaine de la bainite supérieure après chauffage dans la "BT"	101
3-2-1-2-3-Maintien dans le domaine perliteique après chauffage dans la "BT"	102
3-2-1-2-4-Courbe TTT de l'austénite obtenue après chauffage dans la "BT" à 790°C	103
3-2-2-Transformations de l'austénite par refroidissement continu	103
3-2-2-1-Après austénitisation à 900°C pendant 30 minutes	103
3-2-2-2-Après chauffage et maintien pendant 30 minutes dans "BT" à 790°C	106
3-3-Etude des propriétés mécaniques après différents traitements thermiques	109

3-3-1-Propriétés mécaniques obtenues par trempe dans l'eau à partir de différentes températures de maintien ( $t = 30mn$ ).	
3-3-2-Propriétés mécaniques obtenues après trempe bainitique après austénitisation à $900^{\circ}C$ pendant 30 minutes.	113
3-3-2-1-Trempe bainitiques à $400^{\circ}C$ (durées de maintien bainitique variables)	113
3-3-2-2-Trempe bainitiques avec des maintiens correspondants à la fin de transformation apparente (températures de maintien bainitiques variables).	114
3-3-3-Propriétés mécaniques obtenues après trempe bainitique après chauffage à $790^{\circ}C$ pendant 30 minutes.	117
3-3-3-1-Trempe bainitiques à $400^{\circ}C$ (durées de maintien bainitique variables)	117
3-3-3-2-Trempe bainitiques avec des maintiens correspondants à la fin de la transformation apparente (températures de maintien bainitique variables).	119
3-4-Conclusion	121

## C H A P I T R E IV

<b>4-Etude de la soudure à l'arc électrique de la fonte GSC</b>	123
4-1-Rappels des différentes parties constituant une soudure à l'arc électrique	124
4-2-Characterisation du métal de base et propriétés mécaniques des trois soudures à l'arc électriques	125
4-3-Soudure de la fonte GS avec l'électrode en alliage austénitique "AA" .	128
4-3-1-Analyse structurale de l'état brut de soudage	128
4-3-2-Analyse structurale de l'état recuit de soudage	133
4-3-3-Analyse microfractographique	137
4-3-4-Identification des phases par diffraction dans le cordon et dans la ZAT	140
4-4-Soudure de la fonte GS avec l'électrode en acier faiblement allié "AFA"	141
4-4-1-Analyse structurale à l'état brut de soudage	142
4-4-2-Analyse structurale du soudage à l'état recuit	145
4-4-3-Analyse structurale du soudage aux différentes températures de recuit	147
4-4-4-Etude par image X de la ségrégation chimique d'une fissure dans la ZAT	151

4-4-5-Analyse microfractographique	
4-4-6-Identification des phases par diffraction dans le cordon et dans la ZAT	154
4-5-Soudure de la fonte GS avec l'électrode en INOX 17-11	156
4-5-1-Etude structurale et diffractométrique à l'état brut de la soudure	156
4-5-2-Etude structurale et diffractométrique à l'état recuit de la soudure	159
4-5-3-Etude de la ségrégation chimique et difficultés d'analyse ponctuelle du carbone en présence du nickel et du chrome	164
4-5-4-Analyse microfractographique	168
4-6-Conclusion	170
<b>5-Conclusion générale</b>	172
<b>6-Références Bibliographiques</b>	176
<b>Annexe I - Dilatomètre de trempe</b>	182
<b>Annexe II - Méthodes permettant de caractériser l'avancement de la réaction bainitique</b>	184
1- Procédés de dosage de la phase austénitique	184
2- Métallographie quantitative	185
3- Mesure de l'intensité d'aimantation spécifique à saturation	186
<b>Annexe III - Microsonde CASRAING (modèle CAMECA MS 46)</b>	188
1- Fonctionnement	188
2- Phénomènes physiques	190
3- Application	191
<b>Annexe IV - Diagramme stable et métastable Fe-carbone et description de différentes structures</b>	192
<b>ABREVEATION</b>	196
<b>NOMENCLATURE</b>	197



# INTRODUCTION



Les fontes GS sont caractérisées par la présence de graphite sphéroïdal réparti dans une matrice métallique de composition type Fe-C-Si présentant une hétérogénéité chimique entre les nodules. Ces fontes possèdent des propriétés mécaniques qui peuvent être remarquables et ont donné lieu depuis les années 1970 à une utilisation croissante de ces produits traités thermiquement.

Les fontes GS représentent donc un matériau de plus en plus en concurrence face aux aciers. La diversité des conditions de sollicitation des pièces telles que les roues dentées, pignons, vilebrequins, supports de ressorts et de démarreurs, leviers divers etc... a imposé l'utilisation des fontes à graphite sphéroïdal alliées et l'extension des processus de traitement thermiques comme, par exemple, la trempe bainitique. Le développement des fontes GS alliées présentent de ce fait un grand intérêt d'application (1-2-3-4). Suite aux avantages technico-économiques des fontes GS (5-6-7-8) cités par plusieurs auteurs et particulièrement par Richard HARDING (1), nous avons entrepris dans la présente étude des investigations sur les fontes GS alliées et en particulier la fonte GSC produite par l'Unité de Fonderie de Rouiba (Algérie), et les fontes GS alliées au Ni ou au Ni-Cu. L'objectif de notre étude est, à terme, de remplacer par des fontes alliées, les pignons de l'industrie automobile en acier au Ni-Cr et au Ni-Mo (exemple: 20NC6 et 20CD4) dont la gamme de fabrication est très coûteuse car l'ensemble des opérations est lourd et complexe.

L'élaboration des fontes et les opérations de soudage, ont été effectuées au Complexe de Véhicules Industriels (CVI) à Rouiba en Algérie. Concernant la fonte GS à 2,84% de nickel et 0,34% de cuivre, l'élaboration a été effectuée par la société INASMET en Espagne. Les fontes élaborées en Algérie ont été obtenues après coulée en sable à partir d'une fonte GS, symbolisée GSC, fonte de base à laquelle on a ajouté, ou non des ferro-alliages. De ce fait, ces fontes alliées ont parfois présenté une matrice de type "truitée". Les fontes GS truitées destinées à l'étude sont des fontes au nickel-molybdène, au nickel-vanadium et au nickel-chrome. Le silicium et le nickel sont connus comme étant des éléments graphitisants, alors que les éléments Cr, Mo, et V des éléments carburigènes favorisant la formation de carbures de type eutectique. La matrice obtenue par traitement thermique peut être soit ferritique, perlitique, ferrito-perlitique, bainitique, ou martensitique, suivant le choix de traitement. Parmi ce choix de matrices, les matrices bainitiques sont intéressantes pour les couples d'engrenage. La plupart des études mettent

en évidence leur meilleure résistance à l'usure et à la fatigue, et plusieurs sociétés ont remplacé la fabrication des pignons en acier forgé par les fontes GS (6-7-8-9-10-11-12-13-14).

Après avoir présenté les techniques expérimentales nous avons donc analysé la structure de la fonte GSC et des fontes alliées de type Ni, Ni-Mo, Ni-V et Ni-Cr après traitement thermique ou non. Les fontes étant néanmoins de type truitée, nous avons tout d'abord analysé l'influence de traitements soit de graphitisation en phase austénitique, soit de type ferritisation indirecte. Associé à cette étude structurale nous avons également abordé le problème de la résistance à l'usure abrasive et plus spécifiquement l'influence de la matrice bainitique.

Nous nous sommes également intéressés aux structures obtenues après traitements effectués à partir du domaine de transition " $A_{1min}-A_{1max}$ " défini par chauffage des structures initiales. En effet les traitements thermiques effectués à partir de la température de ce domaine de transition, sont économiquement avantageux, de plus les caractéristiques mécaniques et les structures sont, à ce jour, peu connues. Tous ces états structuraux ont été comparés aux états structuraux conventionnels obtenus de manière identique à partir d'un chauffage dans le domaine austénitique.

Enfin nous avons procédé à une analyse structurale d'un assemblage par soudage à l'arc électrique à l'état brut et après recuit. Afin d'étudier ce problème de soudage du point de vue structural, il était donc nécessaire de connaître l'intérêt qu'offrent les possibilités de soudage des fontes (15-16). D'autre part, GORIATT a traité les travaux de réparation par soudage de pièces coulées, dans l'industrie de véhicules lourds (17-18), et les cas traitant du soudage des fontes en général, sont assez nombreux (19-20-21-22). Compte tenu de ces brèves remarques, nous nous sommes donc intéressés à l'étude de la fonte GS non alliée avant et après traitements thermiques de recuit. De plus, comme l'opération de soudage peut être considérée, à juste titre comme un cycle thermique, nous avons abordé ce problème dans le cas d'une fonte GS non alliée.

Cette étude a donc également un intérêt technico-économique important applicable à l'industrie automobile. Nous pensons ainsi avoir contribué au développement des fontes GS et de leur soudure à l'arc électrique.

# CHAPITRE I

## 1-Techniques expérimentales

Ce chapitre "techniques expérimentales" a pour but de présenter les conditions d'obtention des matériaux sur lesquelles les investigations ont été effectuées. Nous avons également décrit dans ce chapitre les différentes techniques expérimentales utilisées

### 1-1-Elaboration des fontes:

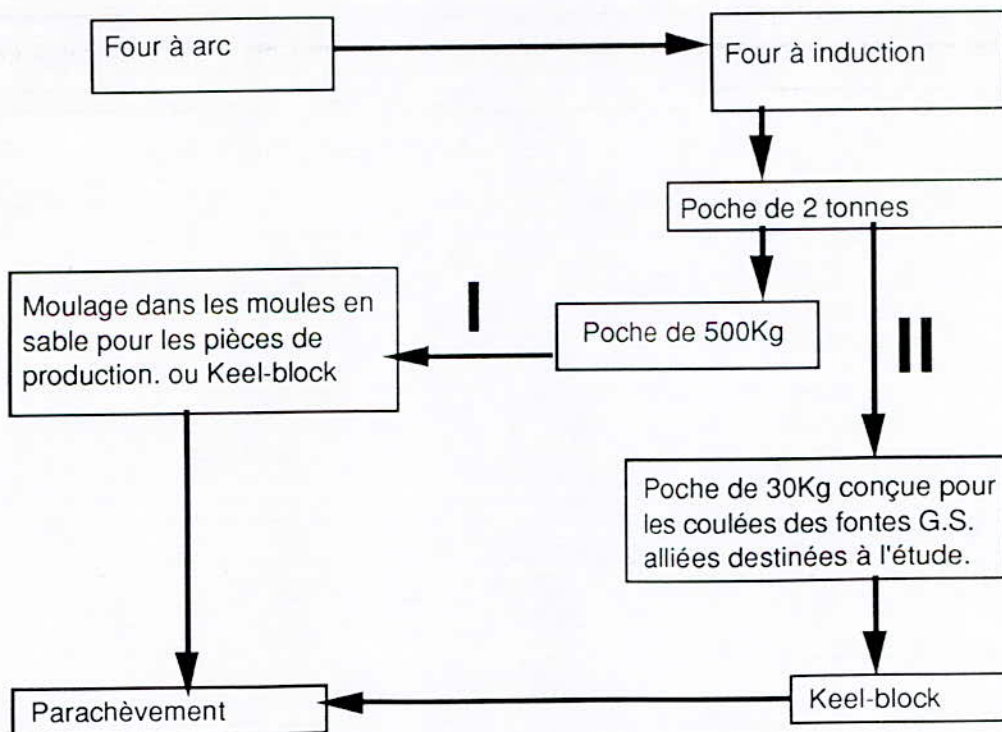
Les fontes élaborées en Algérie sont du type fonte GS, la fonte GSC étant prise comme référence. Dans cette fonte à l'état liquide nous avons ajouté des ferro-alliages Fe-Ni pour obtenir une fonte à 1,38% de Ni symbolisée "N" (**tableau I-1**); puis des ferro-alliages riches en Mo, V et Cr qui nous ont donné respectivement des groupes de fontes GS symbolisées par "M", "V" et "C" dans ce même tableau. Le pourcentage du manganèse est à peu près constant compris entre 0,30% et 0,40% pour toutes les fontes.

Fontes	%C	%Si	%Ni	%Mo	%V	%Cr	%Mn	%S	%P
GSC	3,60	2,63	___	___	___	___	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
N	3,60	2,57	1,38	___	___	___	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
M1	3,40	2,51	1,17	0,69	___	___	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
M2	3,46	2,54	0,91	0,02	___	___	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
M3	2,84	2,92	3,22	0,78	___	___	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
M4	3,50	2,44	1,25	0,24	___	___	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
V1	3,71	2,57	1,64	___	0,11	___	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
V2	3,52	2,36	1,63	___	0,20	___	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
V3	3,35	2,48	1,01	___	0,19	___	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
C1	3,36	2,63	1,07	___	___	0,29	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
C2	3,53	2,48	1,20	___	___	0,99	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
C3	2,53	2,48	0,35	___	___	0,98	0,3 à 0,4	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030
NC	3,65	2,72	2,84	0,34% de Cu			0,3 à 0,4	0,009	0,012
MB*	3,70	2,75	___	___	___	___	0,22	0,005 à 0,003	0,025 à 0,030

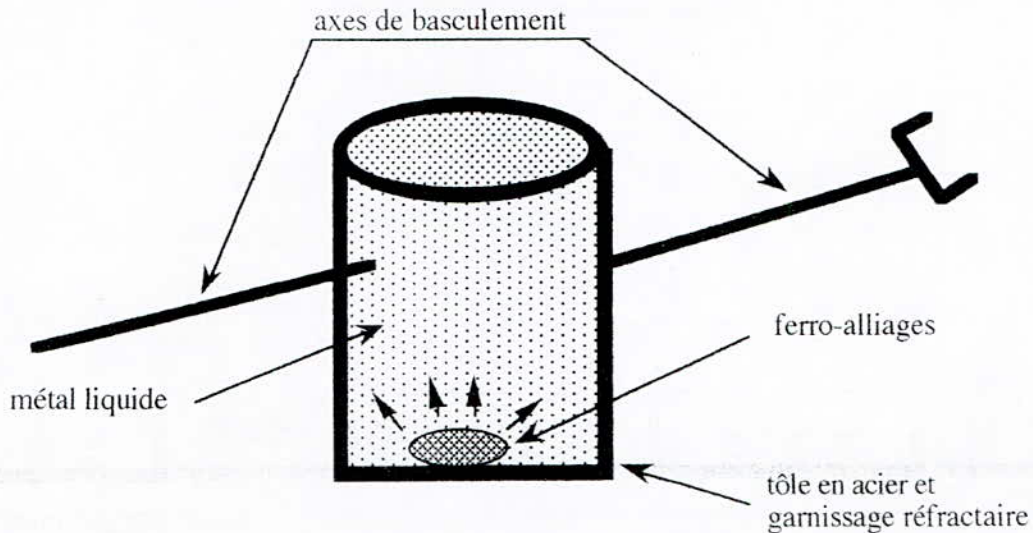
\* : métal de base pour le soudage

**Tableau I-1:** Composition chimique des fontes

L'élaboration de toutes ces fontes provenant de l'UFR d'Algérie ont suivi le cycle présenté au schéma de la **figure I-1**. La fonte GSC non alliée, obtenue d'après le cycle de production usuel du four à arc vers le four à induction a été transférée dans une poche de deux tonnes. Le circuit industriel **I**, nous a permis d'obtenir la fonte GSC non alliée de référence. Le circuit **II** a été conçu pour élaborer les fontes alliées dans une poche pouvant contenir 30Kg de fonte (**figure I-2**), munie d'un axe de basculement. Nous avons conçu cette poche de coulée à l'aide d'une tôle forte, d'épaisseur 4 mm et d'un garnissage réfractaire d'épaisseur 30mm. Pour éviter tout choc thermique de la poche, on lui a imposé un préchauffage avec un brûleur à gaz jusqu'à la température de 900°C à 1000°C (**23**). Les ferro-alliages de faible granulométrie (<3 mm) ont été déposés au fond de la poche dans laquelle on a ensuite versé la fonte liquide GSC chauffée à une température maximale de 1480°C.



**Figure I-1** : Schéma du circuit industriel de la production des nuances de fontes destinées à l'étude .



**Figure I-2:** Schéma d'une poche de coulée conçue pour l'addition des éléments dans les fontes telle que la fonte GS alliée à 1,38% de Ni (selon le circuit II).

Afin d'activer la dissolution et l'homogénéisation du métal, on a agité le liquide manuellement à l'aide d'une barre pendant 1 minute. On a effectué un décrassage après avoir ajouté en surface du carbure de calcium en poudre lors du brassage. Avec 30 Kg de métal, on a pu couler 3 Keel-blocks fabriqués dans un moule en Cronning comprenant une empreinte de 2 barreaux de longueur 200 mm et de diamètre 30mm. Le volume de la masselotte était supérieur au volume des barreaux. Pour la fonte GSC destinée à l'étude du soudage, elle a été coulée sous forme de plusieurs tôles fortes de dimension (150 X 100 X 14)mm disposées dans des moules à une distance de 50mm. Les tôles extrêmes ont été rebutées et celles du milieu ont été utilisées pour l'étude de la résilience des éprouvettes soudées à l'arc électrique. Les éprouvettes de traction ont été usinées à partir de barreaux coulés dans les keel-blocks.

Le matériau utilisé comme matériau de base symbolisé "MB" dans les essais de soudage à l'arc électrique, n'était pas issu de la même coulée que celle de la fonte GSC; mais élaboré dans les mêmes conditions, et sa composition chimique n'est pas très différente (**tableau 1-1**).

La composition chimique a été déterminée à partir d'un prélèvement de médaille destiné au spectromètre à étincelles de type ARL. "Applied Research Laboratories" série 3500 OES. L'analyse chimique du carbone a été effectuée par chauffage à 1200°C par induction de 2 grammes de copeaux métalliques, suivi du passage d'un flux d'oxygène permettant d'obtenir le dioxyde de carbone, qui après dosage affiche le taux de carbone.

Les analyses du nickel, du molybdène, du vanadium et du chrome ont été déterminées par spectrométrie à absorption atomique à émission de flamme de type AA-610S .

Pour les études de traitements thermiques dans le domaine de température de la bande triphasée, une fonte élaborée par la société espagnole INASMET a été utilisée. Cette fonte GS alliée à 2,84% de Ni et 0,34% de Cu a été coulée sous forme de lingots, de dimensions (180 X 50 X 50)mm.

## 1-2-Soudage des fontes à l'arc électrique

L'opération de soudure à l'arc électrique a été effectuée suivant les conditions industrielles. Les métaux d'apports "MA" utilisés étaient l'alliage austénitique "AA", l'acier inoxydable "AI" de type (17-11), et l'acier faiblement allié "AFA". Leur composition chimique est reproduite sur le **tableau I-1**. Mis à part le carbone, la composition chimique des métaux d'apport a été obtenue par spectrométrie de flamme après dissolution.

éléments chimiques	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni
MA "AA"	1,72	0,50	0,29	—	79,30
MA "AFA"	0,07	0,26	0,68	—	—
MA "AI"	0,065	0,33	1,51	16,98	11,5

**Tableau I-2:** Composition chimique du métal de base et des métaux d'apport (le complément à 100 % en poids est représenté par le fer ).

Les matériaux d'apport en "AA", "AI" étaient tous sous forme de fils enrobés d'un revêtement basique. Le diamètre était de l'ordre de 3,20mm à 3,25mm. Le soudage avec les électrodes enrobées a été réalisé avec la machine de soudage de marque SAFEX. Cette technique de soudage à l'arc électrique consiste à produire entre l'électrode et le métal de base, un arc électrique. Cet enrobage des électrodes en alliage austénitique et en acier inoxydable favorise l'amorçage de l'arc tout en permettant de déphosphorer, de désoxyder, de désulfurer et de décarburer en même temps le bain de fusion. Ainsi nous avons pu obtenir un affinage et une protection du bain contre les oxydes, ainsi qu'une réduction de la fragilité.

Le matériau d'apport en AFA était constitué d'un fil appelé MIG-MAG soit "metal inerte gas-metal actif gas" en bobine. Cependant, en réalité dans le soudage à l'arc

électrique avec l'AFA, nous avons utilisé le procédé MAG. Le fil en bobine est poussé à une vitesse constante dans un tube de cuivre qui lui transmet le courant électrique; l'arc jaillit entre l'éprouvette à souder et le fil d'électrode. Le gaz actif CO<sub>2</sub> est amené par une buse à électrode, le CO<sub>2</sub> protège efficacement le bain et, le refroidit rapidement. Cela diminue le gradient de température du côté du matériau de base "MB", et la dimension de la ZAT est réduite. A la température de fusion du matériau d'apport "MA" et d'une partie du MB, nous avons une réaction endothermique (24).

Suite aux recherches de B.I. OBOYANTSEV et A.A. SMITH, le procédé MAG permet d'abaisser la teneur en carbone dans la ZAT et dans le cordon de soudure (25-26) Le soudage à l'arc, très localisé, se réalise sans trop de dommage pour le métal de base tant au chauffage qu'au refroidissement, mais la formation des carbures dans la ZAT est inévitable car la décarburation n'est pas aussi complète souhaitée, surtout dans une fonte où le carbone est prédominant.

### **1-3- Les traitements thermiques des fontes**

Les traitements thermiques effectués ont été de plusieurs types:

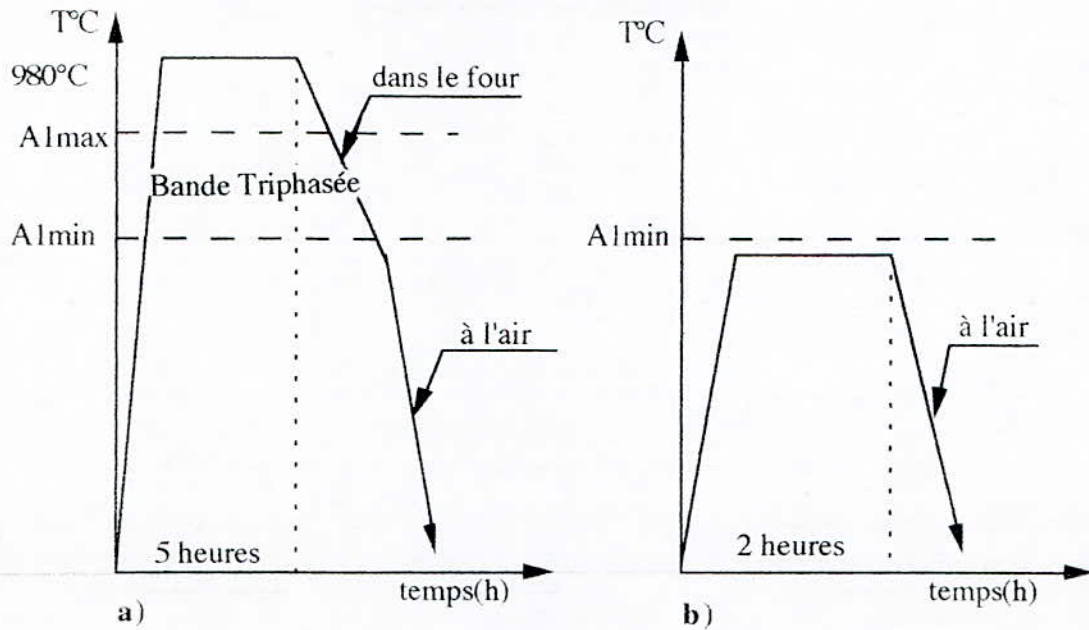
#### **1-3-1 Traitement de graphitisation**

##### **1-3-1-a Traitement à haute température (figure I-3)**

Ce traitement de graphitisation a été appliqué à toutes les fontes présentant des carbures de solidification (fontes truitées). Il a été représenté sur la **figure 3-a**. L'austénitisation des échantillons (1x1x1)cm<sup>3</sup> ou des éprouvettes de traction et de résilience ont subi un refroidissement lent (arrêt du four) de  $\theta\gamma$  à  $A_{1min}$  (limite inférieure de la bande triphasée ( $\alpha + \gamma + Fe_3C$ ) ou ( $\alpha + \gamma +$  graphite), puis un refroidissement à l'air.

##### **1-3-1-b Traitement de ferritisation indirecte (figure I-3-b)**

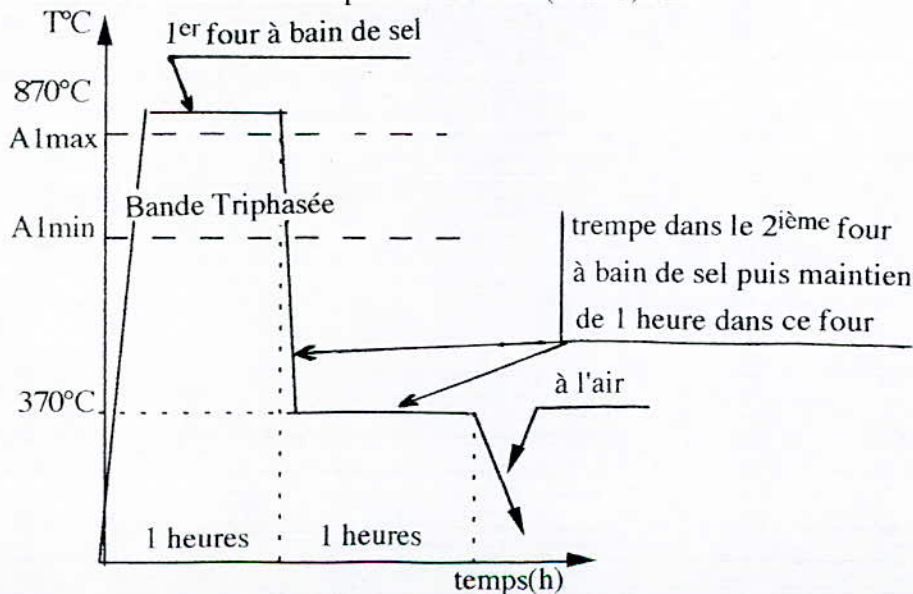
Ce traitement par définition est fait à la température de 720°C, inférieure à la température  $A_{1min}$  de la bande triphasée. Le refroidissement ultérieur s'est fait à l'air.



**Figures I-3-a-b:** Schémas des cycles de traitements thermiques de graphitisation "a" et de ferritisation indirecte "b".

### 1-3-2 Traitement bainitique

Certaines fontes ayant subi le traitement (**figure I-3-a**), ont ensuite subi un traitement bainitique illustré par la **figure I-4**. Le traitement à haute température (870°C pendant 1 heure) est mené en "lit fluidisé" en bain d'alumine "type corindon blanc". La température bainitique a été réalisée dans un bain de sel (nitrate de sodium, nitrite de potassium) à 370°C pendant 50 minutes. Le refroidissement final était à l'air. Les échantillons traités avaient pour dimension (1x1x1)cm<sup>3</sup>.

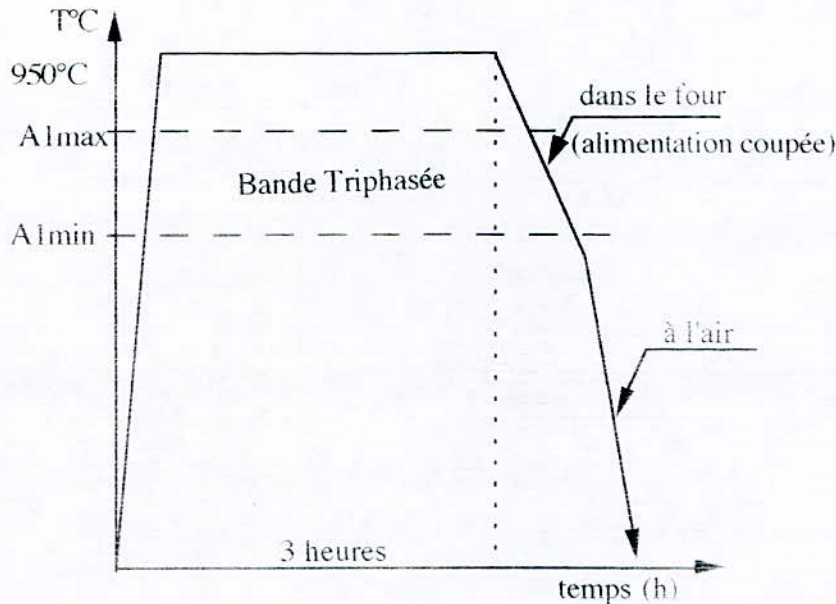


**Figure I-4:** Schéma du cycle de traitement thermique de type bainitique pour les fontes élaborées en Algérie



### 1-3-3 Cycle théorique appliqué à la soudure

Dans le cas des éprouvettes en fonte GSC en tant que matériau de base (MB) et après soudage à l'arc électrique avec différentes électrodes, nous avons effectué un recuit d'homogénéisation sous vide primaire, schématisé à la **figure I-5**



**Figure I-5:** Schéma du cycle de traitement thermique de recuit d'homogénéisation appliqué aux fontes GSC (MB) après soudure à l'arc électrique avec différentes électrodes

### 1-4-Dilatométrie

La dilatométrie différentielle a été utilisée pour mettre en évidence l'influence de la vitesse de chauffage sur l'intervalle de la bande de transition. Le tracé des diagrammes TRC et TTT à partir de 900°C et 790°C a nécessité l'utilisation de la dilatométrie de trempe.

Les courbes dilatométriques différentielles ont été réalisées au dilatomètre de revenu de marque ADAMEL série DI 20 sur des éprouvettes de diamètre 4mm et de longueur 22mm. C'est un appareil à microprocesseur programmable muni d'un four sous vide primaire, d'un support d'échantillon avec un poussoir et d'une table traçante permettant de tracer les courbes  $\Delta L - f(\theta)$  dont  $\theta$  est la température et  $\Delta L$  c'est la variation de la dilatation. Une tige transmet les variations de longueur à un capteur de déplacement dont le signal est renvoyé sur un enregistreur potentiométrique.

Dans le cas de la dilatométrie de trempe, la tige et l'échantillon sont placés dans une enceinte étanche en silice, à l'intérieur de laquelle est fait un vide primaire. Le chauffage de l'éprouvette est effectué dans un four à image "rayonnement" à faible inertie thermique. La régulation et l'enregistrement de la température au cours du cycle thermique se fait par l'intermédiaire d'un thermocouple (chromel-alumel) soudé sur une génératrice de l'éprouvette. La force électromotrice du thermocouple est transmise à l'enregistreur, permettant aussi le tracé de la courbe donnant la variation de la longueur de l'éprouvette en fonction de sa température. Simultanément, un appareil potentiocinétique trace la courbe de variation de la longueur en fonction du temps. Le refroidissement de l'éprouvette s'effectue par des jets de gaz inerte (hélium) ou d'air comprimé, à l'aide de trois rampes de soufflage placées à 120° les unes des autres autour de l'éprouvette. En agissant d'une part sur la puissance de chauffage du four et d'autre part sur le débit du gaz, il est donc possible de faire subir à l'éprouvette une gamme variée de refroidissements.

## **I-5 Définition des états structuraux**

Dans cette étude, ont été dénommés "états structuraux" les états suivants:

**I-5-1** Etat "B" représente l'état brut de coulée.

**I-5-2** Etat "R" représente l'état structural obtenu après un recuit à une température supérieure à  $A_{c1max}$  ayant pour but d'enclencher une graphitisation. Il est évident que la trempabilité variable de l'austénite peut entraîner la formation, sinon la coexistence de plusieurs matrices.

**I-5-3** Etat "F" indique que la structure a été obtenue par recuit de ferritisation indirecte. Là aussi, la structure n'est pas obligatoirement ferritique car elle est fonction du degré de stabilité des carbures.

**I-5-4** L'état bainitique n'a pas été symbolisé mais indiqué systématiquement "état bainitique".

**I-5-5** L'état brut de soudage, et l'état recuit de soudage n'ont pas été également symbolisés

## **1-6-Essais mécaniques et essais d'usure abrasive**

Les essais mécaniques de traction ont été effectués sur une machine universelle de type INSTRON et les essais de résilience sur une machine CHARPY. Ces essais mécaniques ont été effectués après un recuit de graphitisation et après un recuit de ferritisation indirecte. Seule la fonte N(1,38% de Ni) n'a subi qu'un recuit de ferritisation

indirecte, alors que la fonte GSC n'a subi qu'un recuit de graphitisation. Ces essais ont également été faits après soudage, tout en gardant le cordon de soudure au milieu de l'éprouvette. Nous avons fait aussi des essais de dureté Vickers avec un appareil universel de marque TESTWELL.

On a également procédé à des mesures de microdureté. La charge minimum utilisée était de 50 grammes et cette charge moyenne a été choisie de façon à ce que les empreintes soient suffisamment lisibles pour que la lecture soit la plus précise possible.

Dans le cas du soudage, la charge utilisée est de 100 grammes, de telle sorte que la distance soit supérieure à 1,5 fois la diagonale de l'empreinte. Plusieurs normes, suédoise, française, japonaise, australienne...(28) indiquent un respect d'une distance entre deux duretés Vickers, égale à trois fois la diagonale de l'empreinte, si les charges utilisées sont de 1 à 10Kg.

L'usure abrasive est un type d'endommagement très complexe. Des progrès considérables ont été réalisés dans la compréhension du mécanisme de base. Jusqu'à ce jour, l'expérimentation constitue encore un outil de base, dans l'étude de l'usure abrasive. Il est impossible de définir un dispositif universel pour la mesure de la résistance à l'abrasion. Plusieurs abrasomètres ont été mis au point. Ainsi tous nos essais ont été effectués sur une machine d'usure conçue et réalisée au laboratoire de métallurgie de l'Ecole des Mines de Nancy (29). La machine d'essai d'abrasion est un système caractérisé par la présence de 15 Kg d'abrasif, exerçant un effort sur des éprouvettes subissant un mouvement rotatif. L'usure par abrasion est causée par la présence des particules tranchantes de dureté supérieure aux matériaux testés. Notre système tribologique est défini par :

-l'abrasif choisi, qui était du carbure de silicium, dont la dureté est de 3500 HV à 20°C. Au cours des essais, il a gardé une bonne angularité. La granulométrie initiale choisie était de 2mm .

-l'éprouvette cylindrique ayant pour diamètre 12mm et pour hauteur 55 mm (**figure I-7**).

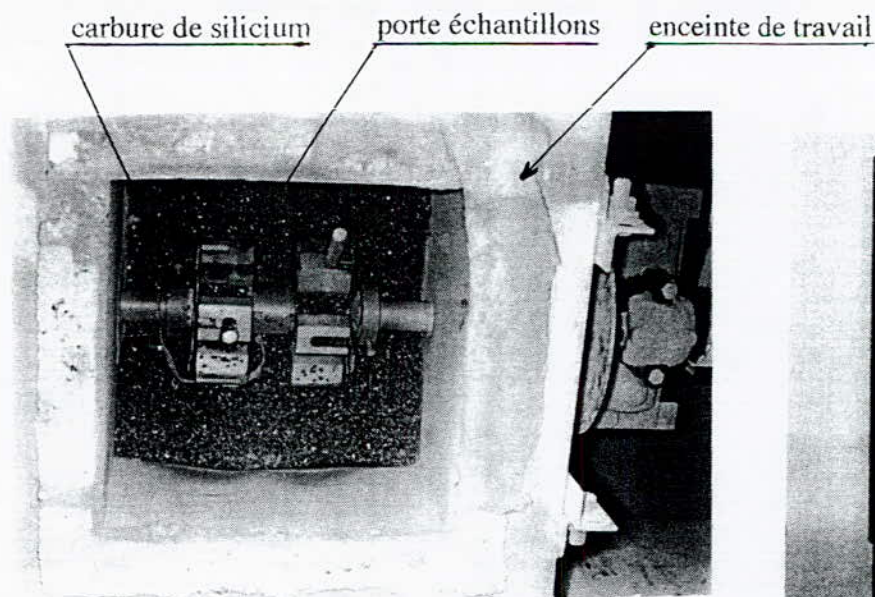
-Le système de porte échantillon, de type rotatif (**figure I-6**) qui est dans le milieu abrasif.

L'ensemble de la machine (**figure I-8**) est composé d'un moteur réducteur, d'un compteur et de l'enceinte qui est traversée par un arbre horizontal sur lequel sont fixés des supports d'éprouvettes (**figure I-6**). Cet axe horizontal est entraîné en rotation par

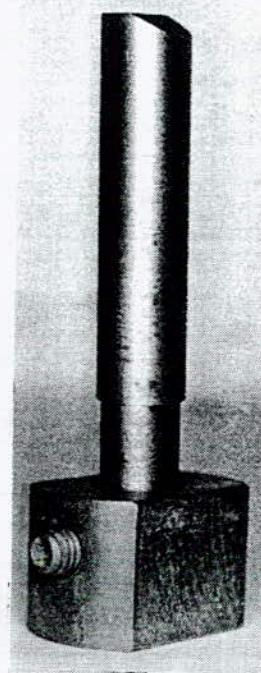
le moteur électrique à courant continu de 400 watts, couplé au réducteur de vitesse, à vis sans fin, de rapport 1/10. La vitesse de rotation du moteur est réglée par un variateur électronique. La vitesse angulaire maximale au cours de l'essai est de 200 tours/mn. La vitesse de rotation du moteur est réglée par un variateur électronique et contrôlée à l'extrémité de l'arbre par un tachymètre permettant de comptabiliser le nombre de cycles effectués. L'enceinte a une forme cubique de 40 cm d'arrête de dimension extérieure. Cette enceinte est tapissée intérieurement de briques réfractaires isolantes de 6cm d'épaisseur, protégées par un blindage de tôle d'acier de 2mm pour un éventuel essai d'abrasion aux hautes températures. La quantité d'abrasif de 15 Kg, existante dans l'enceinte, permet une profondeur d'immersion des éprouvettes, de 2,5cm environ au cours de leur rotation. L'axe porteur et le système de fixation des éprouvettes sont en acier réfractaire de type 25-20. L'axe est guidé en rotation par deux paliers à roulements à billes. Deux disques en cuivre sont fixés sur l'arbre entre l'enceinte et les paliers. L'ensemble de l'installation est fixée sur un châssis rigide. Ce mode d'usure combine les deux effets fondamentaux de l'abrasion :

- L'effet de coupe par labourage ou par impact
- L'effet de la déformation plastique

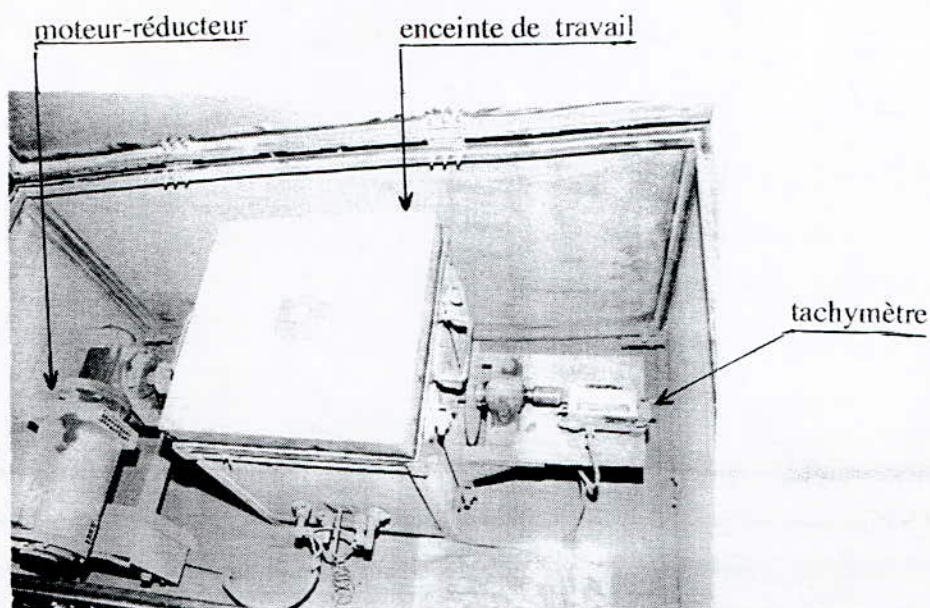
Tous nos essais d'usure ont été appliqués à la fonte GSC, aux fontes GS.truitées, ainsi qu'à la fonte GS au nickel, à la température ambiante de l'enceinte (50 à 60°C)



**Figure I-6:** Enceinte de la machine d'usure où est placé le porte éprouvettes immergé dans l'abrasif



**Figure I-7:** Eprouvette cylindrique destinée aux essais d'usure



**Figure I-8** : Machine d'essais d'usure .

Les variations quantitatives de la résistance à l'abrasion sont obtenues par les différences de pesées avant et après usure. Avant toute pesée, des précautions de nettoyage ont été prises pour obtenir le maximum de précision dans les mesures avec une balance de type Mettler, donnant des valeurs au dix millième de milligramme. Le nettoyage des éprouvettes ayant subi des essais d'usure a été fait au savon, à grande coulée d'eau, suivi d'un deuxième nettoyage aux ultra-sons dans l'eau savonneuse pendant 10 minutes, puis séchées à l'air chaud. Lors de toutes les opérations ultérieures de prises de pesée, les manipulations ont été effectuées à l'aide d'une pince.

## **I-7 Microfractographie**

Le microscope électronique à balayage (MEB) de type PHILIPS a été utilisé pour l'étude topographique de la cassure après l'essai de traction sur certaines fontes G.S.alliées, malléabilisées et non malléabilisées, ainsi que sur les éprouvettes de traction prélevées dans la zone soudée. L'investigation a eu lieu également sur les surfaces abrasées pour étudier la profondeur des endommagements. Nous avons aussi pu associer les techniques d'analyse d'image et la microscopie optique.

Les microfractographies sont obtenues par émission d'électrons secondaires au voisinage de la surface des matériaux. L'émergence des électrons secondaires étant

variable selon le relief du matériau, cela nous a donné la topographie de la zone de rupture qui met en évidence, les zones ductiles et (ou) fragiles

Un appareil de type EDAX relié au MEB nous a permis d'obtenir un spectre énergétique des éléments existants pour une analyse semi-quantitative après l'essai d'abrasion. Ainsi il nous a été possible de connaître les éléments incrustés sur les éprouvettes.

## **I-8 Métallographie qualitative et quantitative**

Après un polissage mécanique des échantillons jusqu'à l'obtention d'une surface spéculaire, les différentes structures ont été révélées par attaque au nital, à 4% d'acide nitrique. Les observations ont été effectuées à l'aide d'un microscope optique OLYMPUS.

Concernant l'étude quantitative des phases, la distribution et la dimension moyenne des nodules de graphite, un analyseur d'image de marque BARCO INDUSTRIE "série 151 image processor" relié à un microscope et à une caméra a été utilisé. L'image est transmise sur écran T.V. et les résultats des taux des phases ainsi que les dimensions de tous les nodules sont donnés par un logiciel sur l'écran ou sur une imprimante. Cet analyseur d'image qui utilise les lois fondamentales de la morphologie mathématique se compose de trois sous ensembles:

- Le dispositif de formation de l'image
- Le détecteur
- Les circuits logiques de comptage auquel il faut ajouter les unités périphériques de sorties

Les résultats de dimension moyenne d'une phase sont donnés en pixels "unité propre à l'analyseur d'image", puis convertis en microns par l'opérateur sur la base d'une figure de cercles micrométriques standard. Le taux de graphite est déterminé par étude d'échantillons non attaqués. Après l'attaque chimique de ces échantillons, il est possible d'obtenir, en même temps, le taux de perlite et de graphite. Le taux des phases dans les alliages après traitements thermiques a été mis en évidence sous forme d'histogrammes.

## I-9 Mesures d'aimantation $\sigma_s$ (tesla $\cdot m^3 / Kg$ )

Un appareil mis au point par l'Américain Welding Society et commercialisé sous le nom de "Magne-gage" a permis d'effectuer des mesures "in situ" de la caractéristique magnétique " $\sigma_s$ " sur la surface polie des éprouvettes. Cette méthode nous a permis de suivre l'évolution du taux de transformation de la phase austénitique, selon les conditions de traitements thermiques. Cet appareil permet de déterminer un taux apparent de phase ferromagnétique. Ce résultat serait quantitatif dans le cas des aciers contenant seulement une phase ferritique et une phase austénitique. Pour plus de précision et vérifier la linéarité de la fonction  $\sigma_s = f(\% \gamma)$  il faudrait tracer une courbe d'étalonnage. Dans le cas où dans le matériau, existe des mélanges de carbures, de graphite, d'austénite et de ferrite, la courbe  $\sigma_s = f(\% \gamma)$  n'est non seulement pas linéaire, mais elle est très variable. Ainsi, nous nous contenterons de " $\sigma_s$ " en tant que valeur relative, variant d'un état structural à un autre, d'un matériau à un autre, mais en aucun cas le pourcentage de l'austénite pouvant être défini par le calcul de la différence entre un échantillon ferromagnétique à 100% et nos éprouvettes qui contiennent la phase austénitique.

Cet appareil "Magne-gage" est constitué d'une tige, munie d'un aimant permanent fixé à l'extrémité du fléau d'une balance équilibrée par une masse (P). Pour effectuer une mesure, l'aimant est amené au contact de l'éprouvette et ensuite la force d'arrachement est mesurée par le couple de torsion appliqué par l'intermédiaire du ressort spirale, taré. Les indications d'un cadran de l'appareil sont proportionnelles à l'intensité d'aimantation spécifique, à saturation. La relation qui existe entre l'intensité d'aimantation spécifique à saturation  $\sigma_s$  et la force d'arrachement de l'aimant "F" est linéaire, du type  $\sigma_s = KF$ , en unité S.I., K étant un coefficient de corrélation qui tient compte de la tige étalon de l'appareil.

## I-10 Microsonde électronique

L'analyse quantitative ponctuelle de chaque phase, a été faite à l'aide d'une microsonde de CASTAING, de marque CAMECA MS46 (CAMEBAX-MBX)

L'analyse ponctuelle n'a été possible qu'après attaque au nital, suivie d'un très léger polissage à l'alumine pour garder le relief microstructural et minimiser l'erreur dans la mesure de la concentration des éléments et en particulier celle du carbone dû au solvant du réactif.

Cette technique d'analyse ponctuelle a été utilisé pour déterminer le profil de répartition de principaux éléments à travers la ZAT de l'état brut et à l'état recuit de la

soudure. Les lieux de mesures étaient espacés d'une vingtaine à une soixantaine de micromètres. Nous nous sommes intéressés aussi à la concentration de certains éléments d'alliage dans les zones préférentielles telles que les joints de grains de la ZAT et les cordons de soudure. En utilisant le même équipement, une analyse cartographique en image X des éléments chimiques principaux a aussi été effectué.

## **I-11 Etude par diffractométrie**

Les spectres de diffraction des rayons X ont été réalisés sur une surface polie, à l'aide d'un diffractomètre composé d'un détecteur de marque ELPHYSE, d'un générateur à anticathode de Co, à la longueur d'onde de 1,788 Å et d'un goniomètre à compteur SIEMENS, de type "D 500" piloté par un ordinateur permettant de digitaliser et d'imprimer le diffractogramme.

L'étude par microdiffraction des électrons a été effectuée par microscopie électronique à transmission (MET) (JEOL LTD JEM 200 CX et PHILIPS CM12). La microscopie électronique, particulièrement efficace, nous a permis de mettre en évidence des précipités extrêmement fins et leur identification a été possible, grâce à des clichés de microdiffraction des électrons.

La préparation des lames destinées à cette investigation a été faite par un polissage mécanique jusqu'à une épaisseur inférieure à 40 µm. Le contrôle de l'épaisseur a été effectué par la vis micrométrique du microscope optique. La phase finale de préparation des lames, était la technique d'amincissement à "bombardement électrolytique", sous une tension de 30 volts. L'électrolyte utilisé était composé de 5% d'acide perchlorique dilué dans 95% de l'éthermonobutilique éthylèneglycool (30-31).

La réalisation des lames aptes à observer la ZAT des soudures a nécessité, avant le bombardement électrolytique, un calottage de cette ZAT afin d'amincir celle-ci à une épaisseur inférieure à 30 µm



## CHAPITRE II

### **2-Traitements thermiques des fontes GS alliées au Ni-Mo, Ni-V, Ni-Cr et de la fonte GS au nickel.**

Pour la connaissance de l'effet des divers traitements thermiques effectués sur les fontes déjà mentionnées, nous présenterons les transformations de phases aux chauffages et aux refroidissements, les propriétés mécaniques et le comportement à l'abrasion à différents états structuraux.

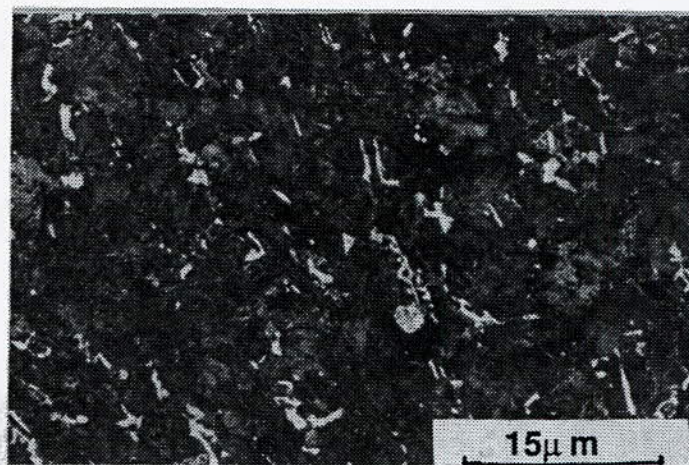
Nous avons préconisé pour ces fontes, les opérations de traitements thermiques les plus utilisés dans l'industrie pour améliorer la résistance à la traction, la tenacité et la résistance à l'abrasion.

Puisque les fontes GS alliées présentent à l'état brut de coulée des carbures de solidification (**figures II-1-a-b-c-d-e**), nous avons choisi le recuit de graphitisation et le recuit de ferritisation. C'est à dire des opérations thermiques qui améliorent la résistance à la traction et à la tenacité. Pour augmenter la résistance à l'usure, nous avons prévu, pour certaines fontes, la trempe bainitique.

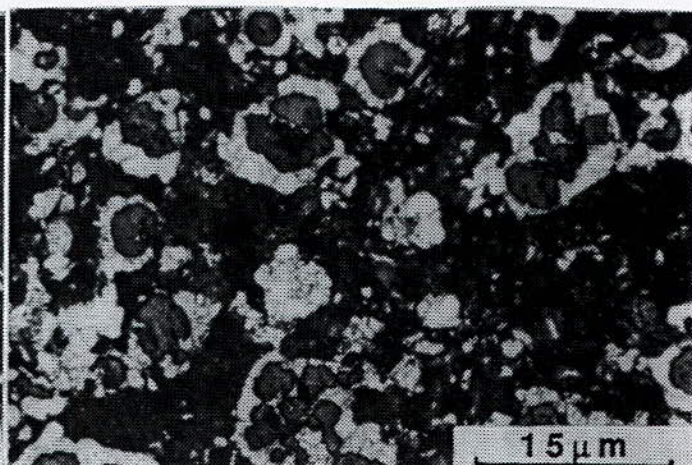
#### **2-1-Analyse des transformations de phases après recuits**

La plupart des fontes élaborées à l'Unité de fonderie de Rouiba (UFR) pour cette étude sont des fontes GS truitées car elles possèdent des carbures de solidification. Ces fontes ont été ensuite soumises à un recuit de graphitisation suivi, ou non, d'un traitement de ferritisation indirecte en fonction de la structure obtenue après le traitement de graphitisation initial. En effet toutes les fontes qui, après recuit de graphitisation, présentent moins de 25% de ferrite ont subi un traitement de ferritisation indirecte.

Durant le chauffage du recuit de graphitisation, la structure initiale (Perlite +  $Fe_3C$  + graphite) se transforme en ( $\gamma$  +  $Fe_3C$  + graphite). Pendant le maintien de 5heures à  $980^\circ C$ , il apparait des germes de graphite aux interfaces carbures-austénites, le grossissement des nodules pré-existants et un enrichissement en carbone de l'austénite, jusqu'à sa saturation qui dépend de sa température de maintien et des éléments d'alliage.

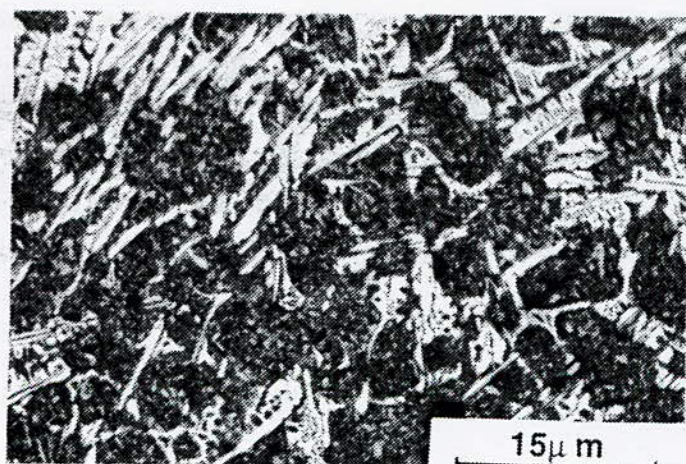


a) GSCB



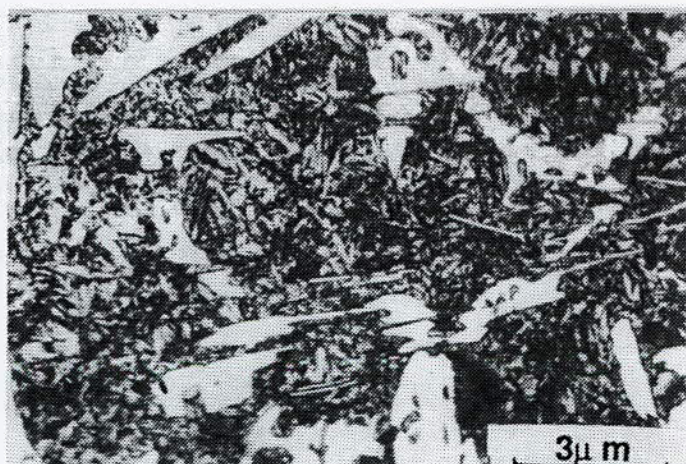
b) N B

Figures II-1-a-b: Micrographies des fontes GSCB et NB.

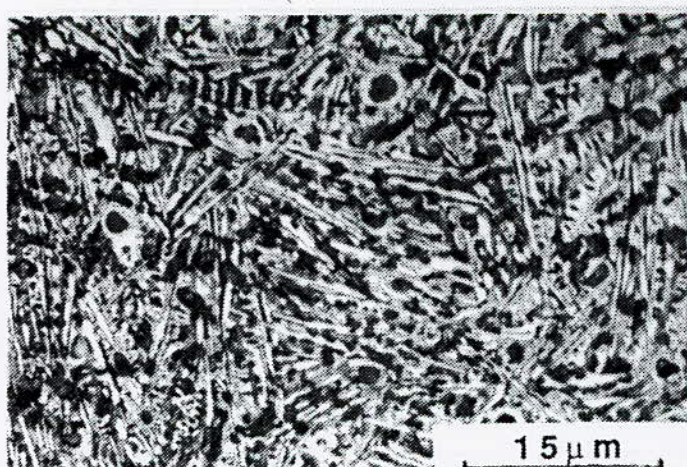


c)

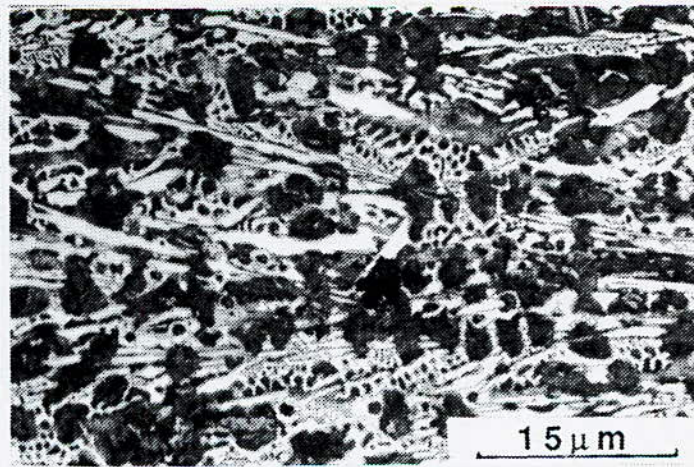
Figures II-1-c-d: Micrographies de la fonte M3B.



d)

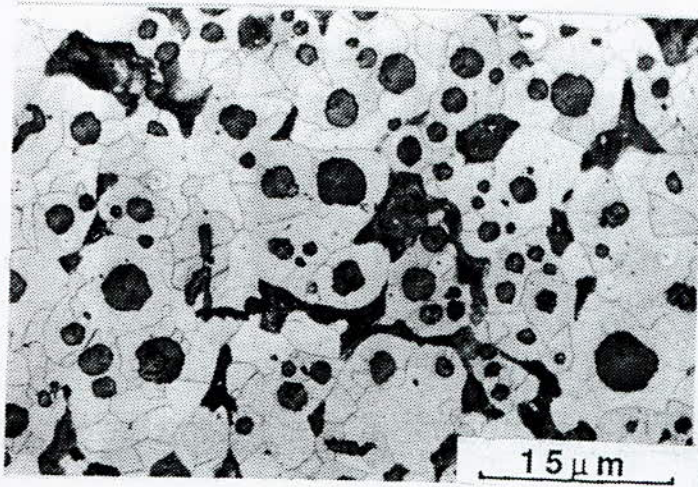


e) V2B

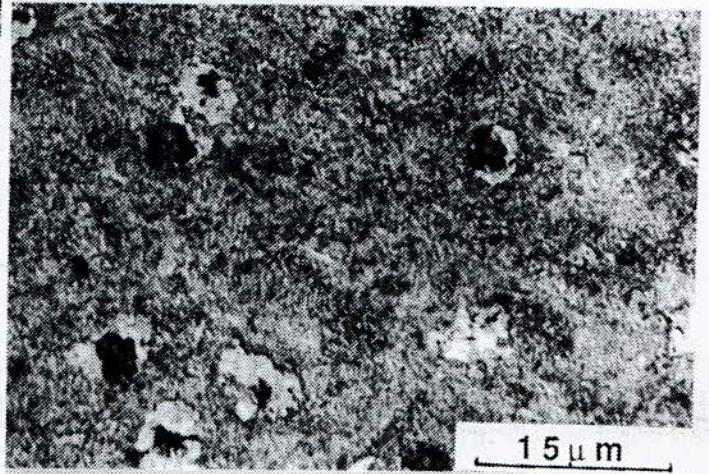


f) C 2 B

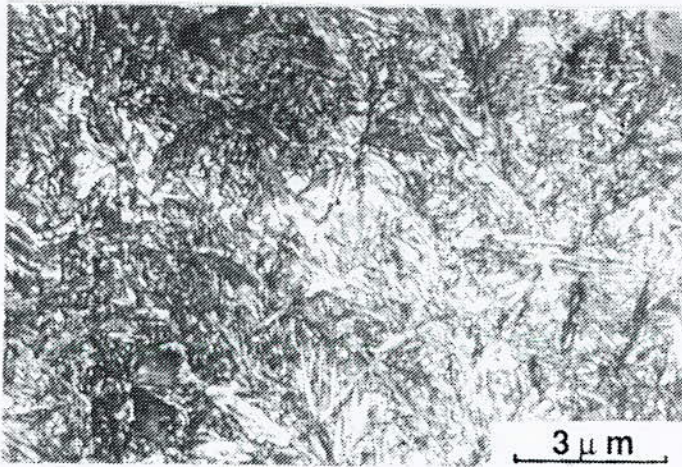
Figures II-1-e-f: Micrographies des fontes V2B et C2B.



a) GSCR

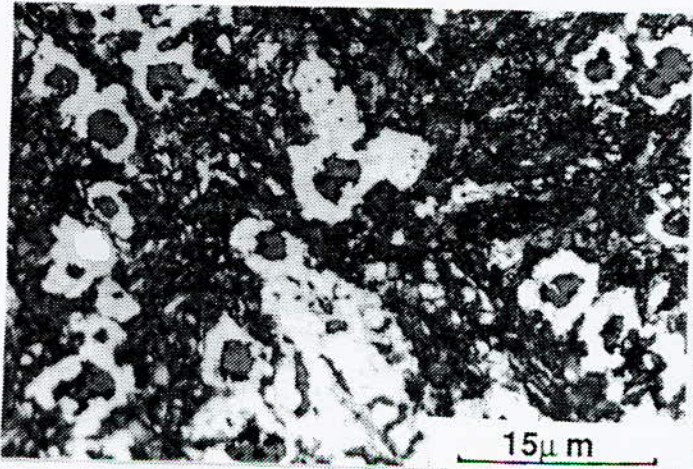


b) M3R

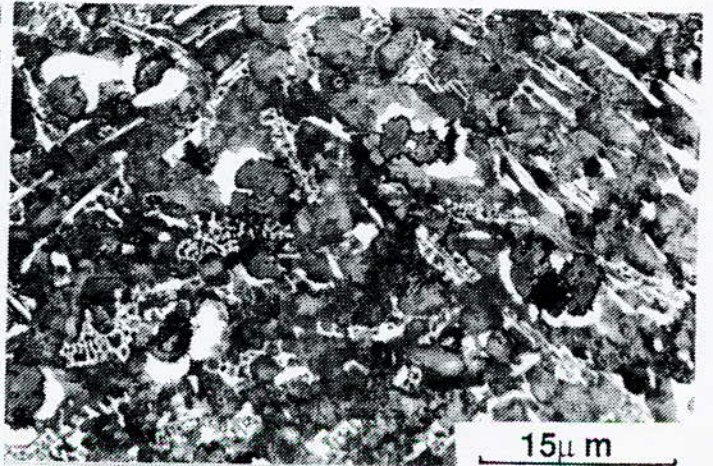


c) M3R

Figures II-2-a-b-c: Micrographies des fontes GSCR et M3R.

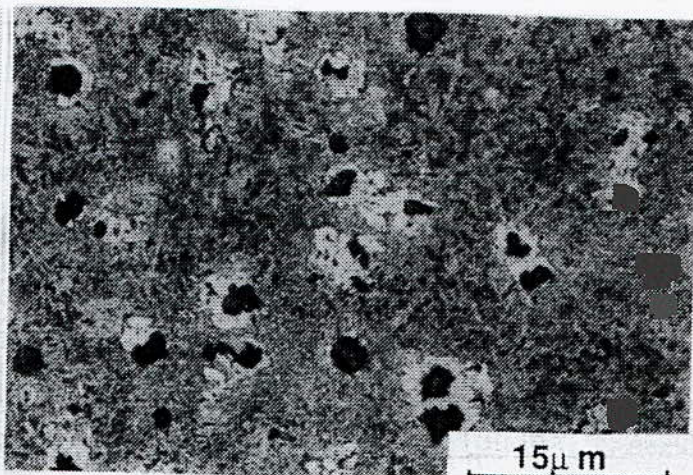
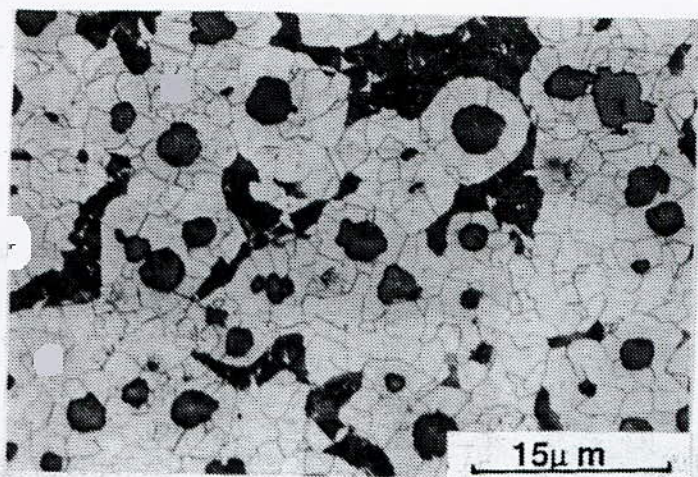


d) V2R



e) C2R

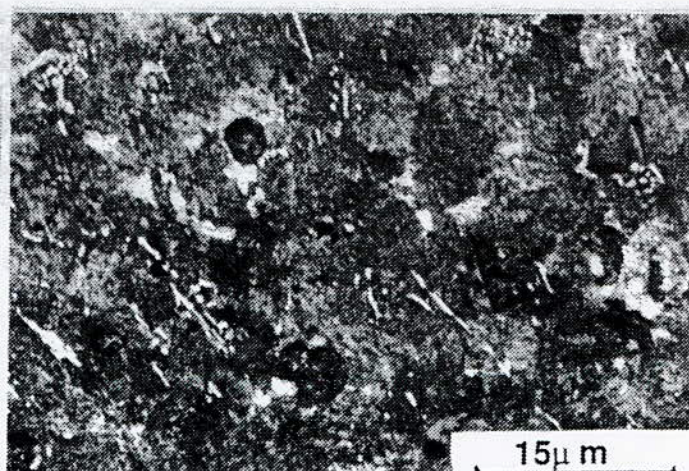
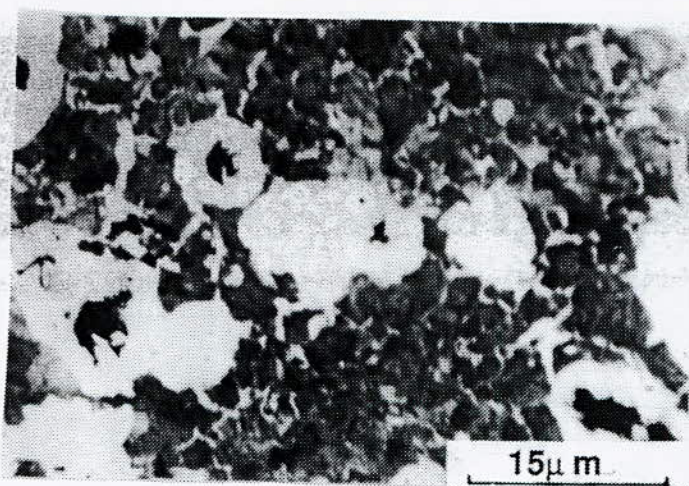
Figures II-2-d-e: Micrographies des fontes V2R et C2R.



a) NF

b) M3F

Figures II-3-a-b: Micrographies des fontes NF et M3F



c) V2F

d) C2F

Figures II-3-c-d: Micrographies des fontes V2F et C2F.

Pendant le refroidissement lent dans le four jusqu'à la température  $A_1$ , l'austénite saturée précipite du carbone qui enrichit le graphite déjà formé. Les éléments d'alliages qui se trouvent dans l'austénite ont une grande influence sur son homogénéité. Ainsi, nous avons des zones austénitiques riches en silicium, mais pauvres en carbone à proximité des nodules qui vont se transformer en ferrite si le refroidissement est relativement lent (**figures II-2-b-d-e**). Les zones austénitiques plus riches en carbone et en éléments carburigènes, et pauvres en silicium donnent une structure perlitique. Si le taux de perlite était élevé après le recuit de graphitisation, nous avons ensuite effectué un recuit de ferritisation indirecte consistant en un chauffage au dessous de  $A_1$  ( $720^\circ\text{C}$ ) pendant 2 heures de maintien, suivi d'un refroidissement à l'air. Pendant le maintien à cette température, des processus de décomposition de la cémentite ou de  $M_3C$  en ferrite et

en graphite surviennent. Cette transformation augmente donc le taux de ferrite et le volume de graphite déjà existant (**figure II-3-a-b-c-d**). L'examen de ces figures montre que le traitement de graphitisation n'est pas efficace car il reste des carbures de solidification. De plus le traitement de ferritisation indirecte n'est pas valable non plus car la matrice n'est pas ferritique.

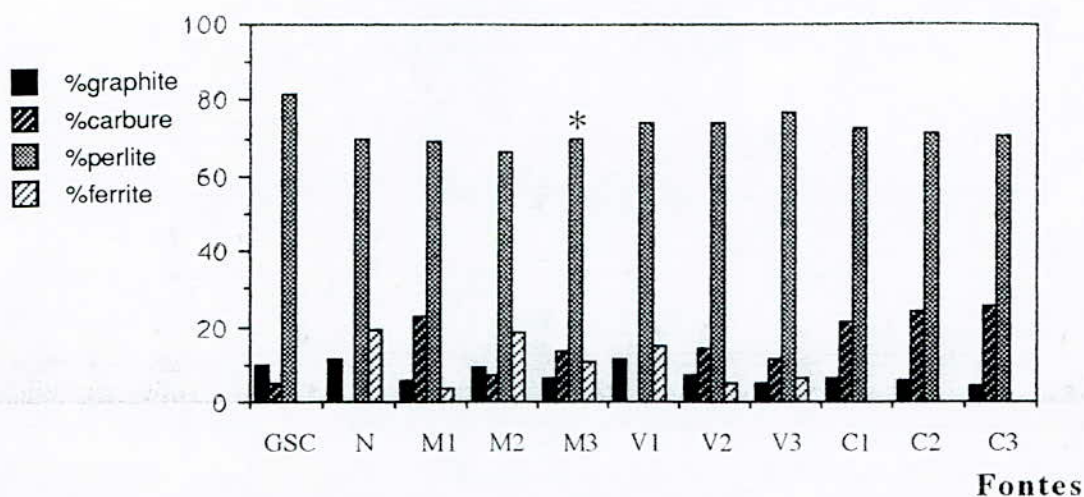
### 2-1-1-Répartition des phases et des constituants

Toutes les microstructures des états bruts de coulée présentées sur la **figure II-1** montrent l'existence de carbures eutectiques, de perlite et de graphite, à l'exception de la fonte NB (**figure II-1-b**). En effet dans celle-ci, il n'existe pas d'éléments carburigènes, mais un taux de nickel de 1,38% dont l'effet de graphitisation est connu. Par contre, la fonte GSC, fonte classique qui ne contient pas de nickel, présente des traces de cémentite à la surface périphérique des barreaux des keel-blocks (**figure II-1-a**).

En comparant les micrographies des **figures II-1-c** et **II-1-e**, nous pouvons déduire l'influence du vanadium à faible quantité sur la dimension et la dispersion des carbures obtenus à l'état brut de coulée. Cette grande finesse des carbures de la **figure II-1-e** a une grande influence sur le processus de graphitisation qui est constaté aussi bien sur la fonte M3R (**figure II-2-b**) que sur la fonte V2R (**figure II-2-d**).

La matrice de la fonte M3B à l'état brut de coulée présente une microdureté relativement élevée (**figure II-37**), comparativement aux autres fontes. La **figure II-1-d** qui est un agrandissement de la **figure II-1-c**, met en évidence une structure composée de carbures, de martensite et de bainite qui a une dureté moyenne de 730 HV. Cette structure est due à la présence d'un taux élevé de nickel dans l'austénite qui donne une assez bonne trempabilité à celle-ci, lors du refroidissement des keel-blocks. Alors que les autres fontes qui ont été refroidies dans les mêmes conditions présentent une structure perlitique avec des carbures.

L'histogramme de la **figure II-4**, présente le taux des phases et constituants de toutes les fontes à l'état brut de coulée. Dans la fonte GSC, à l'état brut de coulée on a 5% de carbure et 82% de perlite sans présence de ferrite. Pour la fonte N, la quantité de ferrite est de 19%, la quantité de perlite est de 70% et le graphite de 11%. Les autres fontes présentent une quantité variable de carbure allant de 14% à 34%. Sur les histogrammes des **figures II-4-5-6**, l'astérisque indique que la fonte M3 contient de la bainite et de la martensite.



**Figure II-4:** Taux des phases et constituant des fontes à l'état brut de coulée

Après le recuit de graphitisation, la fonte M3R présente une structure bainitique, donc le refroidissement dans le four jusqu'à 650°C ne conduit pas à la transformation totale de l'austénite. Lors du refroidissement à l'air de 650°C jusqu'à l'ambiante, cette austénite se transforme en bainite et en martensite. Les microstructures à des grandissements différents sont présentés dans les **figures II-2-b** et **II-2-c**, page 19. Par contre les fontes alliées au Ni-V qui contiennent peu de nickel, présentent une matrice perlitique avec plus de ferrite que dans le cas de M3R. Notons que les fontes M3R et V2R présentent sur les micrographies, des carbures très fins qui ne sont pas mentionnés sur l'histogramme (**figures II-5**) mais, nous confirmerons cela ultérieurement par la technique de diffraction des rayons X. Les microstructures des **figures II-2-b-c** nous montrent une structure à matrice ferrito-bainitique, ce qui s'explique également par une grande stabilité de l'austénite, après transformation de la ferrite.

Concernant les fontes au nickel-chrome type C1, C2 et C3, le processus de graphitisation n'a pas réussi à décomposer tous les carbures de solidification qui, à l'état brut de coulée, sont plus grands et plus stables. La fonte C2, riche en chrome, présente une quantité de carbures de 24% supérieure aux taux de carbures des fontes au Ni-Mo et au Ni-V, mais sa finesse de structure est moins grande (**figure II-1-f**).

Nous avons présenté sur l'histogramme de la **figure II-5**, le taux des différentes phases et constituant après le recuit de graphitisation mais nous n'avons pas représenté la fonte N qui ne présente pas de carbures à l'état brut de coulée car elle n'a pas subi ce type de traitement. La fonte GSC présente une croissance nette de la ferrite qui est de 60,5% et

la décroissance de la perlite qui est de 28%. Evidemment, nous constatons pour toutes les fontes, une croissance de taux du graphite. Toutes les fontes au Ni-Mo et au Ni-V ne présentent pas de carbures bien apparents après le recuit de graphitisation, par contre dans les fontes Ni-Cr, les carbures de solidification existent toujours avec des taux respectifs de 11%, 22% et 23%. Pour toutes les fontes alliées, le taux de ferrite varie entre 11 et 25%. Le recuit de graphitisation a été efficace pour la fonte GSC qui n'a pas subi ultérieurement de recuit de ferritisation indirecte.

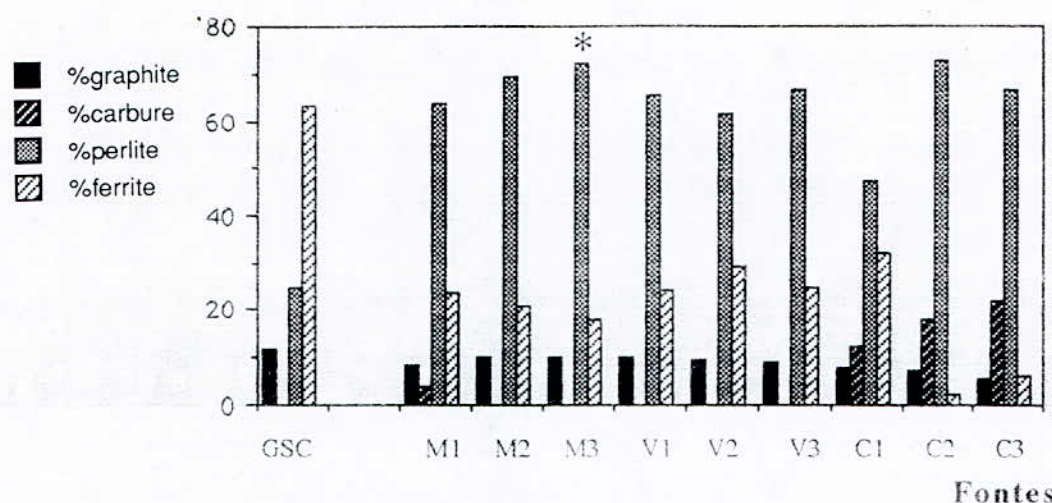
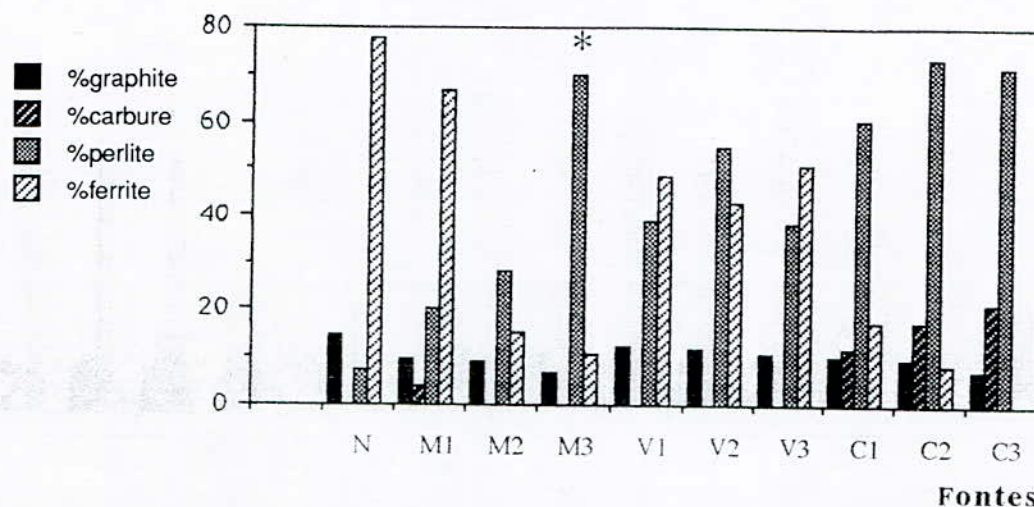


Figure II-5: Taux des phases et constituant des fontes à l'état recuit de graphitisation.

Sur les figures II-3, page 20 nous avons présenté les microstructures obtenues après le recuit de ferritisation indirecte. Ce recuit décompose seulement une partie des carbures eutectoides. En comparant les microstructures, nous constatons que la ferritisation a été très bien réussie pour la fonte N qui n'a pas subi antérieurement un recuit de graphitisation à cause de l'absence de carbures à l'état brut de coulée. Par contre toutes les fontes alliées avec des éléments carburigènes présentent encore un taux de carbure eutectoïde relativement élevé. Cette quantité est plus grande pour la fonte alliée au Cr "C2" et diminue légèrement pour les fontes M3F et V3F (figure II-6).

La fonte M3F présente après le recuit de ferritisation indirecte une structure nettement différente des autres fontes (figure II-6). Le taux élevé de nickel abaisse la ligne de transformation  $A_1$ , d'où la température de  $720^\circ\text{C}$  qui se trouve à la limite supérieure du domaine de graphitisation ( $M_3C \rightarrow \alpha + \text{graphite}$ ). En fait, cette température se trouve préalablement, dans le domaine de la bande triphasée ( $\alpha + \gamma + \text{graphite}$ ). Effectivement, après le refroidissement à l'air, nous trouvons une structure de ferrite, de bainite et de martensite dont la dureté est de 480HV. L'histogramme de la

**figure II-6**, représente le taux de phases et constituants après le recuit de ferritisation indirecte, pour toutes les fontes à l'exception de la fonte GSC. Le taux de ferrite a augmenté pour toutes les fontes, à l'exception de la fonte C3F et C2F dont la composition est riche en chrome. Ceci qui explique l'absence ou presque, de ferrite au profit de la perlite.



**Figures II-6:** Taux des phases et constituant des fontes à l'état recuit de ferritisation indirecte.

Les alliages M1 et M2, subissent également l'influence de la présence du molybdène car son effet carburigène puissant, stabilise la cémentite de la perlite qui est donc visible après les deux traitements thermiques (graphitisation et ferritisation).

La même remarque peut être également faite pour les alliages V1 et V2 qui contiennent du vanadium, tout en ayant un taux de nickel relativement constant. Après le premier recuit, l'alliage V2 ne présente plus de carbures de solidification. De plus, à l'état brut de coulée, la faible teneur en nickel de V3 par rapport à V2 favorise la présence des carbures. L'effet "perlitisant" du nickel est confirmé aussi bien à l'état brut de coulée, qu'aux recuits de graphitisation et de ferritisation indirecte. En fait, on retrouve l'effet du nickel sur l'amélioration de la trempabilité.

Un faible taux de chrome, de 0,3% de la fonte C1 par rapport à C2 et C3 (1%), suffit de confirmer son effet fortement carburigène malgré la présence de 1,07% de nickel. Il s'agit bien de carbures de solidification de type  $M_3C$  (**figures II-28 et II-29, pages 41 et 42**).



Dans le cas des fontes C2 et C3, l'effet carburigène du chrome reste important malgré la présence de nickel. Cependant la différence du taux de nickel entre les fontes C2 et C3 donne une légère réduction du taux de carbure de la fonte C2 par rapport à la fonte C3 car la fonte C2 contient plus de nickel et plus de carbone.

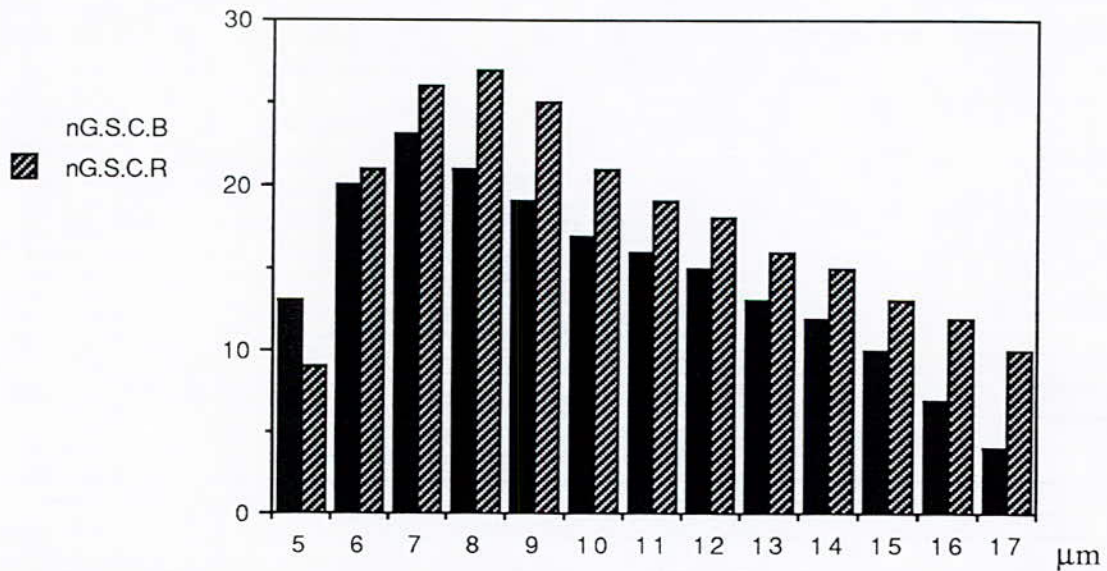
A l'aide de l'analyseur d'image, nous avons étudié la dimension moyenne et la distribution des nodules de graphite, et la fréquence "n" désignant le nombre de nodules de chaque classe, en fonction des différentes classes dimensionnelles (**tableau II-1**). Les classes extrêmes considérées sont de 4,5 à 5,5 $\mu\text{m}$  et de 16,5 à 17,5 $\mu\text{m}$ . Les nodules de dimension inférieure à 4,5 $\mu\text{m}$  n'ont pas été pris en considération, car ils pouvaient être confondus avec des inclusions, et donner lieu donc à des résultats éronnés. Ceci explique l'aspect de la plupart des histogrammes qui ont l'allure d'une courbe de Gauss, interrompue du côté des faibles classes. Notons qu'après les calculs du test du  $\chi^2$ , les courbes n'ont pas une vraie distribution de Gauss. La surface enfermée par les histogrammes est proportionnelle au nombre de nodules et non au taux surfacique des nodules.

Les **figures II-7 à II-16** présentent des histogrammes exprimant la variation de la fréquence "n" en ordonnée et la valeur moyenne de la classe "i" 5, 6, 7,.....17 $\mu\text{m}$ , en abscisse, pour toutes les fontes destinées à l'étude, à l'état brut ou traitées thermiquement.

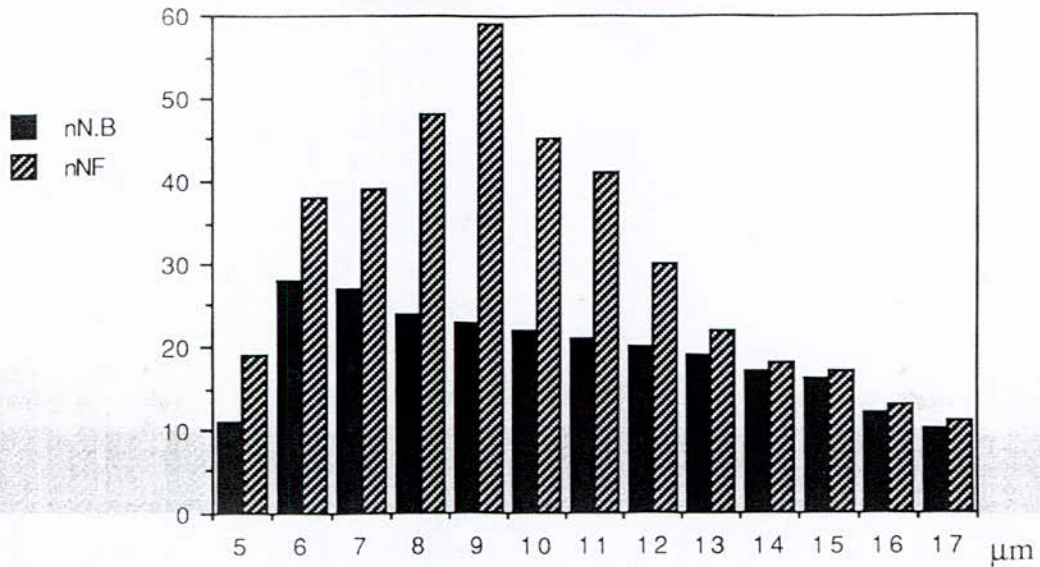
Pour les fontes du groupe M, et les fontes GSC et N, les dimensions moyennes du graphite à l'état brut de coulée, sont des valeurs proches. Par contre pour les fontes au Ni-V et au Ni-Cr à l'état brut, on note des nodules de dimensions plus petites et parfois déchiquetés. Le recuit de graphitisation et de ferritisation indirecte contribuent à l'augmentation des dimensions moyennes des nodules de toutes les fontes, et à l'augmentation de l'écart type (**tableau II-1**). Après les deux traitements de recuit, les dimensions des nodules restent approximativement identiques pour toute les fontes, à l'exception de C3, en relation avec sa composition chimique (faible taux de nickel). En étudiant ces histogrammes, nous pouvons constater que les traitements de recuit déplacent les fréquences maximales "n" vers les classes "i", les plus grandes.

Fontes	brut de coulée		recuit de graphitisation		recuit de ferritisation	
	Lmoy. (µm)	E.type (µm)	Lmoy. (µm)	E.type (µm)	Lmoy. (µm)	E.type (µm)
<b>GSC</b>	10,89	4,13	11,35	4,33	-----	-----
<b>N</b>	10,88	3,97	-----	-----	11,57	4,40
<b>M1</b>	9,85	3,78	9,98	4,09	10,25	4,42
<b>M2</b>	10,68	4,17	10,05	4,44	10,96	3,81
<b>M3</b>	10,20	3,88	10,47	4,16	10,45	4,25
<b>V1</b>	9,53	4,10	10,07	4,25	10,98	4,83
<b>V2</b>	9,41	3,91	9,71	4,30	10,08	4,70
<b>V3</b>	9,03	3,61	9,56	3,90	10,07	4,11
<b>C1</b>	9,40	3,67	11,14	4,32	11,02	4,96
<b>C2</b>	9,76	3,58	9,47	4,10	10,23	4,43
<b>C3</b>	9,73	3,18	9,92	4,08	10,52	4,45

**Tableau II-1:** Dimensions moyennes des nodules de graphite et leur écart type, en fonction des alliages et des traitements.



**Figure II-7:** Variation de la distribution de la taille des nodules de graphite en fonction de la fréquence "n" de la fonte GSC à l'état brut de coulée et à l'état recuit de graphitisation.



**Figure II-8:** Variation de la distribution de la taille des nodules de graphite en fonction de la fréquence "n" de la fonte N (état brut de coulée et ferritisé).

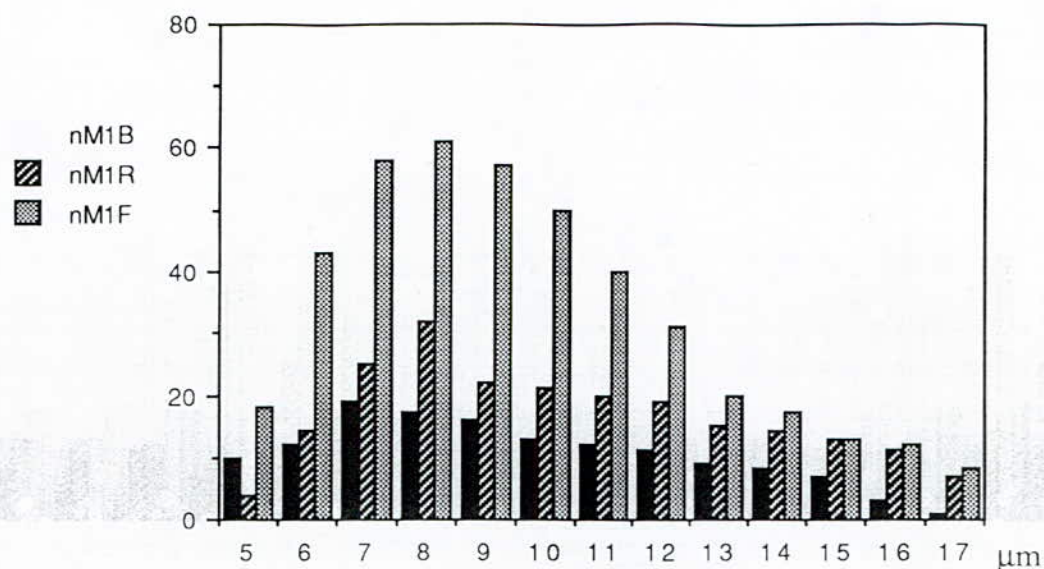
Après la solidification, le graphite présente une distribution différente qui dépend de plusieurs facteurs tels que la composition chimique, les températures d'élaboration et de coulée et la vitesse de refroidissement des keel-blocks. Compte tenu du fait que nous n'avons pas obtenu nos fontes GS truitées au cours d'une seule élaboration et par une seule coulée, nous ne pouvons pas expliquer toutes les variations de la distribution, les dimension et les valeurs des taux de graphite, en se référant seulement à la composition chimique.

Après étude des histogrammes obtenues  $n_i = f(l_i)$  pour toutes les fontes, nous pouvons faire les observations suivantes:

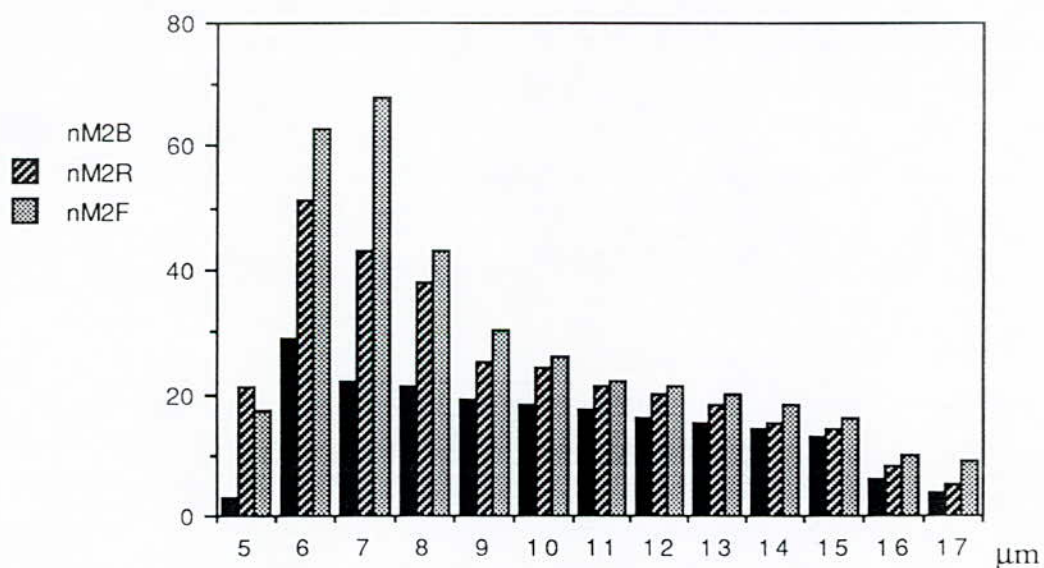
La fonte GSC présente une distribution des nodules de graphite relativement uniforme couvrant toutes les classes de dimensions. L'écart type pour cette fonte est le plus grand. A l'état brut de coulée, la fonte N présente une composition de base identique, et un taux de nickel qui est de 1,38% , et la distribution des nodules est similaire. Néanmoins, pour toutes les classes, nous constatons une augmentation du nombre des nodules. Ceci est en accord avec l'histogramme de la **figure II-4** qui présente un léger surplus de graphite par rapport à la fonte de référence. La présence du nickel peut expliquer cette graphitisation plus importante , lors de la solidification.

Pour les autres fontes contenant des éléments carburigènes, nous pouvons constater que ceux-ci entraînent un regroupement des classes vers les faibles dimensions. Les valeurs de l'écart type sont faibles par rapport à celles des fontes GSC et N. Les

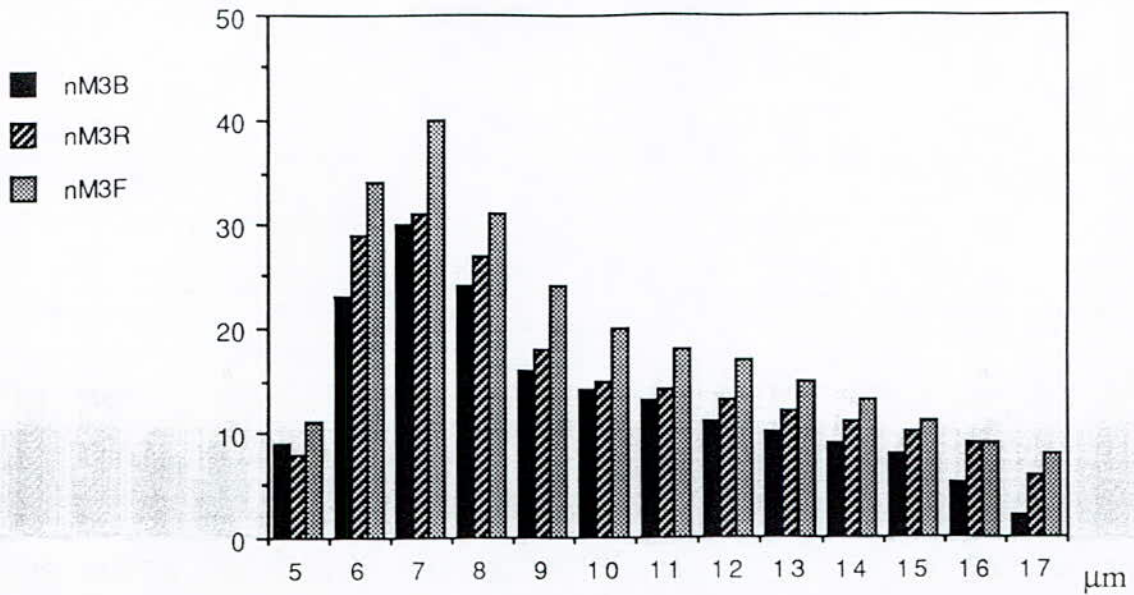
valeurs des écarts type diminuent en particulier pour les fontes alliées au chrome, la décroissance dans l'ordre est nette pour les fontes au Ni-V, Ni-Mo, puis au Ni--Cr.



**Figure II-9:** Variation de la distribution de la taille des nodules de graphite en fonction de la fréquence "n" de la fonte M1 en fonction de son état structural.



**Figure II-10:** Variation de la distribution de la taille des nodules de graphite en fonction de la fréquence "n" de la fonte M2 en fonction de son état structural.



**Figure II-11:** Variation de la distribution de la taille des nodules de graphite en fonction de la fréquence "n" de la fonte M3 en fonction de son état structural.

Après le recuit de graphitisation, nous constatons pour toutes les fontes une légère augmentation du nombre de nodules pour chaque classe et en particulier pour les plus grandes classes. Cela se traduit par l'augmentation des écarts type et des dimensions moyennes des nodules. Nous pouvons constater en particulier pour les fontes alliées au Mo et au V, une germination et une croissance des nodules de graphite plus importante par rapport à la fonte GSC qui possède à l'état brut de coulée une faible quantité de carbures. Cette germination est provoquée par la réaction ( $M_3C \rightarrow \gamma + \text{graphite}$ ) qui a lieu aux interfaces austénite-carbure. La vitesse de germination est fonction du nombre et de la finesse des carbures initiaux et en particulier ceux issus de la solidification.

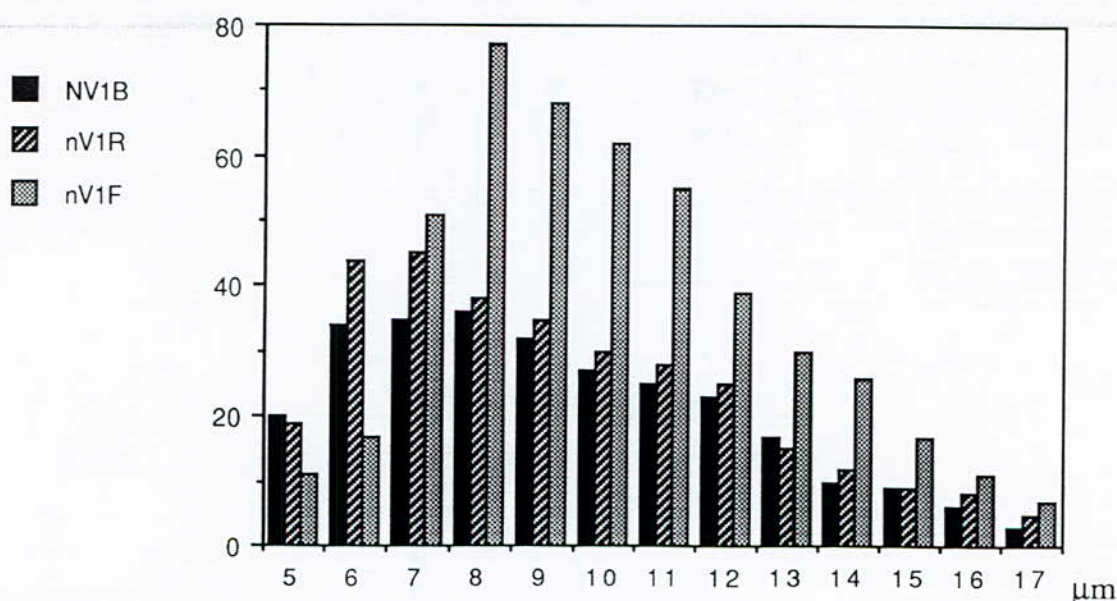
En étudiant le groupe de fonte "M", nous constatons une distribution particulière des nodules de graphite pour la fonte M3. Les valeurs des nombres des nodules pour chaque classe ont légèrement changé par rapport aux autres fontes M1 et M2, car une grande partie du graphite a déjà été formée lors de la solidification (**figures II-4 et 5**). Ce phénomène est très net pour le groupe de la fonte "V" qui contient, après le recuit de graphitisation, un nombre plus grand de nodules de faibles dimensions issus d'un grand nombre de petits carbures  $M_3C$  (**figure II-13**).

En ce qui concerne le groupe "C", la graphitisation a tendance à uniformiser les dimensions des nodules d'une façon plus remarquable. Cela se traduit par une plus

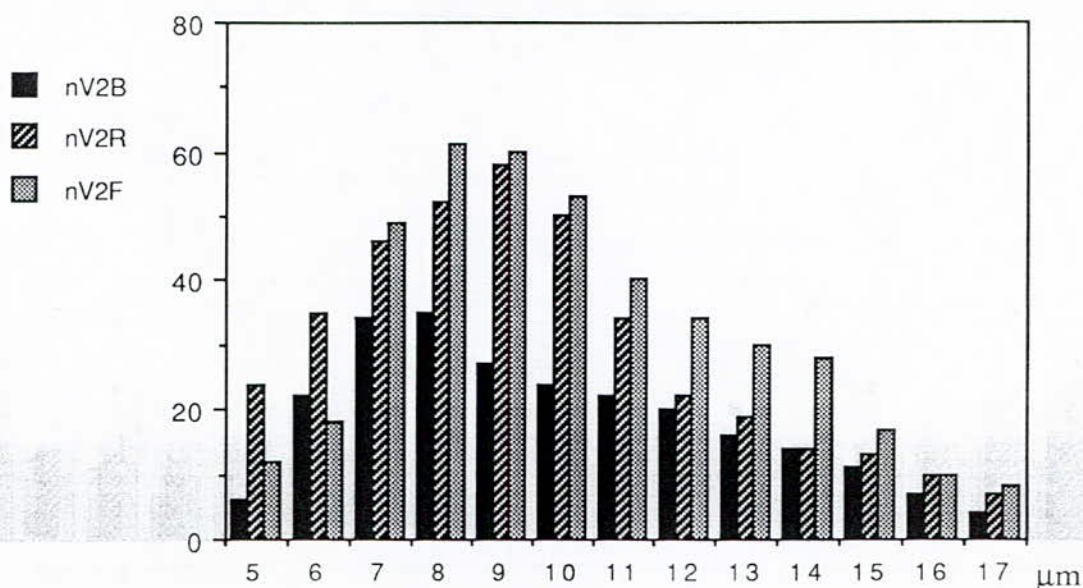
grande différence entre les écarts types à l'état recuit de graphitisation et à l'état brut de coulée.

En étudiant les valeurs des écarts type (**tableau II-1**), on constate que le recuit le recuit de ferritisation indirecte a une influence sur la distribution des nodules de graphite. En nous référant également aux valeurs des dimensions moyennes du même **tableau II-1**, des taux surfaciques (**figures IV-5 à 6**) et du nombre de nodules pour toutes les classes (**figures II-8 à 17**), nous remarquons que pour toutes les fontes, nous avons une augmentation de ces paramètres.

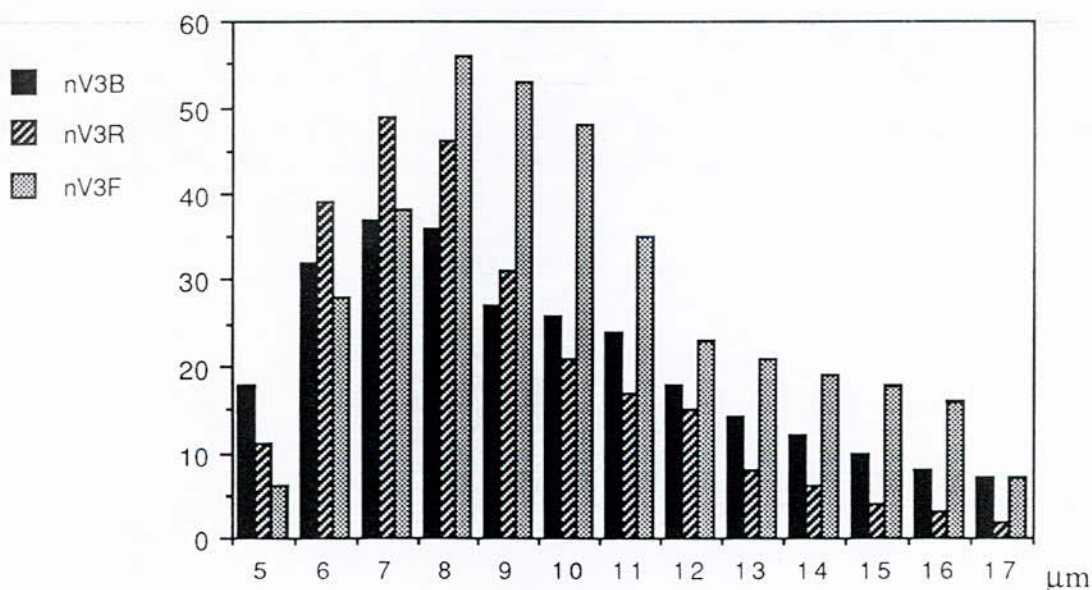
Dans le groupe de fontes "V", nous constatons qu'après le recuit de ferritisation indirecte, nous avons la réduction des petits nodules qui se lieut avec d'autres nodules plus grands, et cela entraîne un déplacement des valeurs  $n_j$  maximales vers la droite.



**Figure II-12:** Variation de la distribution de la taille des nodules de graphite en fonction de la fréquence "n" de la fonte V1 en fonction de son état structural.



**Figure II-13:** Variation de la distribution de la taille des nodules de graphite en fonction de la fréquence "n" de la fonte V2 en fonction de son état structural.



**Figure II-14:** Variation de la distribution de la taille des nodules de graphite en fonction de la fréquence "n" de la fonte V3 en fonction de son état structural.

Dans le cas des fontes alliées au Ni-Cr, nous constatons à l'état recuit de ferritisation indirecte (**figure II-16-17**) un phénomène identique pour les fontes C2 et C3 qui sont caractérisées par un taux de chrome élevé. Nous constatons dans ce cas une augmentation du nombre de nodules. Cela signifie que dans ce cas, il y a probablement une germination supplémentaire de graphite et une croissance des anciens nodules. Pour

la fonte C1, dont le taux de chrome est le plus bas, l'aspect des histogrammes est semblable au groupe de fontes au Ni-V (figure II-15).

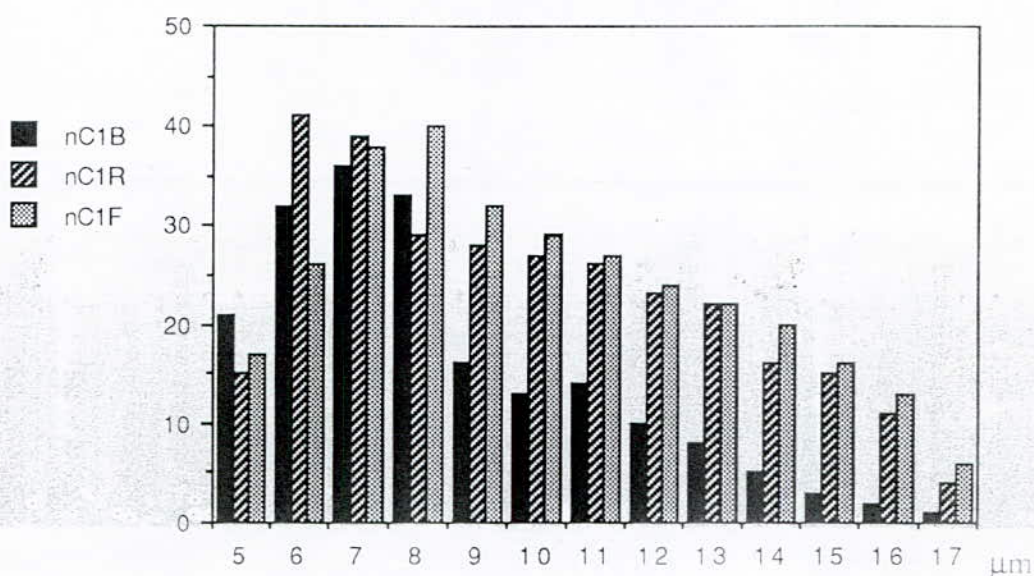


Figure II-15: Variation de la distribution de la taille des nodules de graphite en fonction de la fréquence "n" de la fonte C1 en fonction de son état structural.

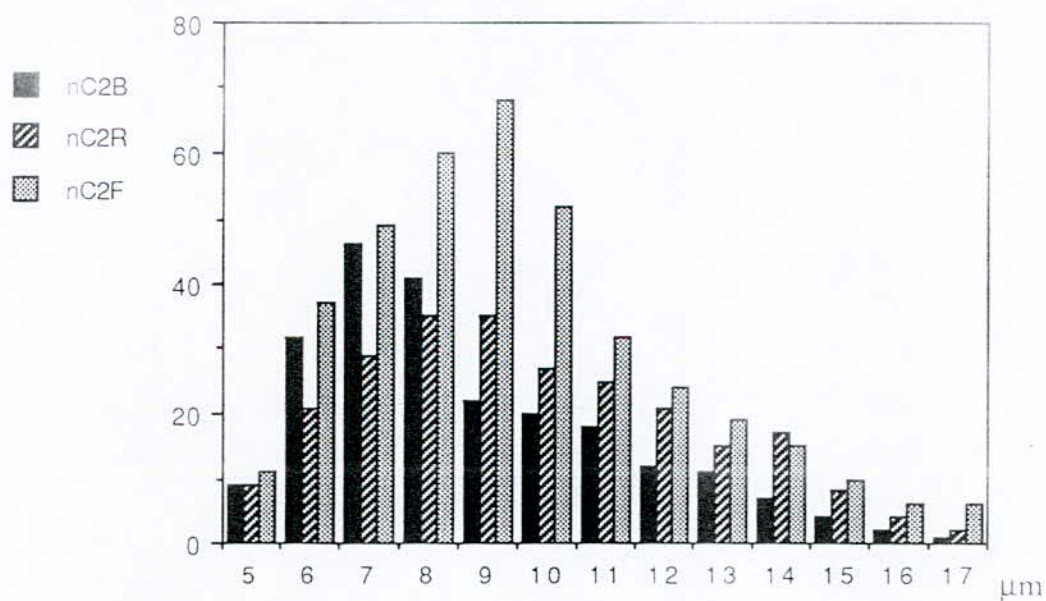
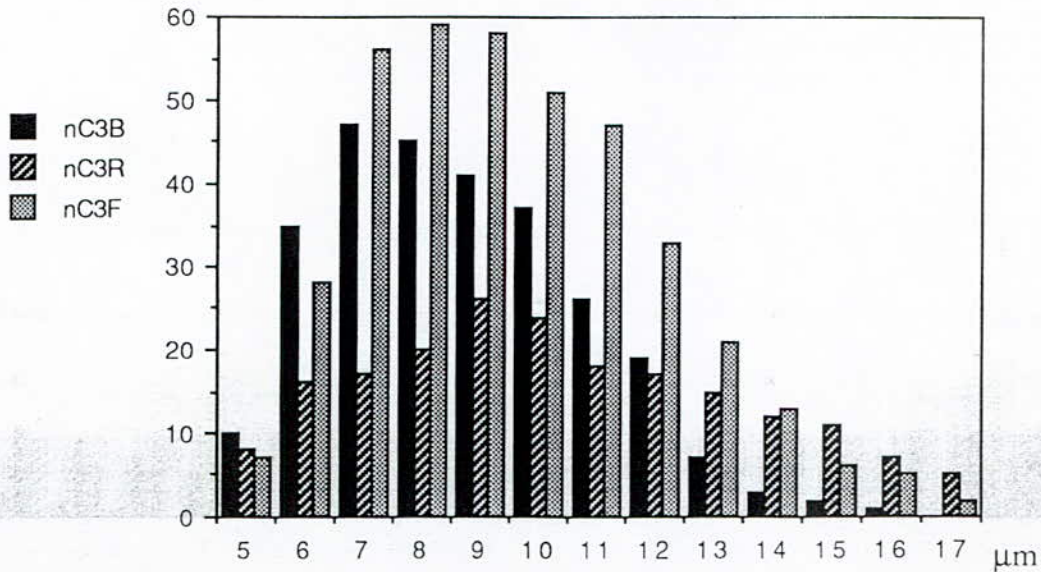


Figure II-16: Variation de la distribution de la taille des nodules de graphite en fonction de la fréquence "n" de la fonte C2 en fonction de son état structural.



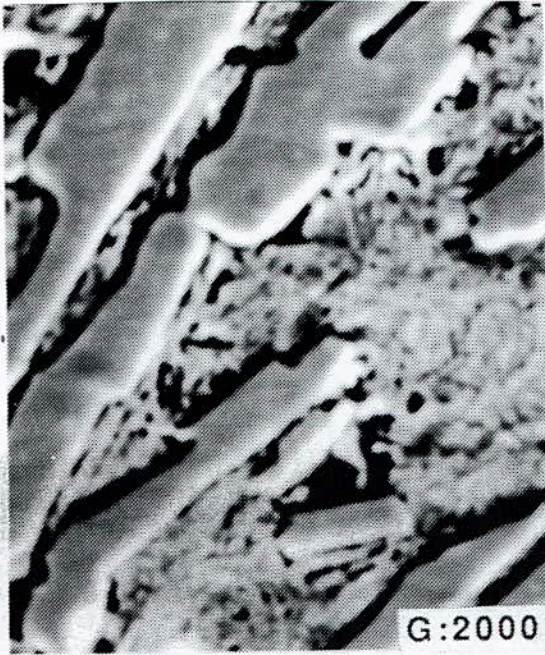


**Figure II-17:** Variation de la distribution de la taille des nodules de graphite en fonction de la fréquence "n" de la fonte C3 en fonction de son état structural.

### 2-1-2-Distribution des éléments dans les différentes phases.

L'étude de la distribution des éléments dans les phases, a été effectuée sur une seule nuance de chaque groupe de fonte traitée M, V et C. Les micrographies et les images X des figures II-18-19-20-21 représentent la structure de l'état "brut de coulée" dans laquelle on note très bien la répartition des éléments Si, Ni, Mo, V et Cr.

Pour le groupe de fonte au Ni-Mo, nous avons analysé la fonte symbolisée "M4" avec un taux en molybdène de 0,24% couramment utilisé dans l'industrie. Une particularité très importante est à souligner; c'est l'existence des plages à forte concentration de Mo à l'intérieur des carbures  $M_3C$  à l'état brut de coulée (figure II-18-b). Après le recuit de graphitisation, la présence de molybdène est nettement visible à l'intérieur de la matrice qui est de type perlitique (figure II-20-a)



**Figure II-18-a:** Image par électrons rétrodiffusés de la fonte M4B



**Figure II-18-b:** Image X (SiK $\alpha$ ) de la fonte M4B



**Figure II-18-c:** Image X (Ni K $\alpha$ ) de la fonte M4B



**Figure II-18-d:** Image X (MoK $\alpha$ ) de la fonte M4B

Concernant la fonte V2 qui contient 0,20% de vanadium, nous pouvons constater la même tendance de répartition des éléments alphas dans les phases (**figures II-19**). L'existence des plages à forte concentration de vanadium dans les carbures et dans la

perlite respectivement à l'état brut de coulée et à l'état recuit de graphitisation peut également être relevée (figures II-19 et 20-b).

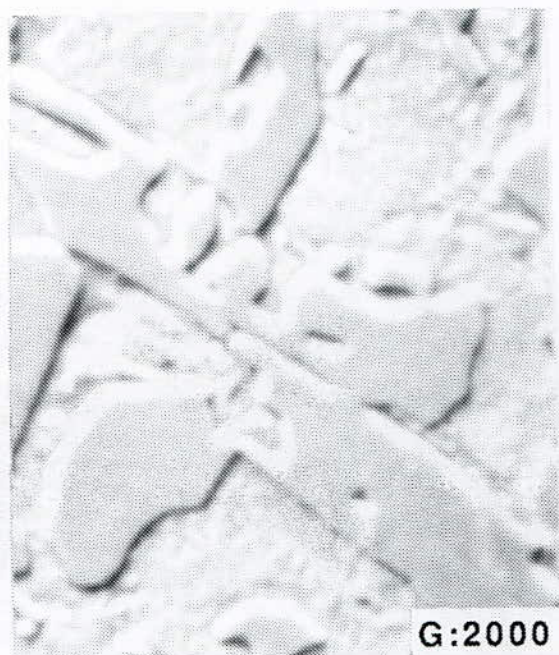


Figure II-19-a: Image par électrons rétrodiffusés de la fonte V2B



Figure II-19-b: Image X (SiK $\alpha$ ) de la fonte V2B

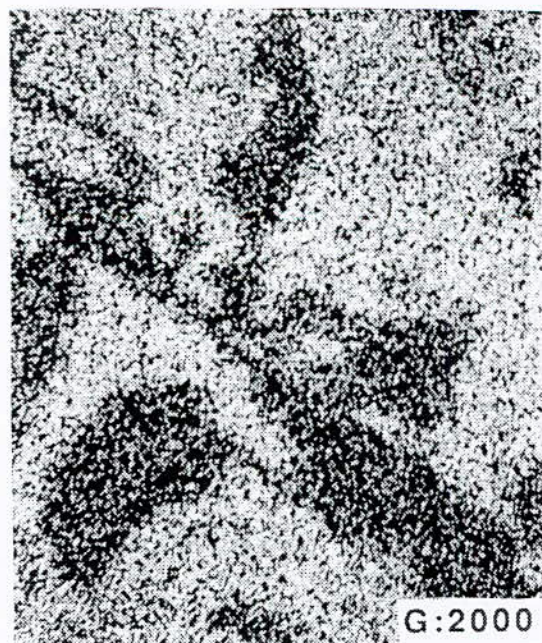


Figure II-19-c: Image X (Ni K $\alpha$ ) de la fonte V2B

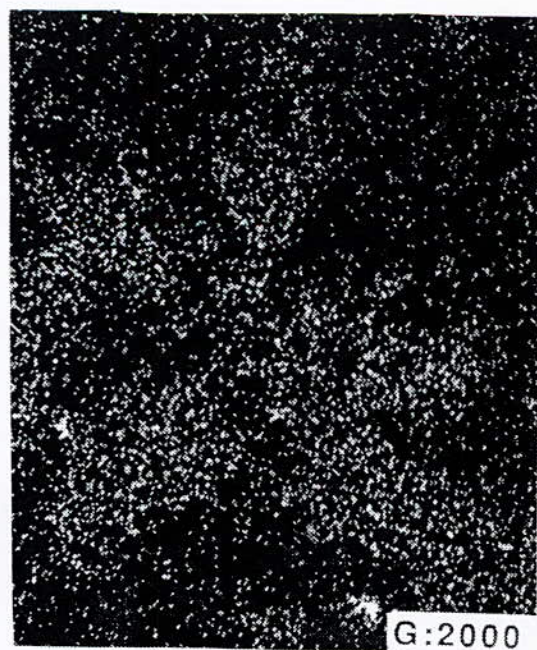


Figure II-19-d: Image X (VK $\alpha$ ) de la fonte V2B



**Figure II-20-a:** Image X (Mo  $K\alpha$ ) de la fonte M4R



**Figure II-20-b:** Image X (V  $K\alpha$ ) de la fonte V2R

Sur les **figures II-21-b-c-d**, nous avons présenté les images X des éléments Si, Ni et Cr correspondant à l'image par électrons rétrodiffusés de la **figure II-21-a** sur les échantillons à l'état brut de coulée de la fonte C2. Nous constatons que le chrome est mieux réparti (**figure II-21-d**) aussi bien dans la phase ferritique que dans la phase carbure, par rapport au Mo et au V qui ont une tendance plus marquée à ségréger dans les carbures.



Figure II-21-a: Image par électrons rétrodiffusés de la fonte C2B



Figure II-21-b: Image X (SiK $\alpha$ ) de la fonte C2B



Figure II-21-c: Image X (Ni K $\alpha$ ) de la fonte C2B

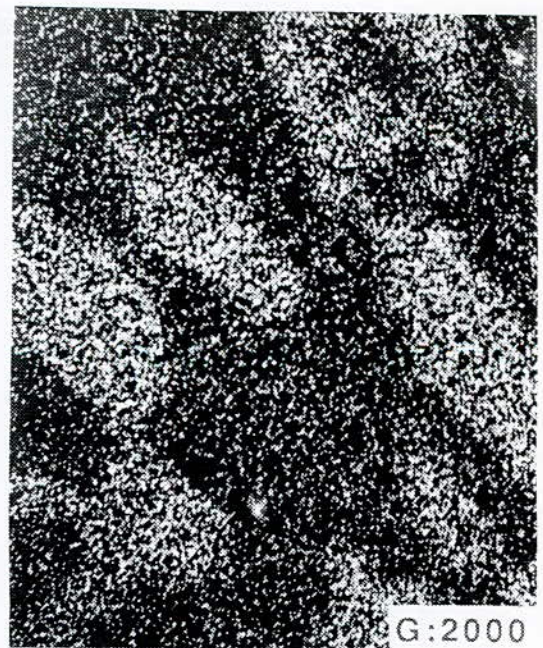


Figure II-21-d: Image X (CrK $\alpha$ ) de la fonte C2B

L'observation des figures II-18-19-20-21, nous permet également de confirmer que le Mo, V et Cr se trouvent en particulier dans les carbures; le silicium et le nickel

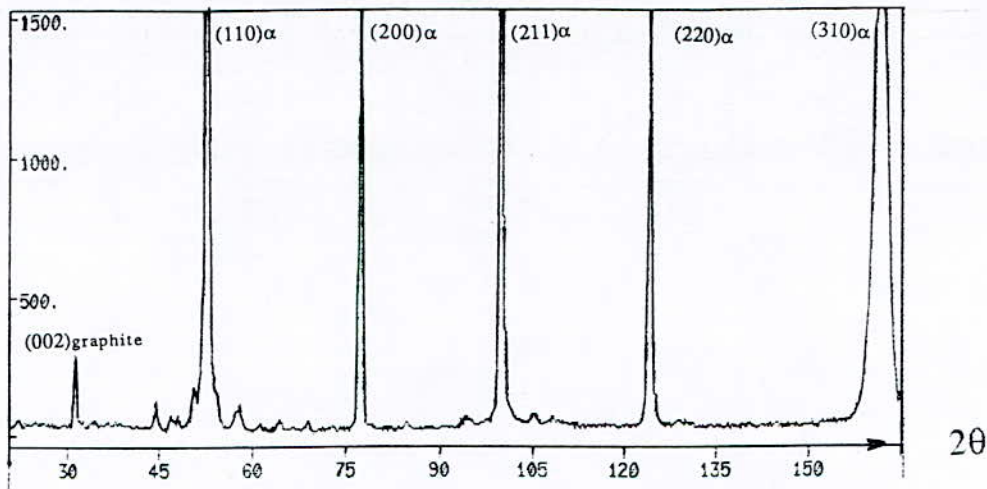
dans la perlite, mais il est évident que dans ces fontes tel que nous le constatons sur les images X , ces éléments sont également répartis dans la ferrite.

### 2-1-3-Identification des phases par analyse diffractométrique

Nous avons utilisé cette méthode d'identification afin d'essayer de préciser la nature de certaines phases difficilement identifiables par microscopie optique.

#### 2-1-3-1-Par diffraction des rayons X

Nous avons représenté sur les **figures II-22 à 26** des enregistrements de spectres effectués sur les fontes à l'issue de divers traitements thermiques. On relève très bien l'influence du type de traitement qui a été effectué ainsi que son efficacité. Par exemple sur la **figure II-26**, on note très bien la présence de cémentite dont le spectre caractéristique est situé aux environs de  $2\theta = 52^\circ$ , et cela est bien conforme à la structure représentée sur la **figure II-2-d**.



**Figure II-22** : Diffractogramme de la fonte GSC à l'état brut de coulée.

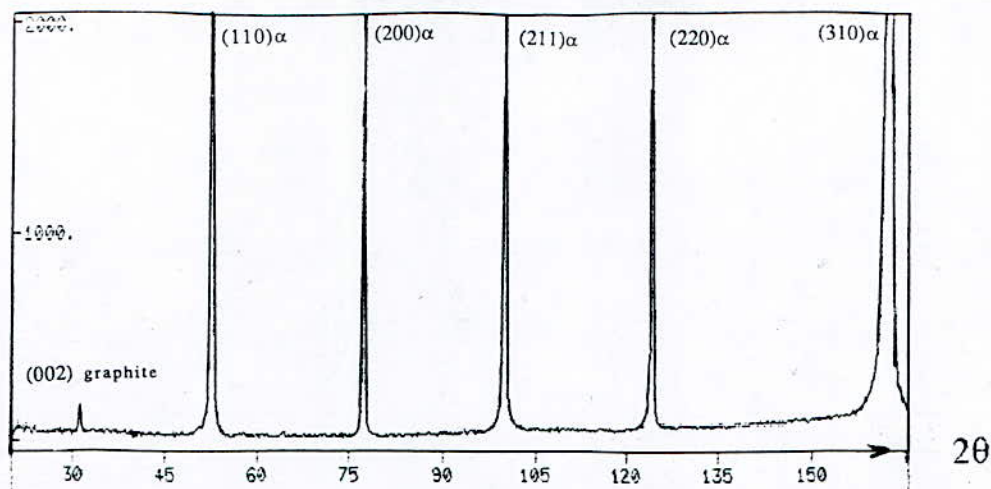


Figure II-23: Diffractogramme de la fonte N à l'état recuit de ferritisation indirecte.

De plus on note la présence des raies caractéristiques de l'austénite sur le diffractogramme de la **figure II-24**. Cela est bien entendu, lié à la présence du nickel (3,22%). L'influence du pourcentage de carbone sur la valeur du paramètre de la maille cubique à face centrée de l'austénite a été calculée par plusieurs auteurs (Roberts, Zwell et Closset) (32-33-34). L'application de ces formules au **tableau II-3** nous indique une valeur du taux de carbone en insertion dans l'austénite extrêmement différente. Après un recuit de ferritisation adapté, il a été possible de transformer cette phase austénitique en ferrite et en graphite et cela est très net sur la **figure II-25**.

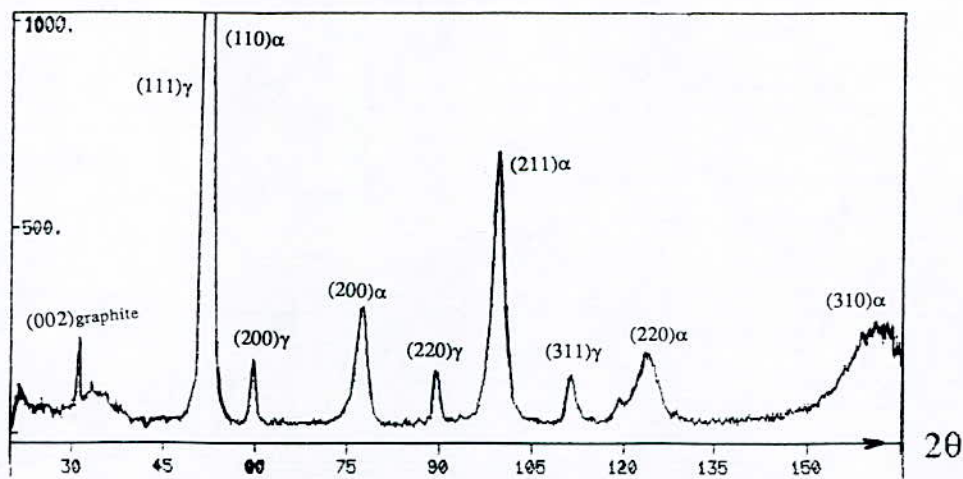


Figure II-24: Diffractogramme de la fonte M3R

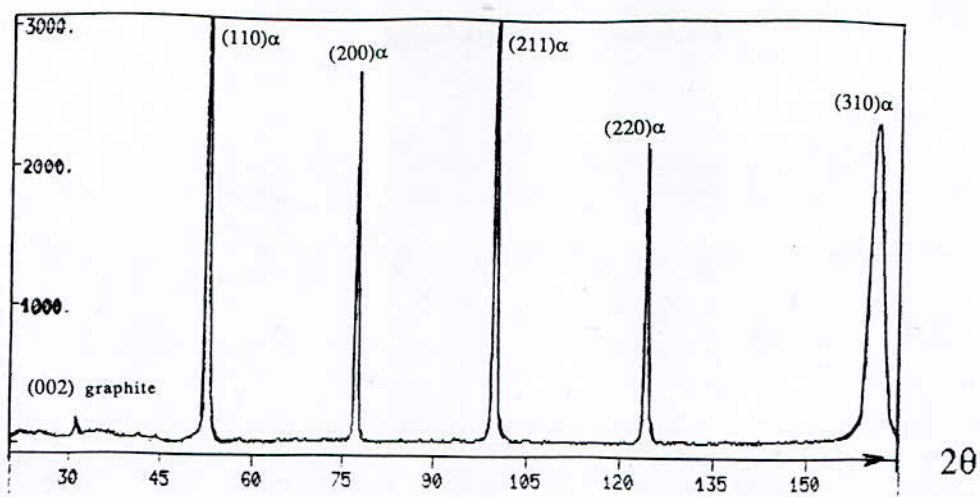


Figure II-25: Diffractogramme de la fonte M3F

Fonte	(hkl)	paramètres a (Å)	a (Å)	% en C selon (32) Roberts	% en C selon (33) Zwell	% en C selon (34) Closset
M3R	(111)	3,590	3,601	0,94	0,74	1,07
	(200)	3,603				
	(220)	3,597				

Tableau II-3: Variation du taux de carbone de l'austénite d'après différentes relations.

Grâce au calcul du paramètre de la ferrite, on a également pu montrer sa variation en fonction du traitement thermique. Cela est, là aussi, lié à une homogénéisation meilleure de cette ferrite donc à une minimisation de la ségrégation initiale, comme par exemple, celle du silicium. Cela a pu être vérifié, rappelons le, par quelques analyses ponctuelles dans la phase ferritique par microsonde aux trois états structuraux (brut de coulée, recuit de graphitisation et recuit de ferritisation indirecte). Les diffractogrammes des figures II-26, 27 présentent des carbures à l'état recuit de graphitisation et à l'état recuit de ferritisation indirecte des fontes V2 et C2. La figure II-27 met en évidence de très faibles raies de cémentite qui n'est pas identifiée par micrographie figure II-3-c-page 20.



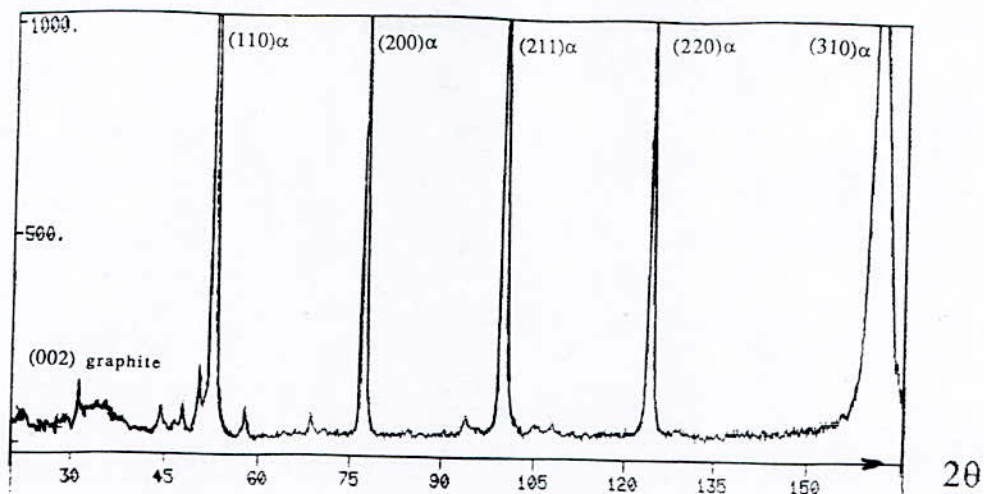


Figure II-26: Diffractogramme de la fonte V2R .

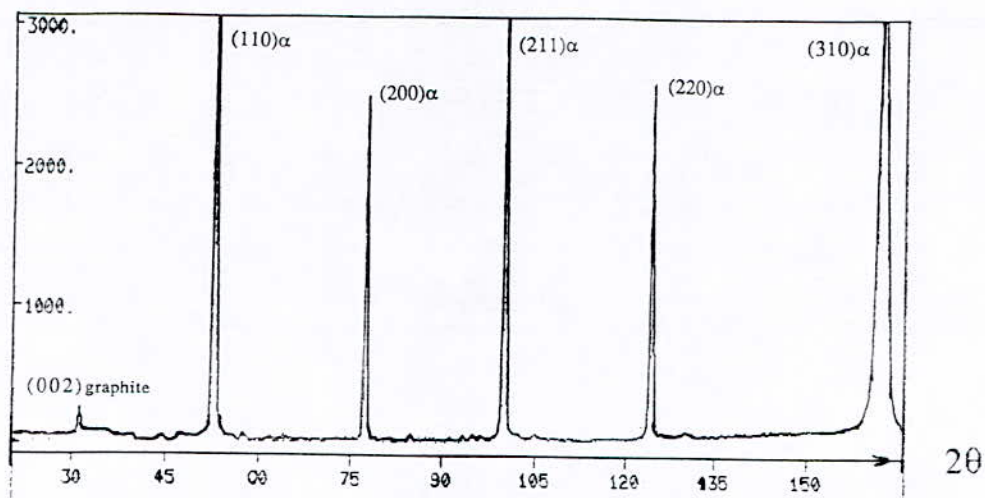


Figure II-27: Diffractogramme de la fonte V2F .

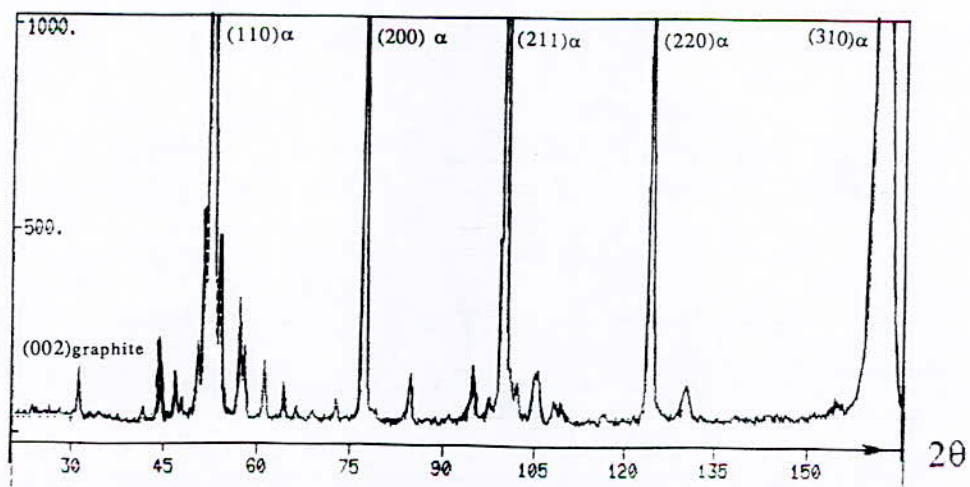
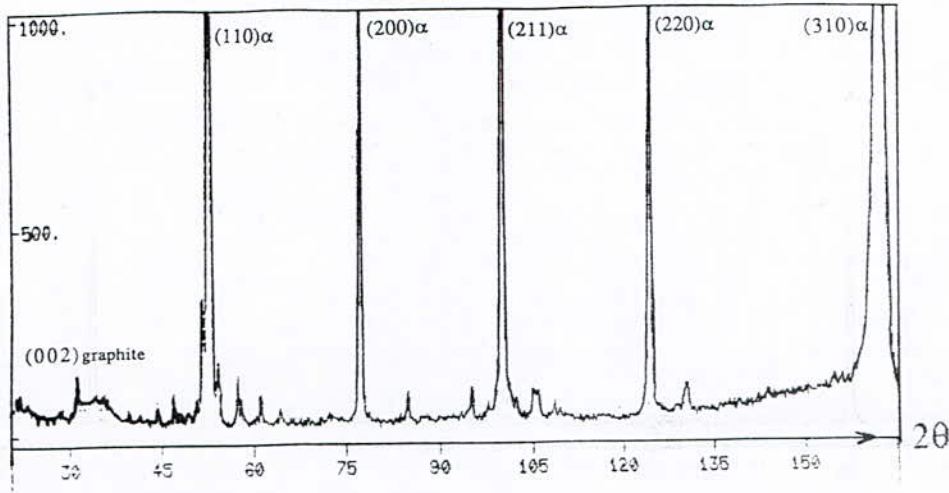


Figure II-28: Diffractogramme de la fonte C2R.

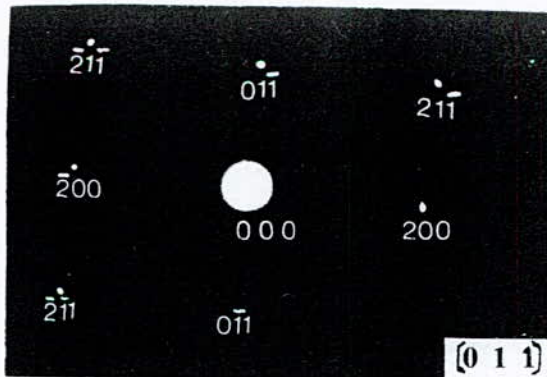
On peut relever le fait qu'après recuit de ferritisation, la fonte C2 (C2F) contient encore de la cémentite ce qui est là aussi conforme à la **figure II-2-e-page 19**.



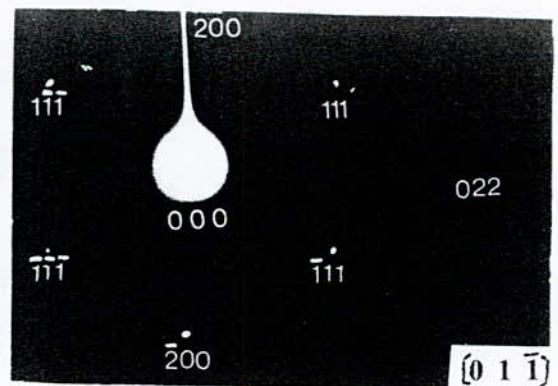
**Figure II-29** : Diffractogramme de la fonte C2F

2-1-3-2- Par microdiffraction des électrons

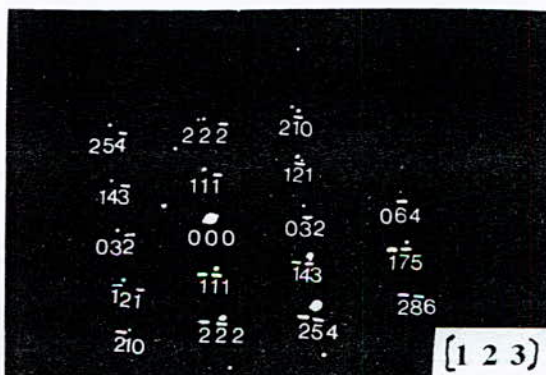
La nature des phases a pu être également confirmée par microdiffraction des électrons, effectuée sur lames minces (**figures II-30-31-32-33**).



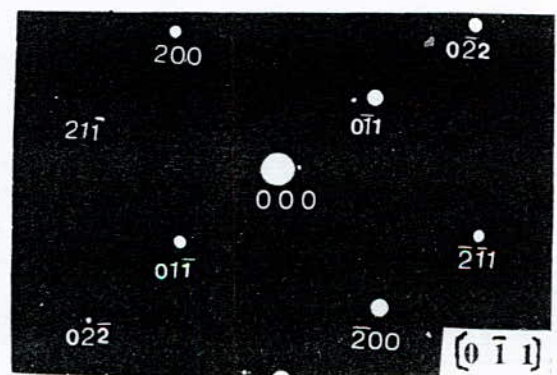
**Figure II-30**: phase  $\alpha$  de la fonte M3R



**Figure II-31** : phase  $\gamma$  de la fonte M3R

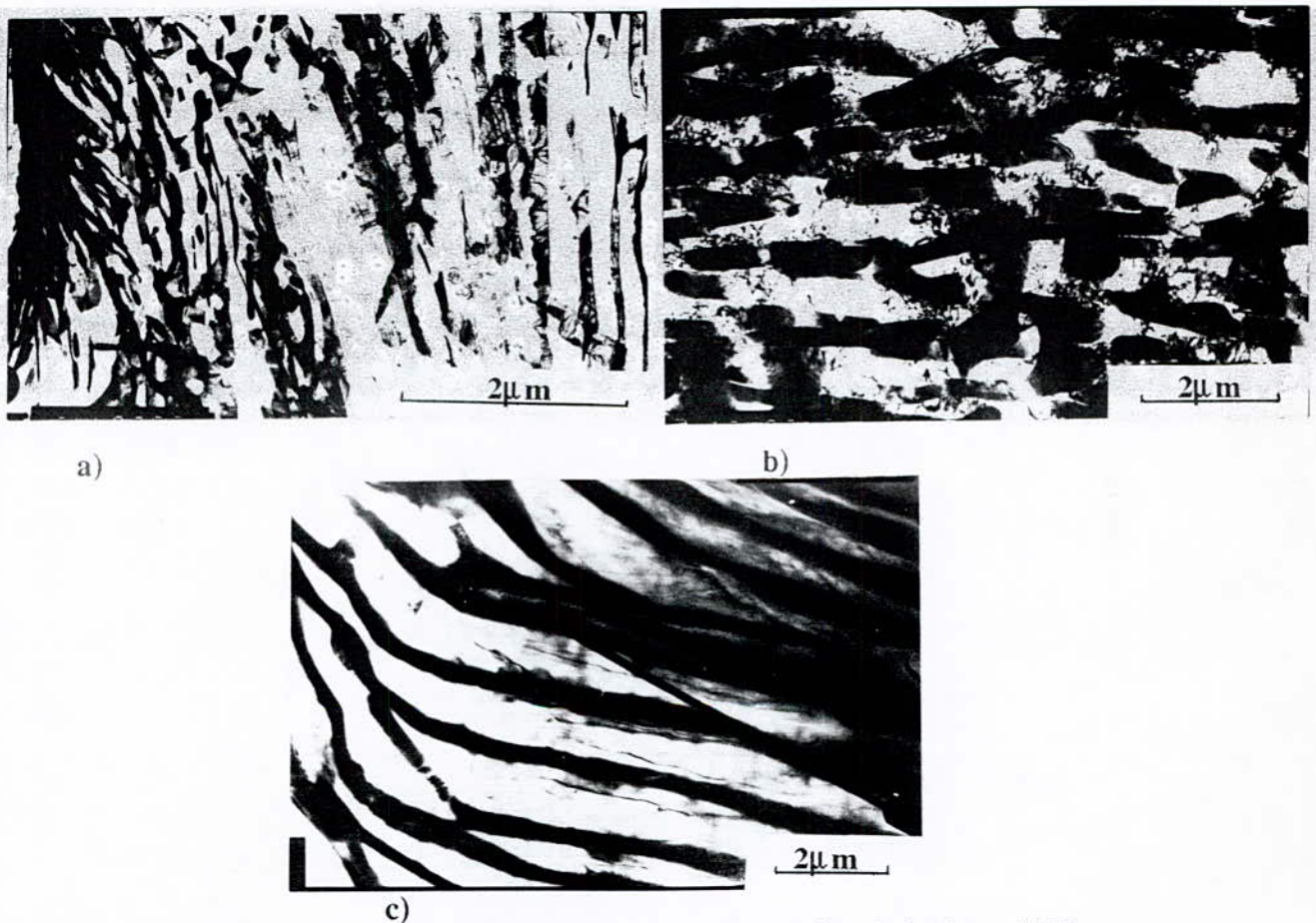


**Figure II-32** : phase  $M_3C$  de la fonte C2F



**Figure II-33**: phase  $\alpha$  de la fonte C2F

Le rapport des surfaces des plages de cémentite et de ferrite est sensiblement respecté. Les micrographies électroniques effectuées sur les lames minces (**figures II-34-a-b-c**) mettent en relief des lamelles de cémentite qui ne sont pas normales au faisceau d'électrons (**35**). Ainsi les lamelles sont observées de travers, selon un angle permettant de mettre en évidence leur discontinuité, leur extinction, et leur dédoublement. La **figure II-34-b** présente une cémentite eutectoïde discontinue sous forme d'un enchevêtrement de morceaux de lamelles dans la matrice ferritique.



**Figures II-34-a-b-c:** Micrographies électroniques de la perlite de la fonte C2F

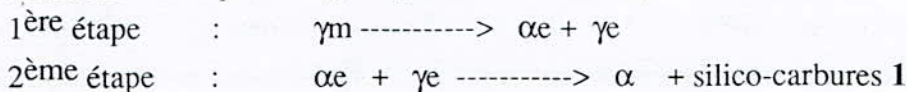
## 2-2-Analyse des structures après trempe bainitique

La trempe bainitique effectuée à diverses températures donne une très large gamme de propriétés mécaniques, et augmente également la résistance à l'usure. Pour connaître l'influence des microstructures sur la résistance à l'usure, nous avons appliqué

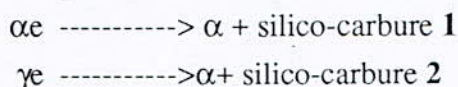
La trempe bainitique effectuée à diverses températures donne une très large gammes de propriétés mécaniques, mais augmente également la résistance à l'usure. Pour connaître l'influence des microstructures sur la résistance à l'usure, nous avons appliqué une trempe bainitique sur les fontes GS traitées après un recuit de graphitisation et présentant ou non des traces de carbures. Nous l'avons également appliqué à des fontes du groupe "C" Ni-Cr après recuit de graphitisation et présentant, ou non, des traces de carbures.

### 2-2-1-Généralités

Dans les alliages de type Fe, C, Si; J.M. SCHISLER (36) a décomposé les réactions bainitiques de type supérieur en deux étapes:



Dans la deuxième étape la dissociation de  $\alpha\epsilon$  et de  $\gamma\epsilon$  donnerait



$\gamma_m$  : l'austénite mère de haute température

$\gamma\epsilon$  : phase austénitique enrichie en carbone appelée phase "austénitique post-bainitique" (taux de carbone proche de 2% en poids)

$\alpha\epsilon$  : phase ferritique enrichie en carbone.

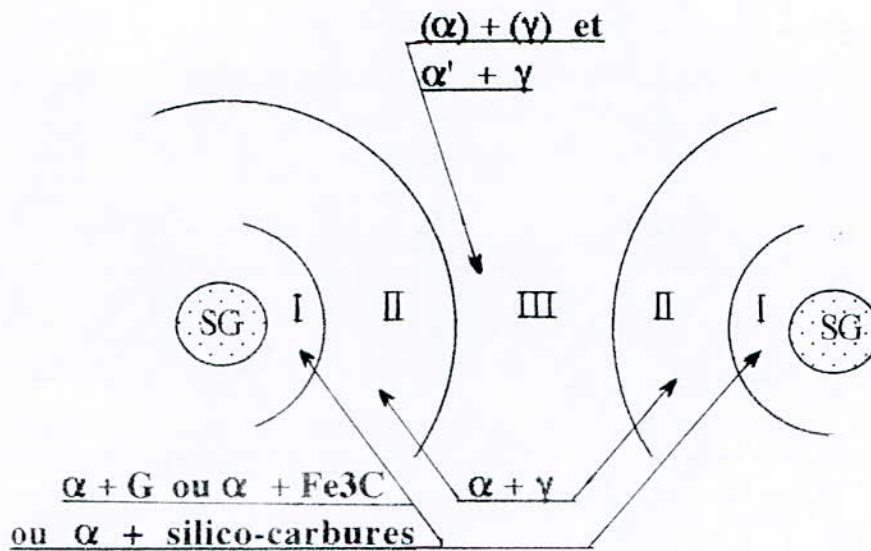
$\alpha$  : phase ferritique désaturée

silico-carbure 1 : silico-carbure de "vieillissement" .

silico-carbure 2 : silico-carbure dont la composition varie en fonction du carbone et du silicium .

C'est généralement la bainite supérieure obtenue en fin de la première étape qui est recherchée. Composée d'une ferrite et d'une austénite enrichie en carbone, cette bainite présente d'excellentes caractéristiques mécaniques qui dépendent des taux de carbone et silicium initiaux. L'hétérogénéité de la fonte GS entre les trois zones des cellules entre deux nodules (**Figure II-35**), définies par J.M. SCHISLER, (37-38) entraîne de nombreuses conséquences. Le premier problème est que la matrice de la fonte GS ne pourra pas se prêter facilement au traitement bainitique. Le deuxième provient des décalages importants qui vont exister entre la réaction bainitique de **zone 1** taux élevé en silicium, bas en carbone (**figure II-35**), et celle de la **zone 3** qui termine sa première étape en dernier. Pour une fonte GS non alliée de composition donnée, plus la taille de la cellule sera grosse , plus la **zone 1** sera riche en silicium et la **zone 3** pauvre en silicium

préconisé l'emploi du Mo et du V. Malheureusement ces éléments ségrègent aussi aux joints de cellules, même après le traitement de graphitisation. En général dans une fonte GS classique, il ne faut pas dépasser 0,2 % de Mo et de V. Le haut pouvoir carburigène de ces éléments provoque l'apparition des carbures de solidification situés au niveau des joints de cellules et entraîne une fragilisation accrue; il devient donc illogique d'ajouter des éléments d'alliage en grande quantité car cela provoque en plus un étalement de la durée de la première étape; donc le coût du traitement thermique sera plus élevé surtout si nous y associons le coût de la matière.

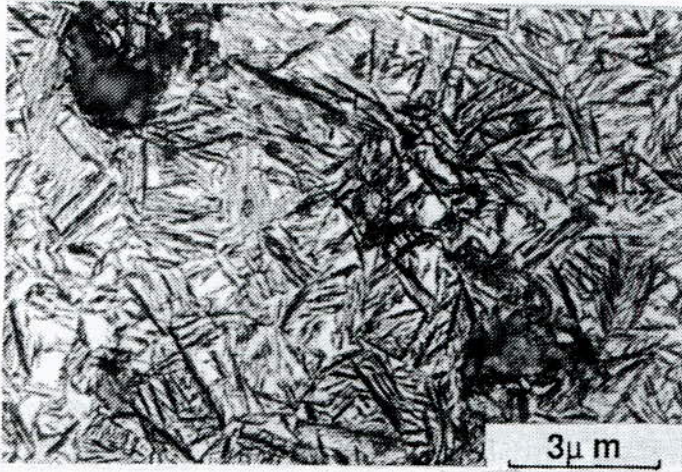


**Figure II-35:** Définition de la nature des phases et de leur localisation selon les zones 1, 2 et 3 dans une transformation bainitique (38)

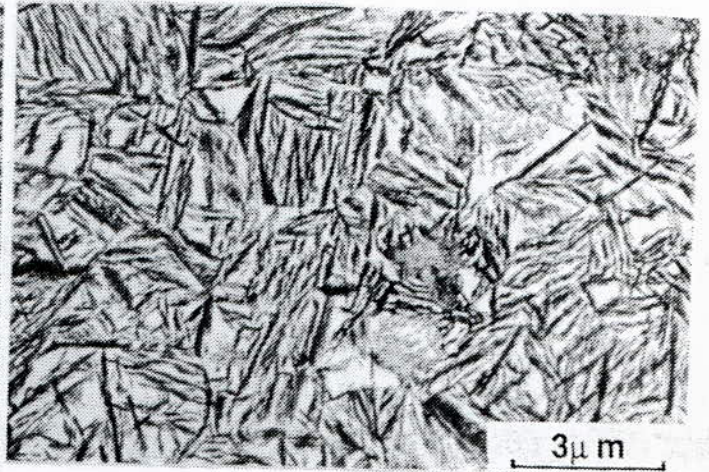
### 2-2-2-Analyse de la microstructure après la trempe bainitique

La température d'austénitisation choisie a été de 870°C. Le taux d'austénite résiduelle augmente également en fonction de la durée de l'austénitisation jusqu'à sa stabilisation (39-40). Ainsi le temps de maintien au chauffage a été fixé par expérience, sachant que la température de 870°C est supérieure à  $A_{1_{max}} + (40 \text{ à } 80)^\circ\text{C}$ . Un maintien de 1 heure est largement suffisant pour obtenir des conditions dites d'austénitisation.

La température de trempe bainitique après le chauffage à 870°C a été choisie à 370°C. La durée de maintien de 50 minutes a été arbitrairement fixée, sachant qu'il y a un risque de précipitation de carbures (41). Après ce maintien, les échantillons ont subi un refroidissement rapide. De ce fait, la bainite comprenait des taux variables de martensite (figures II-36-a-b-c-d).

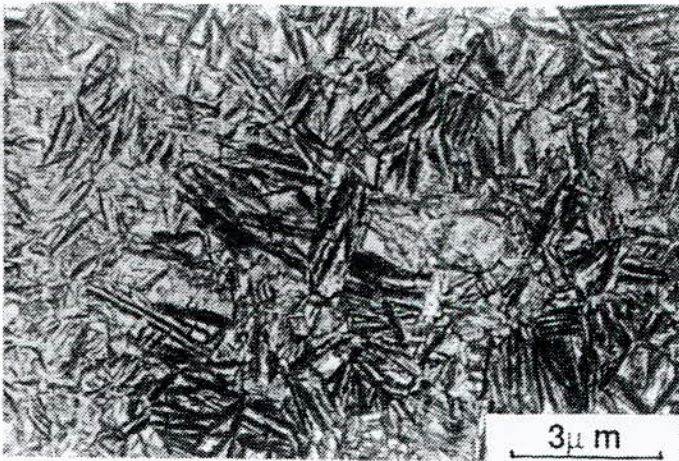


a) GSC

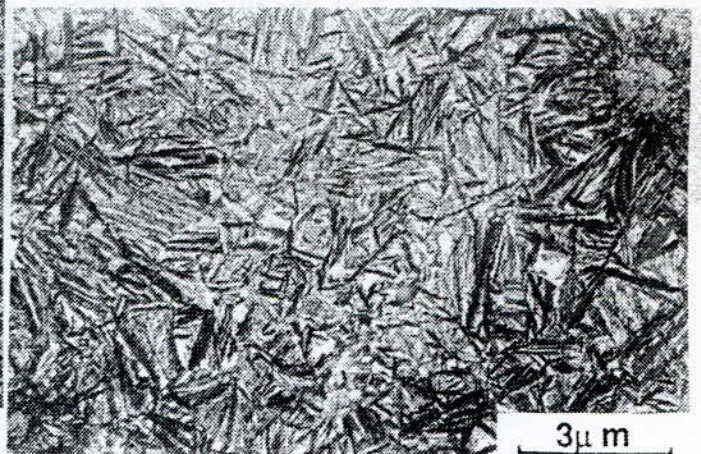


b) N

**Figures II-36-a-b:** Micrographies prises après trempe bainitique à 370°C (50minutes) de la fontes GSCR et NF.



c) M3



d) V2

**Figures II-36-c-d:** Micrographies prises après trempe bainitique à 370°C (50minutes) des fontes M3R et V2R.

Avant d'entamer les essais d'usure, il a été nécessaire de connaître de façon quantitative des taux des phases et constituants obtenus après la trempe bainitique suivie d'un revenu à 200°C pendant 2heures afin de d'identifier la martensite provenant d'une austénite mère, insuffisamment enrichie en carbone. Le **tableau II-4** indique le taux de graphite et le taux d'austénite en considérant que le reste est bainito-martensitique. Les quantités de graphite et d'austénite sont plus remarquables sur les fontes GSC, N et V3 qui contiennent respectivement 1,38%, 3,22% et 1,64% de nickel, et 0% d'éléments carburigènes, 0,78% de molybdène et 0,11% de vanadium .Dans ce cas également la quantité de nickel joue son rôle graphitisant , et augmente le taux d'austénite.

Fontes	% de graphite	% d'austénite	% de bainite et martensite
GSC	11,5	9	79,5
N	14,5	10	75,5
M1	9,5	9	81,5
M2	11,5	9,5	79
M3	11	12	77
V1	11,5	13	75,5
V2	9	11,5	79,5
V3	9	9	82

**Tableau II-4:** Taux des phases et constituants en présence après trempe bainitique effectuée après les recuits appropriés .

### 2-3-Propriétés mécaniques après les recuits de graphitisation et de ferritisation indirecte

Les propriétés mécaniques obtenues après les traitements thermiques dépendent directement de la quantité, de la distribution, de la forme et des propriétés mécaniques de chaque phase ou constituant présent dans la structure. Après avoir analysé qualitativement et quantitativement la structure des fontes, nous étudierons les microduretés des phases et du constituant la perlitique. Ensuite nous présenterons les propriétés mécaniques obtenues par essais de traction et résilience pour chaque fonte de manière à essayer d'évaluer l'influence des éléments d'addition.

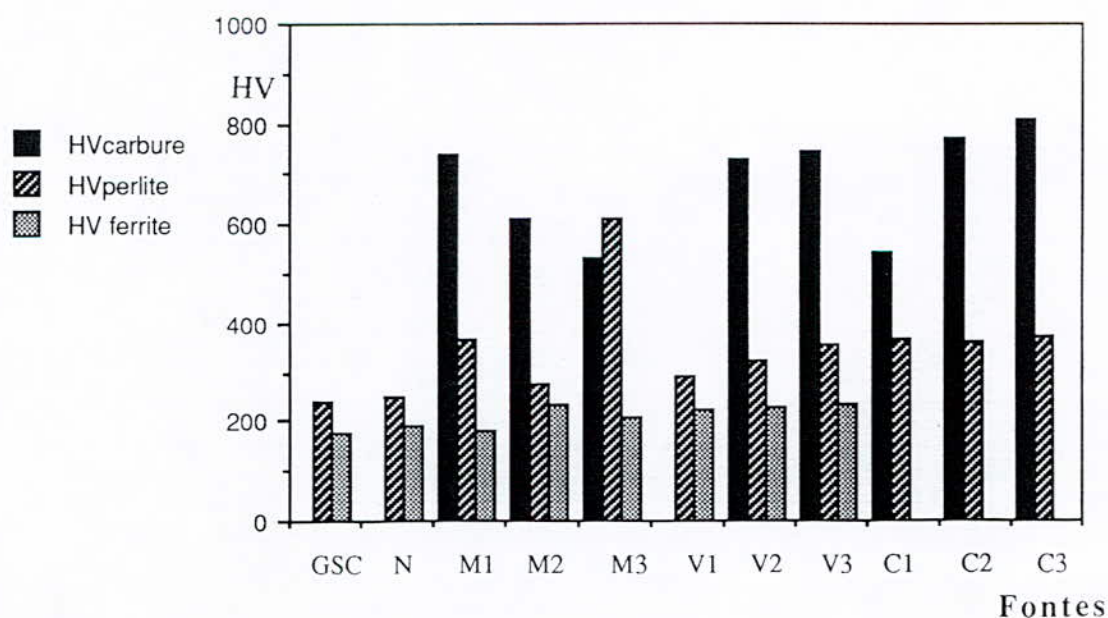
#### 2-3-1-Microduretés des phases et des constituants

La détermination des microduretés de la ferrite, de la perlite et des carbures a été faite pour tous les trois états structuraux qui sont obtenus, rappelons le, à l'état brut de coulée (**figure II-37**), après le recuit de graphitisation (**figure II-38**) et après le recuit de ferritisation indirecte (**figure II-40**). Les cycles thermiques des recuits (**pages 8-9**) identiques pour toutes les fontes étudiées ont entraîné des structures différentes et souvent incomparables du point de vue structural et propriétés mécaniques. Par exemple dans le groupe de fontes au Ni-Mo, la fonte M3 alliée avec 3,22% de nickel et 0,78% de Mo a présenté après recuit de graphitisation une structure composée de ferrite, de bainite et de martensite. Les valeurs moyennes des microduretés des carbures de solidification qui ont été relevées dans les trois structures de base de l'étude, varient entre 535HV à 840HV (**tableau II-5**). La valeur la plus élevée de microdureté a été enregistrée dans le cas des

carbures des fontes C2 et C3 (**figure II-39**). La microdureté des carbures la plus faible a été obtenue dans le cas de la fonte M3. Après les deux recuits, nous constatons successivement une augmentation des valeurs des microduretés des carbures (**figure II-40-41**). Cette variation est en relation directe avec l'augmentation du taux de chrome associée à la diminution de la taille du carbure. Dans le cas de la fonte C3, nous n'avons pas remarqué d'augmentation de la microdureté.

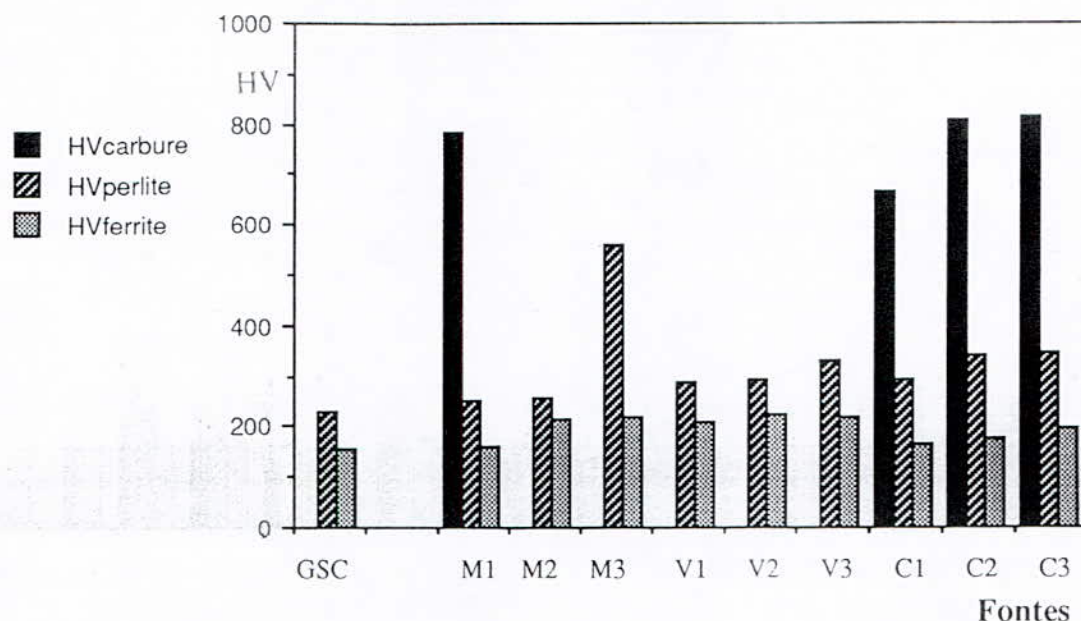
Nous avons constaté également que les traitements thermiques de recuit réduisent considérablement l'écart type des microduretés des carbures. Les valeurs des microduretés de l'eutectoïde métastable à l'état brut de coulée sont comprises entre 240 et 375 HV. Sur l'histogramme (**figure II-40**), l'astérisque présenté sur la fonte M3 indique la dureté d'une structure qui n'est pas de type perlitique ( 610HV ), mais de type bainito-martensitique.

Les microduretés du constituant perlitique des fontes C2B et C3B qui contiennent toutes les deux presque 1% de Cr, sont équivalentes à celle de la fonte M1B qui contient 0,69% de Mo et également aux fontes V2B et V3B qui contiennent respectivement 0.2 et 0,19% de V. On peut conclure que, dans notre cas, l'effet des éléments d'addition sur la dureté est très difficile à estimer. Il dépend de la répartition des éléments considérés, entre la ferrite et les carbures

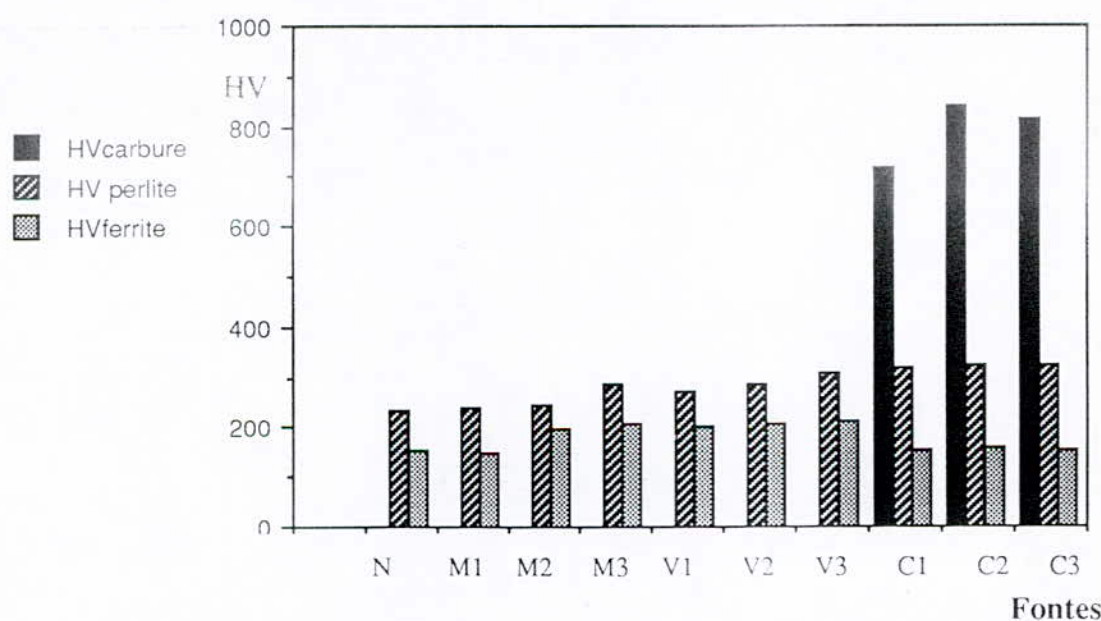


**Figure II-37:** Valeurs moyennes des microduretés des phases des fontes à l'état brut de coulée.





**Figure II-38:** Valeurs moyennes des microduretés des phases des fontes à l'état recuit de graphitisation.



**Figure II-39:** Valeurs moyennes des microduretés des phases des fontes à l'état recuit, de ferritisation indirecte.

Le **tableau II-5** permet de nous donner un aperçu sur la variation des microduretés moyennes et des écarts type de chacune des phases après chaque type de traitement. Etant donné que les compositions chimiques entre les fontes sont très différentes, les intervalles de variation des valeurs des microduretés moyennes et des écarts type des phases sont importantes et cela est particulièrement visible à l'état brut de coulée. Les deux traitements

thermiques de recuit augmentent l'homogénéité des valeurs de la microdureté et l'écart type de chaque phase, diminue.

états structuraux	brut de coulée	recuit de graphitisation	recuit de ferritisation indirecte
HVcarbure	535 à 810	705 à 815	720 à 840
écart type HVcarbure	20 à 33	15 à 22	15 à 17
HVperlite	240 à 375	230 à 348	235 à 327
écart type HVperlite	15 à 23	12 à 20	10 à 13
HVferrite	175 à 235	155 à 224	150 à 215
écart type HVferrite	9 à 15	9 à 15	8 à 13

**Tableau II-5:** Variation des microduretés moyennes et des écarts type de la ferrite et de la perlite suivant la microstructure.

Après les recuits, la phase carbure est plus riche en chrome qu'à l'état brut de coulée. On peut noter que la microdureté de la perlite des fontes C2 et C3 à l'état brut de coulée est assez grande et équivalente à celle de la perlite de M1 qui contient 0,69% de molybdène et à celles de V2 et V3, malgré une teneur en vanadium égale respectivement à 0,20% et 0,19%. Néanmoins dans tous les cas elle reste essentiellement tributaire de l'espace interlamellaire, donc de la trempabilité de l'alliage. Le choix du refroidissement après un chauffage à 980°C, ou après recuit de ferritisation indirecte a été fait de façon délibérée afin de mettre en relief l'influence des taux des éléments d'addition sur les différentes transformations structurales. Il est évident qu'une étude plus détaillée mettant en évidence l'influence de ce paramètre permettrait de définir quelle est la loi la plus appropriée pour une caractéristique donnée. Mais dans cette étude, on s'est référé aux conditions industrielles qui ne permettent pas d'appliquer une multitude de cinétiques de refroidissement dans le cas où il y aurait des alliages à différentes compositions chimiques.

### 2-3-2-Essais mécaniques et microfractographies

Pour caractériser les propriétés mécaniques de ces fontes GS, nous avons choisi l'essai de traction, de résilience et de dureté HV<sub>30Kg</sub>. Ces propriétés mécaniques déterminées après les recuits de graphitisation et le recuit de ferritisation indirecte sont

présentées sous forme d'histogrammes (figures II-41-42-43 et 44). Ces propriétés mécaniques reflètent les influences de la quantité et des propriétés des phases et des constituants présents dans les fontes.

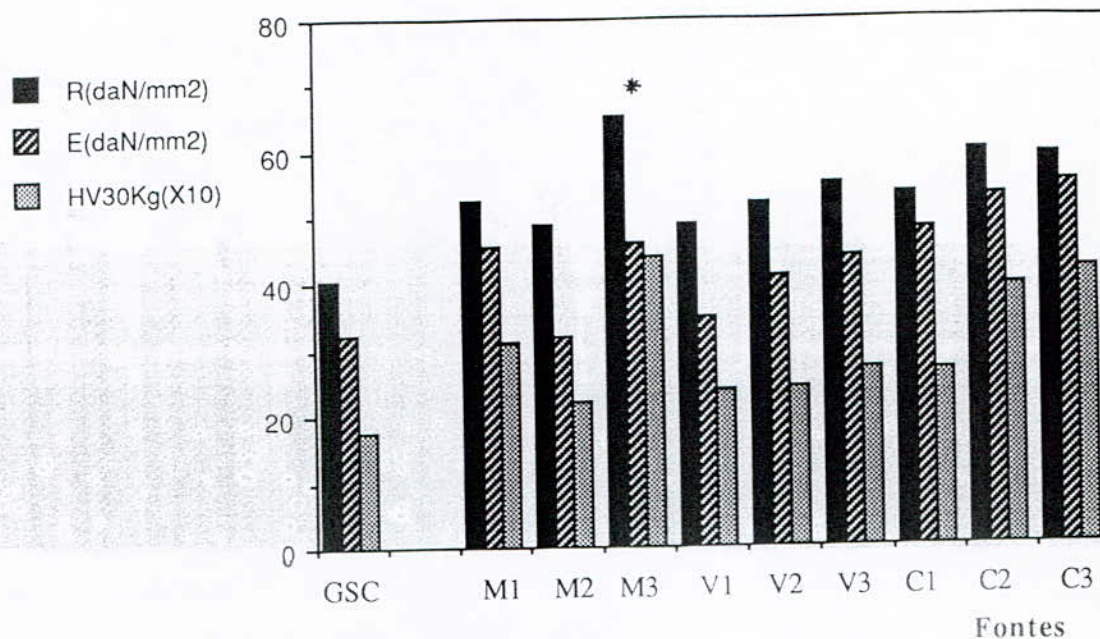


Figure II-40: Variation de la charge de rupture "R", de la limite élastique "E" et de la dureté HV en fonction du type de fonte à l'état recuit de graphitisation.

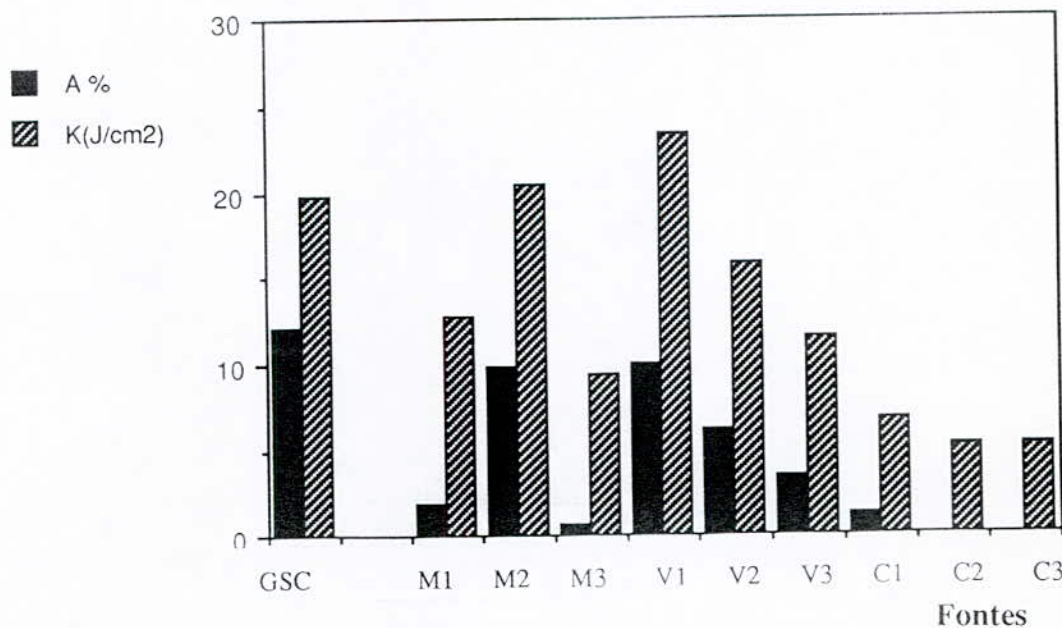
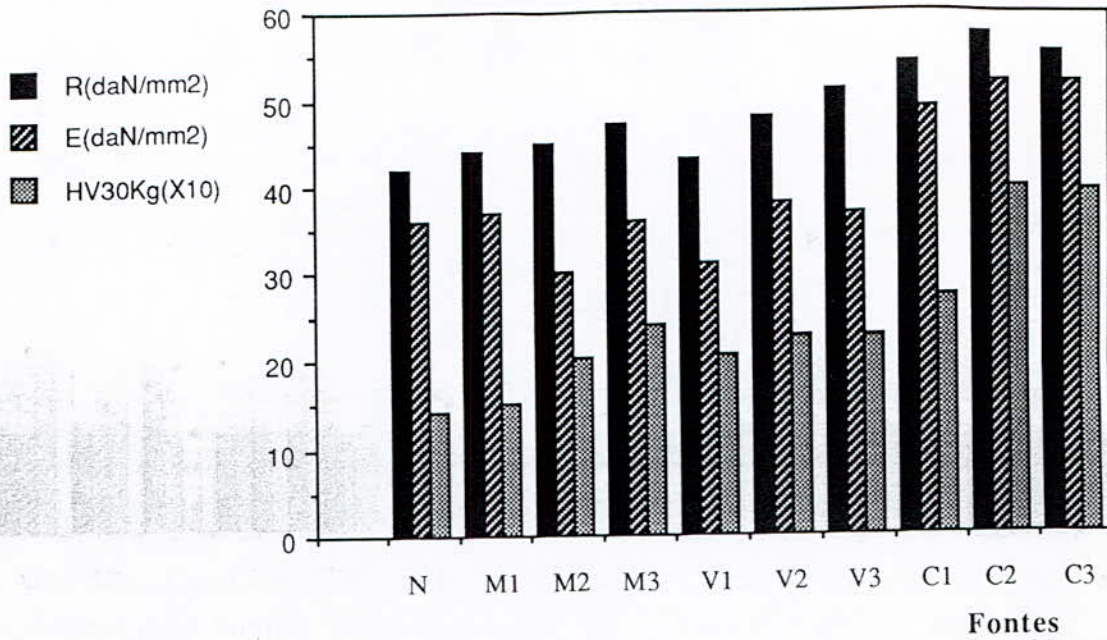
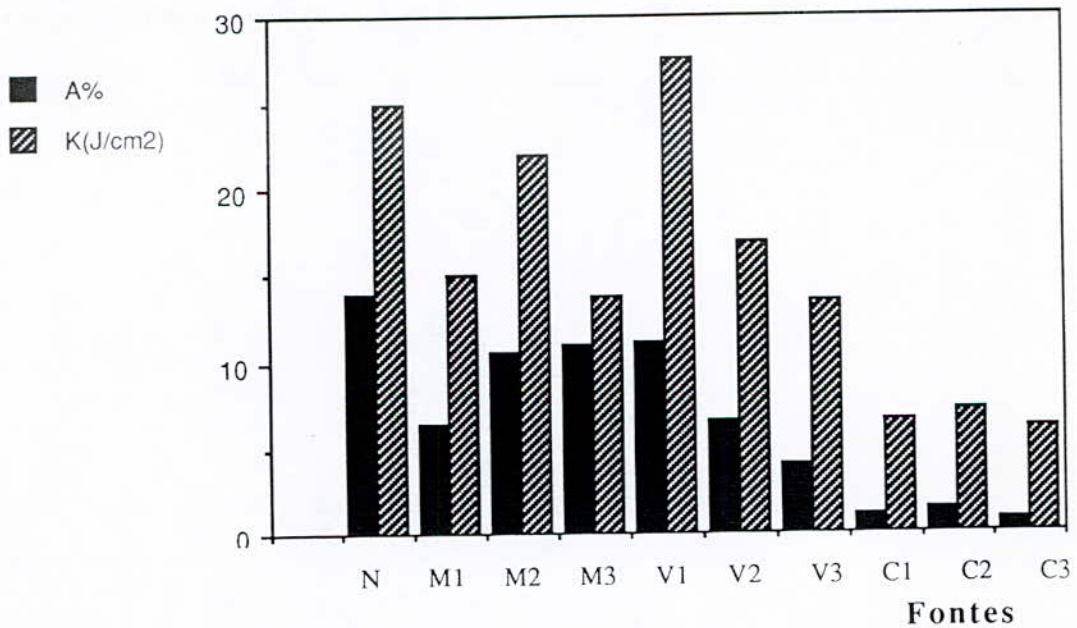


Figure II-41: Variation de l'allongement "A" et de la résilience "K" en fonction du type de fonte à l'état recuit de graphitisation.



**Figure II-42:** Variation de la charge de rupture "R", de la limite élastique "E" et de la dureté HV en fonction du type de fonte à l'état recuit de ferritisation indirecte.



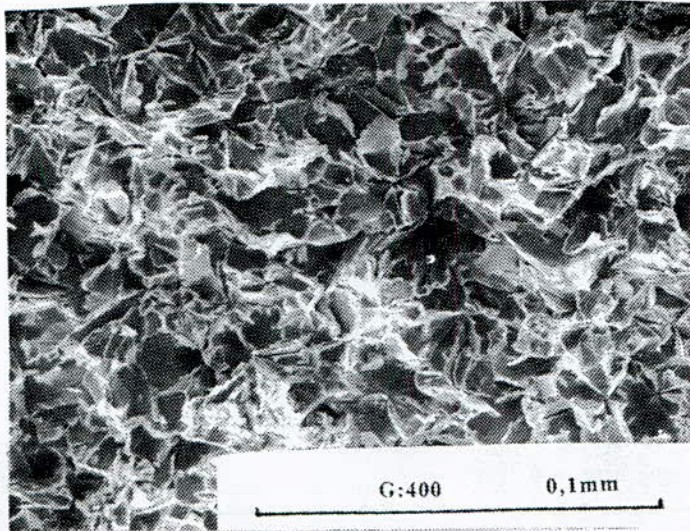
**Figure II-43:** Variation de l'allongement "A%" et de la résilience "K" en fonction du type de fonte à l'état recuit de ferritisation indirecte.

A l'exception des fontes au Ni-Cr, nous constatons que les propriétés de ductilité et de tenacité augmentent après le recuit de ferritisation indirecte, alors que la charge de rupture "R", la limite élastique "E" et la dureté "HV" diminuent. Dans le cas des fontes au Ni-Cr, cette variation est négligeable car le recuit de ferritisation n'a pas eu d'influence sur

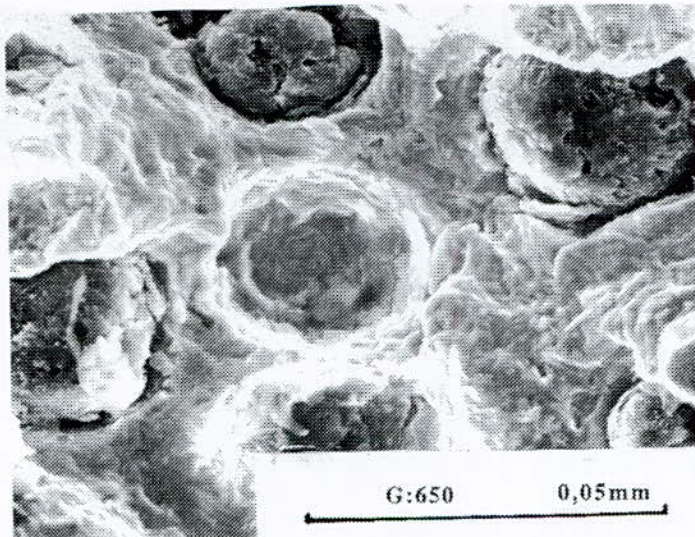
les carbures de solidification. On peut noter une relation entre les valeurs de dureté et les valeurs des charges de rupture. Pour toutes les fontes, à l'exception des fontes au Ni-Cr, nous constatons un rapport entre E / R proche de 0,8 qui nous permet d'apprécier un bon comportement à la traction. Pour les fontes du groupe "C", ce rapport est de 0,90 à 0,95 valeur qui nous permet de constater que la rupture est fragile. Cette conclusion pour ces fontes est confirmée également par les valeurs faibles de l'allongement "A" et de la résilience "K". L'addition des éléments d'alliage donne toujours une augmentation de "R", "E" et "HV". Pour la propriété de tenacité, les meilleures fontes sont celles au Ni-Mo à l'exception de la fonte M3 pour laquelle ces traitements ne sont pas convenables, car elle est fortement alliée.

L'étude des microfractographies après l'essai de traction, nous a permis d'avoir des informations sur l'aspect ductile ou fragile du matériau après recuit de graphitisation. Nous avons analysé les fontes M, V et C, ainsi que la fonte de référence GSC et la fonte à 1,38% de nickel "N". La rupture de la fonte GSC n'est pratiquement que du type fragile (**figure II-44**). La fonte GSC possède une bonne résistance à la rupture comparativement à une valeur d'allongement de 12%.

La microfractographie de la fonte N (**figure II-45**) prise après le recuit de ferritisation indirecte présente un faciès de rupture ductile à proximité des nodules. Les différentes parties de la microfractographie montrent des plages ductiles en auréoles où la matière est étirée. Une déformation plastique a lieu autour des nodules, et on a soit la formation de microcavités, soit des nodules dénudés. Ce relief se trouve évidemment sur les deux échantillons antagonistes qui ont subi la rupture. Le nodule de graphite ou la microcavité peut passer aléatoirement dans l'un ou l'autre des deux échantillons antagonistes.

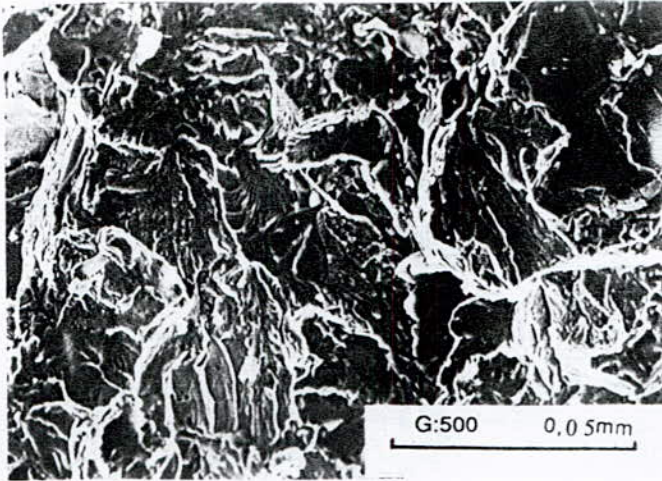


**Figure II-44:** Microfractographie de la fonte GSCR (après recuit de graphitisation)



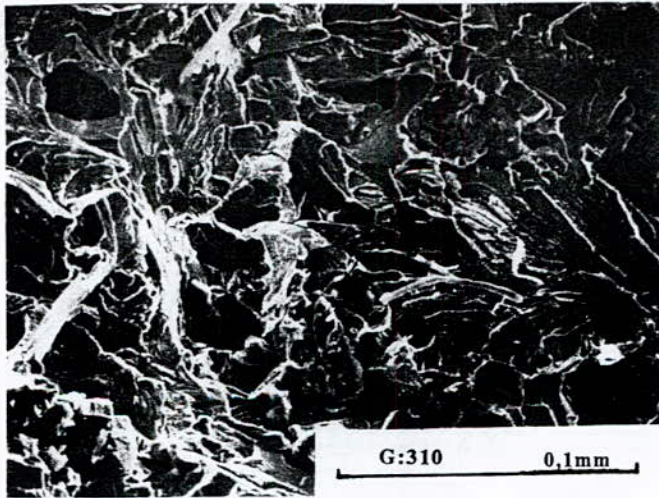
**Figure II-45:** Microfractographie de la fonte NF (après recuit de ferritisation)

La microfractographie de l'alliage M3 à composition élevée en molybdène et en nickel présente un "réseau hydrographique à rivières larges" (43), ainsi que des clivages importants aux **figures II-46**. Cet aspect différent de la microfractographie est dû à la microstructure bainito-martensitique. Ces observations sont bien en accord avec la charge de rupture importante, un allongement et une énergie de choc faible qui sont respectivement de 0,60% et 9,4J/cm<sup>2</sup> (**figures II-40-41**).



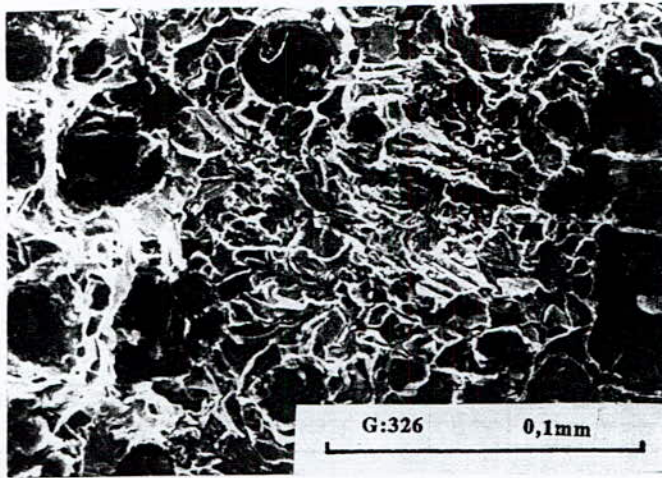
**Figure II-46:** Microfractographie de la fonte M3R

La microfractographie de la **figures II-47** de la fonte V2R présente également un faciès de rupture de type fragile



**Figure II-47:** Microfractographie de la fonte V2R

La microfractographie de l'alliage C3R présente une topographie fragile (**figure II-48**). Cela explique une charge de rupture de  $59 \text{ daN/mm}^2$ , une résilience de  $5,2 \text{ J/cm}^2$  et un allongement pratiquement nul (**figures II-41-42**). Ceci s'explique par la présence des carbures de solidification.



**Figure II-48:** Microfractographie de la fonte C3R.

#### **2-4- Essais du comportement à l'abrasion des différents types de structures.**

Toute pièce de construction mécanique qui crée ou transmet un mouvement de translation ou de rotation subit des frottements qui entraînent des abrasions conduisant à une usure de la pièce. L'usure a plusieurs inconvénients sur le fonctionnement des machines; elle diminue la précision, donc la qualité des opérations, elle réduit le rendement des transmissions et augmente le prix de revient global, par nécessité de remplacement des pièces ayant dépassé un taux critique d'usure. Pour toutes ces raisons nous nous sommes intéressés à l'étude de la résistance à l'usure abrasive des fontes. Les fontes étudiées sont les suivantes :

- es fontes au Ni-Cr après recuit de graphitisation, donc possédant une matrice composée de perlite et de carbures non transformés;
- es fontes de type Ni (fonte N), de type Ni-Mo (fonte M3), de type Ni-V (fonte V3) et la fonte GSC. Ces fontes présentaient une structure bainitique de type supérieur comme nous l'avons déjà précisé.

Il est indispensable non seulement de s'intéresser à la microstructure et à l'aspect de la surface abrasée pour savoir de quelle façon s'effectue l'usure, mais également de faire la corrélation entre la perte de poids, la microstructure et l'endommagement préférentiel de la surface. Les micrographies des **figures II-36** présentent, des états observables devant l'évolution de la 1<sup>ère</sup> étape apparente.



Dans cette étude nous nous sommes intéressés à trois processus d'usure. Le premier a consisté à effectuer des investigations après des essais de 15 tours. Cette initialisation à l'abrasion, nous a permis d'observer les phases endommagées et les fontes susceptibles de mieux résister à l'usure. Le deuxième processus nous a permis d'étudier la résistance à l'usure qui est caractérisée par la perte de la masse lors d'un essai de 40 000 tours. Les observations au MEB nous ont permis de tirer des conclusions sur l'état de surface des éprouvettes après les tests d'usure. Le troisième processus consiste à étudier la microstructure de la surface abrasée, et de la face transversale, pour observer l'endommagement en profondeur après un essai de 400 000 tours dans des conditions identiques à celles des essais précédents " 200 tours / mn ".

#### 2-4-1-Processus d'initialisation à l'usure abrasive

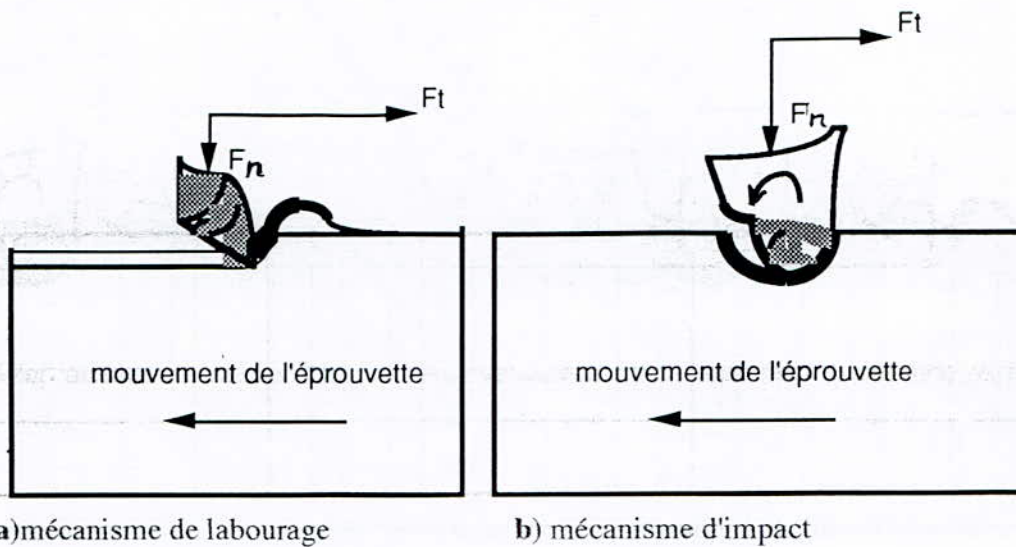
L'usure par abrasion lors du déplacement de l'éprouvette dans l'abrasif est causée par la présence de particules de carbures de silicium angulaires et durs, appliquées sur la surface moins dure. Le mouvement tangentiel de l'abrasif relatif à la surface est créé par le mouvement de l'éprouvette. Les particules abrasives peuvent endommager le matériau de deux façons:

Soit la particule possède un angle d'attaque aigu par rapport à la surface abrasée qui donne une force tangentielle  $F_t$  supérieure à la force normale  $F_n$  (**figures II-49-a**).

Soit une variation instantanée de  $F_t$  et  $F_n$  permettant de faire la rotation de la particule de telle sorte que la force tangentielle  $F_t$  soit inférieure à la force normale  $F_n$ . Dans ce cas la particule possède un angle de  $\pi / 2$  par rapport à la surface abrasée. Et cela provoque des impacts (**figure II-49-b**).

Chaque grain abrasif a donc un rôle d'outil coupant provoquant des micro-copeaux issus de labourage ou d'impacts. L'arrachement de matière va dépendre également de la nature de la microstructure. Une structure ferritique se prête à l'enlèvement de matière, alors qu'une structure à constituants durs, ceux-ci ne se séparent que s'il ne sont pas enchassés solidement dans la matrice. Ce phénomène risque d'être amplifié si la différence de dureté entre ceux-ci et le reste de la matrice est plus grande. Il est donc important de connaître comment les constituants sont enrobés dans la matrice et leur répartition. Lorsqu'un grain abrasif est en contact avec une surface ductile, on observe une empreinte ou un sillon qui n'entraîne pas nécessairement un enlèvement de matière sous forme de micro-copeaux. Dans le cas des matériaux durs, une proportion importante de matière peut-être enlevée par l'effet du déchaussement des particules si elles ne sont pas bien enchassées et l'arrachement de la matière par le labourage. La structure bainitique est alors la plus recommandée (**39**). En effet, il a été démontré qu'une bainite supérieure de fin de 1<sup>ère</sup> étape a une bonne résistance à l'usure (**42**). Pour obtenir une telle structure

avec une durée de maintien minimale, les températures de trempe bainitique choisies sont, en général, comprises entre 350°C et 400°C. Rappelons que dans notre cas, il n'y a pas eu d'étude particulière pour définir pour chaque fonte la fin de transformation de la 1<sup>ère</sup> étape apparente. La durée de 50 minutes relative au maintien bainitique a été prise de manière aléatoire afin de comparer les différents essais abrasifs.



a) mécanisme de labourage

b) mécanisme d'impact

Figures II-49 : Schéma du mécanisme d'usure à l'abrasion.

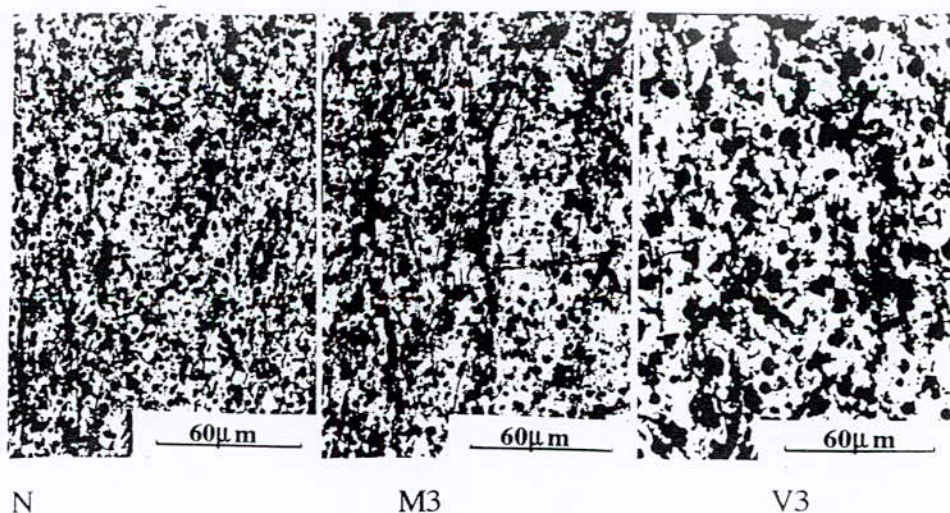
Par ailleurs l'usure peut provoquer une déformation plastique sur une profondeur non négligeable de la surface usée. Les défauts peuvent être des glissements, des macles et même des transformations de phases dans le cas d'une austénite résiduelle qui peut se transformer en martensite (44).

Pour démontrer le processus d'initialisation de l'usure abrasive, nous avons effectué un essai d'abrasion pendant 15 tours à une vitesse de 200tours/mn sur des éprouvettes polies que nous avons ensuite étudiées par analyse d'image. Les résultats mettent en évidence que la fonte M3 est la plus résistante à l'usure, car elle présente la surface la moins endommagée par l'abrasif. Pour ce qui est du groupe de fontes au Ni-Cr, la surface des éprouvettes est moins atteinte par l'abrasif (tableau II-6). La figure II-50, illustre l'aspect des surfaces polies abrasées après un cycle de 15 tours pour des fontes N, M3 et V3.

fontes	S.non usée (%)	HV 30kg
GSC	34,10	275
N	36,66	331
M1	37,60	365
M2	36,80	339
M3	38,11	387
V1	35,08	362
V2	35,20	373
V3	36,83	385
C1R	38,22	398
C2R	39,60	358
C3R	45,70	344

S non usée % : La surface non atteinte par l'usure en pourcentage après 15 tours à une vitesse de 200tours/mn.

**Tableau II-6:** Paramètres obtenus lors de l'essai d'usure abrasive de la structure bainitique des fontes "GSC", "N", "M", "V" et "C"



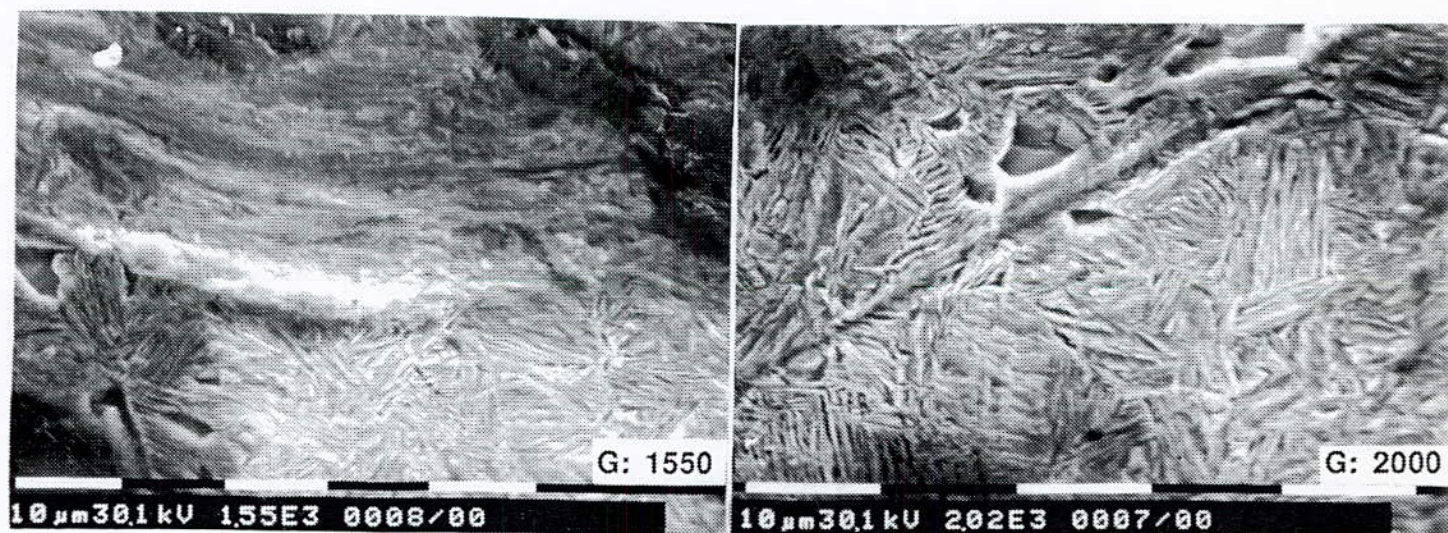
**Figure II-50:** Aspect des surfaces endommagées après initialisation à l'usure abrasive.

Avec le même type d'essai, les observations au MEB mettent en évidence des impacts et des labourages (**figures II-51 à 57** provoqués de façon aléatoire par des particules de carbures de silicium. Les fontes GSC et N ayant subi une trempe bainitique à 370°C possèdent une structure bainitique avec la présence de plages non négligeables d'austénite (**tableau II-4**).

Les **figures II-52-a-b** mettent en évidence le phénomène de déchaussement des nodules de graphite et un déplacement de matière. Les particules abrasives en carbure de silicium, créent des rayures pouvant atteindre 20  $\mu\text{m}$  de large. Ce labourage s'explique dès l'instant où il y a une phase moins dure que le carbure de silicium. L'état de surface micrographique de la fonte GSC ne présente pas le même type d'endommagement, tel que le déchaussement des nodules (**figures II-51-a-b**)

Pour la fonte M3 contenant 3,22% de nickel et 0,78 % de molybdène, le problème d'usure est moins grave que pour les fontes GSC et N. Le relief présenté sur la **figure II-53** ne montre pas de déchaussement des nodules de graphite. Cette figure met en évidence une déformation plastique autour du graphite. Nous pouvons confirmer que le graphite dans cette fonte est plus consolidé dans la matrice que dans les deux premières fontes GSC et N pour lesquelles, nous constatons également un labourage

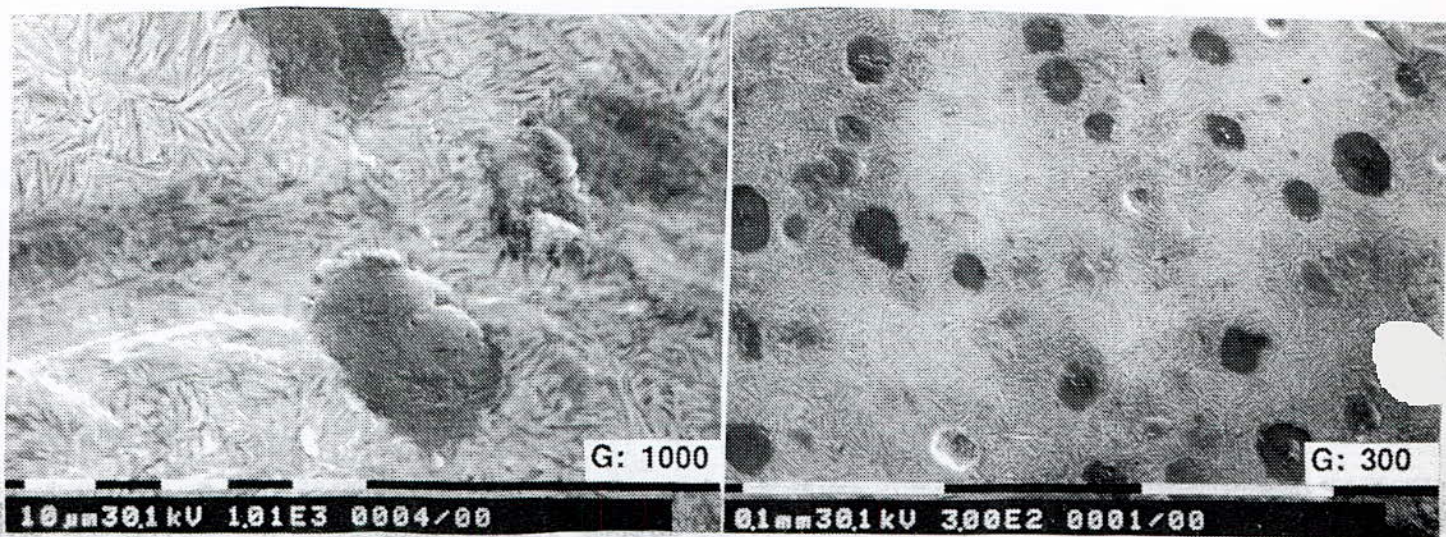
La fonte V3 contenant 1,01% de nickel et 0,19% de vanadium ne présente pas de déchaussement du graphite. Cependant, à proximité des impacts, nous constatons un déplacement de matière par labourage (**figures II-54**).



a)

b)

**Figure II-51:** Initialisation de l'usure sur la fonte GSC bainitique.



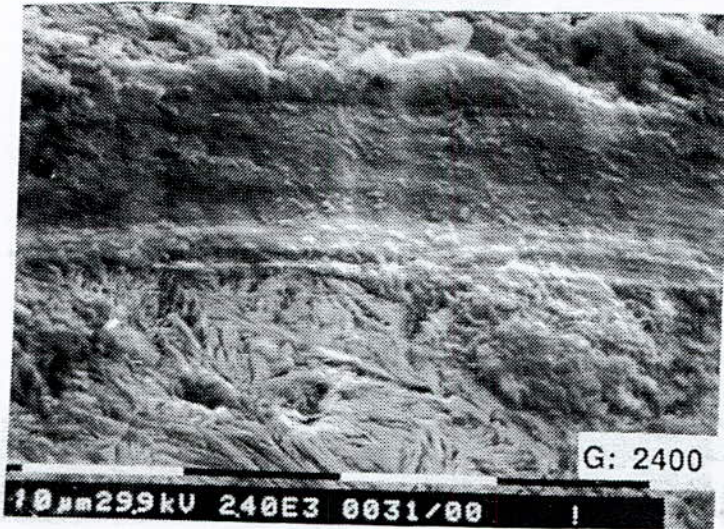
a)

b)

Figure II-52: Initialisation de l'usure sur la fonte N bainitique.



Figure II-53 : Initialisation de l'usure sur la fonte M3 bainitique .



**Figure II-54** : Initialisation de l'usure sur la fonte V3 bainitique .

Dans le cas des fontes au Ni-Cr tel que CIR, et après usure, le déplacement de la matière n'est pas fréquent, sauf dans le cas d'impacts très importants de l'ordre de  $40\mu\text{m}$  (**figure II-55**). Dans les trois fontes au Ni-Cr, nous constatons une fragilité et une tendance au décollement des carbures (**figures 55-56-57**). La zone où l'abrasif percute la surface suivant un angle proche de la normale du faciès d'usure, présente un cratère (**figure II-55-a**). Lorsque l'angle d'incidence de la particule abrasive est beaucoup plus faible par rapport à la surface de l'échantillon, nous constatons un processus d'usure du type "effet de coupe", aussi bien sur la bainite que sur la perlite. Les **figures II-55-b-56-a** mettent en évidence des cassures et une tendance au décollement de carbures sous l'action des particules abrasives. On note aussi l'action de ces particules sur la déformation des colonies perlitiques.

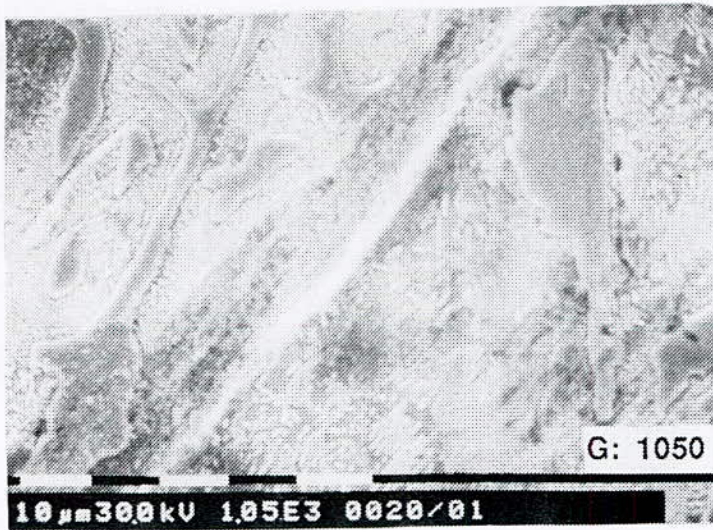
La **figure II-56-a** montre bien l'hétérogénéité de ces matrices et en particulier la fragilisation déjà induite par l'interface carbure de solidification, matrice, qui représente en fait un parfait chemin de propagation de microfissurations. La **figure II-56-b** présente une microporosité au niveau de l'espace interdendritique.



a)

b)

Figure II-55: Initialisation de l'usure sur la fonte C2R.



a)

b)

Figures II-56 : Initialisation à l'usure sur la fonte C2R.



**Figures II-57:** Initialisation à l'usure sur la fonte C3R .

#### **2-4-2-Résistance à l'abrasion**

Les essais d'initialisation à l'usure caractérisés par le labourage, les impacts sur la matrice et les déchausements des nodules et des carbures, ont été complétés par des essais de résistance à l'usure.

Dans cette étude, nous nous sommes intéressés aux reliefs et aux microstructures de la surface abrasée et à la variation de sa composition chimique dont la surface est altérée par l'adhésion des particules présentes dans l'enceinte de la machine d'usure. BOWDEN RABINOWICZ et TABOR (45-46) ont démontré que lorsque les métaux glissent l'un sur l'autre, il se produit un transfert d'éléments métalliques. Le contact entre le métal et l'environnement abrasif favorise également l'absorption des couches d'oxydes présentes en surface (44-47-48-49). Cette adsorption favorise la fragilité et l'oxydation en surface du métal. Cette adhésion des éléments métalliques et d'oxydes est favorisée surtout par des imperfections ponctuelles et linéaires en surface, provoquées par la déformation plastique lors de l'essai d'usure, sur une profondeur dépassant la centaine de microns. Dans notre étude l'endommagement en profondeur a été mis également en évidence par l'observation au MEB de la coupe transversale à la surface abrasée.

L'essai d'usure effectué pendant 40 000 tours ne nous a pas permis de mettre en évidence la morphologie de la surface réellement abrasée, des éprouvettes, car un dépôt incrusté sur quelques microns d'épaisseur, masque l'état d'usure du matériau. Cependant, un relief de plaques fissurées qui ont tendance à se décoller est mis en évidence sur les **figures II-58-60-62**. Cette incrustation de dépôt est issue de la

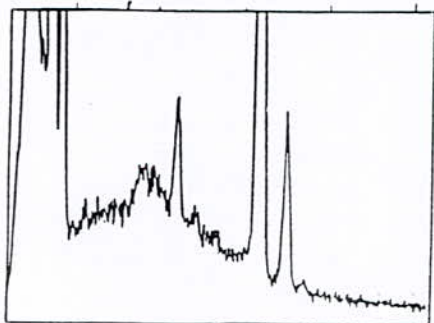


poussière de l'enceinte lors de l'essai d'usure. L'analyse chimique qualitative de ce dépôt est illustrée par des spectres énergétiques à l'EDAX. Les **figures II-59-61-63** mettent en évidence l'existence des éléments Al, Si, Cu, Ti et Ca provenant tous du briquetage, de la décomposition de l'abrasif et des différentes parties constituant l'enceinte. Cette analyse quantitative a montré que la nature des éléments retrouvés est indépendante des zones analysées.



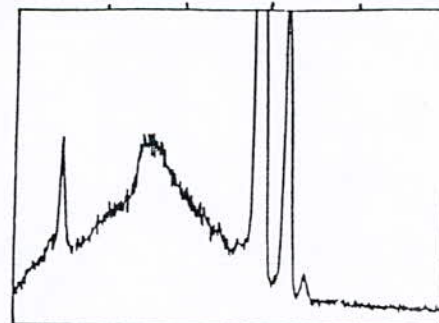
**Figure II-58:** Micrographie prise au MEB de la fonte M3 après traitement bainitique et après usure pendant 40 000 tours .

Impulsions 404



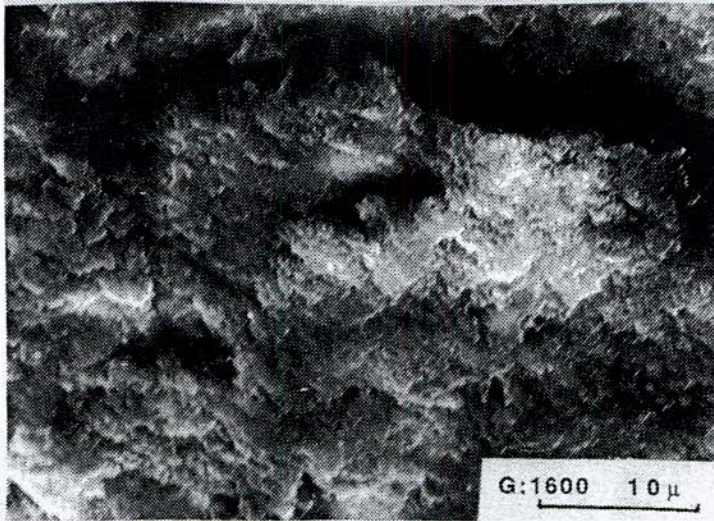
a) C AS U LI C T A I F E N I KeV

Impulsions 485



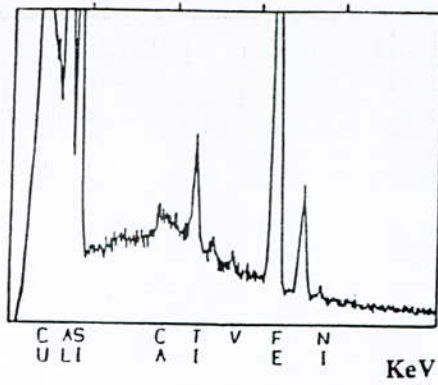
b) S I C A F E N I KeV

**Figure II-59:** Analyse qualitative de la surface abrasée de la **figure II-58**.

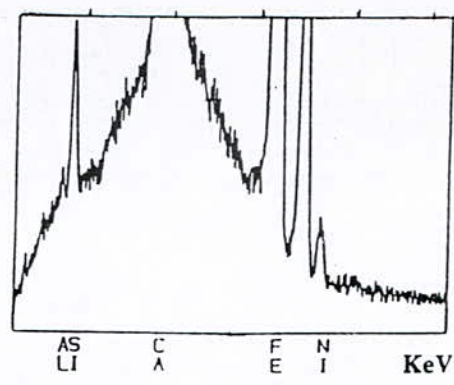


**Figure II-60:** Micrographie prise au MEB après traitement bainitique de la fonte V3 à la suite de l'usure pendant 40 000 tours .

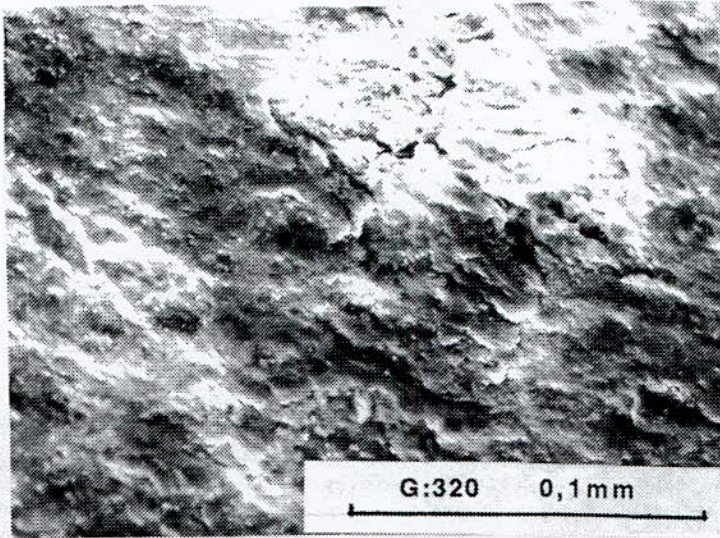
Impulsions 648



Impulsions 580

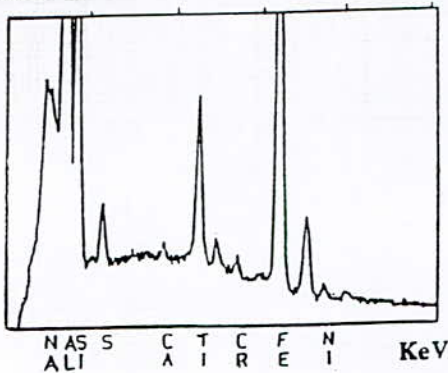


**Figures II-61:** Analyse qualitative de la surface abrasée de la **figure II-60**.

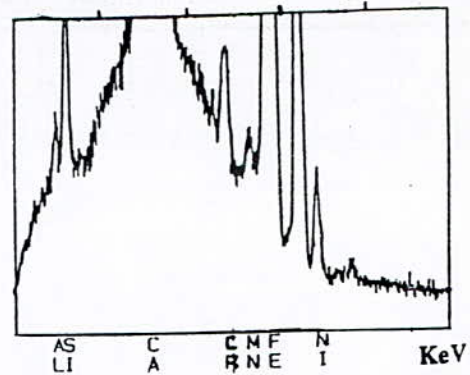


**Figure II-62:** Micrographie prise au MEB de la fonte C3R après usure pendant 40 000 tours .

Impulsions 325



Impulsions 295



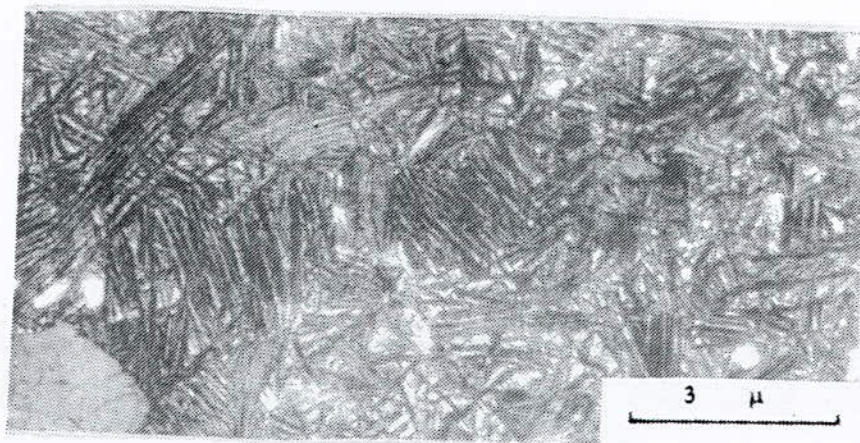
**Figures II-63:** Analyse qualitative de la surface abrasée de la **figure II-62**.

### 2-4-3-Résistance à la fatigue par abrasion

Pour obtenir des informations complémentaires sur la résistance à l'usure abrasive, nous avons augmenté la durée de l'abrasion à 400 000 tours afin d'étudier l'effet de fatigue. Les observations effectuées ont lieu en surface après un léger polissage avec une bonne finition nous permettant d'enlever juste la profondeur ayant adsorbé les particules métalliques (**figures II- 64-65-66**). L'étude métallographique a lieu également sur la partie transversale pour observer la profondeur de l'endommagement (**figures II-67-68**).

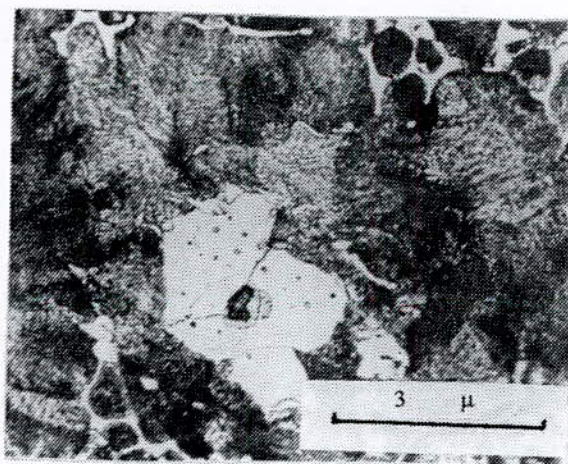
L'analyse micrographique des surfaces abrasées des fontes GSC, N, M et V ne présentent aucune modification de l'aspect structural bainitique initial, et aucune fissure

n'a été observée. A titre indicatif, nous avons présenté sur la **figure II-64** la micrographie de la surface usée de la fonte GSC.

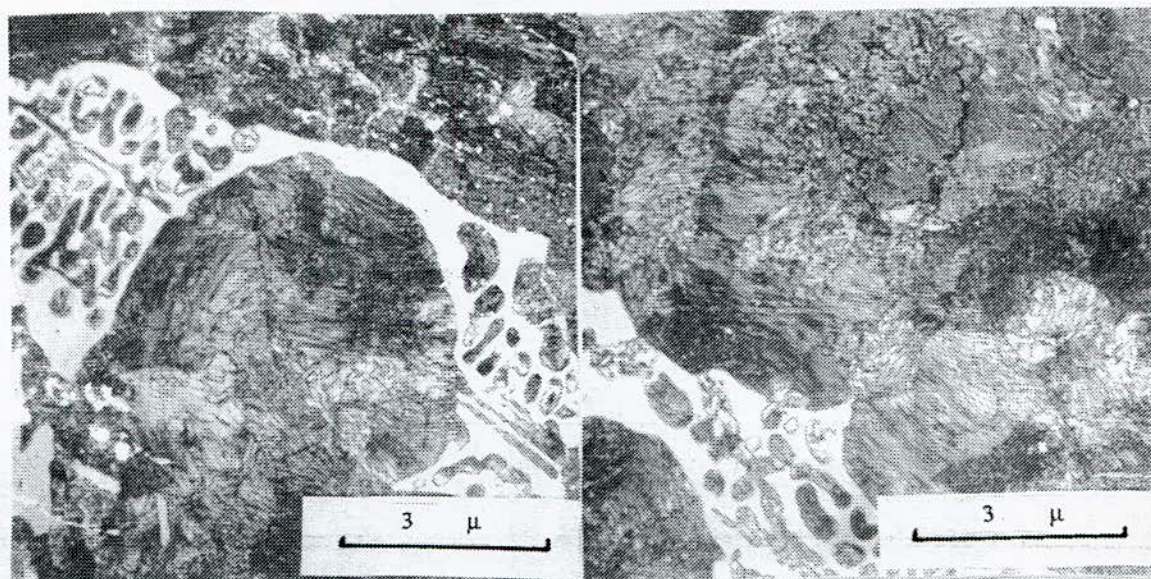


**Figure II-64:** Micrographie de la fonte GSC après traitement bainitique et essai d'usure pendant 400 000 tours.

Après recuit de graphitisation et essai d'usure prolongé, les fontes au Ni-Cr présentent des fissures (**figures II-65-66**). Cette matrice subit un endommagement par fissuration **figures II-66-a-b**.



**Figure II-65 :** Micrographies de la fonte C1R après essai d'usure pendant 400 000 tours

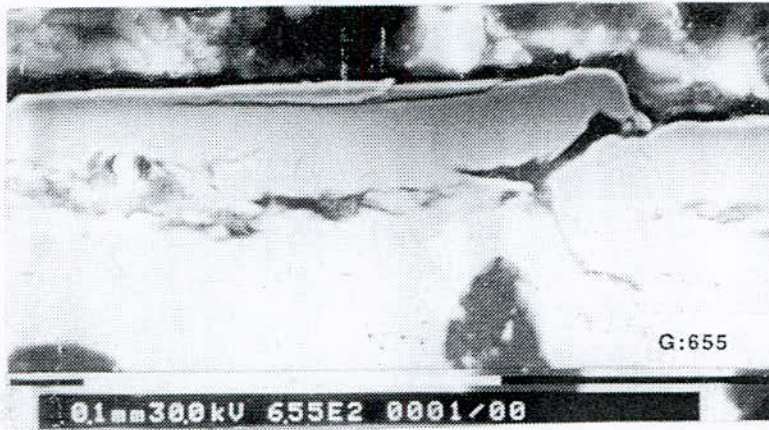


a)

b)

**Figure II-66:** Micrographies de la fonte C2R après essai d'usure pendant 400 000 tours

Après l'analyse de la surface usée, nous avons analysé des structures situées en profondeur, dans des coupes transversales. Nous avons essayé de mettre en évidence l'influence du traitement thermique et de la composition chimique sur l'endommagement après test de longue durée (400 000 tours). Nous avons pu constater des aspects différents entre les fontes GS ayant subi une trempe bainitique ou un recuit de graphitisation. Sur la **figure II-67**, on peut constater une délamination très importante de la matrice bainitique en particulier sur les fontes GSC et N, alors que les fontes "M" et "V" présentent des délaminations localisées, de petites dimensions, et quelques fissures en surface déportant de la matière. Pour les fontes au Ni-Cr à l'état recuit de graphitisation, les **figures II-68-69** indiquent la présence d'écailles et même des fissures en surface qui se désintègrent par délamination "sheet-like" (44). La présence d'un carbure en sous couche de surface, entraîne l'initiation d'une fissure qui peut se propager sur plusieurs micromètres dans la matrice perlitique, vers la surface. L'effet de fatigue est donc ressenti également sous la surface. Les **figures II-68-69**, mettent en évidence un nombre important de fissures situées à plusieurs micromètres de la surface. L'usure crée des fissures, sur quelques micromètres en profondeur; et cela par propagation peut donner un phénomène d'écaillage par des charges  $F_n$  alternatives, sur toute la surface.



**Figure II-67-a** : Micrographie prise au MEB sur le profil transversal de la surface abrasée sans attaque chimique de la fonte GSC ayant subi le traitement bainitique avant usure.



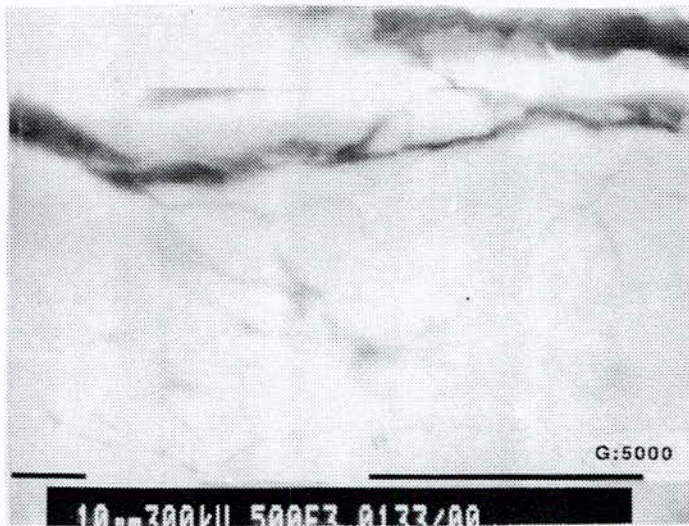
**Figure II-67-b** : Micrographie prise au MEB sur le profil transversal de la surface abrasée sans attaque chimique de la fonte N ayant subi le traitement bainitique avant usure.



**Figure II-67-c** : Micrographie prise au MEB sur le profil transversal de la surface abrasée sans attaque chimique de la fonte M3 ayant subi le traitement bainitique avant usure.

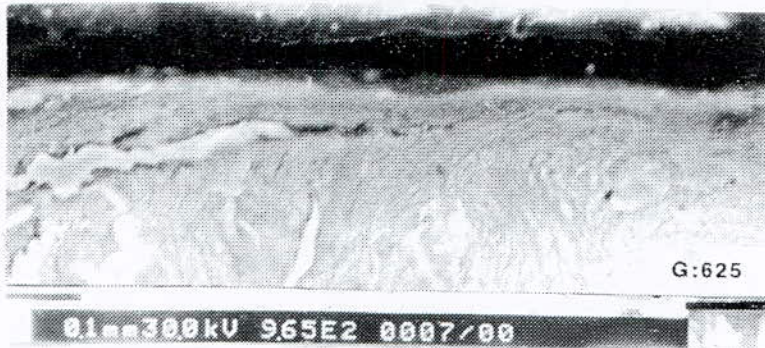


**Figure II-67-d** : Micrographie prise au MEB sur le profil transversal de la surface abrasée sans attaque chimique de la fonte V3 ayant subi le traitement bainitique avant usure.



**Figure II-68** : Micrographie prise au MEB sur le profil transversal de la surface abrasée de la fonte C2R (non attaquée).

La **figure II-68** met en évidence un chemin de fissuration que nous ne pouvons pas observer sur une surface attaquée chimiquement ou à un faible grossissement. Les **figures II-69** montrent des carbures brisés sous l'effort appliqué en surface par l'effort d'usure. La propagation des fissures dans l'alliage C2R peut atteindre une profondeur de 110µm.



**Figure II-69-a:** Micrographie prise au MEB sur le profil transversal de la surface abrasée de la fonte C2R (attaque Nital).



**Figure II-69-b:** Micrographie prise au MEB sur le profil transversal de la surface abrasée de la fonte C2R (attaque Nital).

## 2-5- CONCLUSION

Puisque nos fontes contiennent des carbures de solidification, nous avons effectué un recuit de graphitisation dont la durée a été fixée à 5 heures. L'étude statistique des phases et des nodules de graphite, nous a permis de conclure que:

Les éléments carburigènes ont une grande influence sur la réponse au traitement de recuit de graphitisation.



Le rôle du nickel est mis en évidence par une augmentation de la dimension et du nombre des nodules dans toutes les classes "li" des fontes après le recuit de ferritisation indirecte.

Le recuit de graphitisation et le recuit de ferritisation indirecte augmente, en général, les dimensions moyennes des classes "li" et leur distribution, le taux surfacique et le nombre des nodules de graphite. Le recuit de graphitisation déplace également les fréquences maximales "n" (nombre de nodules par classe "li"), vers les classes "li" les plus grandes, et favorise la nucléation des nodules de graphite.

Les **figures II-10-c, II-11 et II-12** mettent en évidence la ségrégation du Mo dans les carbures. Même après le recuit de graphitisation, ces carbures restent stables et, de ce fait, peuvent provoquer l'initiation des fissures le long de leur interface.

Le caractère ductile de la fonte GS de type N (au nickel), après recuit de ferritisation indirecte, est mis en évidence par microfractographie après l'essai de traction. Le nickel augmente la charge de rupture, la limite élastique et la résilience sans pour autant réduire excessivement l'allongement. Pour ce qui est des éléments Mo, V et Cr, ils provoquent un certain degré de fragilité.

On a également mis en relief les résultats suivants:

Après le recuit de graphitisation et le recuit de ferritisation indirecte, les valeurs moyennes des microduretés de la ferrite et du constituant perlitique diminuent par rapport à celles relevées à l'état brut de coulée pour tous les alliages. Par contre la phase carbure à sa microdureté qui augmente par rapport à celle de son état initial.

La variation de la microdureté de la perlite avant ou après traitement thermique fluctue dans un intervalle maximum de 375HV à 230HV.

Plus la fonte est alliée, plus la valeur moyenne de la microdureté de la phase ferrite ou carbure augmente. C'est la mise en solution des éléments Ni, Mo, V ou Cr qui augmente la valeur de la microdureté de la ferrite.

Dans le cas de la fonte M3, après le refroidissement suivant le recuit de graphitisation on a un mélange de bainite, de martensite et d'austénite. La diffractométrie par rayons X montre bien qu'après recuit de ferritisation indirecte, cette austénite est transformée en ferrite.

En ce qui concerne l'abrasion et lors de l'initialisation à l'usure, les particules abrasives ont tendance à glisser sur les phases dures; donc l'endommagement est plus faible dans les structures contenant des carbures. Cette étude de l'abrasion, nous a montré l'existence d'un transfert d'éléments métalliques provenant de l'environnement de l'enceinte de la machine d'usure par incrustation, sur la surface des éprouvettes.

L'initialisation à l'usure abrasive nous a montré que la matrice bainitique de la fonte non alliée "GSC" entraîne une décohésion des nodules de graphite. Par contre dans la matrice bainitique ou perlitique d'une fonte alliée la décohésion de ces nodules est plus difficile. De plus, les carbures de solidification des fontes au Ni-Cr sont moins déchaussables. Le déplacement de matière que nous avons observé se fait aussi bien par impacts que par labourage et cela dans la structure bainitique ou perlitique. Après une usure abrasive prolongée, le phénomène de délamination n'existe pratiquement pas dans les fontes alliées au Ni-Mo, Ni-V et Ni-Cr, alors qu'il est bien mis en évidence dans les fontes GSC et N. Par contre, dans la structure des fontes au Ni-Cr, on observe une fissuration des carbures qui se propage dans la matrice.

### 3-Traitements thermiques sur la fonte au Ni-Cu "NC"

L'originalité d'un des traitements thermiques utilisé dans cette étude vient du fait qu'il a été effectué au chauffage dans un domaine de température de transition " $\alpha + \gamma + \text{graphite}$ " (50-51-52).

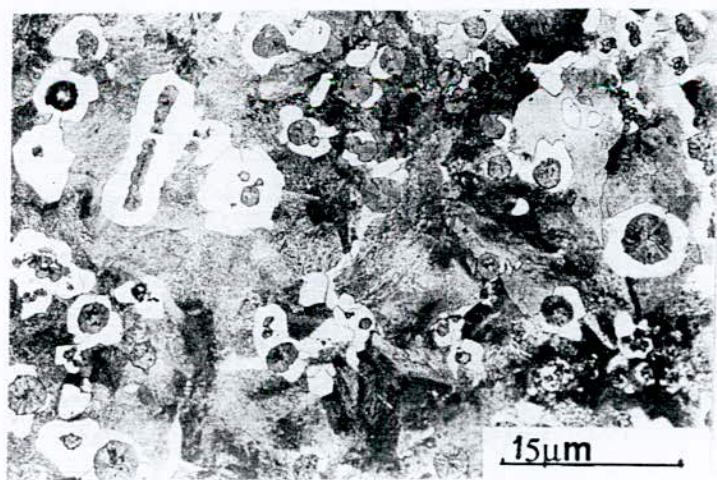
Nous savons que l'austénite obtenue après trempe bainitique est recherchée car ce traitement entraîne un effet bénéfique sur la ductilité. La fonte symbolisée "NC" contient 2,84% de nickel et afin d'améliorer d'avantage la résistance à la fatigue tout en ayant une résistance à la traction non négligeable, nous lui avons appliqué un traitement permettant d'obtenir une petite quantité de ferrite, associée à de l'austénite. Nous avons pensé que ces traitements thermiques donneraient de nouvelles propriétés mécaniques, jusqu'à ce jour inconnues avec un traitement conventionnel isotherme, après de longs maintiens. Cette petite quantité de ferrite peut être obtenue à la température proche mais inférieure de la température limite  $A_1$  supérieure de la bande triphasée, température encore appelée  $A_{1\text{max}}$ . Toutefois, dans notre cas, nous avons atteint la température " entre  $A_{1\text{max}}$  et  $A_{1\text{min}}$ ." de traitement par chauffage et de ce fait, nous avons dû déterminer une bande de transition étant bien entendu que cela dépend non seulement de la composition chimique de base, mais également de la structure initiale avant chauffage, de la vitesse de chauffage, et du temps de maintien en température. La bande de transition qui a été obtenue à partir des structures ferrito-perlitique, martensitique et des structures de revenu a été déterminée à des températures différentes sans maintien ou avec maintien suivi d'une trempe brutale à l'eau à 20°C.

#### 3-1-Etude de l'évolution structurale de la fonte Ni-Cu "NC" durant la transition $\theta_i < A_1$ à $\theta_i > A_1$ .

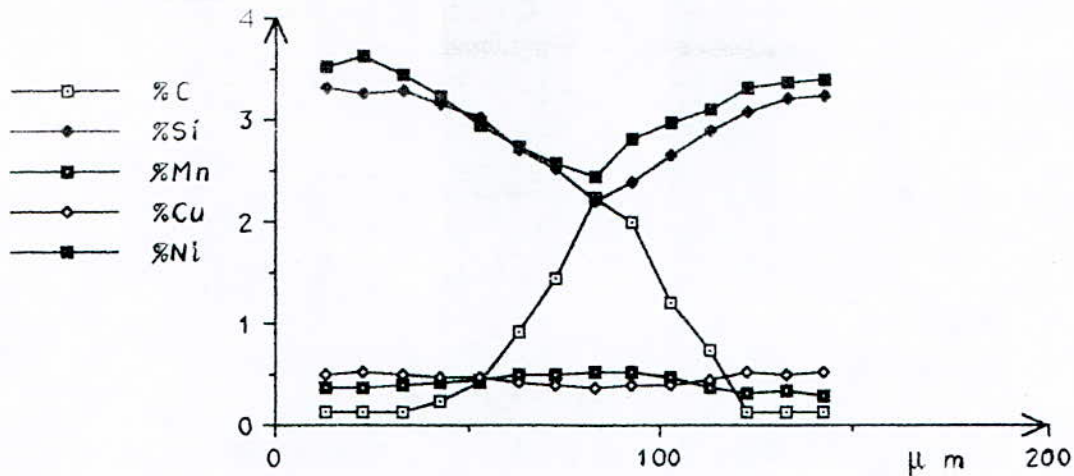
##### 3-1-1-Rappel de l'hétérogénéité de composition de la fonte "NC"

L'intervalle de température de la bande de transition dépend de plusieurs paramètres. Les températures limites inférieures et supérieures de ce domaine fluctuent avec la variation de la composition chimique de la matrice. Toutefois on peut assister à plusieurs phénomènes. En effet une fonte de composition donnée peut présenter plusieurs types de matrices en fonction de la loi de refroidissement appliquée à l'issue d'une phase d'austénitisation préalablement avant retour à l'ambiante.

Par exemple, on peut avoir, pour la même fonte GS, une matrice ferritique, ou ferrito-perlitique ou perlitique ou même autre, si la loi de refroidissement a été plus intense. Dans ces conditions, il est évident que la détermination de la bande de transition que nous appellerons dorénavant "BTc" sera fonction de la compétitivité entre la cinétique de chauffe et la cinétique de transformation des phases initialement présentes. Dans le cas des matrices différentes, une vitesse de chauffage de 1°C/heure donnerait le même intervalle de BTc, mais si on applique une vitesse de l'ordre de 200°C à 300°C/heure on va avoir une fluctuation de l'intervalle BTc. Il est évident que si la densité de nodule de cette fonte évolue l'amplitude de cette bande triphasée va également évoluer suivant la loi  $\Delta\theta = f(R_{\text{cellule}})$ . L'observation de la **figure III-1** montre clairement que les nodules de graphite sont entourés de ferrite alors que les zones perlitiques sont surtout situées au niveau des joints de cellule de solidification. Bien que cette structure soit celle observée après refroidissement dans le moule, nous avons procédé à une étude de la répartition des éléments d'alliage au sein de la cellule de solidification (**figure III-2**). On observe clairement que les éléments Si, Cu et Ni sont en surconcentration en zone I par rapport aux zones II et III. Par contre le manganèse est en surconcentration dans la zone III. Le fait que le taux de carbone soit plus élevé dans cette zone est évident puisque cette zone contient de la perlite. Toutefois, on sait qu'après trempe à l'issue d'une austénitisation on a le même profil en carbone car on a équilibre local, en phase austénitique, en fonction du degré de saturation locale, tributaire de la répartition des éléments substitutionnels (Ni, Cu, Si et Mn).



**Figures III-1:** Micrographie de la fonte "NC" prise à l'état brut de coulée.



**Figure III-2:** Profil de répartition des éléments (C, Si, Mn, Cu et Ni) entre deux nodules de graphite à l'état brut de coulée.

### 3-1-2-Rappel de la notion classique de la bande triphasée.

Compte-tenu des remarques précédentes il est évident que la température eutectoïde varie d'une zone de la cellule à une autre. En général la température  $A_1$  de la zone I est plus élevée que la température  $A_1$  de la zone III et il devient évident que cette évolution engendre la création d'un intervalle de température  $A_1$  fluctuant entre ces deux extrêmes. Si on se place dans cet intervalle de températures, après maintien assez long, on sera toujours en présence de 3 phases  $\alpha + \gamma + \text{graphite}$  ou  $\alpha + \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$  suivant le système (stable ou métastable) choisi, d'où le nom de "bande triphasée".

Dans notre cas, l'étude a été plus complexe car on a procédé à l'analyse en cours de chauffage, sachant que dans un alliage homogène la transition  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma$  entraîne automatiquement l'existence d'une période de co-existence des trois phases, période qui représente l'évolution de la réaction et non la présence d'une bande triphasée.

Ainsi répétons-le, dans notre cas, nous avons, au chauffage, superposition des deux phénomènes à savoir, la bande triphasée et, pour chaque endroit, le reflet de l'évolution "matrice de base  $\rightarrow \gamma$ ".

### 3-1-3- Problèmes associés à cette hétérogénéité sur l'évolution des températures $A_1$ et sur l'évolution des cinétiques de transformation ( $\text{M}_3\text{C} + \alpha \rightarrow \gamma$ )

Il est évident que, dans notre cas, le facteur le plus important a été la compétitivité entre les cinétiques de transformation de l'ensemble  $\text{M}_3\text{C} + \alpha \rightarrow \gamma$  et (ou)  $\alpha + \text{graphite} \rightarrow \gamma$  et la cinétique de chauffage.

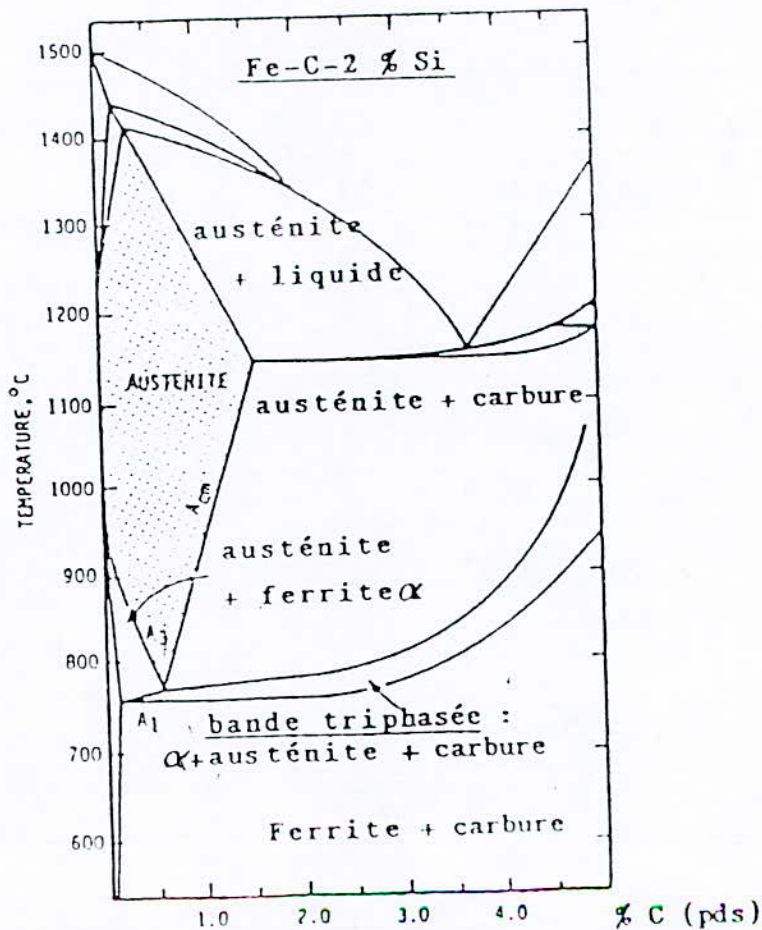
En effet, dans la zone III, là où la température  $A_1$  est la plus basse, donc là où la température  $A_{c1}$  est la plus basse, le type de structure et le type de morphologie de cette

structure vont avoir une influence très importante. Par exemple, une structure perlitique grossière évoluera moins vite qu'une structure perlitique fine et encore moins vite, à fortiori, qu'une structure bainitique ou même martensitique.

On conçoit que si on transfère cette approche à la zone II ou à la zone I on retrouve le problème mais différé puisque la température  $A_1$  est différente.

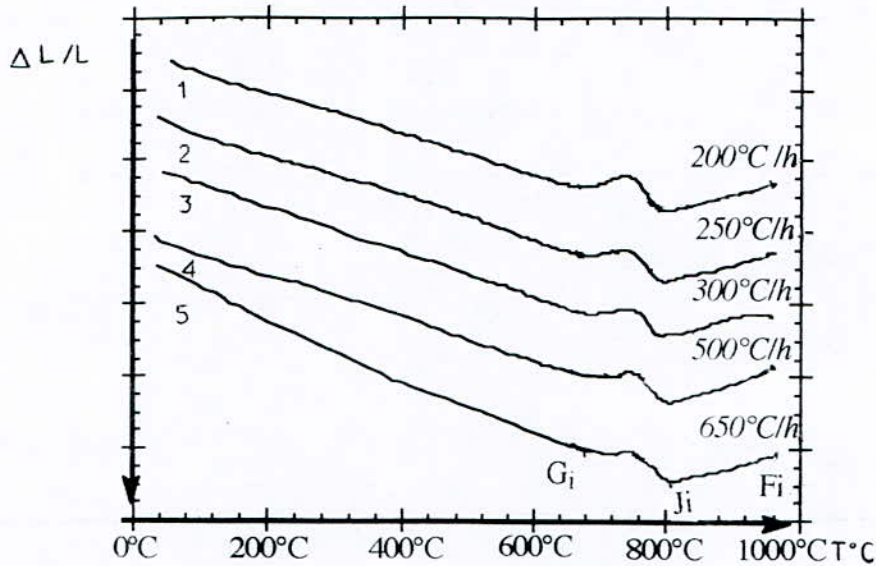
En fait on va se heurter à l'association des cinétiques de réactions locales et la cinétique de chauffage. On aura également le degré de stabilité des carbures suivant leur localisation en zone I, II et III.

Dans ces conditions, répétons-le, il est extrêmement dangereux de parler de "bande triphasée" telle que celle obtenue et décrite après refroidissement à partir de la phase mère hétérogène austénitique (**figure III-3**) (41).



**Figure III-3:** Diagramme d'équilibre pseudo-binaire Fe-C-Si à 2% de silicium (41).

Si on observe la **figure III-4** on a une excellente illustration de l'influence de la vitesse de chauffe bien qu'il s'agisse toujours du même état initial, en l'occurrence la fonte "NC" à l'état brut de coulée.

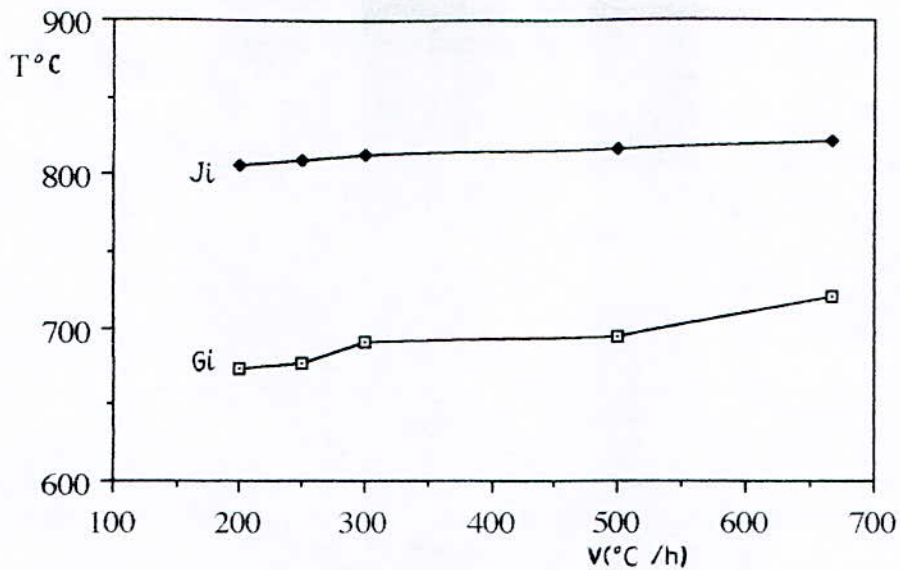


**Figure III-4:** Influence de la vitesse de chauffage sur l'évolution de la courbe thermodilatométrique.

Plus la vitesse de chauffage  $V_c$  croit, plus les points de transformation (graphitisation à  $\theta < A_1$  : point  $G_i$  et disparition de ferrite à  $\theta > A_1$  : point  $J_i$ ) ont tendance à monter en température; ce qui est à priori, évident si on se réfère aux notions classiques d'évolution de structure au chauffage. Néanmoins, répétons le, l'intervalle  $G_i - F_i$  reflète l'ensemble des réactions s'effectuant, au chauffage, dans toute cellule de solidification. Il est certain que l'intervalle réel de la bande triphasée se situe dans l'intervalle  $G_i - J_i$  puisque le point  $G_i$  correspond à une température  $\theta < A_1$ .

Pour cette raison, dorénavant, nous ne parlerons donc que de l'intervalle de transition ou encore bande de transition.

Pour l'alliage "NC" la bande de transition se situe de 675°C à 825°C (**figure III-5**). Il est fort probable que la bande triphasée ( au sens réel du terme) se situe environ de 740°C à 800°C environ.



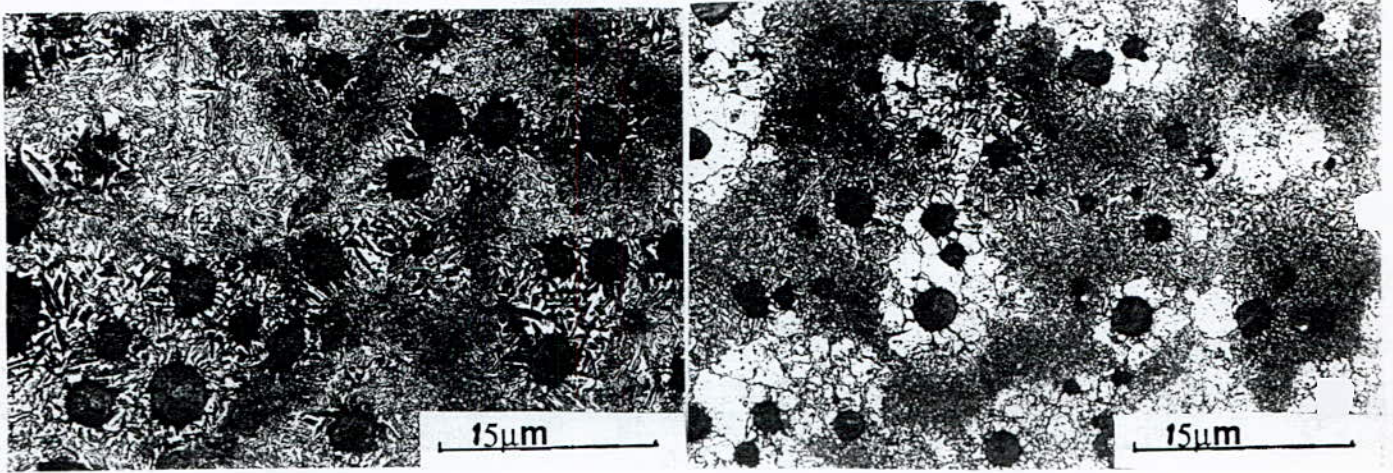
**Figure III-5 :** Relations entre les 2 températures de transformation  $J_i$  et  $G_i$  en fonction de la vitesse de chauffage.

Après chauffage à 300°C/ heure, d'un état initial brut de coulée ou trempé, nous avons procédé à un maintien à 790°C de 40 minutes, qui est une température située dans cet intervalle, puis nous avons effectué une trempe rapide (azote ou hélium sous atmosphère)

L'examen de la **figure III-6** est extrêmement révélateur de l'influence de l'état initial. En effet, si la structure de trempe obtenue par retour à l'ambiante après maintien de 40 minutes à 790°C est assez bien dispersée dans le cas de l'état initial brut de coulée (**figure a**), il n'en est pas de même si la structure initiale était de type trempée martensitique (**figure b**).

Le fait d'avoir une structure initiale trempée a permis d'enclencher une réaction de graphitisation prématurée en zone I, donc une réaction de ferritisation indirecte qui entraîne ensuite une réaction  $\alpha \longrightarrow \gamma$  plus tardive, donc une production martensitique très faible, par retour à l'ambiante, localisée aux joints de grains en zone I. De toute façon la température 790°C est bien située dans l'intervalle de transition. La présence d'austénite est par ailleurs bien confirmée par diffraction des rayons X (**figure III-7**).

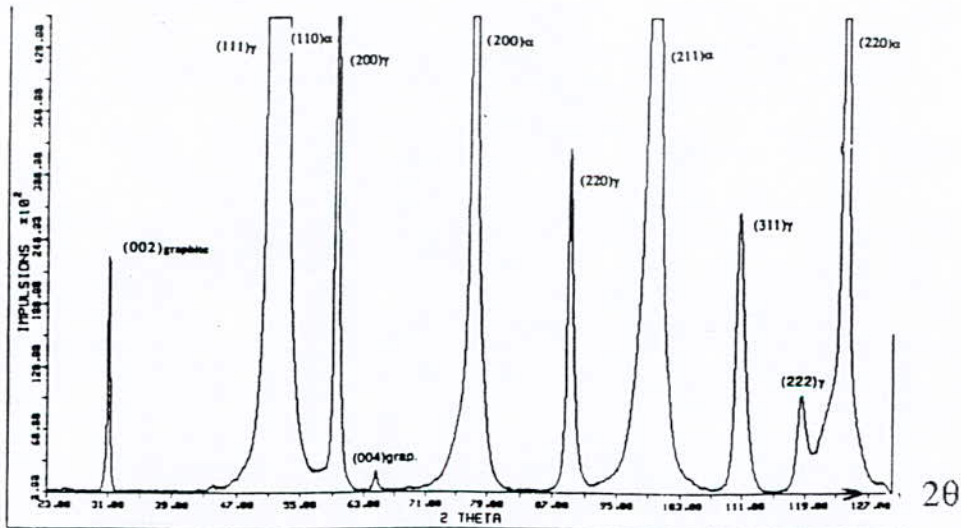




a)

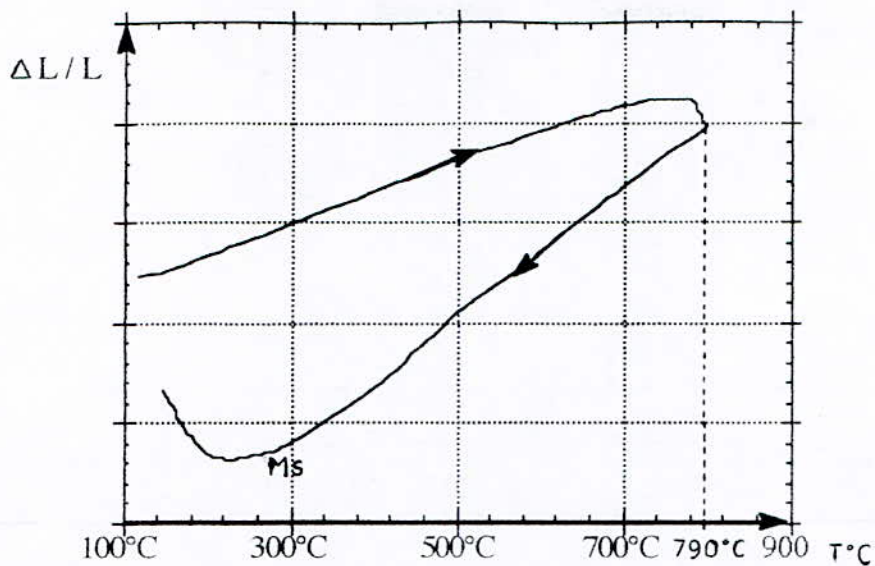
b)

**Figures III-6-a-b** : Microstructures de la fonte "NC" obtenues après chauffage à la température de 790°C à partir de l'état "brut de coulée" "a" et "trempé" "b". Le maintien au chauffage a été de 40 minutes et le refroidissement a eu lieu à l'hélium, jusqu'à la température ambiante.



**Figure III-7**: Enregistrement d'un diffractogramme aux rayons X d'un état brut de coulée après maintien de 40 minutes à 790°C, suivi d'une trempe à l'hélium, jusqu'à la température ambiante.

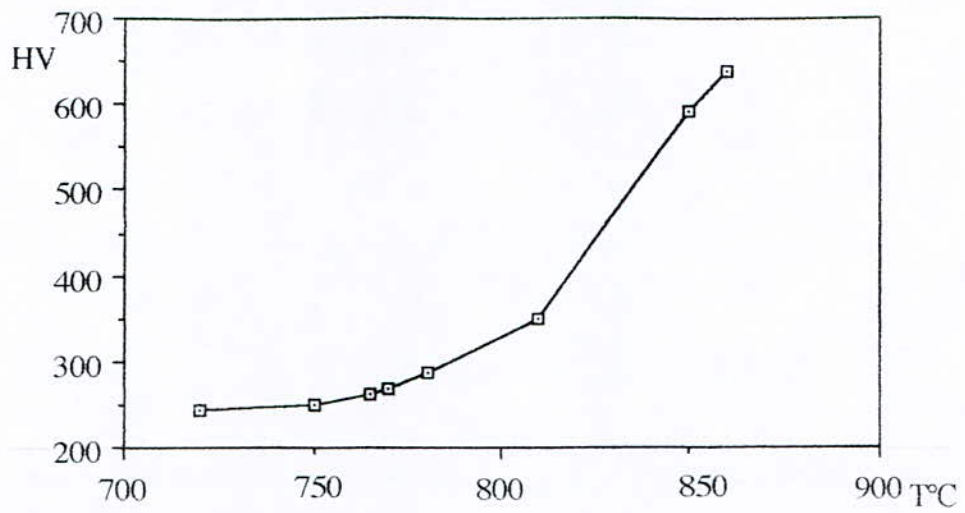
La **figure III-8** montre également que la température 790°C engendre une formation d'austénite dont la température Ms se situe d'ailleurs aux environs de 310°C. Ceci explique la présence de martensite observée sur la **figure III-6-a**.



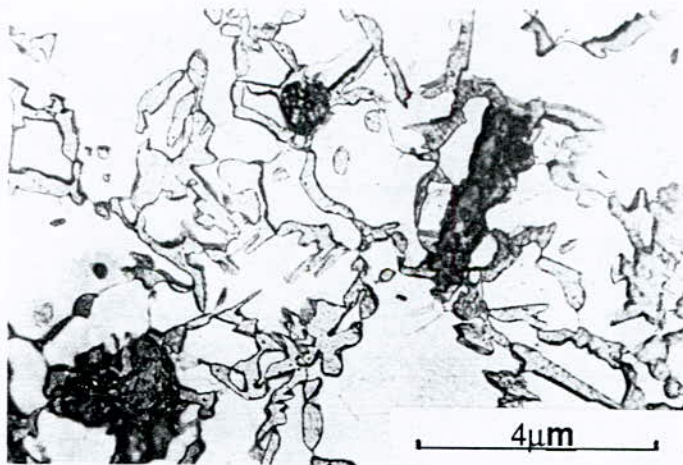
**Figure III-8:** Dilatogramme jusqu'à la température de 790°C à partir d'un état brut de coulée, sans maintien, suivi d'un refroidissement sous atmosphère d'hélium .

Il est évident que plus la température du maintien dans cet intervalle de transition augmentera, plus la quantité d'austénite augmentera. Il faut, là aussi, rappeler que le taux de carbone de cette austénite est celui de l'austénite eutectoïde donc tributaire de la composition locale de la matrice, et qui fluctue avec les niveaux de ségrégation. Toutefois la variation de ce taux eutectoïde local n'est pas importante et elle n'est pas observable par diffraction des rayons X. Il en résulte que si le taux d'austénite, dans l'intervalle de transition croît, après retour à la température ambiante, la quantité de martensite croît également. Ceci est prouvé par l'augmentation de la dureté comme le montre la **figure III-9**.

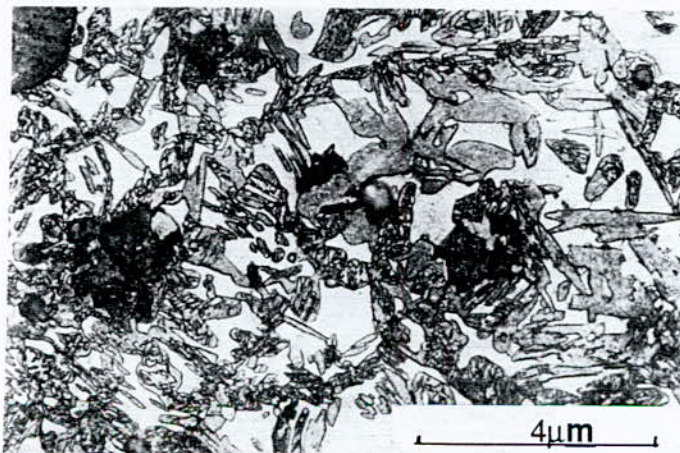
Sur une matrice martensitique obtenue par trempe à l'eau à partir de 900°C "1 heure", on a effectué un chauffage à 750°C (**figure III-10**) ou 770°C (**figure III-11**) ou 810°C (**figure III-12**) pendant 1 heure. L'évolution de la matrice après retour à l'ambiante par refroidissement à l'eau est mis en évidence par la formation d'austénite issue des ex. joints de grains ferritiques. En effet, c'est en cet endroit qu'apparaissent et croissent les zones austénitiques qui subissent plus ou moins la trempe par retour à 20°C. Par contre à 810°C (**figure III-12**) on n'observe plus de ferrite. Cela nous conforte dans l'approximation de l'intervalle de transition que nous avons situé de 675°C à 825°C (sans maintien).



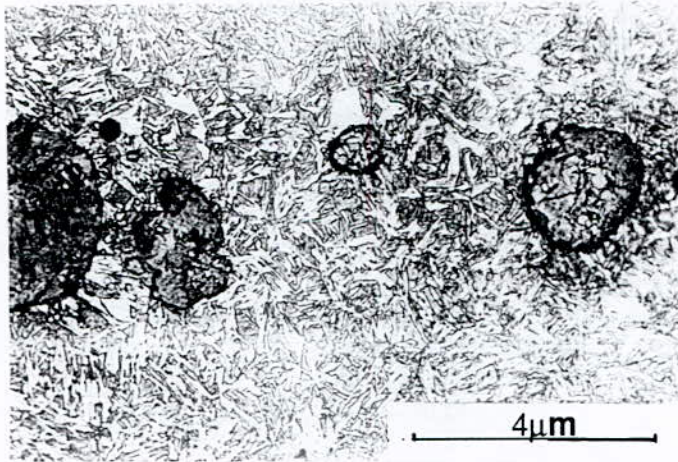
**Figure III-9:** Relation entre les températures des traitements thermiques à haute température et les valeurs des mesures de dureté de la fonte "NC".



**Figures III-10 :** Micrographie de la fonte "NC" prise après revenu à 750°C.



**Figures III-11 :** Micrographie de la fonte "NC" prise après revenu à 770°C.



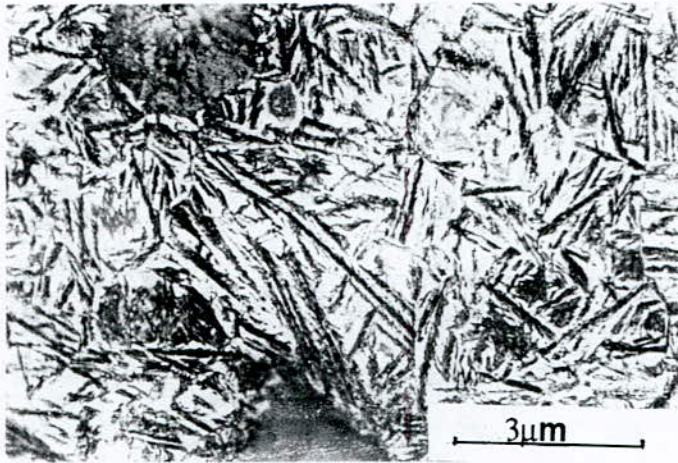
**Figures III-12:** Micrographie de la fonte "NC" prise après revenu à 810°C.

### 3-2-Courbes TTT et TRC

Les refroidissements ne peuvent être que de deux types soit en continu, soit en trempe étagée. Etant donné que dans notre étude, nous nous sommes intéressés au domaine de température de la bande de transition, il était donc logique d'étudier les évolutions structurales à partir d'une température incluse dans ce domaine. Le chauffage à partir de l'état brut de coulée, jusqu'à la température de 790°C a été choisi afin d'avoir de la ferrite en quantité minimale. A titre comparatif nous avons effectué la même étude après austénitisation à 900°C. Dans les deux cas le temps de maintien a été de 30 minutes.

Nous savons que l'hétérogénéité chimique de l'austénite mère provoque l'existence d'une famille de courbes TTT et TRC correspondant aux différentes zones I, II et III (**38-41-figure III-2**), et cela est amplifié par la diversification des tailles des cellules. Une grande variation de la concentration en carbone, silicium et nickel entre les zones I et III entraîne un décalage important entre les courbes TTT et TRC de chacune de ces zones. Cela explique l'existence de plusieurs lois critiques de trempe bainitique (**53**). En zone I, le temps d'incubation des transformations perlitiques et bainitiques est diminué, alors qu'en zone III les éléments ségrévés entraînent une germination plus tardive. L'existence d'une courbe unique TRC et TTT paraît difficilement concevable. Ainsi, seule la courbe de début de transformation de la zone I peut être caractérisée avec précision dans le cas d'une fonte GS non alliée, car la zone III est riche en carbone, donc les courbes de refroidissement se déplacent, vers la droite. Dans le cas d'une fonte GS alliée au Ni-Cu, ces éléments d'addition se trouvant en zone I déplacent également les

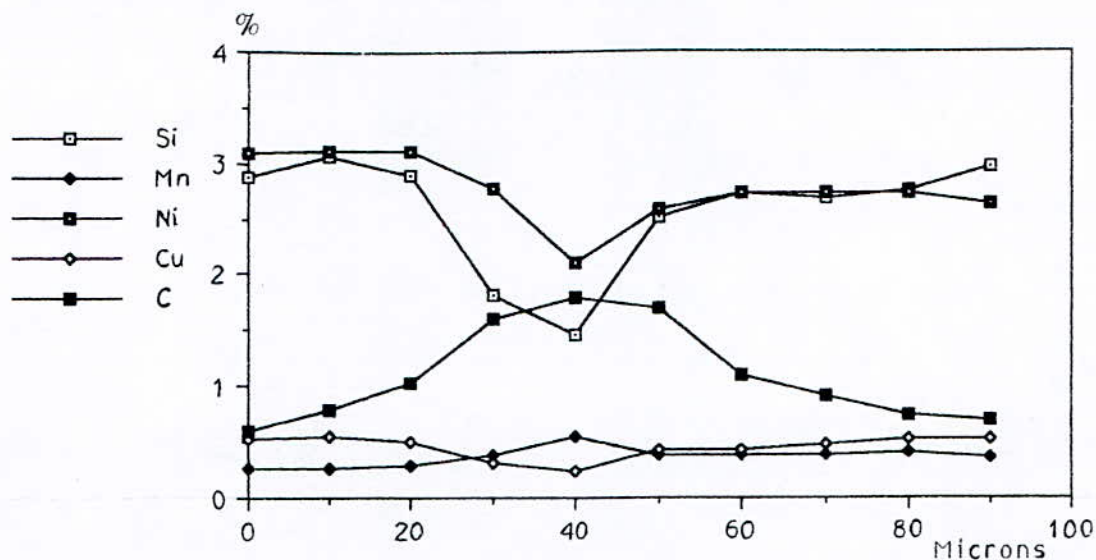
courbes de transformation vers la droite. Les courbes de transformation TTT et TRC des zones I, II et III ne devraient pas présenter un écart important et l'état structural bainitique entre les zones I, II et III ne devrait pas présenter une hétérogénéité très importante. Lors de la transformation bainitique de type supérieure, à l'issue de la réaction de 1<sup>ère</sup> étape apparente, nous pouvons parler de la coexistence de plusieurs austénites à différents degrés d'enrichissement en carbone (54-55).



**Figure III-13:** Micrographie traduisant l'homogénéité structurale de la bainite obtenue après un maintien de 60 minutes à 400°C. La température de chauffage avant trempe est de 900°C pendant 30minutes.

La réaction de 1<sup>ère</sup> étape commence en premier lieu en zone I si la fonte n'est pas alliée au Ni et au Cu. Le nickel favorisera la présence d'austénite dans la zone I alors que la zone III sera riche en austénite car la phase mère est déjà plus riche en carbone. Cela devrait donc entraîner une homogénéisation structurale (**figure III-13**). La **figure III-14** relative à la filiation de la concentration des éléments Ni, Mn, Si, Cu et C entre deux nodules d'une structure bainitique met en évidence la non évolution de l'hétérogénéité chimique.

Une analyse des transformations de phases en trempe étagée pour les fontes GS est très complexe et très longue. La faisabilité des traitements longs n'est pas intéressante pour l'industrie. Dans le cadre d'une recherche fondamentale sur les transformations de longues durées, J.M. SCHISLER (36) s'est intéressé à la transformation bainitique.



**Figure III-14:** Variation du silicium, du nickel, du cuivre et du manganèse entre deux nodules de graphite à l'état de trempe bainitique (400°C-60minutes), ( $\theta\gamma=900^{\circ}\text{C}$ ;  $t\gamma=30\text{mn}$ )

Afin de déterminer le temps d'incubation de la courbe TTT après austénitisation à 900°C ou à partir d'une température de la bande de transition de 790°C, nous avons effectué des maintiens à des températures isothermes prises à des intervalles de 50°C variant de 200°C à 750°C. A partir de l'état brut de coulée, la durée de maintien de 30 minutes à 790°C et à 900°C a été définie expérimentalement par des mesures de dureté Vickers en fonction des durées de maintien à ces températures. En effet, l'équilibre entre phases était atteint après 30 minutes car la dureté ne varia alors que faiblement après trempe à l'eau.

Les valeurs de durée d'incubation ont été déterminées par dilatométrie de trempe comme étant le temps écoulé entre le temps  $t = 0$  de début de trempe de l'éprouvette et l'instant où la courbe cessait d'être rectilligne. La fin de réaction n'a pas été déterminée par dilatométrie mais par analyse de la structure après maintiens de durées variables. Les durées de temps de maintien ont été de 10mn, 20mn, 30mn, 50mn, 1h 30mn, 2h, 2h 30mn et 3h. Il n'existe pas une grande précision sur la durée de la fin des transformations de l'austénite.

Dans cette étude, nous nous sommes contentés d'effectuer une analyse des phases obtenus à l'issue de maintien ne dépassant pas une durée maximale de 3 heures car cela nous a permis d'obtenir la transformation de la 1<sup>ère</sup> étape apparente de la réaction de la bainite supérieure. Dans le domaine de la bainite supérieure et après refroidissement

jusqu'à l'ambiante, la réaction est caractérisée par une diminution du taux de martensite et une augmentation du taux d'austénite dont une partie s'enrichit en carbone parallèlement à une augmentation du taux de bainite dans toute la matrice. Cet enrichissement de l'austénite entraîne une diminution de la température  $M_s$ , donc une augmentation du taux d'austénite. La fin de la réaction bainitique de 1<sup>ère</sup> étape apparente est obtenue après un maintien de durée telle qu'on ait un taux d'austénite résiduelle maximum et un taux de martensite minimum. Cette modification structurale, entraîne automatiquement des valeurs minimales de dureté et de magnétisme.

La présence de la ferrite bainitique est mise en évidence par une attaque au nital. Le fond clair représente l'austénite résiduelle et la martensite. Un revenu de 2 heures à la température de 200°C nous a permis de révéler la martensite revenue. L'analyse d'image, nous a permis de quantifier la somme des deux phases "ferrite bainitique et martensite". Sur simple déduction, on détermine les taux des phases de la matrice. Le taux de la phase de graphite étant mesuré et déduit également avant l'attaque chimique.

Dans le cas de la bainite inférieure, on ne peut pas parler de réaction de 1<sup>ère</sup> étape apparente car il n'y a pas d'enrichissement en carbone de l'austénite. Toutefois après différents maintiens bainitiques, une légère chute de la dureté et du magnétisme peut parfois être constatée si on est proche du domaine de la bainite supérieure.

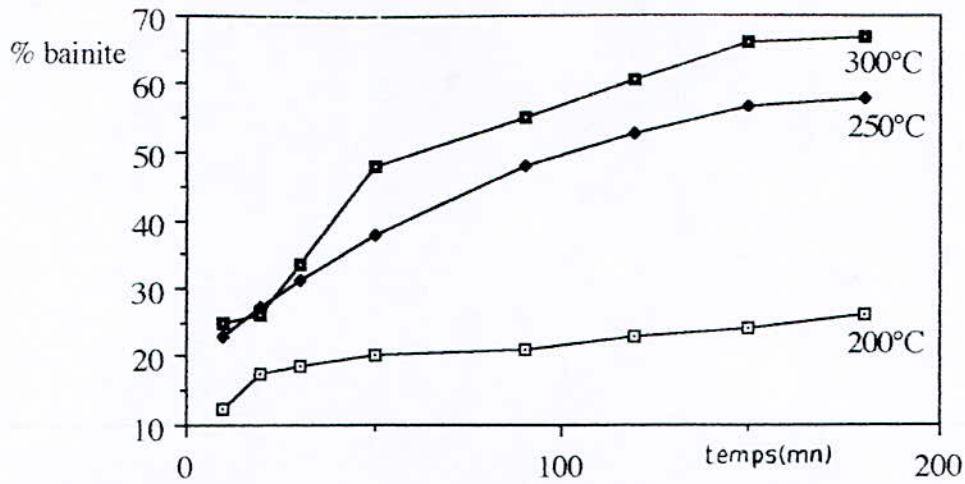
### **3-2-1- Transformation de l'austénite par trempe étagée**

#### **3-2-1-1- Après austénitisation à 900°C**

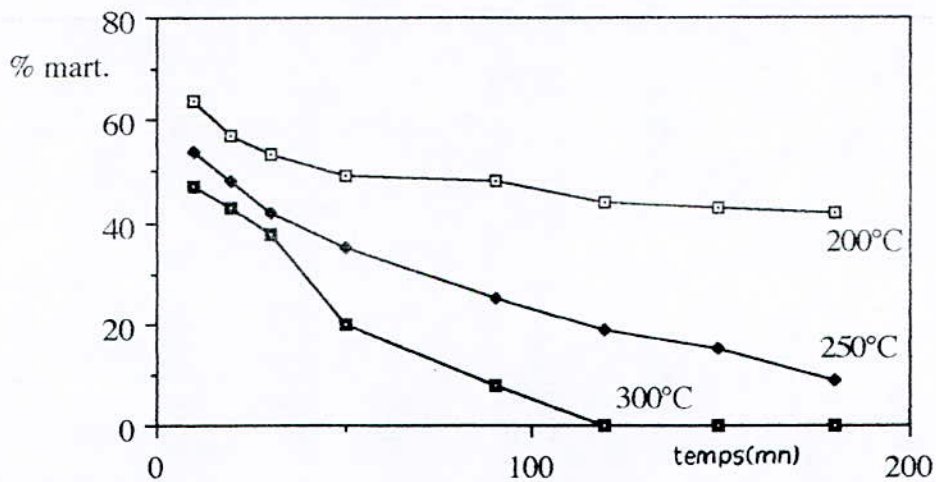
##### **3-2-1-1-1- Maintien dans le domaine de la bainite inférieure**

Les taux de transformation de l'austénite aux températures isothermes variant de 200°C, 250°C et 300°C en fonction de différentes durées peuvent être étudiés à travers les courbes de variation des taux de ferrite bainitique, ainsi que par l'évolution des valeurs de dureté et d'aimantation en fonction du temps de maintien bainitique (**figure III-15-16-17-18**).

La **figure III-15** est très explicite car elle illustre parfaitement le fait que le taux de ferrite évolue beaucoup plus lentement à 200°C qu'à 300°C. Ce qui est logique si on se réfère aux mécanismes fondamentaux de la formation de la bainite. Cela est également confirmé par la **figure III-16** qui reflète l'évolution du taux de martensite. La chute reflète, dans ce cas, la diminution du taux de phase mère mais absolument pas un degré d'enrichissement en carbone qui est surtout la caractéristique de la bainite supérieure comme par exemple, à 300°C, qui est à la limite inférieure de la bainite supérieure.



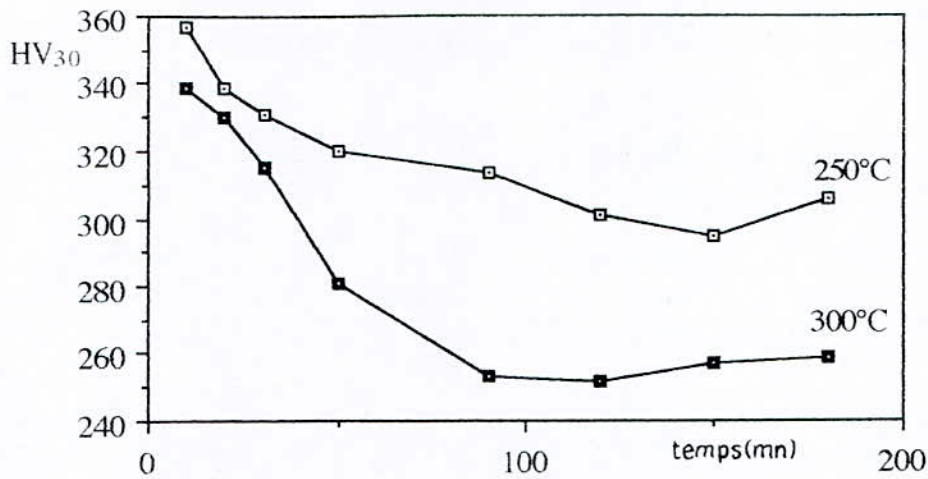
**Figure III-15:** Variation du taux de ferrite bainitique en fonction du temps de maintien bainitique à 200°C, 250°C et 300°C à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC"



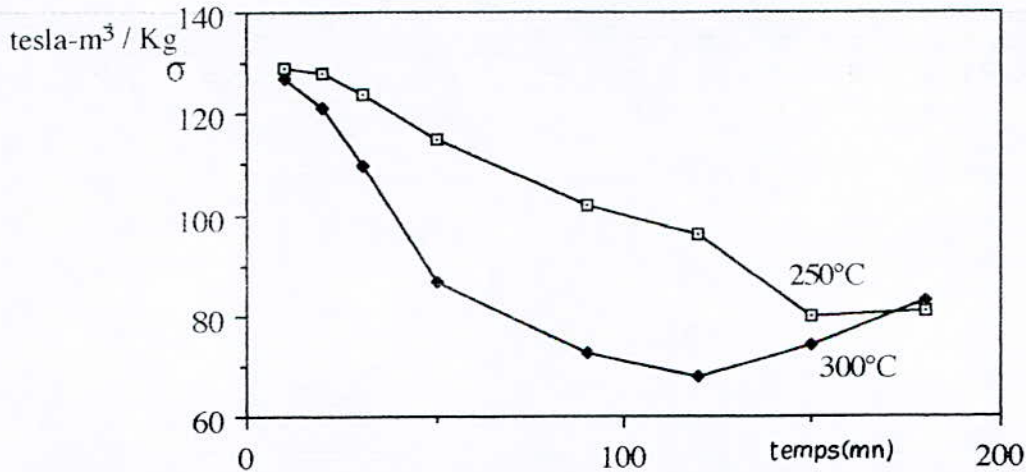
**Figure III-16:** Variation du taux de martensite en fonction du temps de maintien bainitique à 200°C, 250°C et 300°C à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC"

Les courbes des valeurs de dureté et d'aimantation pour les températures isothermes de 200°C, 250°C et 300°C représentées sur les **figures III-17** et **III-18**. confirment cela. Cependant, il n'est pas évident de faire une approche qualitative linéaire entre la caractéristique magnétique  $\sigma$  et le taux de la phase austénitique paramagnétique. Ceci est dû à ce que cette valeur magnétique caractérise une aimantation globale de la bainite, de la martensite, de l'austénite et du graphite.





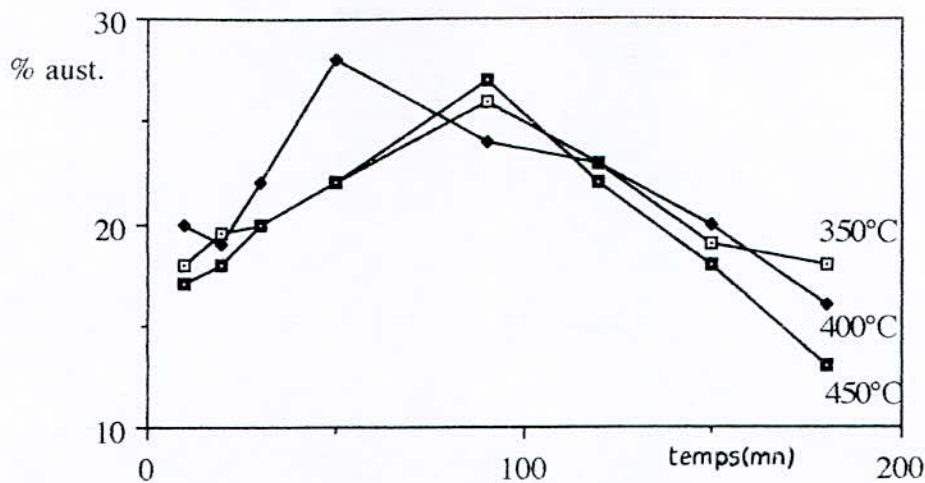
**Figure III-17:** Variation des valeurs de dureté HV<sub>30Kg</sub> en fonction du temps de maintien bainitique à 250°C et 300°C à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC"



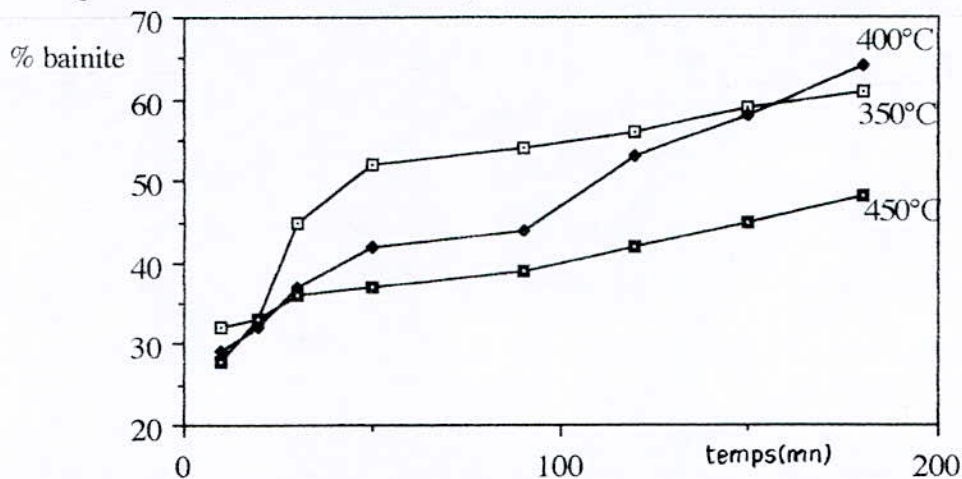
**Figure III-18:** Variation des valeurs magnétiques en fonction du temps de maintien bainitique à 250°C et 300°C à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC"

### 3-2-1-1-2- Maintien dans le domaine de la bainite supérieure

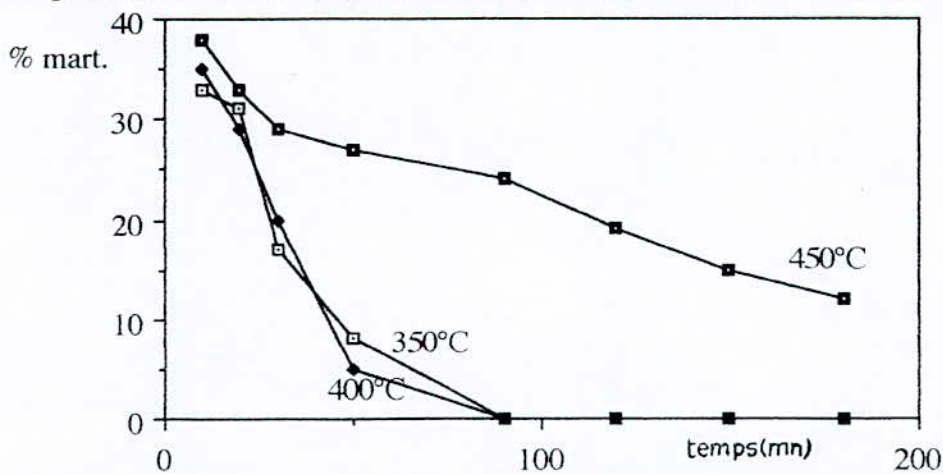
Les **figures III-19-20-21** présentent le taux des phases d'austénite bainitique, de ferrite bainitique et de martensite en fonction de la durée de maintien bainitique à 350°C, 400°C et 450°C. Après un traitement bainitique à 400°C, le taux d'austénite maximum de 28% , correspond à un maintien de 50 minutes (**figure III-19**). A 450°C, le taux maximum d'austénite est de 27%, mais la durée de fin de 1<sup>ère</sup> étape apparente, est au-delà de 90 minutes de maintien .



**Figure III-19:** Variation du taux d'austénite en fonction du temps de maintien bainitique à 350°C, 400°C et 450°C à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC"

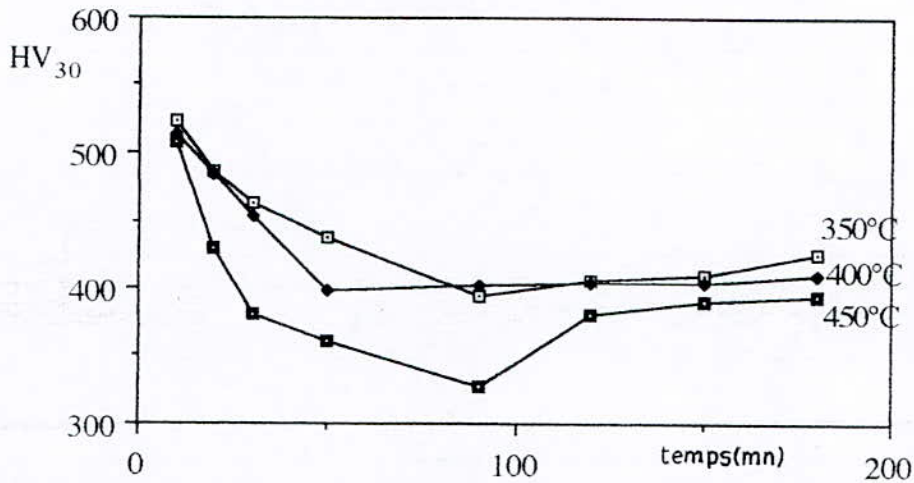


**Figure III-20:** Variation du taux de ferrite bainitique en fonction du temps de maintien bainitique à 350°C, 400°C et 450°C à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC"

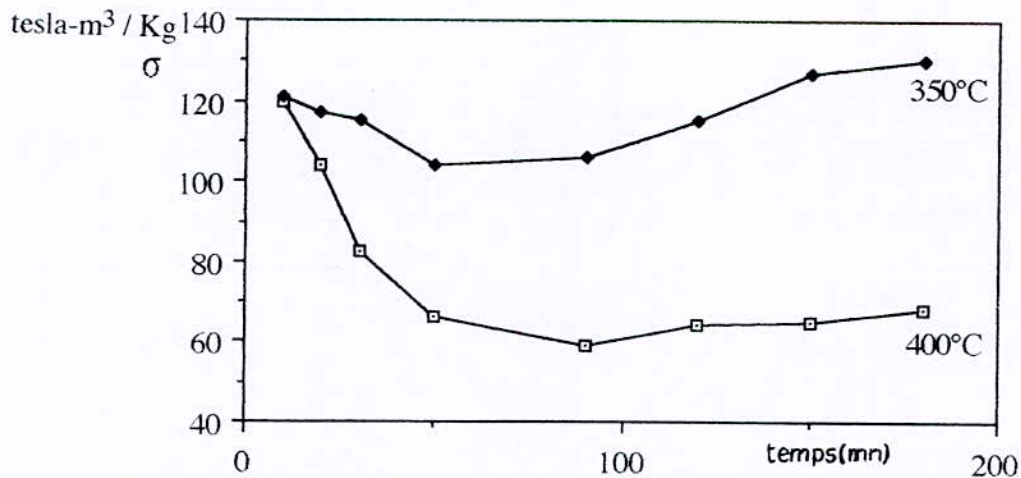


**Figure III-21:** Variation du taux de martensite en fonction du temps de maintien bainitique à 350°C, 400°C et 450°C à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC"

Les valeurs de dureté et magnétique des figures III-22-23 sont en relation directes avec la variation des taux de phases présentée aux figures III-19-20-21. Par contre les valeurs des taux de ferrite et de martensite ne cessent d'évoluer durant le temps de maintien bainitique sans qu'il y ait de relation évidente avec l'évolution du taux d'austénite (figure III-20-21).



**Figure III-22:** Variation des valeurs des duretés HV<sub>30Kg</sub> en fonction du temps de maintien bainitique à 350°C, 400°C et 450°C à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC"



**Figure III-23:** Variation des valeurs magnétiques en fonction du temps de maintien bainitique à 350°C, 400°C et 450°C à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC"

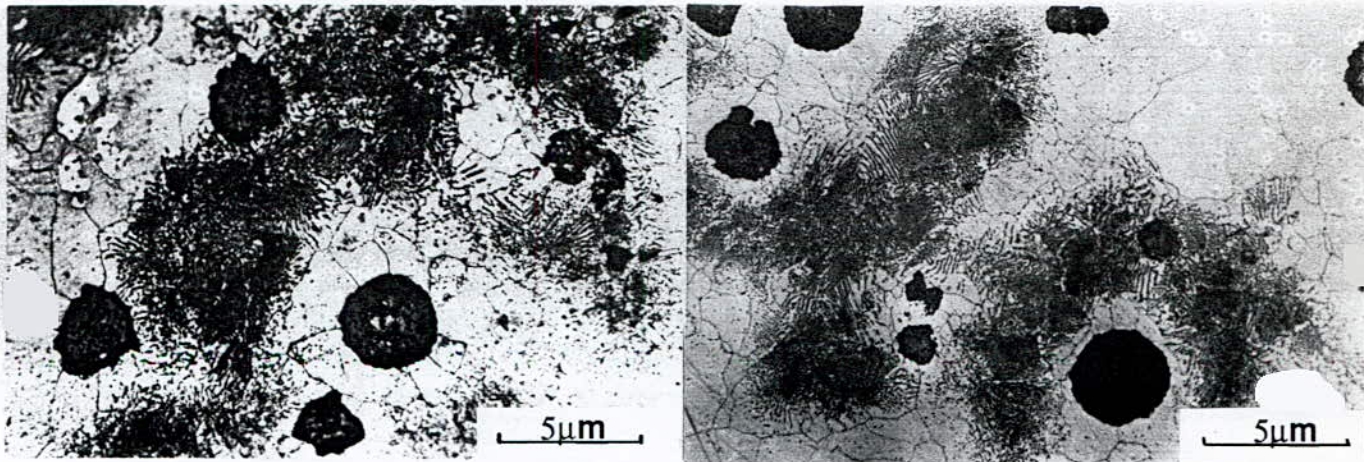
### 3-2-1-1-3- Maintien dans le domaine perlitique

Le traitement isotherme à 600°C fait disparaître toute trace d'austénite après 90 minutes de maintien. La trempe étagée effectuée à la température de 650°C ou à 700°C

pendant 90 minutes nous indique qu'il y a eu à la fois ferritisation directe dans certaines plages et formation de perlite lamellaire et globulaire dans d'autres plages (**figure III-24**).

Il est à noter que la perlite lamellaire s'est formée du niveau de l'ex. joint de la cellule de solidification (**38**) là où il y a surconcentration d'éléments carburigènes. Par contre il y a eu ferritisation directe dans la zone I là où les taux de Si et Ni sont les plus élevés.

De même entre ces deux structures on note une perlite globulaire ce qui pourrait également indiquer que, dans cette localisation précise, il y a probablement une ferritisation indirecte.



a) TTT 650°C (90mn)

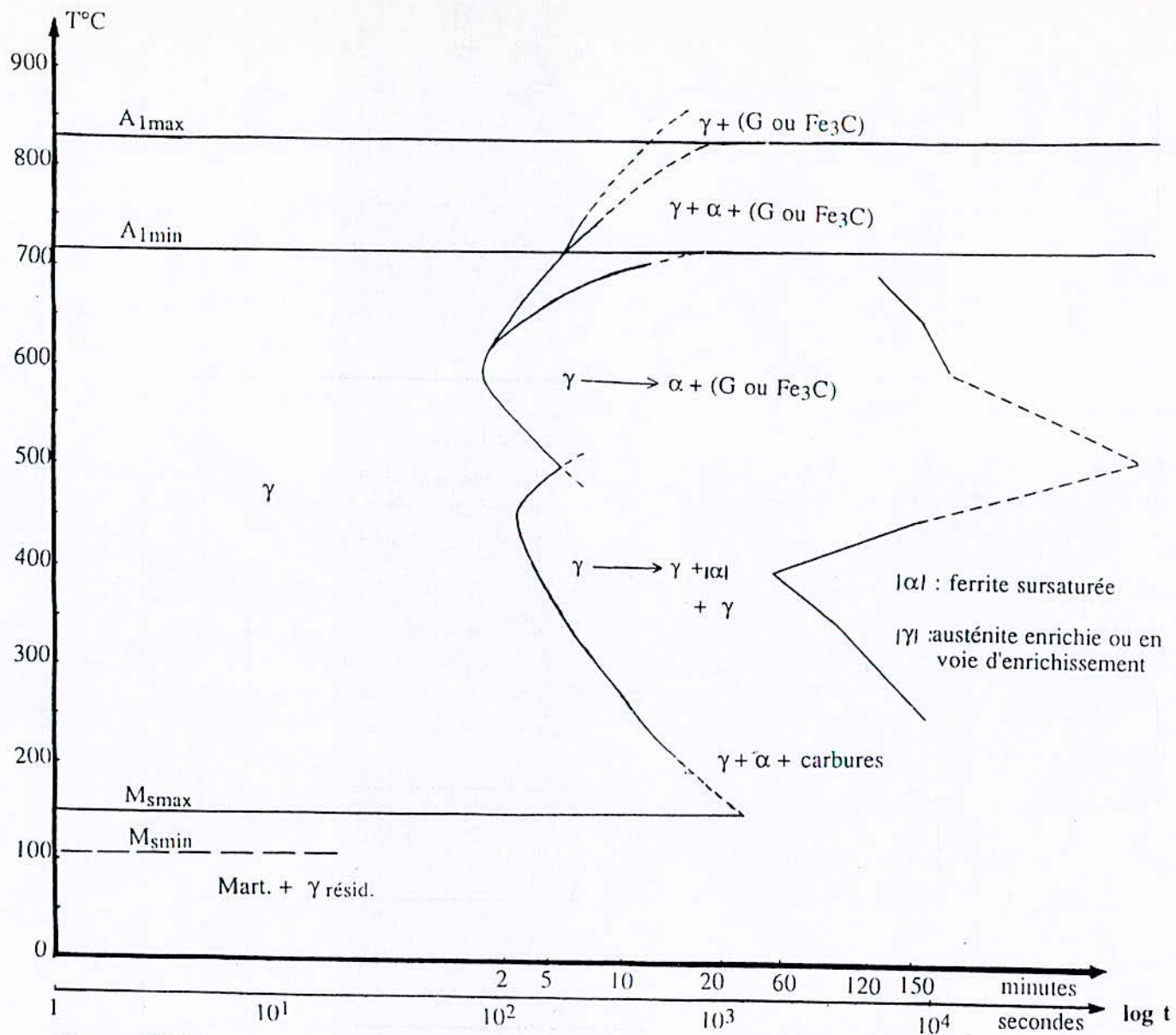
b) TTT 700°C (90mn)

**Figure III-24:** Micrographies obtenues après austénitisation à 900°C pendant 30 minutes suivie d'une trempe étagée à 650°C ou à 700°C pendant 90 minutes et ceci à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC".

Pour ce qui est de la température de 700°C, la transformation de l'austénite en "ferrite + graphite" ou "ferrite + cémentite" est plus tardive. Après 10 minutes de maintien à 700°C; la valeur de la dureté est de 344HV car on a 37% de martensite et 19% d'austénite résiduelle associés à de la ferrite et du graphite.

#### 3-2-1-1-4- Courbe TTT après austénitisation à 900°C

Toutes ces investigations; nous ont permis de tracer la courbe TTT (**figure III-25**).



**Figure III-25 :** Courbe TTT de la fonte "NC" obtenue à un chauffage à 900°C pendant 30 minutes

La courbe TTT représentée sur la **figure III-25**, a permis de mettre en évidence le domaine de la bainite (la bainite inférieure et la bainite supérieure) et le domaine perlitique. Nous constatons que les enveloppes exprimant le début de la transformation de l'austénite et la fin de la transformation apparente de la réaction bainitique se trouvent bien retirées vers la droite car à la température austénitique, la matrice s'est enrichie en carbone. Pour ce qui est des températures extrêmes de 200°C et 450°C du domaine bainitique, les durées de fin de transformation apparente sont supérieures à 180 minutes.

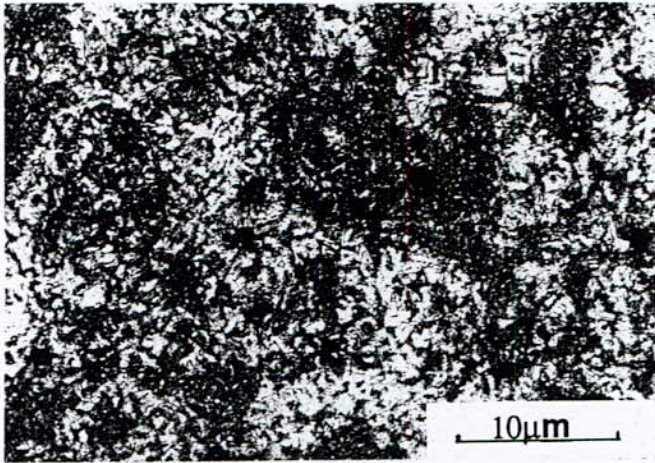
Nous y avons également représenté les évolutions propres au domaine de transition où on assiste aux transformations successives en zones I, II et III selon le type  $\gamma \longrightarrow \alpha + \text{graphite}$ , ou  $\gamma \longrightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$  en fonction de la température et de la composition chimique locale.

#### 3-2-1-2-Après chauffage et maintien dans la bande de transition "BT"

Pour cette étude, nous avons utilisé la même approche expérimentale que dans le cas précédent. Nous avons effectué un maintien de 30 minutes à 790°C avant le maintien isotherme à plus basse température.

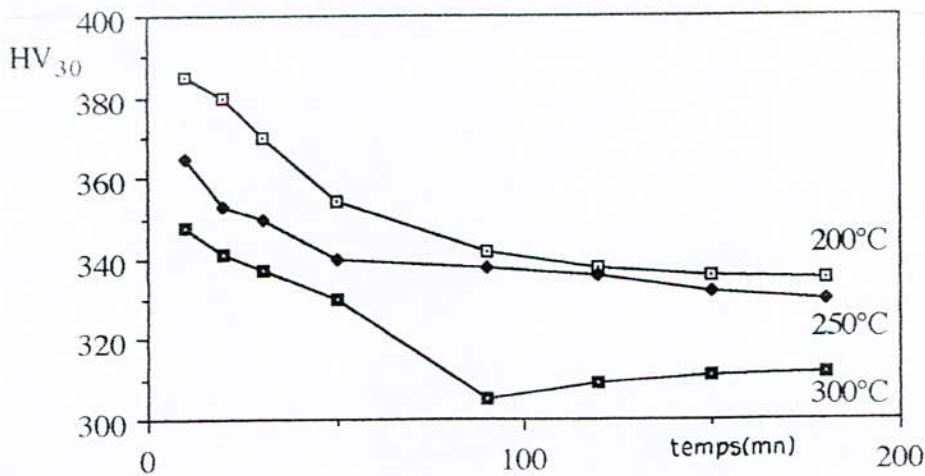
##### 3-2-1-2-1-Maintien dans le domaine de la bainite inférieure après chauffage dans la "BT"

La structure fine (**figure III-26**) après la trempe à 200°C pendant 90 minutes, montre bien l'hétérogénéité de composition de l'austénite créée dans la bande de transition. En effet, en plus de l'hétérogénéité classique des zones "zi" on a une hétérogénéité localisée au niveau des ex. joints de grains d'austénite de cette bande ce qui est tout à fait normal si on prend en compte le mécanisme de la transformation au chauffage donnant naissance à cette phase austénitique. Après refroidissement et maintien on devra donc avoir une réponse, différente de celle de toutes ces zones, au maintien bainitique inférieure.



**Figure III-26:** Micrographies obtenues après maintien au chauffage à 790°C pendant 30 minutes suivi d'une trempe bainitique à 200°C pendant 90 minutes et ceci à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC".

A 250°C et 300°C, l'évolution de la dureté en fonction de l'augmentation du taux d'austénite résiduelle est portée sur la **figures III-27**. La stabilité de cette austénite, dont l'enrichissement en carbone permet de diminuer les points Ms et Mf, provoque la chute de dureté.

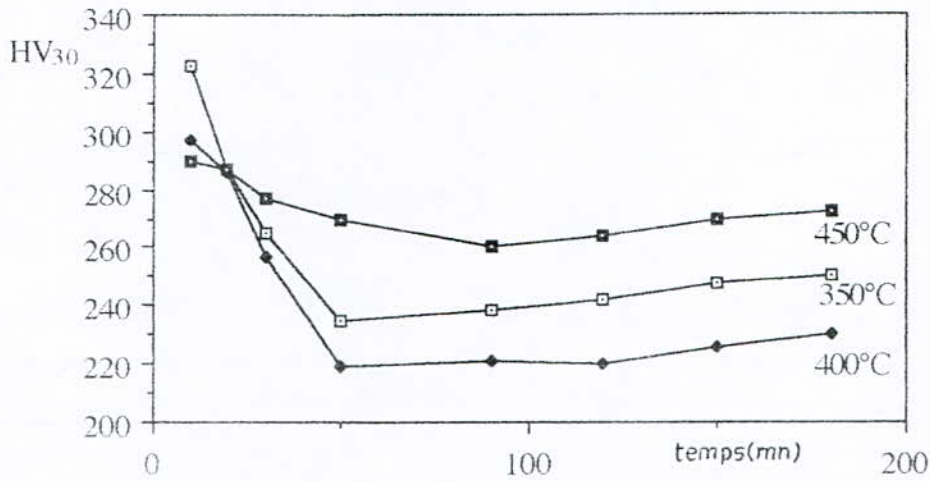


**Figure III-27:** Variation des valeurs de duretés HV<sub>30Kg</sub> en fonction du temps de maintien bainitique à 200°C, 250°C et 300°C à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC"

3-2-1-2-2-Maintien dans le domaine de la bainite supérieure après chauffage dans la "BT"

La **figure III-28** montre l'évolution de la dureté HV<sub>30</sub> en fonction de la température de maintien isotherme et du temps de maintien. On retrouve, là aussi, l'aspect classique de l'évolution qui permet même de discerner la fin de 1<sup>ère</sup> étape

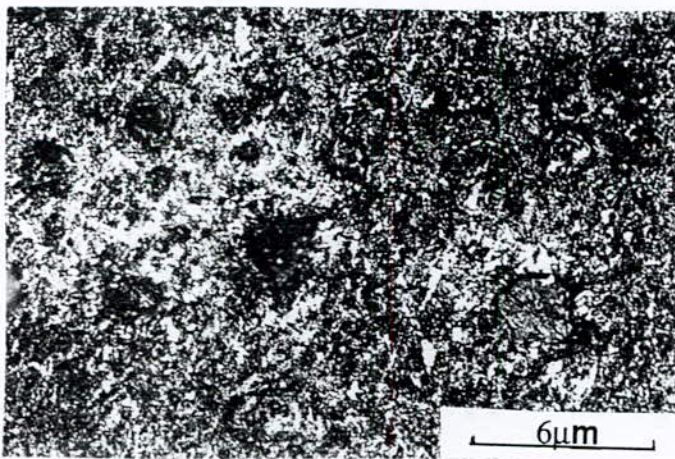
apparente. Il faut toutefois noter qu'à 450°C la réaction semble complexe car on sait que le nickel a tendance à créer une forme de "nez" bainitique asymptotique à 450°C - 470°C.



**Figure III-28:** Variation des valeurs de la dureté HV<sub>30Kg</sub> en fonction du temps de maintien bainitique à 350°C, 400°C et 450°C à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC"

### 3-2-1-2-3-Maintien dans le domaine perlitique après chauffage dans la "BT"

Les valeurs de dureté de la structure après maintien dans le domaine perlitique varient de 240HV à 257HV. A 600°C, nous pouvons observer de la perlite associée à des îlots de ferrite très fins (**figure III-29**).



**Figures III-29:** Micrographie obtenue après trempe étagée à 600°C pendant 90 minutes à partir de l'état brut de coulée de la fonte "NC", suivi d'un chauffage de 30 minutes à 790°C.



3-2-1-2-4-Courbe TTT de l'austénite obtenue après chauffage dans la bande de transition, à 790°C.

Cette courbe TTT (**figure III-30**) met en évidence la bainite inférieure, de la bainite supérieure et le domaine perlitique. Le début de la transformation de l'austénite se déplace vers la gauche par rapport à la courbe TTT réalisée à partir de la température de 900°C. Cela découle du fait que le domaine de température de la bande de transition ne permet pas d'enrichir en carbone la phase austénitique.

### 3-2-2-Transformations de l'austénite par refroidissement continu

Afin de compléter l'étude de courbes TTT nous avons également entrepris l'étude des courbes TRC de l'austénite en fonction de son mode de formation (900°C ou 790°C).

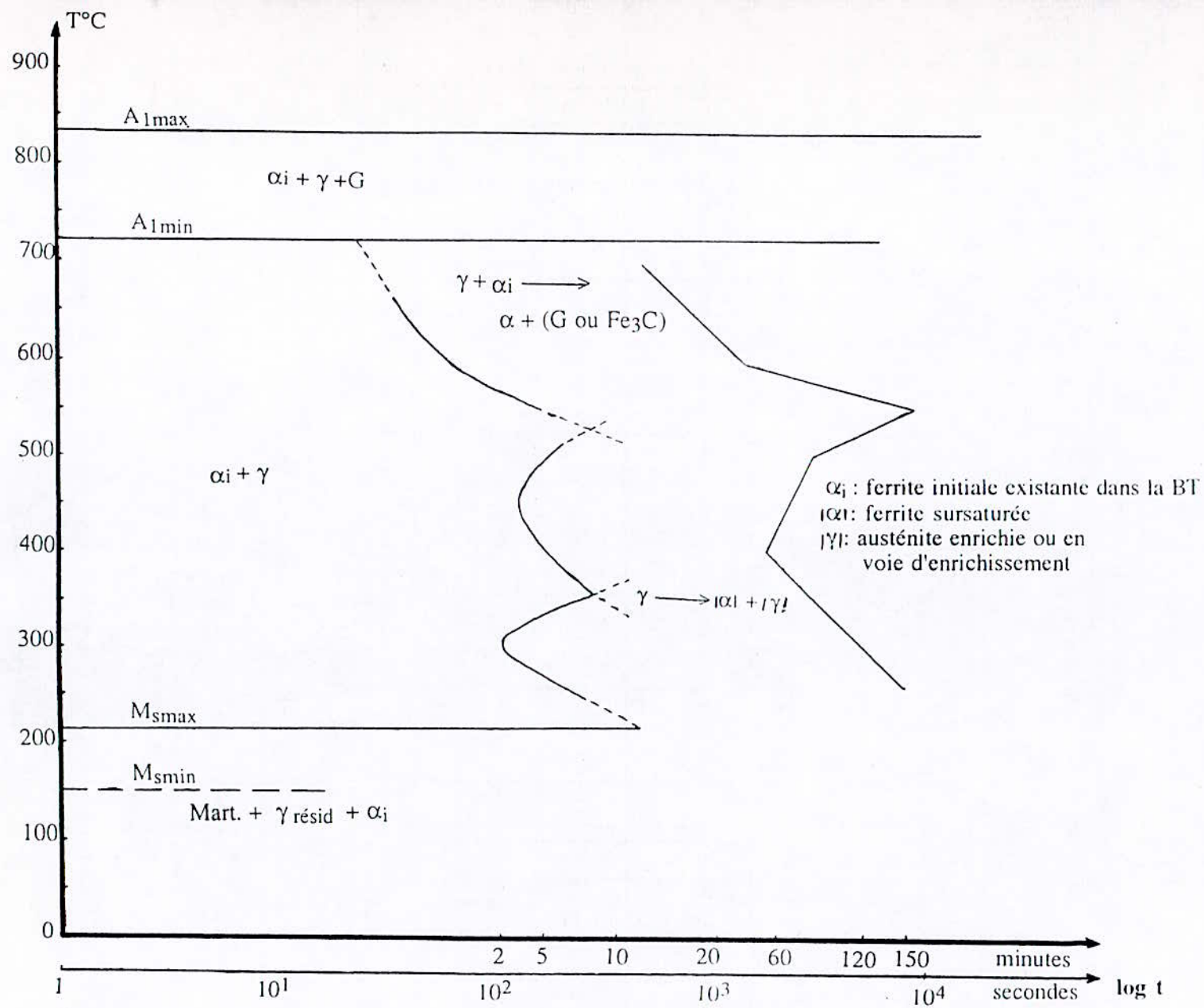
3-2-2-1-Après austénitisation à 900°C pendant 30 minutes

Nous avons utilisé plusieurs lois de refroidissement dont les vitesses sont indiquées sur le **tableau III-1**.

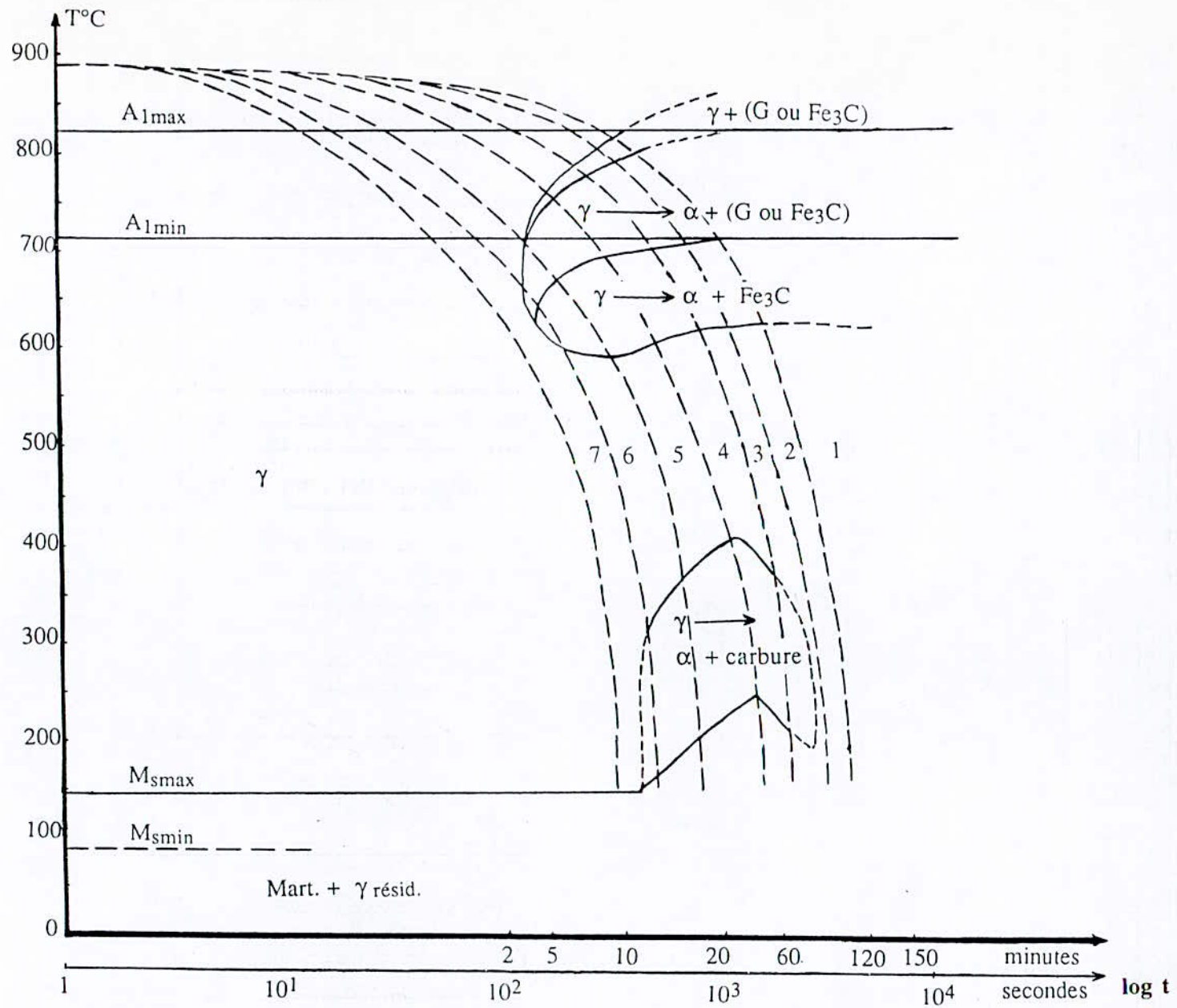
numéros des courbes "TRC"	1	2	3	4	5	6	7
vitesse (°C/h)	540	648	1006	1656	3096	4572	5148
Dureté (HV)	251	268	275	289	325	472	638

**Tableau III-1:** Mesures de duretés correspondant aux différentes vitesses de refroidissement en continu entre 900°C et 200°C.

A partir des courbes dilatométriques au refroidissement, nous avons tracé la courbe TRC (**figure III-31**) de la fonte NC, après austénitisation à 900°C pendant 30 minutes. L'inflexion d'une courbe dilatométrique obtenue par refroidissement lent "300°C/ heure" permet de délimiter les températures limites  $A_{I\max}$  et  $A_{I\min}$  de la BT. Les dilatogrammes obtenus à des vitesses inférieures: 1, 2, 3 et 4 correspondant à des vitesses de 540, 648, 1006 et 1656°C/ heure, présentent des inflexions nous permettant de tracer une petite ouverture mettant en évidence seulement  $\gamma + (G + Fe_3C)$ . Notons que la présence uniquement de graphite ne correspond qu'au cas idéal du diagramme d'équilibre Fe-C stable. En réalité, on a toujours la cémentite perlitique aux joints de cellules, favorisée par la présence du manganèse qui ségrège en zone III. Rappelons que la température  $A_{I\max}$  correspond à la zone I riche en silicium et la température  $A_{I\min}$  correspond à la zone III, pauvre en silicium.



**Figure III-30 :** Courbe TTT de la fonte "NC" obtenue à un chauffage à 790°C pendant 30 minutes



**Figure III-31 :** Courbe TRC de la fonte "NC" obtenue à un chauffage à 900°C pendant 30 minutes

Ainsi, les températures  $A_{1max}$  et  $A_{1min}$ , varient en fonction de la vitesse de refroidissement. La deuxième ouverture qui apparaît c'est bien la BT caractérisée par  $\alpha + \gamma + G$  ou cémentite perlitique qui commence d'abord en zone I.

Au dessous de  $A_{1min}$  en refroidissement continu, la graphitisation ne peut être mise en évidence, par contre les phases de cémentite et de ferrite perlitiques sont évidentes jusqu'à la température de  $580^{\circ}C$  environ seulement en zone III. L'austénite instable non transformée dans le domaine perlitique, se transformera en bainite aux températures variant de  $300^{\circ}C$  à  $400^{\circ}C$ .

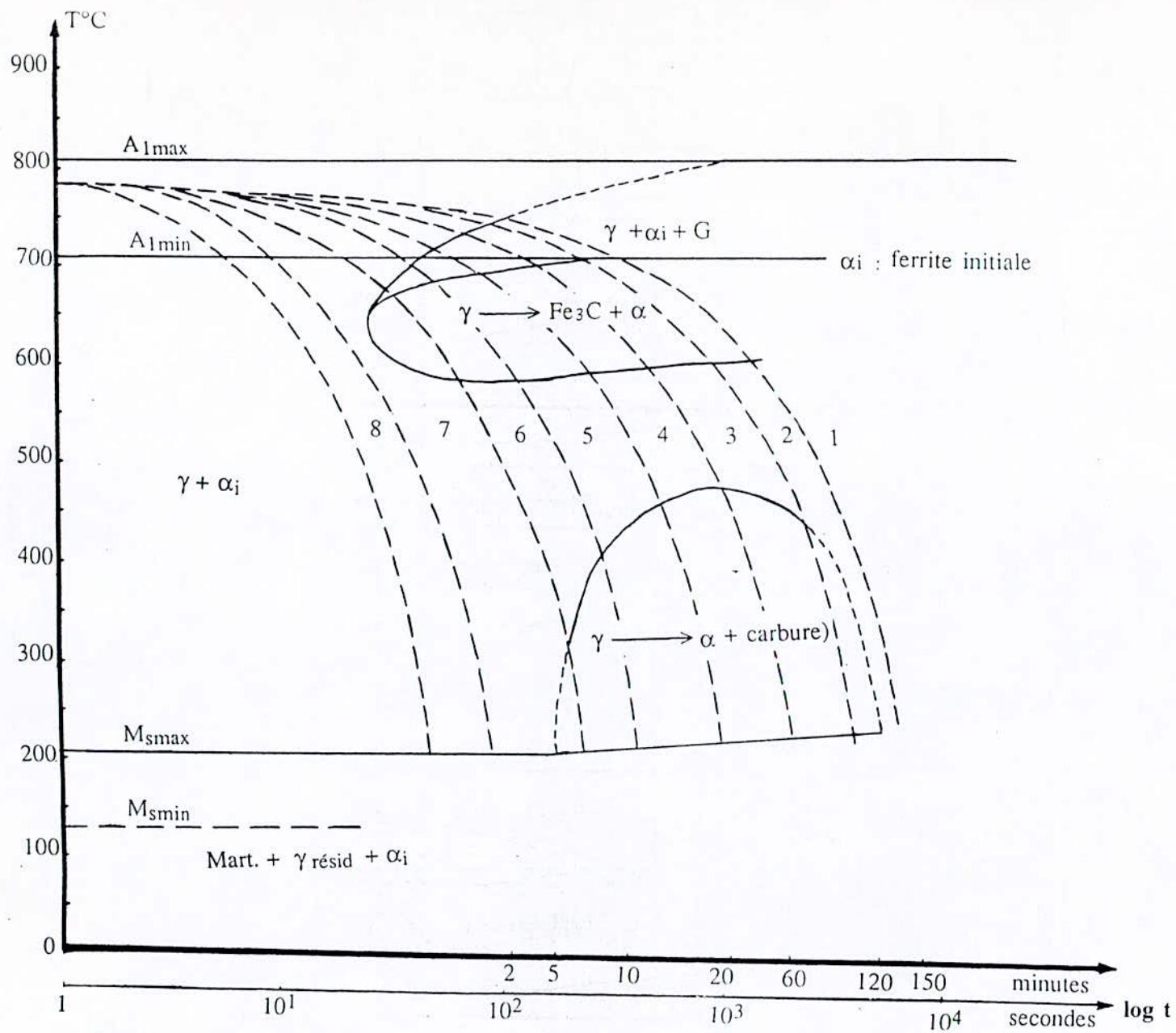
Nous remarquerons également la présence de  $M_{smax}$  de la zone I et de  $M_{smin}$  de la zone III. Pour ce qui est des températures  $M_{fmax}$  et  $M_{fmin}$ , elles ne figurent pas, car elles sont au-dessous de la température de la température ambiante, et le refroidissement n'a pas été poursuivi.

3-2-2-2- Après chauffage et maintien pendant 30 minutes dans la bande de transition à  $790^{\circ}C$

Le **tableau III-2** présente toutes les duretés obtenues après refroidissement continu de  $790^{\circ}C$  à  $200^{\circ}C$  suivant les vitesses indiquées sur le même **tableau III-2**. Si les vitesses sont supérieures à la vitesse critique de trempe, la mise en évidence de la phase  $\alpha$  initiale de la bande de transition est très difficile car il y a peu de phase  $\alpha$ . De plus elle se trouve alors répartie dans une matrice austénito-martensitique hétérogène (**figure III-33-a**). Par contre si la vitesse de refroidissement diminue, la structure devient classique mais reste hétérogène en répartition (**b et c**). A la température de  $790^{\circ}C$ , la matrice contient la ferrite et une austénite, pauvre en carbone. Cette dernière est transformée lors du refroidissement à une vitesse de trempe "numéros 7 et 8", en martensite et en austénite résiduelle. Cet état structural composé de ferrite, de graphite, de martensite et d'austénite résiduelle est caractérisée par une dureté ne dépassant pas  $410 HV_{30}$ .

numéros des courbes "TRC"	1	2	3	4	5	6	7	8
vitesse ( $^{\circ}C/h$ )	180	290	800	1400	1800	3600	4200	13200
dureté ( $HV_{30}$ )	217	221	236	242	265	290	255	410

**Tableau III-2:** Mesures de duretés correspondant aux différentes vitesses de refroidissement en continu entre  $790^{\circ}C$  et  $200^{\circ}C$ .



**Figure III-32:** Courbe TRC de la fonte "NC" obtenue \u00e0 partir d'un chauffage \u00e0  $790^{\circ}\text{C}$  pendant 30 minutes.

La courbe TRC de la **figure III-32** montre dans le domaine de la BT, la présence de la ferrite initiale " $\alpha_i$ " + graphite, et éventuellement  $Fe_3C$  en zone I, mais dans notre cas, il existe des auréoles de ferrite (**figure III-1**

Au-dessous de la température  $A_{Imin}$ , c'est la ferrite et la cémentite perlitique qui apparaissent en zone III jusqu'à la température de 580°C environ.

Le restant de l'austénite qui ne s'est pas transformé en perlite se transformera en bainite aux températures variant de 300°C à 450°C.

Les températures  $M_{s\ max}$  et  $M_{f\ max}$  correspondent à la zone I

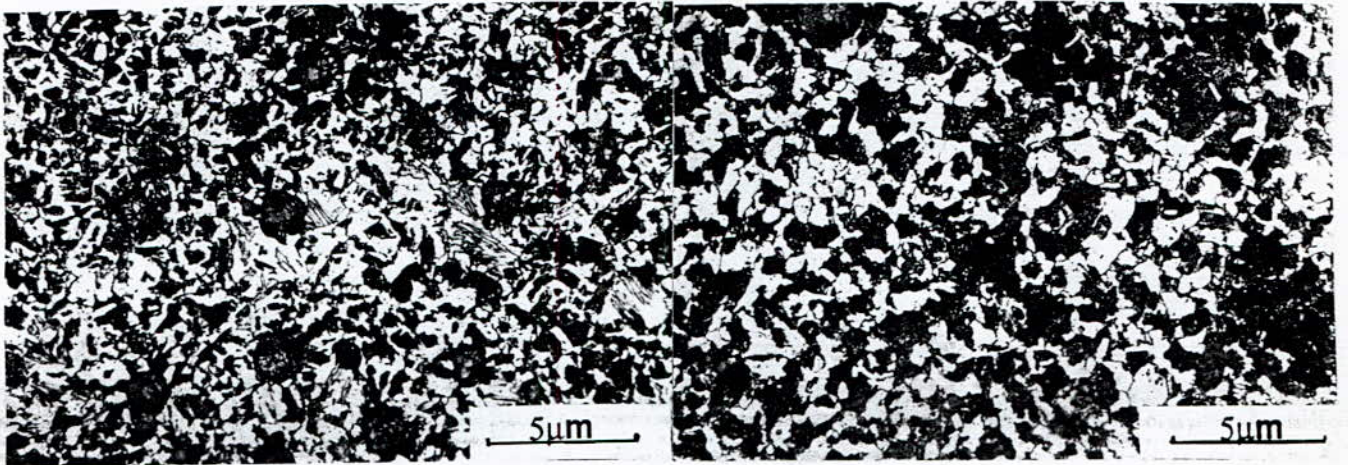
Les températures  $M_{s\ min}$  et  $M_{f\ min}$  correspondent à la zone III

Les températures  $M_{f\ min}$  et  $M_{f\ max}$ , n'existent pas sur la **figure III-32**, car elles se trouvent au dessous de la température ambiante et le refroidissement n'a pas été poursuivi.

Le domaine de transformation bainitique de la courbe TRC obtenu à partir de la BT est plus important que celui de la courbe TRC obtenu à partir de 900°C. Etant donné qu'à 900°C, la matrice est riche en C, il est évident que les domaines perlitique et bainitique sont plus déplacés vers la droite que les domaines de transformation obtenus à partir de la BT.

Les micrographies des **figures III-33-a-b-c** révèlent les trois structures obtenues lors des refroidissements continus à partir de la température de 790°C avec des vitesses de 180°C/h, 3600°C/h et 13200°C/h.

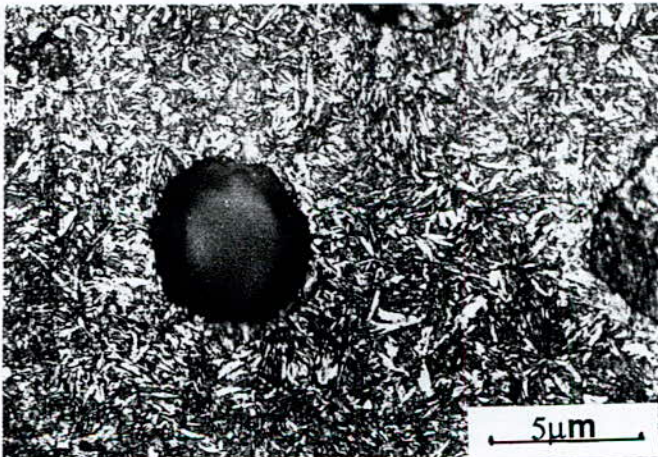
La **figure III-33-a**, révèle des traces de martensite, et en blanc c'est simultanément la ferrite et l'austénite résiduelle. Un revenu à 200°C, révélerait mieux les aiguilles de martensite. La **figure III-33-b** montre la présence de la perlite et la ferrite initiale. " $\alpha_i$ ". Alors, que le refroidissement à la vitesse de 180°C/heure (**figure III-33-c**), montre une structure homogène fine ferrito-perlitique. Les grains de ferrite et de perlite seraient certainement plus gros dans le cas des vitesses lentes de cette fonte chauffée à 790°C.



a)  $v = 13200^{\circ}\text{C/h}$ .

b)  $v = 3600^{\circ}\text{C/h}$ .

**Figures III-33-a-b:** Micrographies de la fonte "NC" obtenues après refroidissement continu selon les vitesses respectives de  $13200^{\circ}\text{C/h}$  et de  $3600^{\circ}\text{C/h}$ , et ceci à partir d'un chauffage à  $790^{\circ}\text{C}$  pendant 30mn.



c)  $v = 180^{\circ}\text{C/h}$ .

**Figures III-33-c:** Micrographie de la fonte "NC" obtenue après refroidissement continu selon la vitesse  $180^{\circ}\text{C/h}$  à partir d'un chauffage à  $790^{\circ}\text{C}$  pendant 30mn.

### 3-3-Etude des propriétés mécaniques après différents traitements thermiques

Après l'étude de la variation de l'intervalle de température de la bande de transition, celle des transformations de phases après refroidissement continu et celle des traitements par maintiens isothermes, nous nous sommes intéressés aux propriétés mécaniques. Nous savons que les fontes bainitiques de type supérieur présentent des propriétés

mécaniques performantes, à condition que la structure à 20°C soit de type ferrito-austénitique stable. Nous nous sommes également intéressés à la variation des propriétés mécaniques de structures obtenues après chauffage à différentes températures et en particulier dans le domaine de la bande de transition. Soit après trempe à l'eau, soit après trempe bainitique à 400°C en fonction du temps de maintien à cette température. Les températures de maintien avant trempe ont été de 900°C ou de 790°C. Dans le cas du traitement bainitique, le tracé des courbes TTT effectué précédemment indique que la fin de la transformation apparente est obtenue après différentes durées de maintien bainitique selon que la température est de 450°C ou de 240°C.

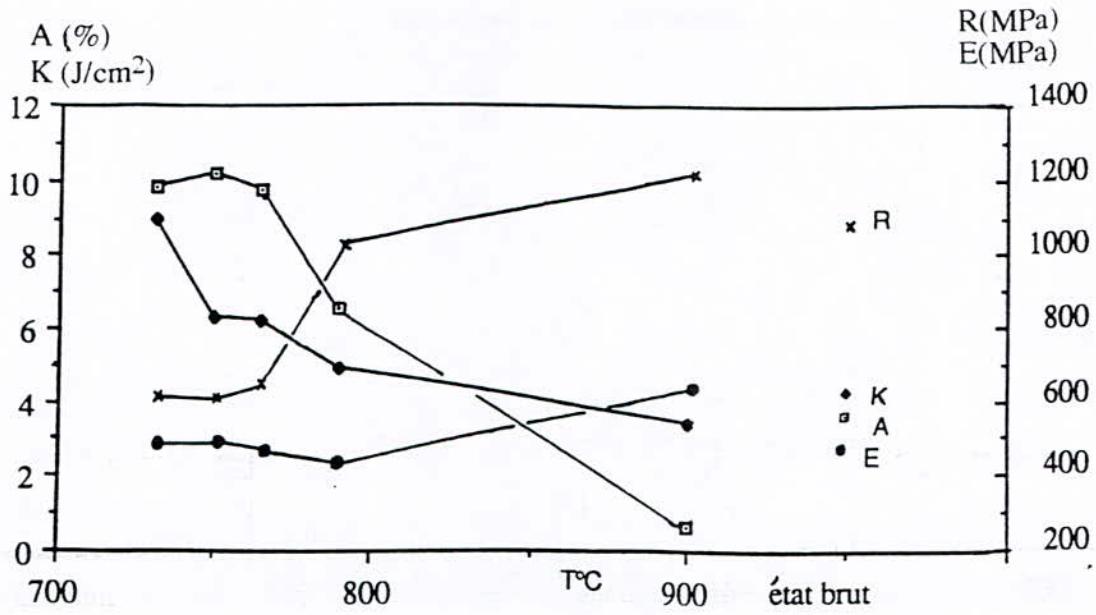
### **3-3-1-Propriétés mécaniques obtenues par trempe à l'eau à partir de différentes températures de maintien (t = 30mn).**

La **figure III-34** présente la variation des propriétés mécaniques de la charge de rupture "R", de la limite élastique "E", de l'allongement "A" et de la résilience "K" de l'état brut de coulée, et après chauffage pendant 30 minutes aux températures 900°C, 790°C, 765°C, 750°C et 730°C, suivi d'une trempe à l'eau jusqu'à 20°C.

Les propriétés mécaniques varient dans une assez large mesure en fonction des traitements thermiques appliqués.

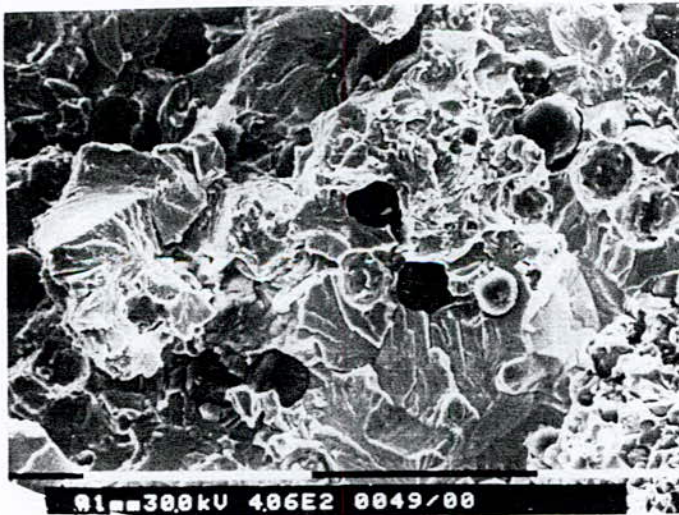
La **figure III-34** illustre l'évolution des propriétés de traction "R" et de résilience "K" en fonction de la température de maintien dans le domaine de transition à partir d'un état initial de type brut de coulée. On note essentiellement une augmentation de R et E liée à l'apparition d'une certaine quantité de produits hors d'équilibre, qui croît avec la température de maintien, entraînant une diminution de l'allongement.



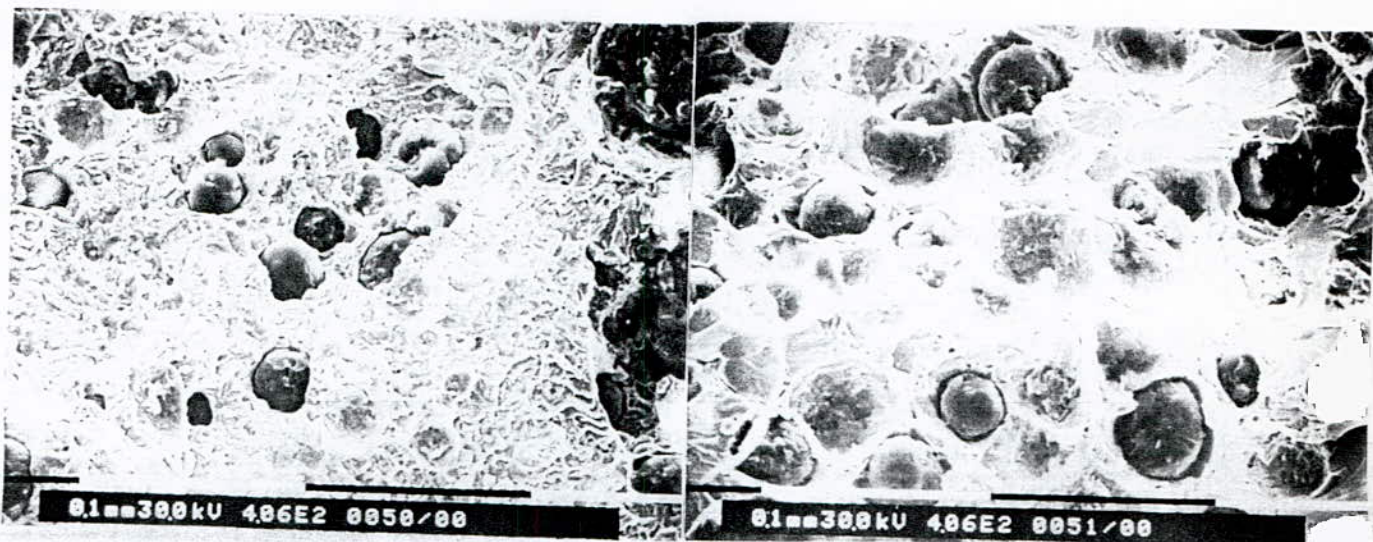


**Figure III-34 :** Variation de "R" et "E", "A" et "K" en fonction des températures de maintien avant trempe de la fonte "NC".

Les microfractographies des **figures III-35-a-b-c** reflètent très bien l'évolution de l'allongement, donc la diminution de la fragilité.



**Figures III-35-a:** Microfractographies du faciès de rupture après l'essai de traction de l'état brut de coulée de la fonte "NC".

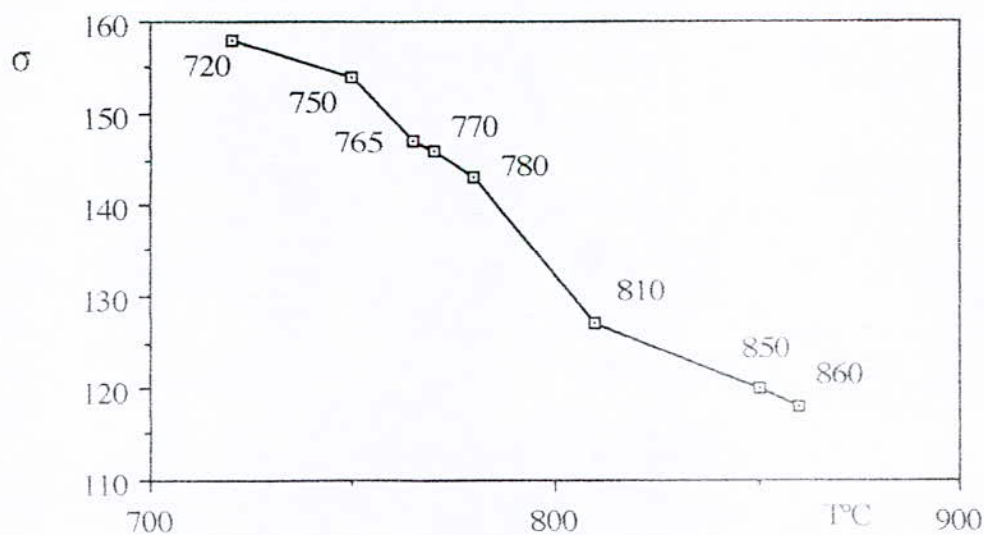


a) 790°C

b) 765°C

**Figures III-35-b-c:** Microfractographies du faciès de rupture après l'essai de traction d'éprouvettes chauffées pendant 30 minutes à 790°C et à 765°C suivies d'une trempe à l'eau (fonte "NC").

L'évaluation semi-quantitative de la concentration de l'austénite existante est représentée par la variation de la caractéristique magnétique de la structure, représentée sur la **figure III-36**. On note bien une décroissance de  $\sigma$  donc une apparition fréquente d'austénite au fur et à mesure que la température s'élève de 730°C à 900°C.

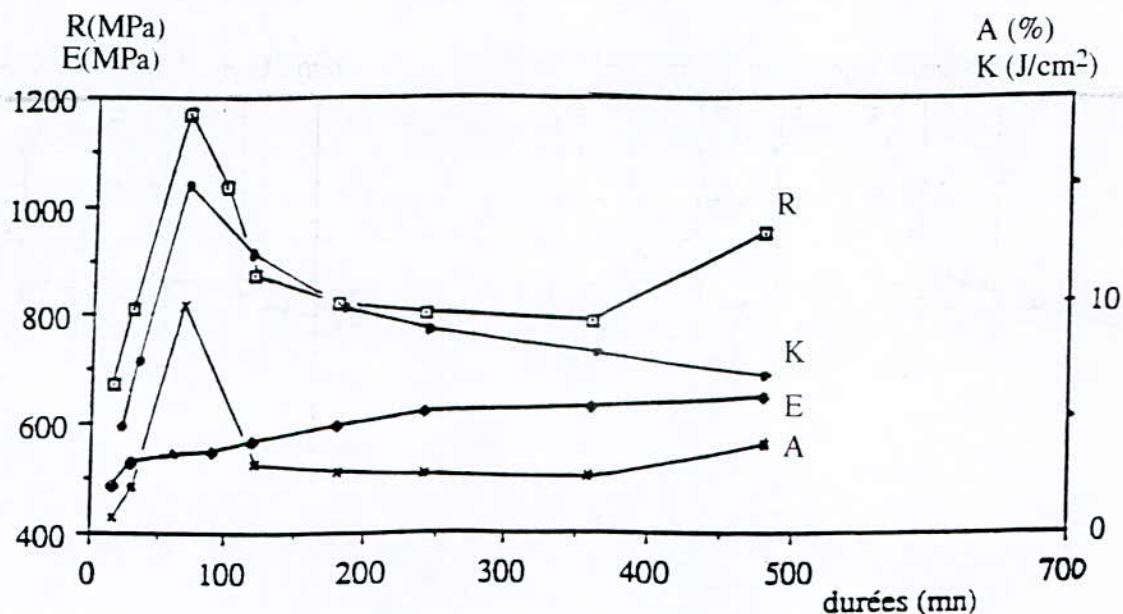


**Figure III-36:** Relation entre la variation des valeurs magnétiques et les différentes températures de chauffage dans la bande de transition pendant 30 minutes, suivi d'une trempe à l'eau.

### 3-3-2-Propriétés mécaniques obtenues après trempe bainitique après austénitisation à 900°C pendant 30 minutes.

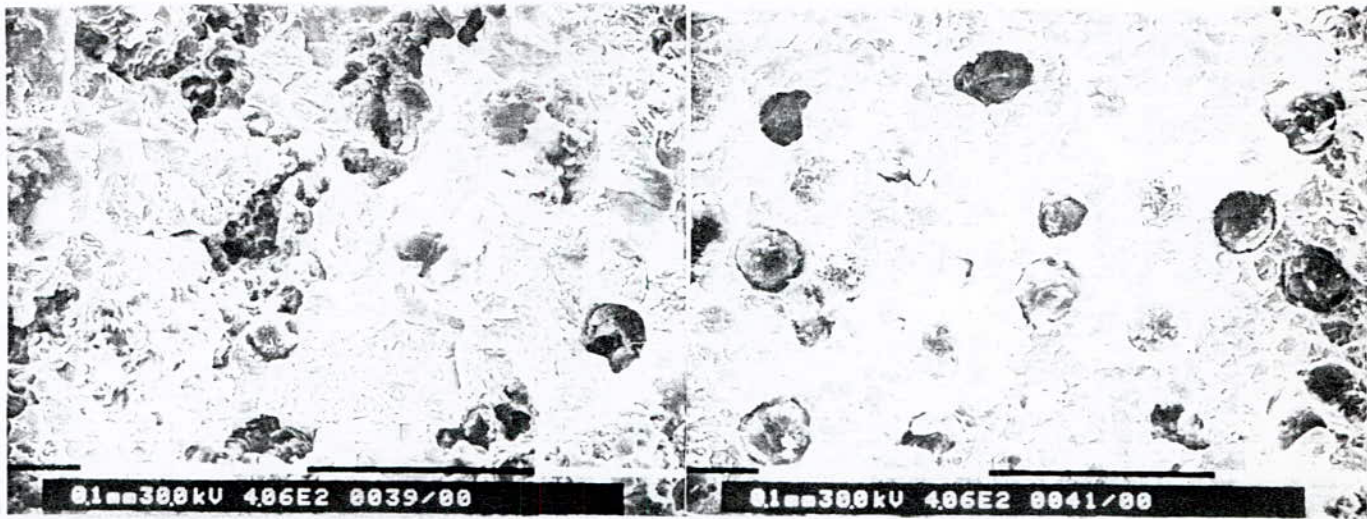
#### 3-3-2-1-Trempe bainitiques à 400°C (durées de maintien bainitique, variables)

On observe une variation des propriétés mécaniques après trempe bainitique à 400°C en fonction des maintiens isothermes variables (**figure III-37**). La température de 400°C est une température limite du domaine de la bainite supérieure. Les courbes de la **figure III-37** mettent en évidence la variation de la charge de rupture "R", de la limite élastique "E", de l'allongement "A" et de la résilience "K". L'augmentation de "R", K et A à t = 50 minutes s'explique par l'augmentation de l'enrichissement de l'austénite en carbone. L'évolution ultérieure au-delà de 50 minutes est liée à la 1<sup>ière</sup> étape réelle.



**Figure III-37:** Variation de "R" et "E", "A" et "K" après chauffage de 30 minutes suivi d'une trempe bainitique à 400°C en fonction de différentes durées de maintien (fonte "NC").

Par ailleurs les microfractographies des **figures III-38-a-b** représentent les faciès de rupture après les essais de traction des éprouvettes de la fonte "NC" ayant subi une trempe bainitique à 400°C pendant 15 ou 60 minutes. On constate l'effet du maintien isotherme sur la nature de la cassure et en particulier l'influence fragilisante de la martensite. Dans la 1<sup>ière</sup> microfractographie de la **figure III-38-a**; on constate des petites zones de clivage avec quelques cupules sous forme d'alvéoles.

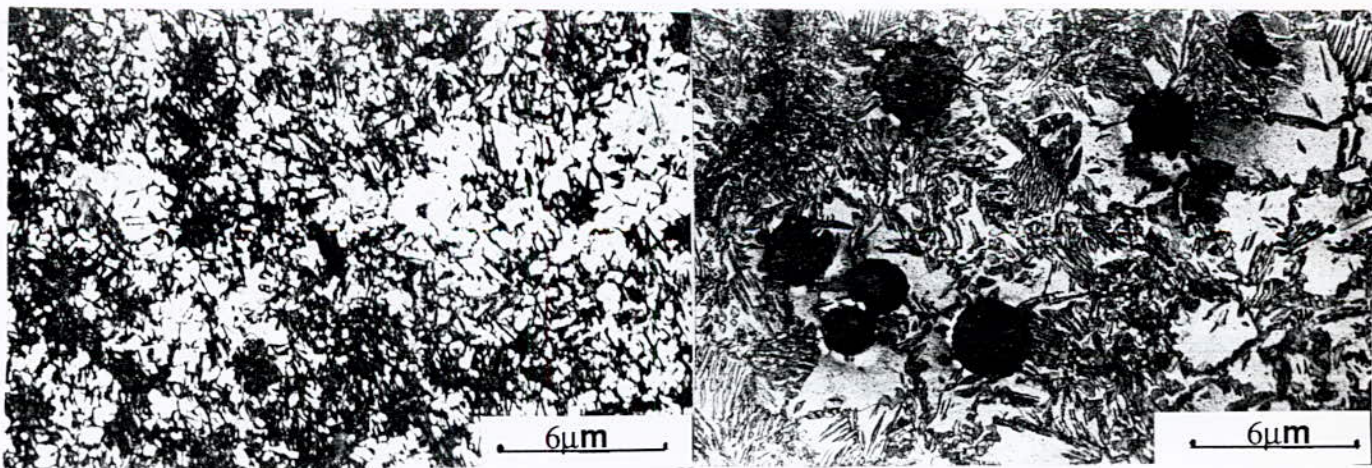


a)TTT400°C(15mn)

b)TTT400°C(60mn)

**Figures III-38-a-b** : Microfractographies du faciès de rupture après l'essai de traction après trempe bainitique à 400°C pendant 15 minutes "a" et 60 minutes "b" de la fonte "NC".

Les micrographies de la **figure III-39** révèle la présence de martensite qui ne peut être mise en évidence sans un revenu de 200°C pendant 2 heures. Après ce revenu effectué, la surface des plages blanches plus importantes par rapport à l'état structural sans revenu, ne représentent que l'austénite stable à l'ambiante.



a)TTT400°C(15mn)

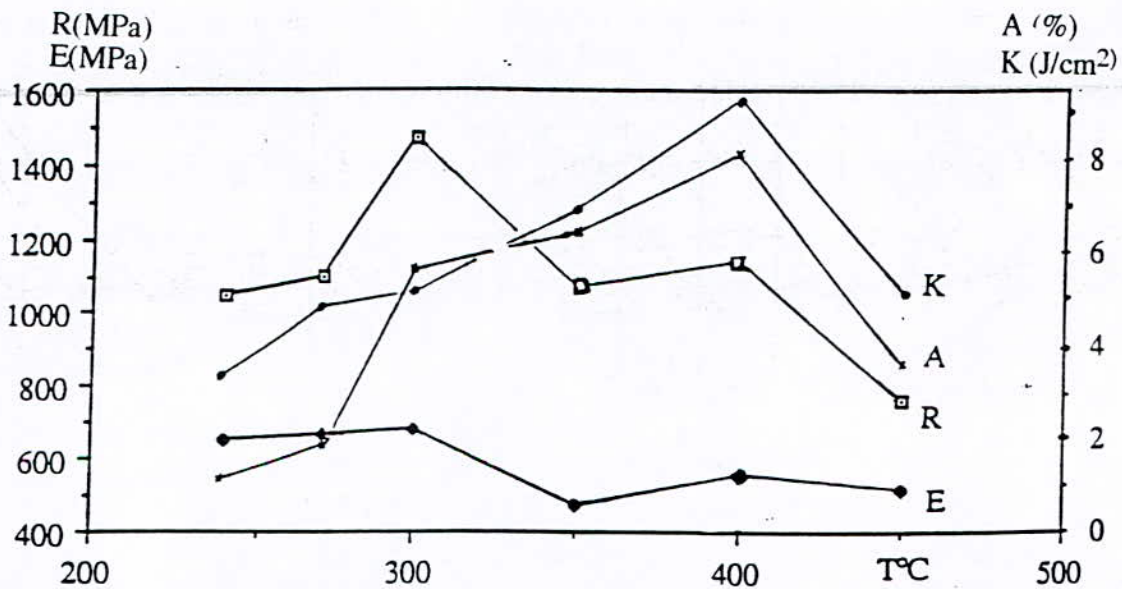
b)TTT400°C(60mn)

**Figures III-39-a-b** : Micrographies des structures après trempe bainitique à 400°C pendant 15 minutes "a" et 60minutes "b" de la fonte "NC".

3-3-2-2-Trempe bainitiques avec des maintiens correspondants à la fin de la transformation apparente (températures de maintien bainitiques variables).

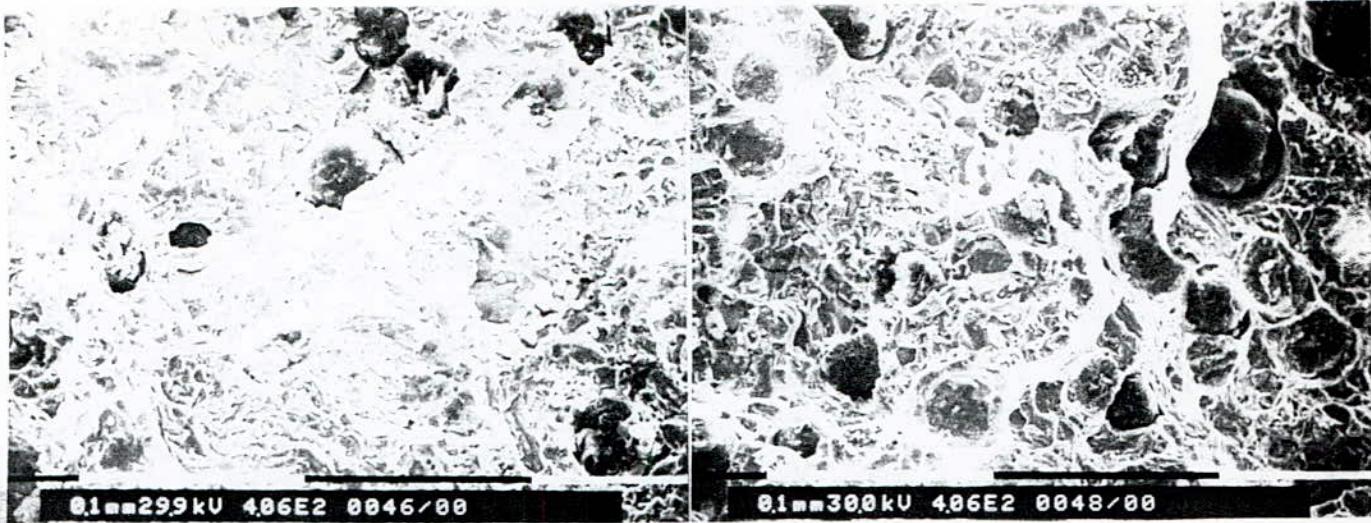
3-3-2-2-Trempe bainitiques avec des maintiens correspondants à la fin de la transformation apparente (températures de maintien bainitiques variables).

Les durées de maintien bainitique correspondant aux fins des transformations apparentes de chacune des températures variant de 450°C à 240°C ont été définies d'après la courbe TTT de la **figure III-25**. Après ce traitement, nous avons étudié la variation des propriétés mécaniques (**figure III-40**). La ductilité maximale est traduite par un allongement maximal de 8% correspondant à une résilience de 9,30J/cm<sup>2</sup> et à une charge de rupture de 1150N/mm<sup>2</sup> pour une trempe bainitique de 400°C pendant 60 minutes. Ces valeurs des propriétés mécaniques sont acceptables pour de nombreuses applications industrielles, exigeant en même temps une ductilité et une résistance élevées.



**Figure III-40:** Variation de "R", "E" "A" et "K" après trempes bainitiques aux différentes températures correspondant aux différents maintiens de fin de transformation apparente (fonte "NC").

Les microfractographies des **figures III-41-a-b** correspondent aux trempes bainitiques de 450°C et de 350°C. Elles ne présentent de zones de clivage, que pour le cas de 350°C; on constate un décrochement de niveau à faciès accidenté traduisant une fragilité. A part cette observation les cupules ductiles sous forme d'alvéoles existent dans les deux cas.

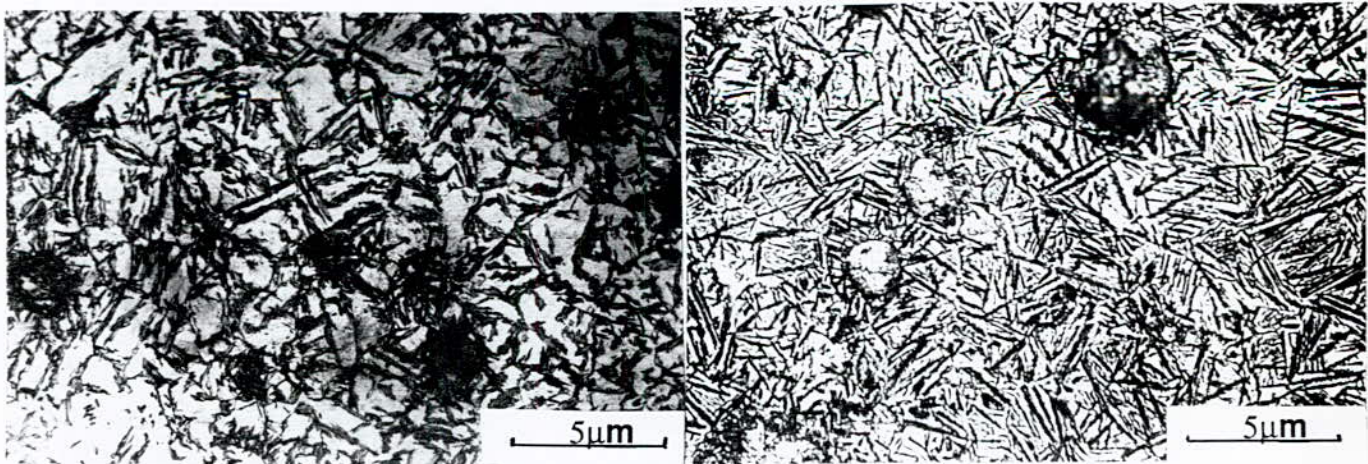


a)TTT450°C

b)TTT350

**Figures III-41-a-b:** Microfractographies du faciès de rupture après l'essai de traction d'éprouvettes en fonte "NC" chauffées à 900°C pendant 30 minutes suivis d'une trempe bainitique à 450°C et à 350°C pendant des durées de type fin de transformation apparente.

Les micrographies correspondantes se trouvent aux **figures III-42-a-b**. Celle de 450°C révèle un taux surfacique clair important, traduisant la présence d'un taux d'austénite instable avec une faible quantité de martensite qui ne peut pas être mise en évidence sans un revenu de 2 heures à 200°C. Ces micrographies nous présentent également une homogénéité structurale assez bonne sans qu'il y ait une homogénéité chimique.



a)TTT450°C

b)TTT350°C

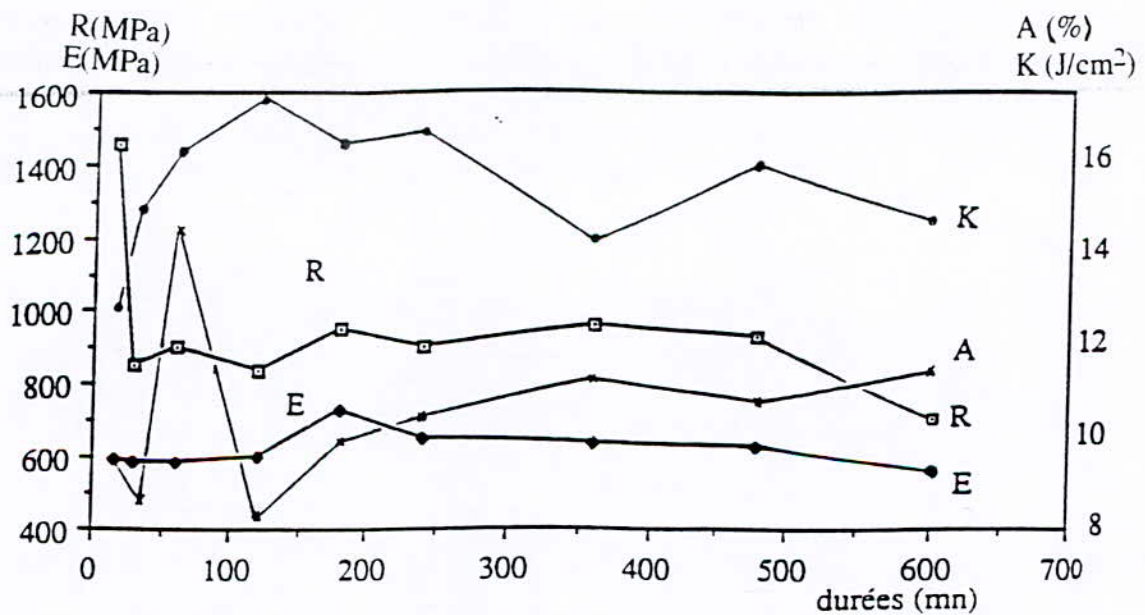
**Figures III-42-a-b:** Micrographies des structures d'un état de trempe bainitique à 450°C et 350°C pendant des durées correspondant aux fins de transformation apparentes. Le chauffage avant trempe, a été de 900°C pendant 30 minutes.

### 3-3-3-Propriétés mécaniques obtenues après trempe bainitique après chauffage à 790°C pendant 30 minutes.

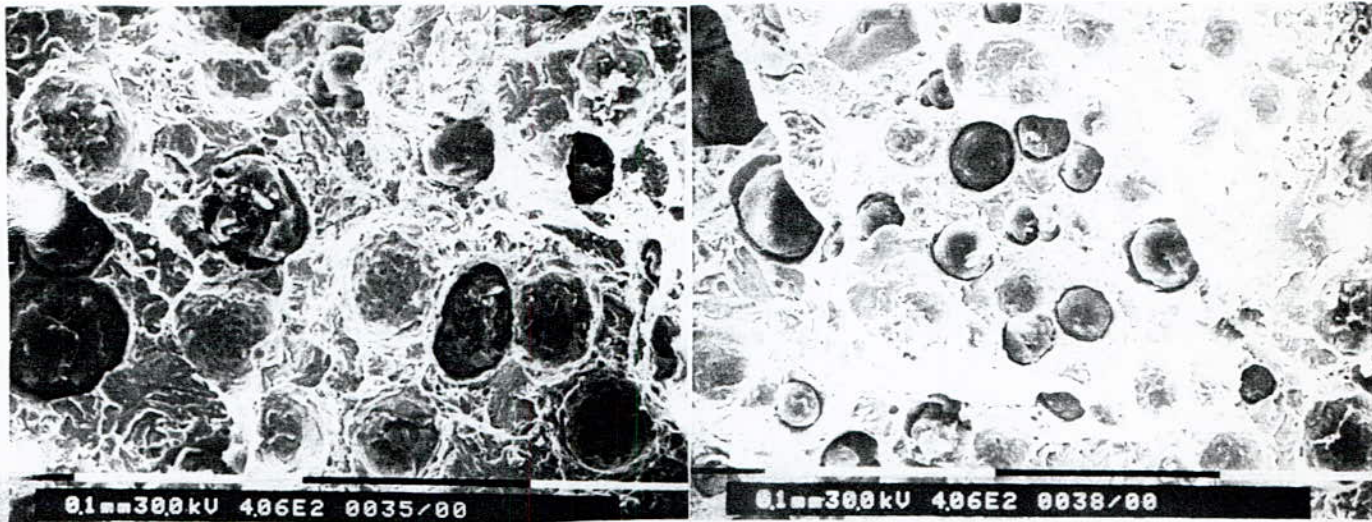
Cette étude des propriétés mécaniques à partir d'un chauffage dans la bande de transition a été menée de façon identique à celle effectuée après austénitisation. Les durées de maintien bainitique sont toutefois différentes car les durées d'incubation du début de la transformation austénitique sont plus faibles.

#### 3-3-3-1-Trempe bainitiques à 400°C (durées de maintien bainitique variables)

Les traitements thermiques de trempe bainitique à 400°C présentent de faibles variations des propriétés mécaniques en fonction du temps (**figure III-43**). A la fin de la transformation de la 1<sup>ère</sup> étape apparente, l'allongement atteint une valeur maximale de 14,50% et la résilience varie de 13J/cm<sup>2</sup> à 17J/cm<sup>2</sup>. Ceci est confirmé par l'aspect de la cassure représentée sur les **figures III-44**.



**Figure III-43:** Variation de "R", "E" "A" et "K" après chauffage de 30 minutes suivi d'une trempe de 400°C en fonction des durées de maintien (fonte "NC").

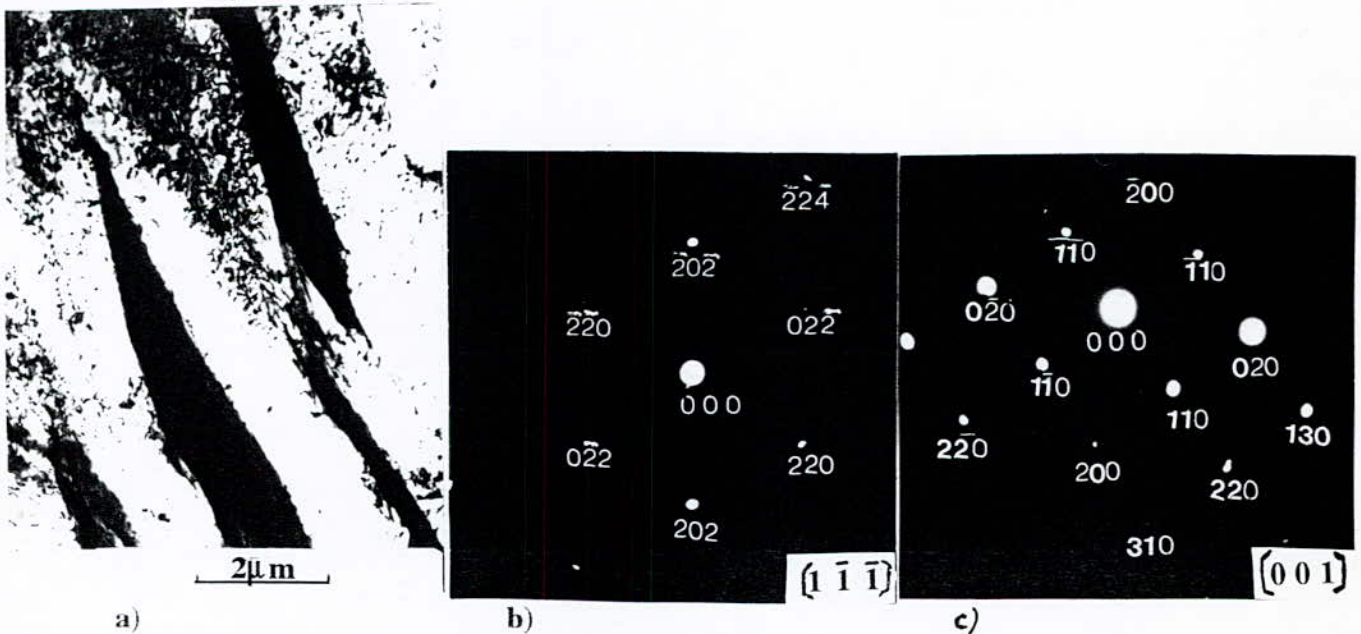


a) TTT 400°C (15mn)

b) TTT 400°C (60mn)

**Figures III-44-a-b:** Microfractographies du faciès de rupture après l'essai de traction d'éprouvettes chauffées pendant 30 minutes à 790°C suivi d'une trempe bainitique à 400°C pendant 15 et 60 minutes.

Après maintien de 60 minutes à 400°C la structure n'est pas encore stabilisée au sens strict. Néanmoins par microscopie électronique nous avons pu examiner une zone de type "α", "γ" absolument dénuée de carbures (**figure III-45-a**). Les clichés de microdiffraction (**figures 45-b-c**) confirment la présence de ces deux phases austénitique et ferritique.

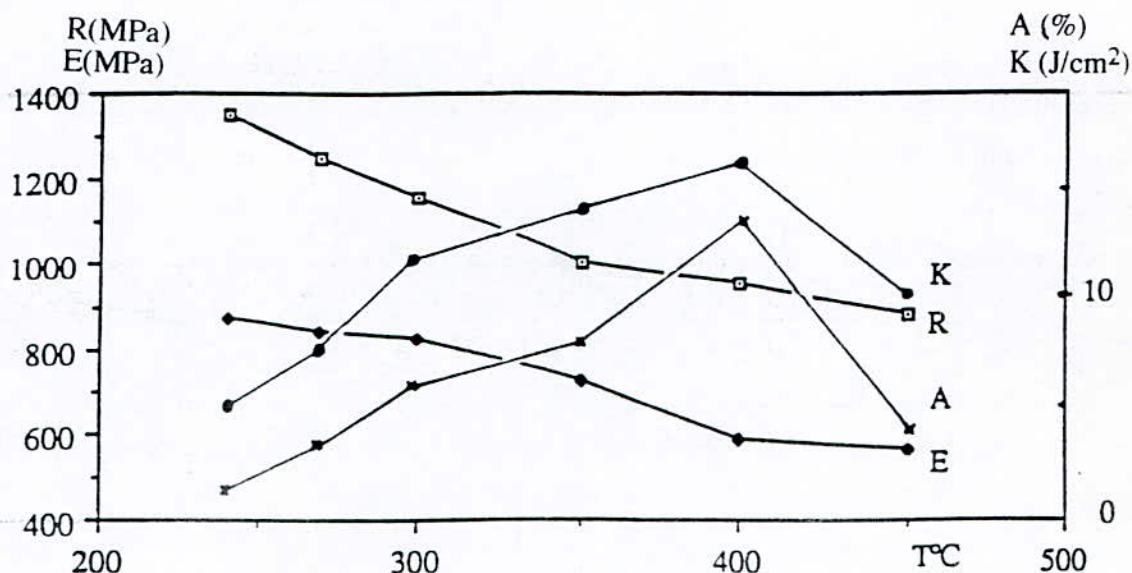


**Figures III-45-a-b-c:** Clichés de microdiffraction de l'austénite "b" et de la ferrite "c" correspondant à la micrographie électronique "a" d'un état de trempe bainitique à 400°C pendant 60 minutes. Le chauffage avant trempe a été de 790°C pendant 30 minutes.



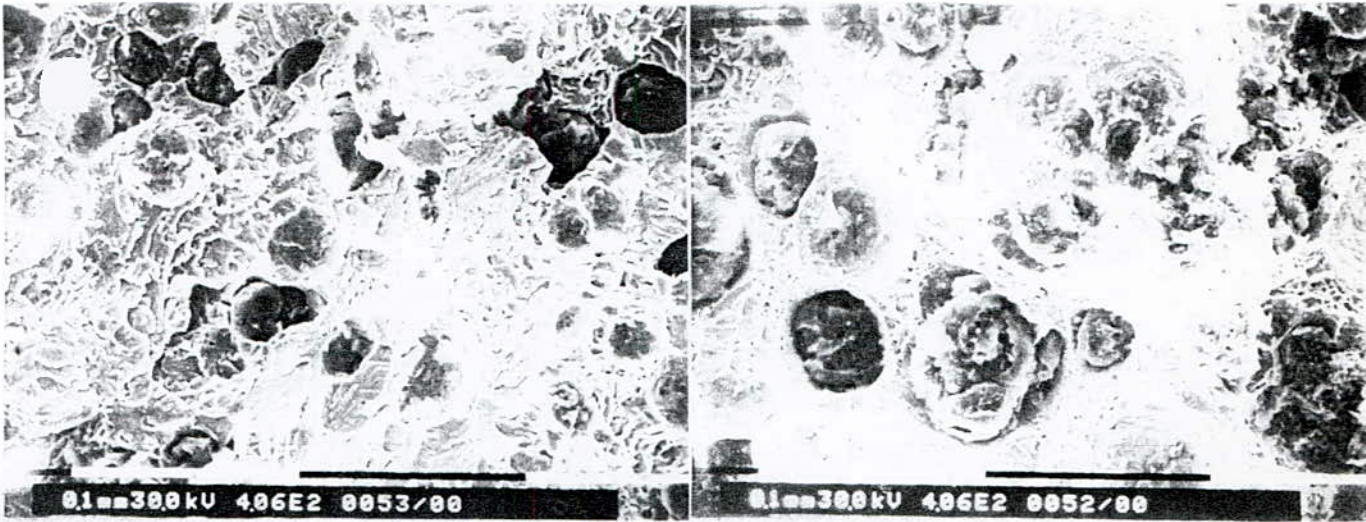
3-3-3-2-Trempe bainitiques avec des maintiens correspondants à la fin de la transformation apparente (températures de maintien bainitique variables).

La **figure III-46** résume l'ensemble des propriétés mécaniques obtenues en fonction des différentes températures de traitement bainitique à partir de la zone de transition (790°C, 30 minutes). Les durées de maintien bainitique diffèrent toutefois des précédentes, compte tenu de la réduction des temps d'incubation.



**Figure III-46:** Variation de "R" et "E", "A" et "K" après trempes bainitiques aux différents maintiens correspondant à la fin de transformation apparente. Le chauffage avant trempe a été de 790°C pendant 30 minutes (fonte "NC").

Les microfractographies représentées sur les **figures III-47-a-b** montrent l'aspect des cassures obtenues après l'essai de traction des éprouvettes ayant subi respectivement des trempes bainitiques à 450°C et de 350°C. Ces figures ne présentent pas de zones de clivage.

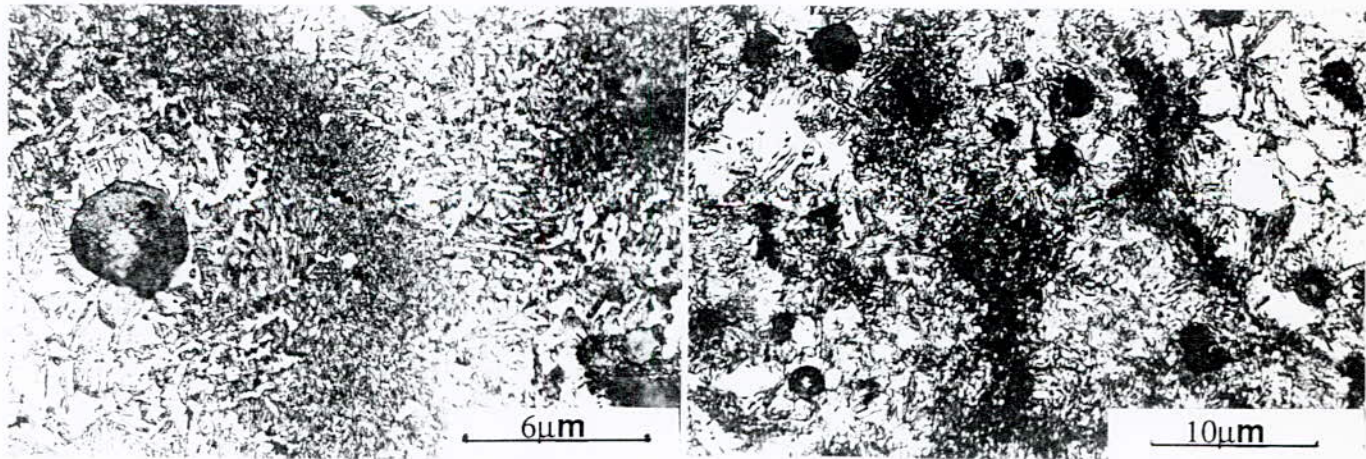


a)TTT450°C

b)TTT350°C

**Figures III-47-a-b:** Microfractographies du faciès de rupture de la fonte "NC" après l'essai de traction d'un état de trempe bainitique à 450°C et 350°C. La durée correspondante à la fin de la transformation apparente est de 90 mn. Le chauffage avant trempe a été de 790°C pendant 30 minutes.

Les micrographies de la **figure III-48** prises après une trempe bainitique à 450°C et 350°C, dont la durée correspond à la fin de la transformation apparente, mettent en évidence un joint de cellule contenant quelques carbures granulaires, alors que dans les zones I et II on a un mélange de ferrite et d'austénite.



a)TTT450°C(90mn)

b)TTT350(90mn)

**Figures III-48-a-b:** Micrographies des structures de la fonte "NC" d'un état de trempe bainitique à 450°C et 350°C. La durée correspondant à la fin de transformation apparente est de 90 mn. Le chauffage avant trempe a été de 790°C pendant 30 minutes.

### 3-4 CONCLUSION

L'étude des traitements thermiques appliqués à la fonte au Ni-Cu nous a permis de définir un domaine de température dans la bande de transition définie, obtenue au chauffage, jusqu'à ce jour encore non utilisée dans l'industrie. Ces études ont montré une évolution structurale et un intervalle de la bande de transition qui fluctue en fonction de la composition chimique de l'état structural initial et de la cinétique de transformation des phases au chauffage. On a défini dans cette bande de transition, l'évolution de la réaction  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \longrightarrow \gamma + \text{graphite}$ . Dans le cas d'un système stable, la réaction est  $\alpha + \text{graphite} \longrightarrow \gamma + \text{graphite}$ .

Cette étude nous a conduit à tracer les courbes TTT et TRC obtenues à partir d'une température incluse dans la bande de transition

Pour la fonte "NC", l'étude comparative des transformations de phases après trempe bainitique à partir de la bande de transition ou à partir du domaine austénique nous a permis de mettre en évidence une relative homogénéité structurale bainitique due à la présence du nickel et cela malgré une hétérogénéité chimique inter-cellulaire.

La courbe TTT effectuée après chauffage à 900°C pendant 30 minutes, présente un nez bainitique et un nez perlitique. Par contre la courbe TTT obtenue à partir de 790°C présente une "baie" située au niveau supérieur de la bainite supérieure. La présence des éléments d'alliage n'est pas étrangère à cette forme "d'ouverture" dans le domaine bainitique.

Dans le cas des courbes TRC tracées à partir des mêmes températures, les lignes de transformation se déplacent également vers la droite si l'austénite initiale est plus riche en carbone ( $\theta_\gamma = 900^\circ\text{C}$ ,  $t_\gamma = 30\text{minutes}$ ).

Les structures austénito-ferritique obtenues après différentes trempes bainitiques nous ont permis d'obtenir des propriétés mécaniques performantes telles que: un allongement de 10,5% et de 17,5% avec des charges de rupture respectives de 1200MPa et de 850MPa. L'obtention de ces structures est conditionnée par le choix de la température de trempe bainitique et par le maintien jusqu'à la fin de la réaction de 1<sup>ère</sup> étape apparente. La température de chauffage dans le domaine de la bande de transition offre un niveau de ductilité plus important sans trop affecter la résistance à la traction.

Les différentes températures de maintien et les différentes températures bainitiques à partir d'un chauffage à 790°C de 30 minutes, nous donnent une multitude de structures complexes et très variables.

L'étude de la microfractographie s'est avérée indispensable pour un complément d'informations sur l'état fragile ou ductile des cassures obtenues après les essais de traction. Une structure ferrito-perlitique d'un état brut de coulée peut présenter des zones de clivage; alors qu'une structure trempée à partir d'un chauffage à 790°C présente des petites alvéoles qui traduisent une ductilité. Nous avons constaté également des décrochements de niveau dans les éprouvettes ayant subi un traitement bainitique à partir de la température de la bande de transition. Ce décrochement de niveau est essentiellement observé aux joints de cellules et cela ne peut-être dû qu'à la présence des carbures granulaires dont l'existence a été également constatée sur les micrographies.

## CHAPITRE IV

### **4-Etude de la soudure à l'arc électrique de la fonte GSC**

Dans ce chapitre, nous faisons tout d'abord un rappel de la soudure à l'arc électrique du point de vue métallurgique, puis nous étudierons le comportement de la fonte GS non alliée nommée par l'Unité de Fonderie de Rouiba (UFR) "GSC", à la soudure à l'arc électrique qui est une technique d'assemblage très utilisée dans l'industrie automobile.

Dans notre étude, nous nous intéresserons en premier au métal de base qui est la fonte GS et aux propriétés mécaniques à l'état brut et à l'état recuit de soudage avec des métaux d'apport respectifs en alliage austénitique "AA", en acier inoxydable "AI", en acier faiblement allié "AFA" dont nous avons effectué une analyse chimique des principaux éléments. Après cela, les investigations ont été effectuées de façon identique pour les trois assemblages telle que la filiation des mesures des microduretés et des concentrations des éléments chimiques principaux à travers la ZAT; sans oublier l'étude microfractographique des éprouvettes après l'essai de traction. Nous avons fait appel à la microdiffraction des électrons pour l'étude cristallographique de la ZAT, et à la diffraction des rayons X pour l'identification des phases dans les cordons de soudure aux deux états structuraux qui sont l'état brut et l'état recuit de soudage. Ce recuit a été effectué à une température de 950°C pendant trois heures suivi d'un premier refroidissement dans le four jusqu'à 650°C, puis d'un second refroidissement à l'air. L'appellation de ce recuit peut être différente pour les différentes parties de la soudure (MB-ZAT-cordon de soudure). Le métal de base "MB" contient une faible quantité de carbure à l'état brut de soudage, ce recuit peut être appelé recuit de graphitisation. Le cordon de soudure subit une homogénéisation et souvent une graphitisation. La ZAT qui présente des carbures, le recuit permet de réduire ou d'éliminer les carbures par graphitisation. Ainsi ce traitement thermique qui a des fonctions diverses, a été appelé tout simplement "recuit".

Cette étude de la soudure paraît intéressante du fait que nous utilisons les trois types d'électrodes, en premier un alliage à phase entièrement austénitique "AA", en second entièrement ferritique "AFA", puis une électrode à structure mixte austénito-ferritique "AI". Après une soudure effectuée dans les mêmes conditions, avec le même

matériau de base (fonte GSC), l'étude comparative du point de vue métallurgique est possible.

Nous savons bien d'après diverses références bibliographiques (56-57-58-59) que la composition chimique du cordon de soudure est différente de celle du MA, mais le comportement de la ZAT et du cordon de soudure avec ces matériaux, nous ne les connaissons pas; aussi bien à l'état brut de coulée qu'à l'état recuit de la soudure. Cependant, nous tenons à signaler qu'il ne nous est pas possible de présenter souvent une microstructure correspondant soit aux filiations des microduretés, soit aux filiations des concentrations des éléments chimiques à travers la ZAT, car le grossissement des micrographies est très faible jusqu'à un point où elles ne seraient plus représentatives. Si les grossissements des micrographies sont plus élevés, les structures de la ZAT sont mieux apparentes, mais nous serions obligés de faire des assemblages de photos; donc il ne serait pas commode de les présenter. Ainsi, pour mieux de clareté, nous nous sommes contentés dans cette étude, des microstructures de différentes plages de la ZAT et du cordon de soudure à différents grossissements, suffisants pour montrer certaines particularités

#### 4-1-Rappels des différentes parties constituant une soudure à l'arc électrique

Les matériaux utilisés dans une soudure à l'arc sont le métal de base (MB) et le métal d'apport (MA). La soudure est composée ( **figure IV-1** ):

a) du métal de base

b) du métal fondu ou cordon de soudure, issu du bain de fusion qui est composé du métal de base et du métal d'apport.

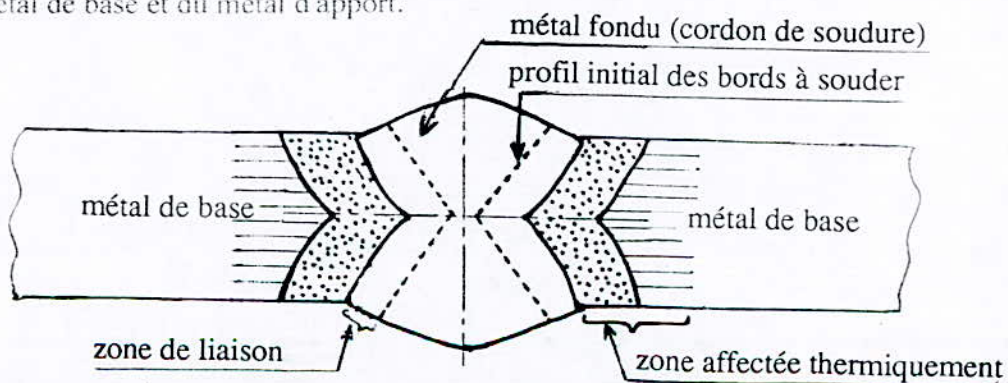


Figure IV-1: Schéma des différentes zones d'un assemblage soudé à l'arc électrique .

c) la zone affectée thermiquement ZAT, est la partie du MB qui n'a pas été fondue. Sa microstructure et ses propriétés mécaniques ont été modifiées par la température et la diffusion des éléments chimiques de la zone chaude "cordon de soudure" vers la zone froide "MB" et vis-versa.

d) la zone de liaison est la zone marquant la frontière entre la zone fondue et la ZAT. C'est la limite entre le MB qui a été fondu et le MB resté solide, mais qui a subi les transformations thermique et chimique.

Dans ce domaine hétérogène, on parle souvent de ZAT, mais en réalité, il s'agit de la ZAT proprement dite défini sur le schéma de la **figure 1** et de la zone de liaison.

Dans notre étude de ce domaine hétérogène, on parle souvent de ZAT, mais en réalité, il s'agit en effet de la ZAT proprement dite, de la zone de liaison et le métal fondu. La délimitation de ce domaine hétérogène a été réalisée par filiation de microduretés et de concentration des éléments principaux.

Cet assemblage hétérogène diminue la résistance aux chocs thermiques et à la rupture par la présence du carbone sous forme lié ou libre (16).

#### **4-2- Caractérisation du métal de base et propriétés mécaniques des trois soudures à l'arc électrique.**

L'étude de la structure du MB qui consiste à déterminer le taux des phases, ainsi que leur microdureté, ont été faites à l'état brut de coulée et après un recuit, (**tableaux IV-1-2**). Une distribution des dimensions du graphite a été mise en évidence sur l'histogramme de la **figure IV-2**.

Les valeurs des **tableaux IV-1-2** mettent en évidence l'effet du traitement thermique par une augmentation du taux de graphite et du taux de ferrite, ainsi que par une réduction du taux de perlite et une disparition du faible taux de carbures. Pour ce qui est de la diminution des valeurs des microduretés dans la ferrite et la perlite après le recuit, c'est dû à la diminution des contraintes.

Etats structuraux	% graphite	%ferrite	%carbure	%perlite
Etat brut de coulée	9,90	27	4,50	58,60
Etat recuit de stabilisation	11,10	67,50	_____	31,40

**Tableau IV-1**

Etats structuraux	Etat brut de coulée			Etat recuit	
	ferrite	carbure	perlite	ferrite	perlite
HV(100g)	142,60	*	248,20	107,40	219,30
Ecart type (HV)	14,40	*	14,90	12,10	11,60

**Tableau IV-2**

\* :Taux des carbures dont la taille ne permet pas de prendre une mesure de microdureté

Concernant les essais mécaniques des assemblages par soudure, les barreaux ont été destinés aux éprouvettes de traction. Pour ce qui est des tôles fortes elles ont été sectionnées, puis chanfreinées en **X** selon un angle de 45° destinées aux éprouvettes de résilience. Ces éprouvettes ont subi des investigations à l'état brut de coulée et après le recuit. Concernant les éprouvettes de résilience sur les matériaux soudés, l'entaille en "V" se trouve en plein milieu du cordon de soudure qui a une dimension maximale de 11 millimètres.

L'étude des propriétés mécaniques du MB après le recuit met en évidence la présence d'une plasticité intéressante caractérisée par l'allongement de 14,6% et par une résilience de 28J-cm<sup>-2</sup> (**tableau IV-3**).

Notre attention a été orientée vers les valeurs de résilience et d'allongement des assemblages soudés qui ne sont pas inversement proportionnelles comme dans le cas du "MB" car une soudure à l'arc électrique présente une hétérogénéité dans la masse métallique et dans la structure. Ainsi, les valeurs de "K" et de "A" n'obéissent pas à la même loi que dans le cas d'un état structural unique. L'allongement est nul à tous les états bruts de la soudure, car nous avons des carbures dans la ZAT. Cet allongement est relativement faible même après l'état recuit. Nous verrons ultérieurement que cela est dû aussi à l'hétérogénéité chimique et structurale et à l'effet d'une forte graphitisation dans la ZAT en particulier dans la soudure avec l'acier faiblement allié "AFA", ainsi que la migration du carbone vers le cordon de soudure qui favorise la formation des carbures intergranulaires dans le cas de la soudure avec l'acier inoxydable "AI".

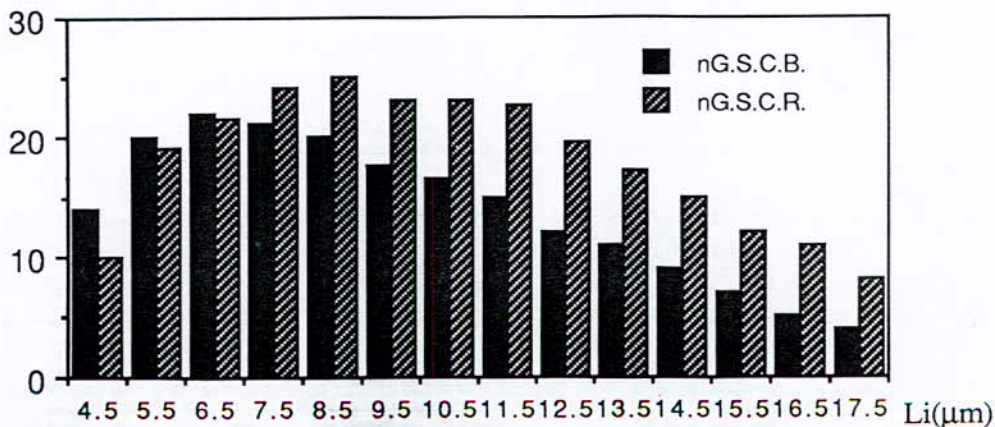


Eprouvettes soudées	Etat structuraux	R	E	A(%)	K
		daN-mm <sup>-2</sup>			daJ -cm <sup>-2</sup>
Métal de base "MB"	état brut	38,2	29,7	14,1	14,0
	état recuit	32,6	27,3	15,6	28,0
Fonte GS soudée avec l'AA	état brut	37,5	33,2	0,0	21,3
	état recuit	38,8	34,3	1,2	27,0
Fonte GS soudée avec l'AI	état brut	51,5	45,5	0,0	19,4
	état recuit	46,0	40,7	2,5	21,3
Fonte GS soudée avec l'AFA	état brut	46,4	41,0	0,0	19,4
	état recuit	40,8	36,1	0,6	20,7

**Tableau IV-3 :** Propriétés mécaniques du MB et des soudures avec l'AA, l'AI et l'AFA à l'état brut et à l'état recuit de soudage " R - E - A - K "

Dans le cas de la soudure avec l'acier austénitique "AA", une migration intense du carbone vers le cordon n'est pas constatée, car l'électrode contient déjà 1,72%. Nous remarquons plutôt une graphitisation dans le cordon. Pour ce qui est des charges de rupture et des limites élastiques, nous remarquons également que les valeurs des assemblages les plus proches à celle du MB sont celles de la soudure avec l'AA.

La dimension moyenne du graphite " L " à l'état brut de coulée est de 8,30µm et après le recuit " L " est de 11,90µm. La distribution des dimensions moyennes des nodules de graphite (écart type) sont respectivement de 4,50 et de 6,20µm. Donc nous avons une augmentation sensible du volume du graphite. Ainsi l'histogramme  $n_i = f(L_i)$  de la **figure IV-2** met en évidence une distribution des dimensions des graphites meilleure après le recuit qu'à l'état brut de coulée .



**Figure IV-2:** Variation de la distribution de la taille moyenne des nodules de graphite du MB en fonction de la fréquence "n" à l'état brut de coulée et après le recuit .

L'aspect cristallographique ne présente aucune particularité. La **figure IV-3** met en évidence la présence de la ferrite à l'état recuit. La présence des carbures sous forme de lamelles appartenant à la perlite ne sont pas détectables par la diffraction des rayons X, dû fait de leur finesse.

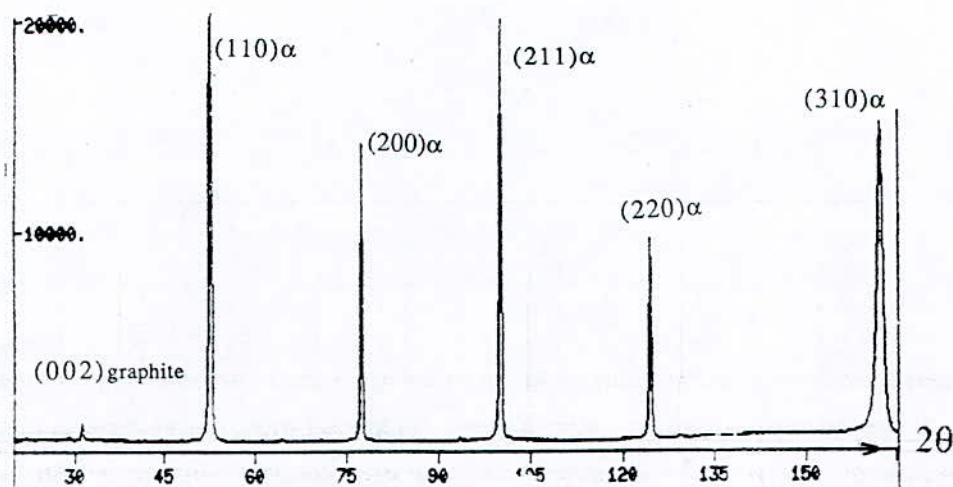


Figure IV-3 : Diffractogramme aux rayons X de la fonte GSC (MB) à l'état recuit.

### 4-3-Soudage de la fonte GS avec l'électrode en alliage austénitique.

Nous savons que l'AA est un alliage souvent utilisé dans la soudure à l'arc électrique des fontes GS. Cependant, nous n'avons pas trouvé une référence bibliographique relative à une étude sur l'état structural et sur la ségrégation chimique du MB vers le cordon et vis versa, à l'état brut ou à l'état recuit de soudage.

#### 4-3-1-Analyse structurale à l'état brut de soudage

L'état brut de cette soudure présente une grande variété de structure dans la ZAT. Ainsi, nous avons clarifié les microstructures par des micrographies des **figures IV-4 a-b-c**. Ces micrographies mettent en évidence les différentes structures à l'état brut de la soudure telle que la martensite, la cémentite eutectique ainsi que les carbures aux joints des grains. Nous avons différencié les zones de cette soudure de la façon suivante :

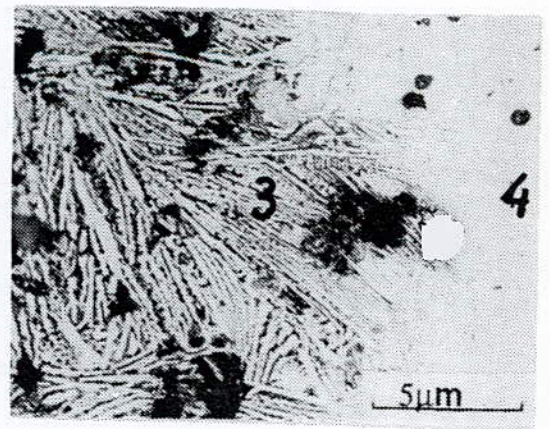
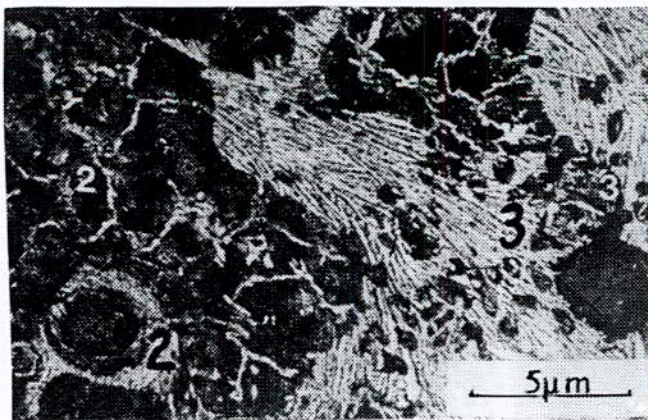
1) Le métal de base à structure ferrito-perlitique

2) Une zone qui contient une structure perlitique, puis juste à proximité des carbures la **figure IV-4-a** présente des plages de martensite à aiguilles très fines (**figures IV-4-b-c**), ainsi que des joints de carbures. Cette structure martensitique est due à la composition chimique en nickel variant de 1,63% et 6,87%, déplaçant les courbes TTT et TRC vers la droite. Ainsi même un refroidissement à l'air peut nous permettre l'obtention d'une structure martensitique. Le carbone appartenant à cette zone "2" est issu de la décomposition du graphite du MB pendant le soudage. Cette structure martensitique n'a été mise en évidence qu'après sa désaturation en carbone par un chauffage de 2heures à 200°C. Une structure intermédiaire bainitique n'a pas pu être observée.

3) Une zone des carbures qui s'amincissent dû fait de la diminution progressive du taux de carbone (**figures IV-4-a-b**) et du gradient de température, vers le cordon de soudure. Rappelons que cette réaction a lieu dans le domaine du MB fusionné lors du soudage. La dimension de cette zone carburigène dans la ZAT est inférieure à 60µm .

4) Juste après la zone du MB fusionnée, nous avons une zone appauvrie en carbone se trouvant à l'interface du MB fusionné et le cordon de soudure (**figure IV-5**).

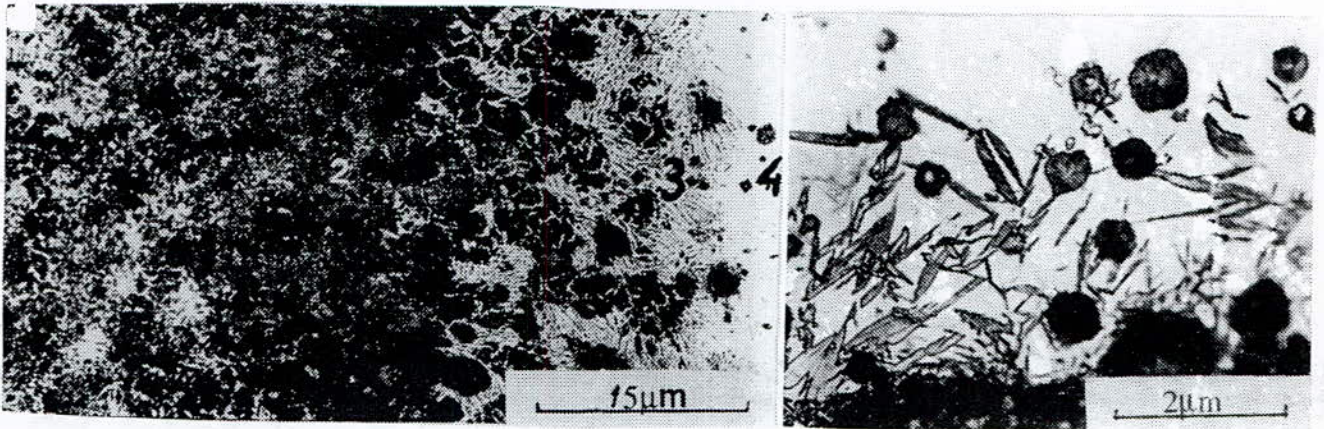
5) Le cordon de soudure où la diffusion du carbone est mise en évidence par des nodules de graphite. La présence du carbone libre est favorisée par l'effet graphitisant du nickel (**figure IV-5**).



a) zones 2 et 3

b) zones 3 et 4

**Figures IV-4-a-b** : Micrographies de la soudure présent sur la ZAT de la soudure avec l'AA à l'état brut.



c) zones 2, 3 et 4

d) zone 2

Figures IV-4-c-d: Micrographies prises à l'état brut de la soudure avec l'AA.

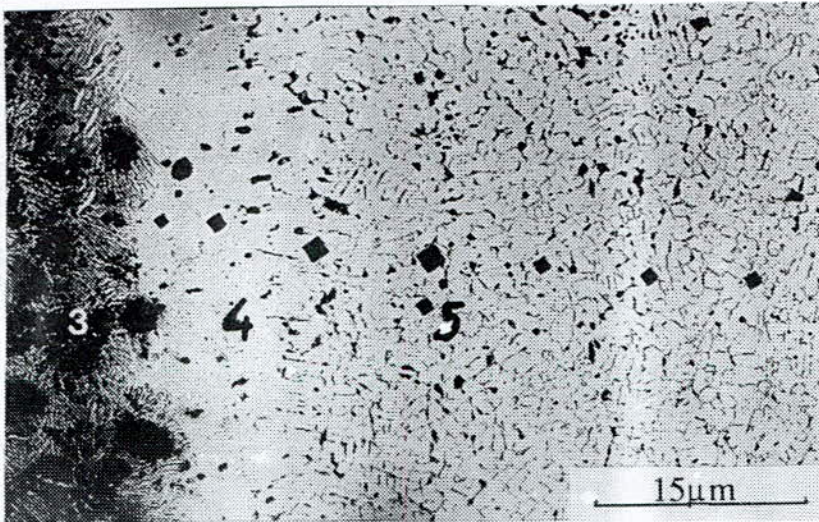


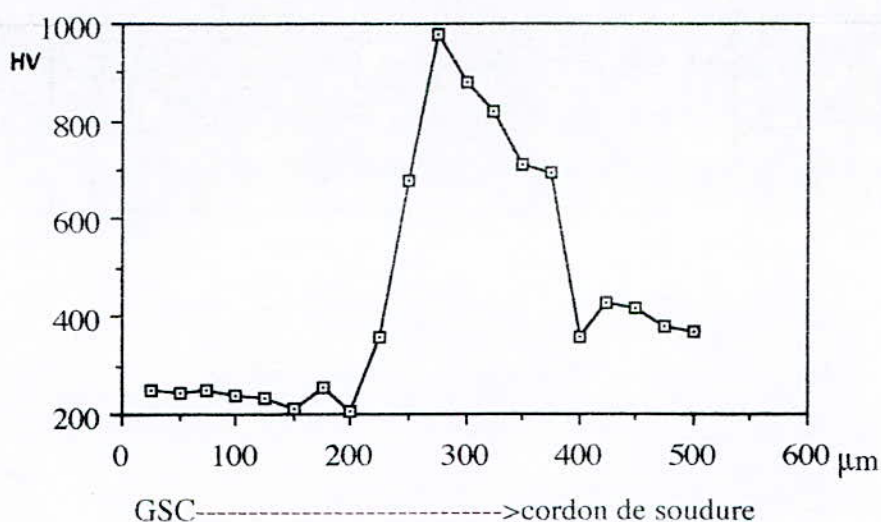
Figure IV-5- :Micrographie prise à l'état brut de la soudure avec l'AA dans les zones 3, 4 et 5.

Le profil des microduretés HV à travers la ZAT à l'état brut de coulée est illustré sur la **figure IV-6** qui nous met en évidence des valeurs rapprochées à ceux des carbures de la zone "3". Concernant la zone "2" qui présente un mélange de structures composées de martensite, de perlite fines et des carbures aux joints de grains, la valeur de la microdureté moyenne est de 563HV indiquée au **tableau IV-4**. Ce tableau nous permet d'évaluer les concentrations des éléments et les microduretés moyennes de chacune des zones de la ZAT à l'état brut de coulée. Nous constatons en effet la diffusion du nickel même dans le MB fusionné (zone "3") et dans le MB austénitisé, (zone "2"), lors de l'opération de soudage.

zones	1	2	3	4	5
HV	235	563	767	380	423
%C	0,21	1,22	3,30	trace	0,74
%Si	3,110	3,08	3,04	3,40	1,63
%Ni	-----	1,63	6,87	31,79	58,21

**Tableau IV-4 :**Répartition des éléments et des microduretés dans les zones structurales à l'état brut de soudage avec l'AA.

La ségrégation chimique lors du soudage à l'arc électrique a été mise en évidence par plusieurs auteurs (56-57-58-59). Dans notre cas, nous précisons que la diffusion ne se fait pas à sens unique (MB → cordon), mais elle peut s'effectuer dans le sens inverse si le taux des éléments alliés dans le MA est supérieur à celui du MB. La limite de cette ségrégation peut atteindre les zones du MB qui ont été fusionnées et austénitisées.

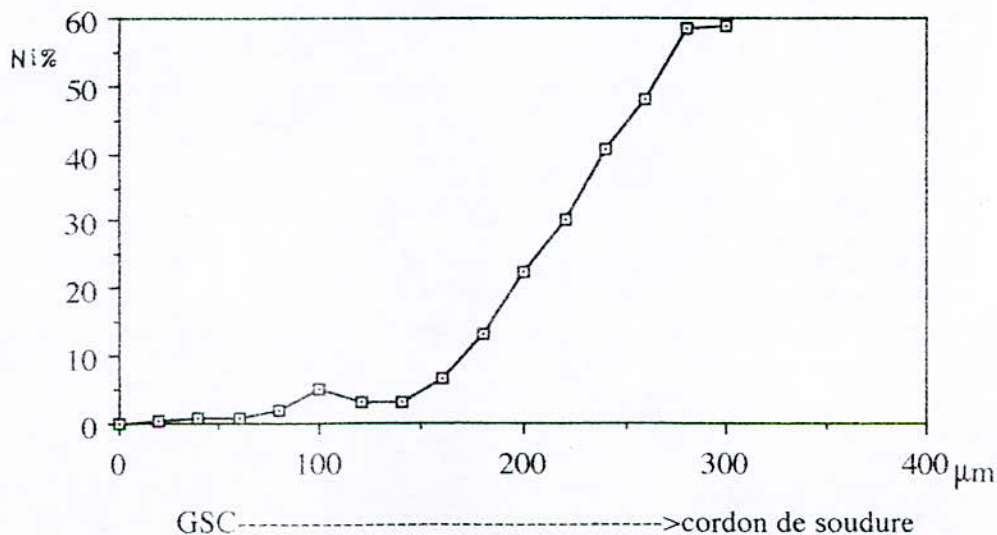


**Figure IV-6 :** Variation de la microdureté HV à travers la ZAT à l'état brut de coulée de la soudure avec l'AA.

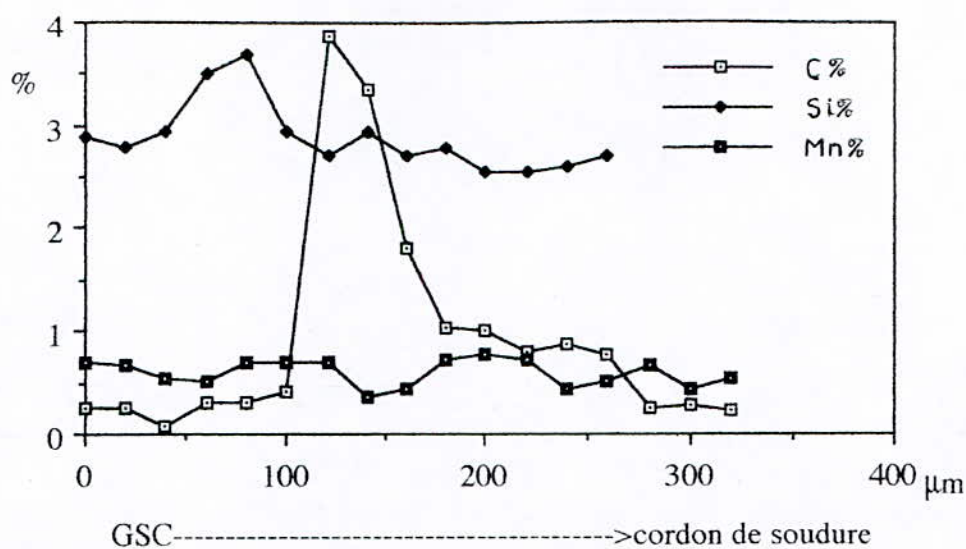
L'attaque au nital du cordon de soudure (figure IV-5) met en évidence les joints de grain d'austénite qui sont chargés en carbone lié et en inclusions de graphite. Le taux de carbone de 0,74% dans la zone "5" n'exprime que le taux moyen dans la matrice, car en effectuant une analyse globale sur 3 aires de  $(75 \times 75) \mu\text{m}^2$ , nous obtenons une valeur moyenne de 2,19% qui tient compte de la présence des nodules de graphite. Cette zone "5" a une dureté plus grande que celle de la zone "4" dont la matrice est appauvrie en carbone, à part quelques inclusions de graphite.

Dans la zone "1", "2" et "3", le taux de silicium n'a pas changé. alors que dans la zone "4" un front de diffusion du silicium de dimension moyenne de  $8\mu\text{m}$  s'explique par une migration accélérée de cet élément de la zone "3" vers la zone "5". Après l'opération de soudure, le refroidissement a fait figer une partie du flux du silicium dans la zone "4" dont la concentration est passé de 3% à 3,4%. Une autre partie de ce flux de ce silicium a pu diffuser dans la zone "5" où le taux est de 1,63% , alors que le MA n'en possède que 0,50%. Ainsi, une moyenne de 1,13% de silicium a migré vers le cordon de soudure. La dimension moyenne de 8mm relative à la zone "4" est mise en évidence par une croissance du taux de silicium et un appauvrissement en carbone dans la **figure IV-7-b**, car la filiation est effectuée à des intervalles moyens de  $20\mu\text{m}$ .

Nous avons parlé du front de diffusion du silicium où le taux est de 3,4% dans la zone "4" et le carbone est complètement absent. Nous constatons également un front de diffusion du carbone dans la zone "3" où nous avons une concentration moyenne qui passe de 3,30% à un pic de 4 % de carbone. Cependant sur les **figures IV-7**, nous avons la variation de la concentration des éléments principaux à travers la ZAT, sans tenir compte des pics qui s'expliquent par l'hétérogénéité structurale et chimique, et par des mesures ponctuelles aléatoires, tout en évitant les nodules de graphite autour desquels, nous savons que la concentration en silicium est importante par rapport au joint de cellule (6). Le pic de carbone peut provenir d'un carbure de la zone "3" ou des joints de grains qui sont également des carbures. Ainsi la mesure des éléments chimiques dans la zone "3" est complexe: pour cela nous avons pris toutes les précautions pour que la valeur moyenne de 3,30% au **tableau IV-4** soit la plus représentative. La zone "3" est caractérisée également par une microdureté élevée de  $767\text{HV}_{100\text{g}}$  et par des pics de  $980\text{HV}_{100\text{g}}$ .



**Figure IV-7-a:** Variation de la teneur en nickel à travers la ZAT à l'état brut de coulée de la soudure avec l'AA.



**Figure IV-7-b:** Variation de la teneur en carbone, manganèse et silicium à travers la ZAT à l'état brut de coulée de la soudure avec l'AA .

#### 4-3-2- Analyse structurale de l'état recuit de soudage

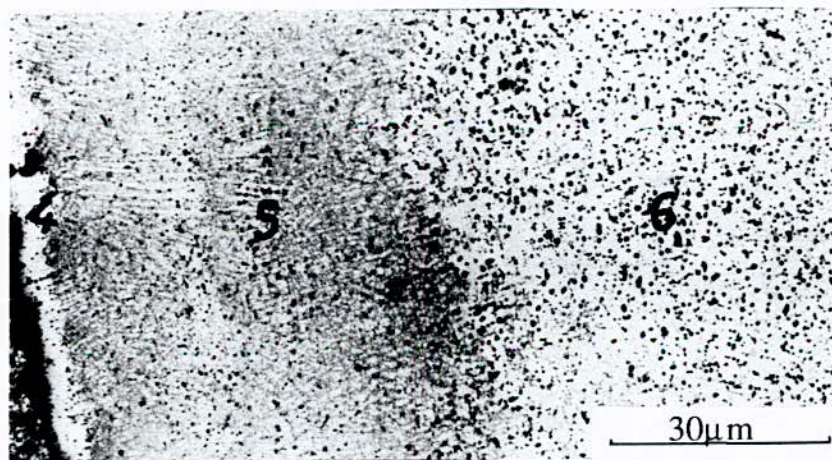
L'état recuit de cette soudure présente aussi des variations de structures dans la ZAT que nous mettons en évidence sur les micrographies des **figures IV-8-9**. Les différentes zones que nous pouvons délimiter seraient:

- 1) métal de base à structure à majeure partie ferritique
- 2) une graphitisation des anciennes zones "2" et "3" de perlite, de martensite et de carbures (**figure IV-9**)
- 3) A la limite du MB fusionné lors de la soudure, le carbone se transforme en petits nodules et en lamelles de graphite fortement concentrés et orientés vers le cordon de soudure. Les microduretés ne révèlent nullement pas la présence des carbures. Aucune technique d'investigation utilisée ne révèle leur présence. La microdureté la plus élevée est de 311HV<sub>100g</sub> (**figure IV-11**).
- 4) Un appauvrissement en carbone entre l'interface du MB et le cordon de soudure qui a diffusé vers la zone "4" (**figures IV-8-9**).

5) Nous avons la formation d'une zone ferrito-austénitique dont le taux de ferrite diminue progressivement de la ZAT vers le cordon de soudure (**figure IV-8**). Une analyse ponctuelle du fer a donné un taux moyen de 48,5%. Cette zone "5" a fait son apparition après le recuit car les conditions de refroidissement sont lentes par rapport au refroidissement à l'état brut de soudage

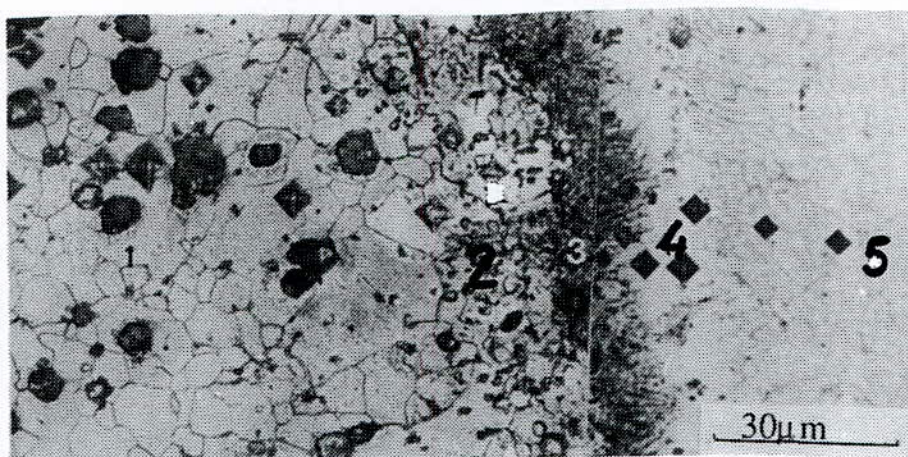
6) Après le recuit à la température de 950°C pendant 3heures suivi d'un refroidissement dans le four, une partie du carbone ayant déjà diffusé dans le cordon de soudure s'est entièrement graphitisée en nodules très fins et bien répartis dû à la présence du nickel qui est un élément graphitisant et le silicium qui a diffusé (**15**)

Les profils des concentrations aux deux états structuraux, par intervalles de 20 microns sont représentés aux **figures IV-10-a-b**. Nous avons mesuré les principaux éléments tel que le C , le Si , le Mn et le Ni . Le nickel a diffusé jusqu'à la zone "2" austénitisée décrite ci-dessus avec un taux moyen de 1,63% (**tableau IV-4; figure IV-8**).

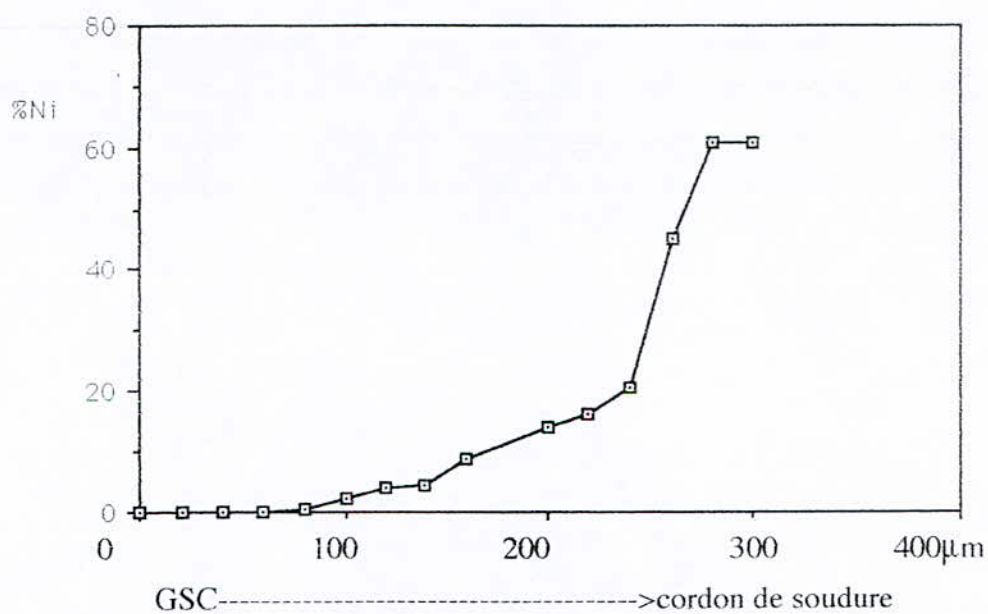


**Figure IV-8** : Micrographie prise à l'état recuit de la soudure avec l'AA représentant une partie de la ZAT et le cordon de soudure (zones 4, 5 et 6).

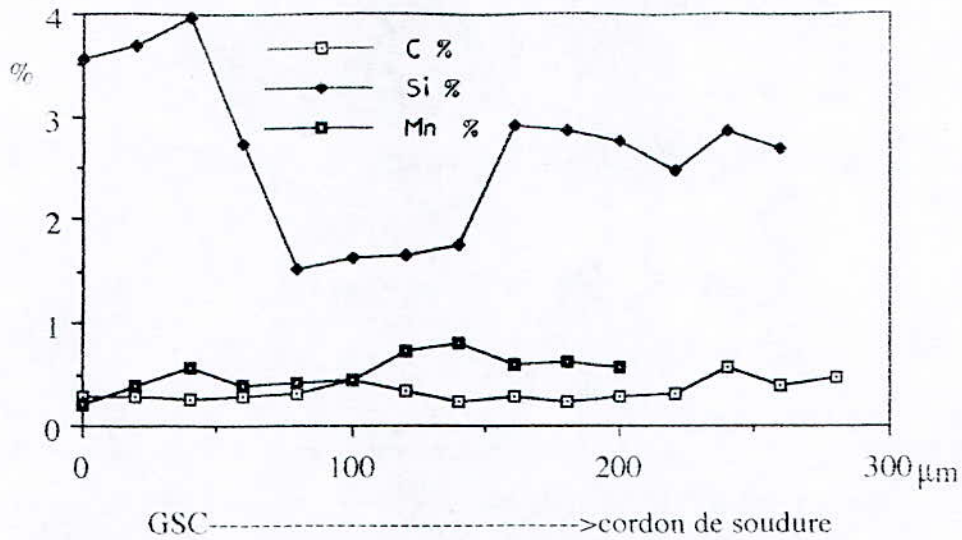




**Figure IV-9 :** Micrographie prise à l'état à l'état recuit de de la soudure avec l'AA représentant MB - ZAT - cordon de soudure (zones 1, 2, 3, 4 et 5)



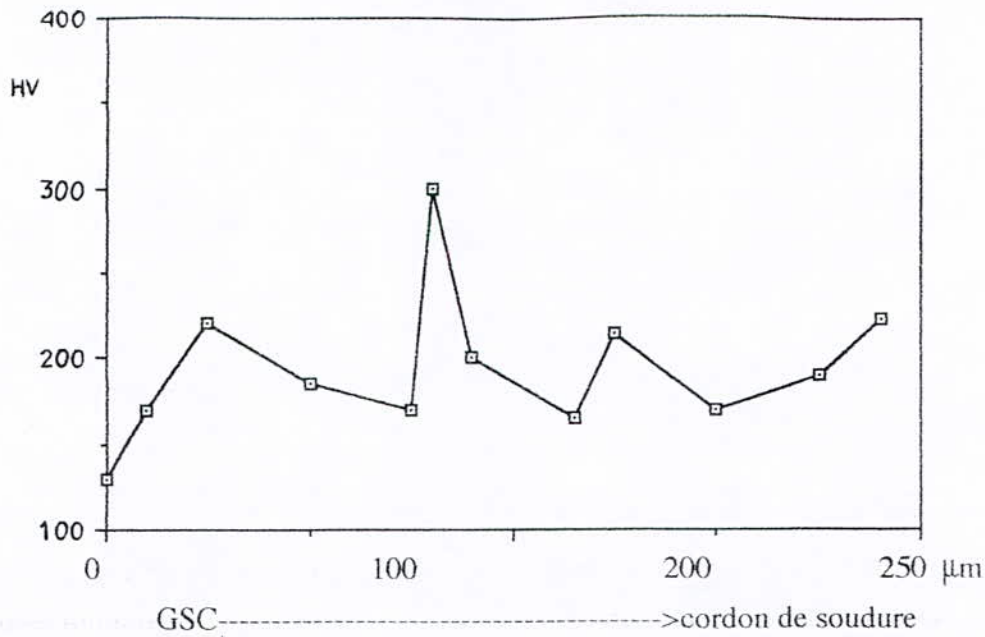
**Figure IV-10-a :** Variation de la teneur en nickel à travers la ZAT à l'état recuit de la soudure avec l'AA.



**Figure IV-10-b** : Variation de la teneur en carbone, en silicium et en manganèse à travers la ZAT à l'état recuit de la soudure avec l'AA.

A l'état recuit de la soudure, l'analyse ponctuelle à la microsonde, nous permet d'obtenir des précisions dans la matrice austénitique du cordon où la teneur en carbone moyenne atteint est de 0,52%. C'est ce qui explique une graphitisation au cordon de soudure (**figure IV-8**). Rappelons que l'électrode en monel contient 1,72% de carbone. En comparant cette variation de la concentration particulièrement sur le cordon de soudure, avec la composition chimique du MA; nous pouvons mettre en évidence plusieurs autres ségrégations en dehors du carbone. D'après les **figures IV-10-a-b**, le silicium ségrège dans le cordon, vu que dans le MA le silicium est de 0,50% et après le soudage la valeur moyenne est de 1,63% (**tableau IV-4**).

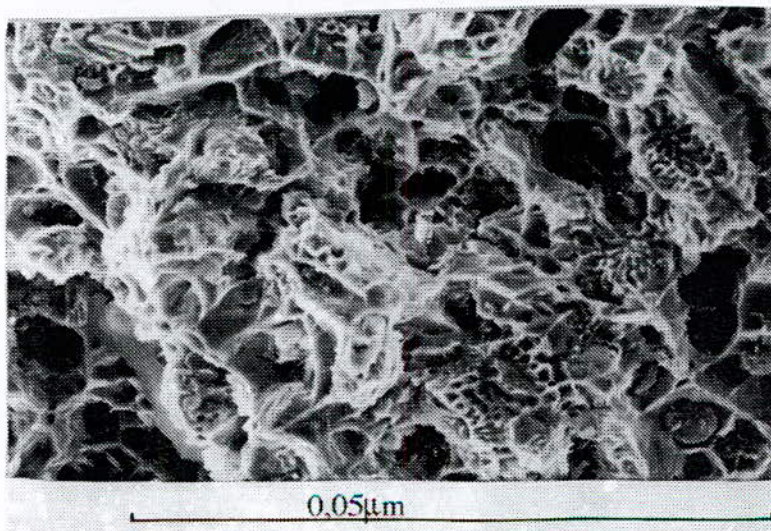
Le manganèse ne nous donne aucune information sur la diffusion du fait que la composition chimique du MA et du MB est presque identique. La concentration du graphite dans la zone "3" présente un inconvénient du point de vue propriétés mécaniques et particulièrement le graphite en lamelles qui favorise l'amorçage des fissures, suite aux sollicitations de fatigue.



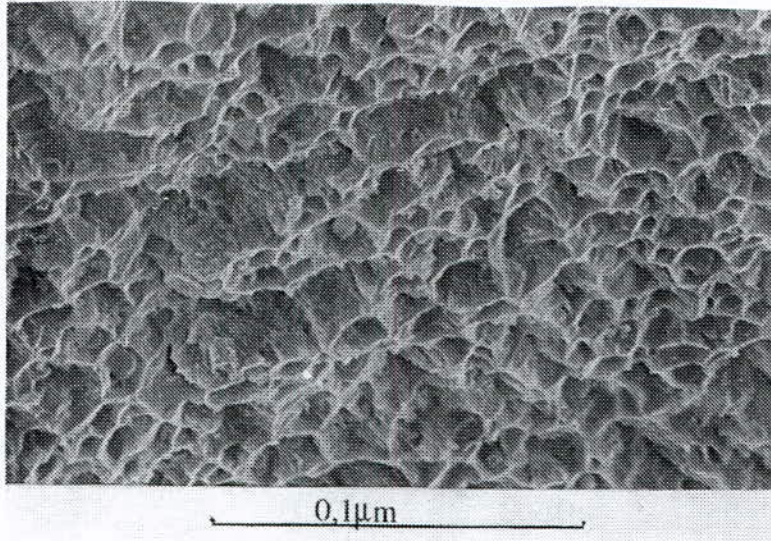
**Figure IV-11:** Variation de la microdureté HV à travers la ZAT à l'état recuit de la soudure avec l'AA.

#### 4-3-3--Analyse microfractographique

La microfractographie du cordon de soudure à l'état brut de coulée présente une ductilité caractérisée par des petits cupules (**figure IV-12-b**) correspondant à de petits grains austénitiques étirés dans le sens de l'essai de traction. Sur la ZAT la microfractographie de la **figure IV-12-a** montre le profil des ruptures par clivage. Nous observons des décollements aux interfaces perlite-graphite.

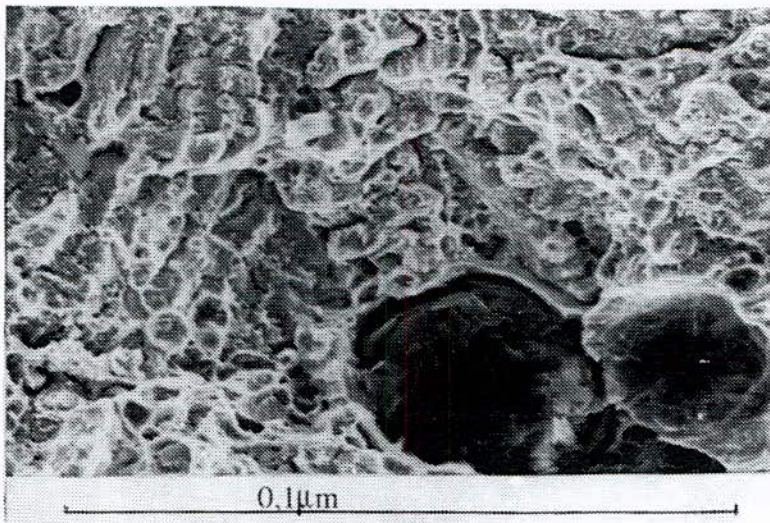


**Figure IV-12-a :** Microfractographie après l'essai de traction de la soudure avec l'AA à l'état brut de coulée à proximité de la ZAT.

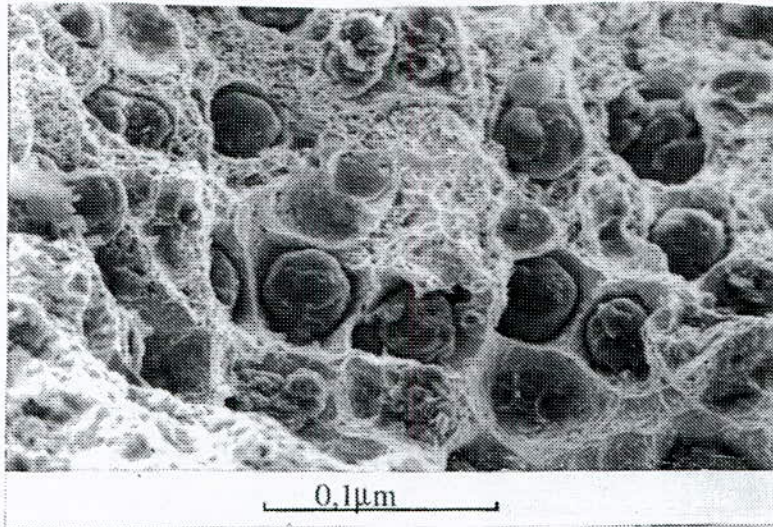


**Figure IV-12-b** : Microfractographie après l'essai de traction de la soudure avec l'AA à l'état brut de coulée sur le cordon de soudure

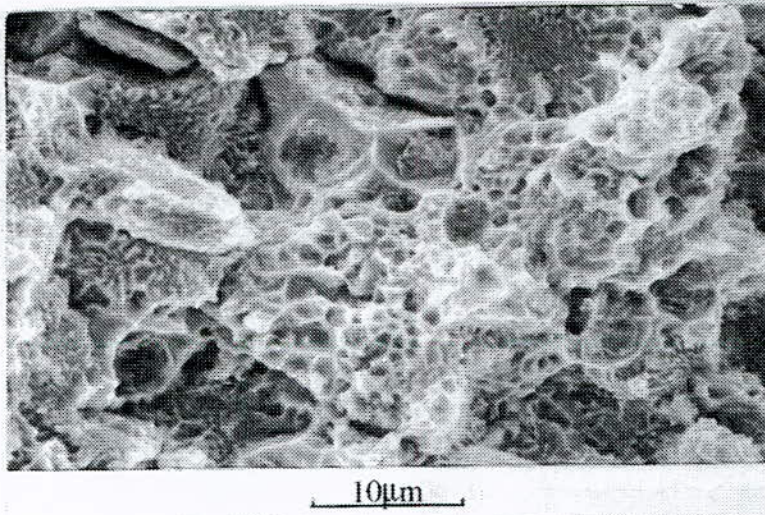
À l'état recuit, à proximité de la ZAT, du côté du cordon de soudure, nous distinguons sur la **figure IV-13-a** la cassure ductile caractérisée par des petits cupules. Les microfractographies des **figures IV-13-b-c** respectivement prises sur la ZAT et sur le cordon de soudure, ne présentent aucune trace de fragilité.



**Figure IV-13-a** : Microfractographie après l'essai de traction de la soudure avec l'AA à l'état recuit à proximité de la ZAT du côté du cordon de soudure..



**Figure IV-13-b :** Microfractographie après l'essai de traction de la soudure avec l'AA à l'état recuit, dans la ZAT



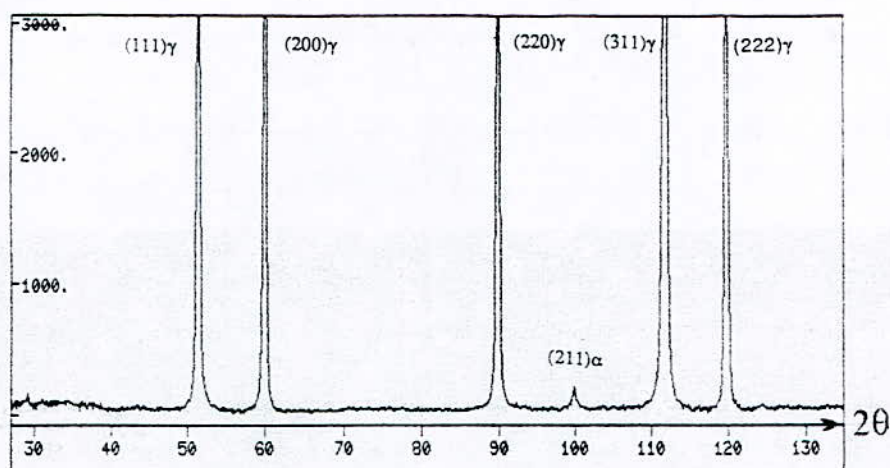
**Figure IV-13-c:** Microfractographie sur le cordon après l'essai de traction de la soudure avec l'AA à l'état recuit.

Les conséquences sur les propriétés mécaniques de la soudure sont mises en évidence au **tableau IV-3** et nous constatons bien que le soudage de la fonte GSC avec l'alliage austénitique présente une charge de rupture et une limite élastique proches de celle du MB; par contre l'allongement très faible s'explique par la décohésion de la zone de liaison contenant des nodules et des lamelles de graphite (**figure IV-9**).

#### 4-3-4- Identification des phases dans le cordon de la soudure et la ZAT par diffraction.

Le diffractogramme (**figure IV-14** du cordon de soudure à l'état recuit révèle la présence d'austénite et d'un seul pic de ferrite  $(211)_\alpha$  de faible intensité. Ceci montre que le traitement thermique du cordon, est suffisant pour obtenir une unique phase austénitique sans avoir recours à la figer à l'aide d'un refroidissement rapide.

impulsions

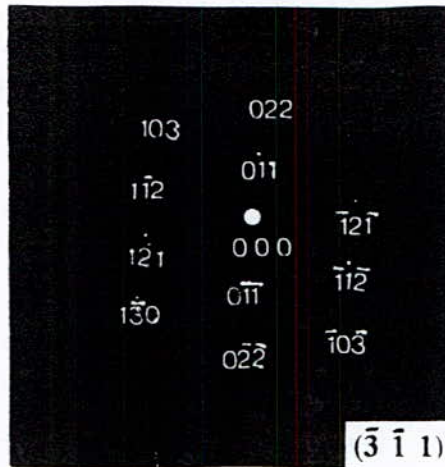


**Figure 13** : Diffractogramme du cordon de soudure à l'état recuit de la soudure avec l'AA

L'observation de la ZAT ne révèle pas d'informations complémentaires à l'état recuit, alors qu'à l'état brut de la soudure dans la ZAT, plusieurs clichés ont mis en évidence la présence de la martensite. Un cliché de microdiffraction (**figure IV-15**) met en évidence la maille tétragonale du réseau de martensite.

$$d1^* = 0,959 \text{ \AA} \text{ ----- } (103)$$

$$d2^* = 2,087 \text{ \AA} \text{ ----- } (011)$$



**Figure IV-15 :** Cliché de microdiffraction de la martensite de la ZAT à l'état brut de la soudure .

L'angle calculé entre les plans (  $103$  ) et (  $011$  ) est de  $47,85^\circ$  correspondant à un angle mesuré de  $47^\circ$  .

L'angle calculé entre les plans (  $103$  ) et (  $1\bar{1}2$  ) est de  $25,35^\circ$  correspondant à un angle mesuré de  $25,50^\circ$  .

L'axe de zone est défini par le scalaire des plans (  $103$  ) et (  $011$  ) est de (  $\bar{3} \bar{1} 1$  ) .

L'écart sensible entre les distances inter-réticulaires calculées et théoriques correspondant aux plans (  $103$  ) et (  $011$  ), confirme qu'il s'agit bien d'un réseau tétragonal martensitique. Les valeurs calculées des paramètres "a" et "c", ainsi que le taux de carbone manqueraient de précision. Après la résolution de deux équations à deux inconnues, et l'utilisation de la relation de Roberts (32), le taux de carbone approximatif serait de 1,63%.

A part la concentration d'une zone graphitique dans la zone de liaison après recuit, les structures sont de type ductiles. Cependant cette hétérogénéité provoque un allongement faible.

#### 4-4-Soudure de la fonte GS avec l'électrode en AFA

Après l'application du recuit décrit précédemment, il est facile d'obtenir à partir de la fonte GS non alliée, à matrice perlitique, une fonte à matrice ferritique. Ainsi, un soudage à l'arc électrique de la fonte GS avec un AFA donnerait-il un assemblage idéal? A la première réflexion oui; mais après une analyse structurale de la ZAT, nous constaterons que la ségrégation des éléments chimiques et en particulier du carbone nous conduit à des conclusions défavorables à l'utilisation d'un acier de ce type.

#### 4-4-1-Analyse structurale de l'état brut du soudage

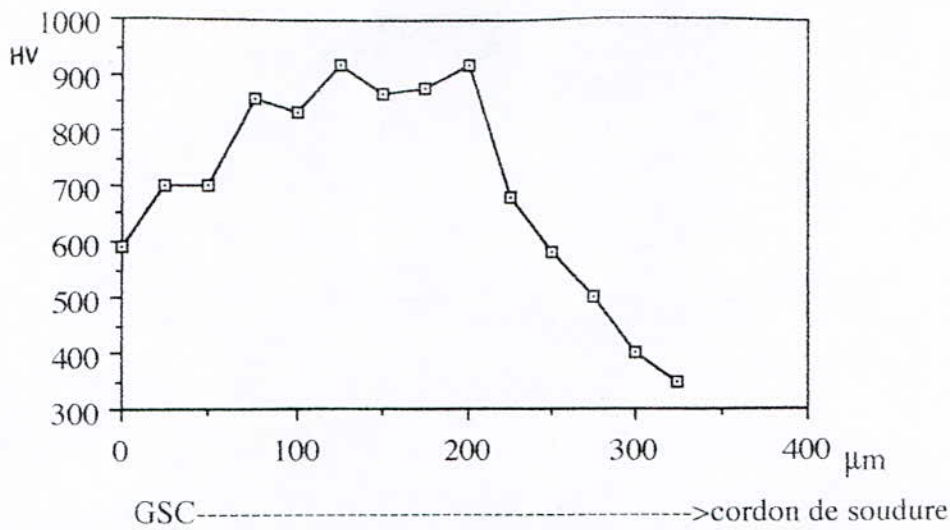
L'état brut de cette soudure de la fonte GS avec l'AFA présente de part et d'autre de la ZAT, des microstructures très distinctes qu'on peut délimiter comme suit d'après les **figures IV-17-a-b** et **18**.

- 1) Métal de base à matrice ferrito-perlitique.
- 2) Zone perlitique avec un réseau de cémentite
- 3) Zone des carbures eutectiques dendritiques dont la dimension dépasse 100µm
- 4) Zone à structure de Widmanstätten dans le cordon de soudure.

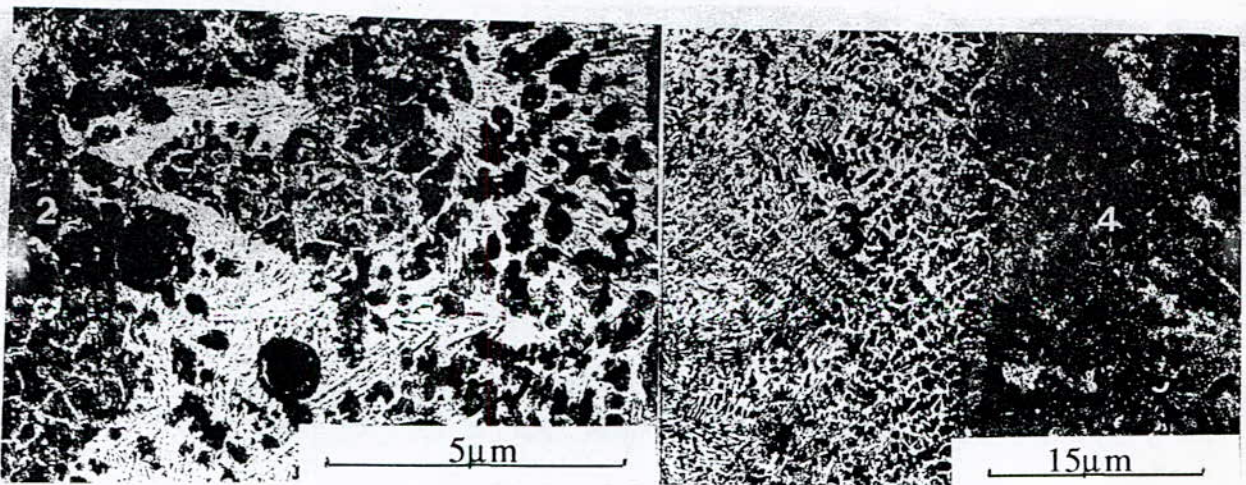
La comparaison des profils des microduretés à travers la ZAT à l'état brut et à l'état recuit de la soudure est porté respectivement sur les **figures IV-16-21**, nous permet de mettre en évidence l'efficacité du traitement thermique sur un tel assemblage. D'un état structural à un autre, les valeurs des microduretés diminuent de plusieurs centaines d'unités Vickers. Dans la ZAT, les micrographies de la **figure IV-18-a** à l'état brut de soudage, présentent des carbures sur une distance moyenne de 100 micromètres. Le profil des valeurs des microduretés sont aussi élevées que celles des carbures. Cette zone structurale importante, composée de carbures est issue d'une partie du MB fusionnée lors de la soudure et mélangée avec le bain du MA donnant aussi une nouvelle composition chimique. Dans une partie du MB liquide, le carbone libre diffuse vers le MA liquide et une partie bloquée par un front de solidification, donne de part et d'autre de la zone de liaison du graphite et des carbures eutectiques.

Les carbures sur les micrographies de la **figures IV-17-b** sont orientés selon le gradient de température, vers le cordon de soudure. La décroissance des épaisseurs des lamelles de carbure est en relation avec la diminution de la concentration en carbone vers le cordon et la température de transformation des phases.





**Figure IV-16:** Variation de la microdureté HV à travers la ZAT à l'état brut de coulée de la soudure avec l'AFA

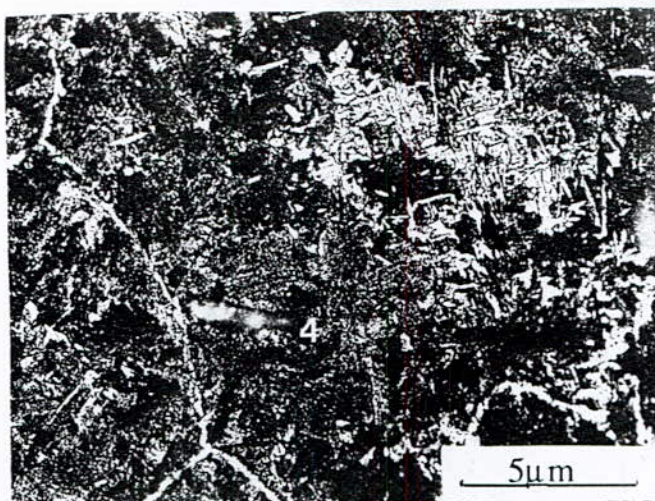


a) zones 2 et 3

b) zones 3 et 4

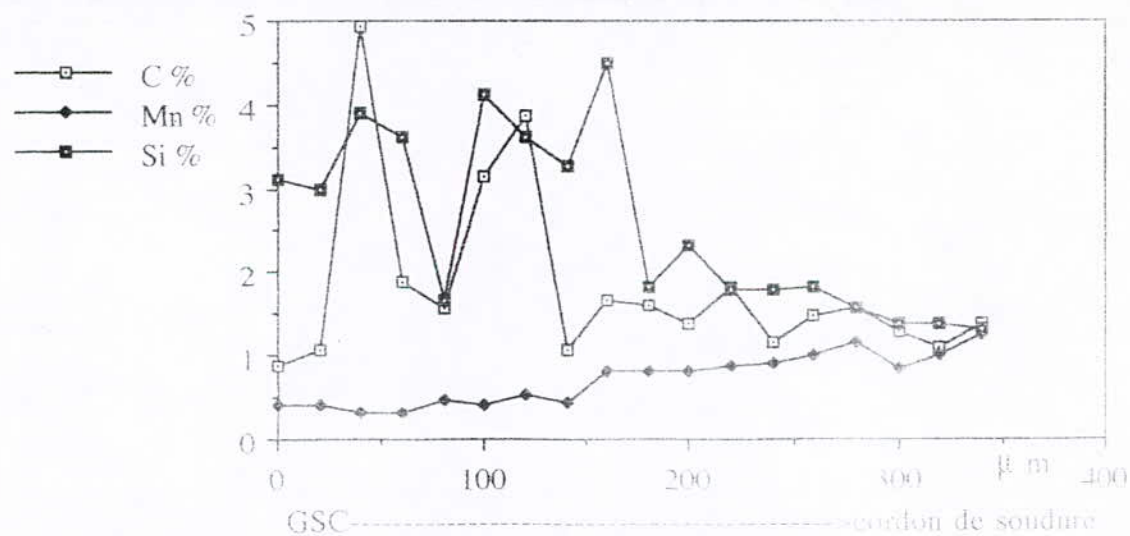
**Figure IV-17-a-b :** Micrographies prises dans la ZAT , à l'état brut de la soudure de la fonte GSC avec l'AFA

La structure du cordon de soudure à son état brut de coulée est représentée par la **figure IV-18** . Il s'agit d'une structure ferrito-perlitique aciculaire due à un rejet du carbone de l'austénite assez rapide, lors du refroidissement à l'air. A la température  $A_{r1}$ , la phase ferritique dans laquelle diffuse les lamelles de carbure devient un composé perlitique. Cette structure est appelée structure de Widmanstätten.



**Figure IV-18 :** Micrographie prise à l'état brut dans le cordon de soudure de la fonte GSC avec l'AFA (zone 4)

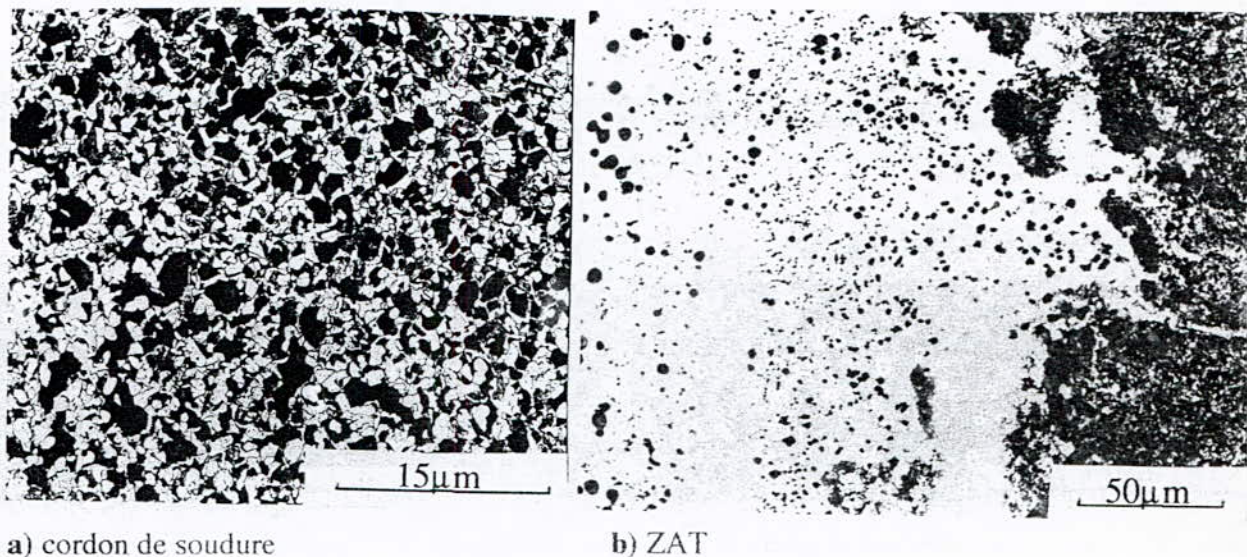
Par ailleurs les variations des concentrations des différents éléments, donnent des pics, car les mesures ont lieu sur des plages, à l'échelle du micron. Sur la surface polie, sans attaque chimique, on ne peut pas observer les structures; on peut mesurer ainsi les concentrations des principaux éléments dans un carbure ou dans une ferrite, de façon aléatoire (**figure IV-19**). Ceci explique la grande différence des valeurs d'un point à un autre .



**Figure IV-19 :** Variation de la teneur en carbone, en silicium et en manganèse à travers la ZAT de la soudure de la fonte GSC avec l'AFA à l'état brut de soudure.

#### IV-4-2- Analyse structurale du soudage à l'état recuit

Les micrographies des figures IV-20-22 mettent en évidence les différentes zones de la soudure à l'état recuit. Les carbures ont disparu par graphitisation de leur carbone qui s'est transformé en petits nodules bien répartis en présence d'une matrice ferritique (15). Cette nouvelle structure est mise en évidence aussi par la filiation des microduretés dans la ZAT ( figure 21 ).



Figures 20-a-b: Micrographies prises à l'état recuit de la soudure avec l'AFA

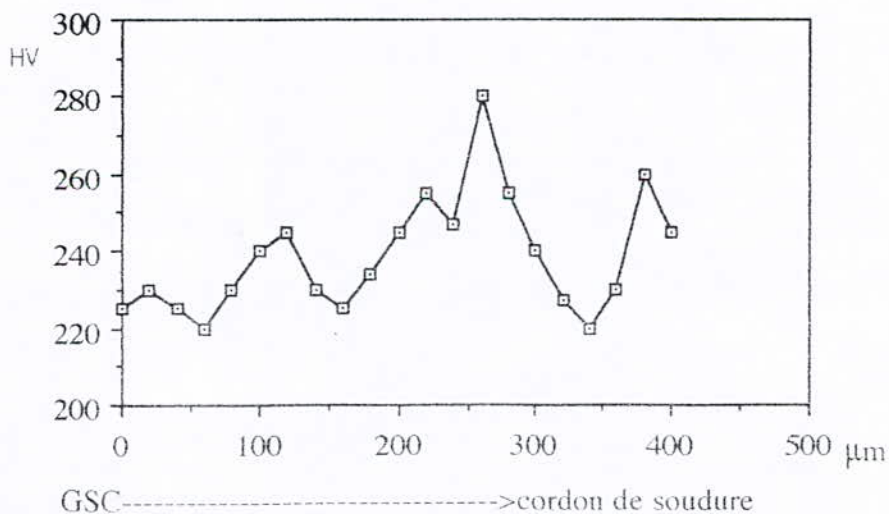
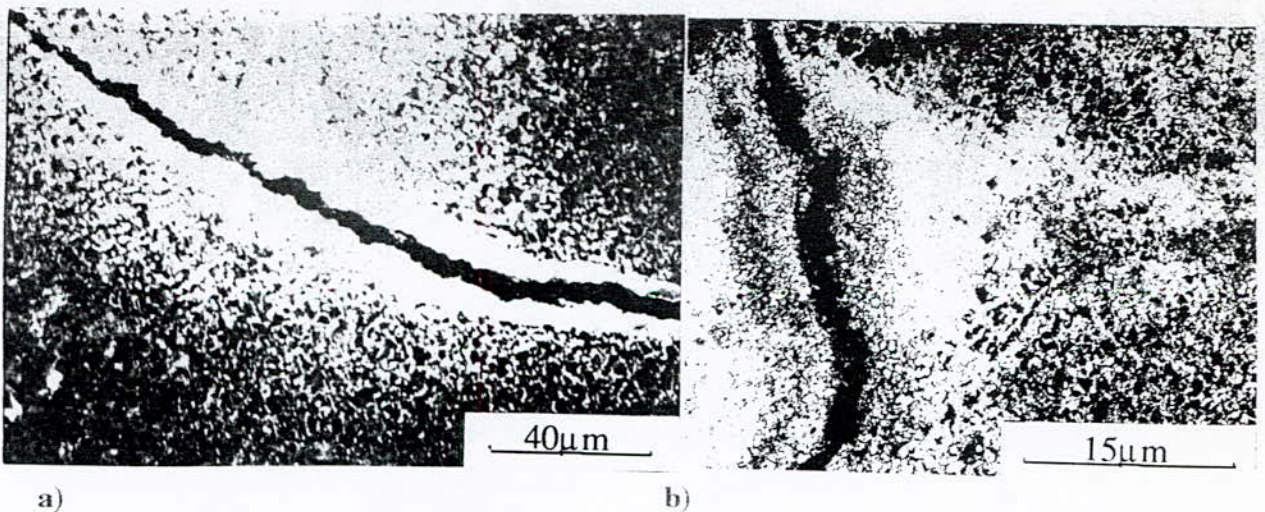


Figure 21 :Variation de la microdureté HV à travers la ZAT à l'état recuit de la soudure avec l'AFA

Les micrographies des figures IV-22 présentent des fissures au niveau des plages appauvries en carbone lié, et riches en carbone libre, du fait des contraintes stucturales

entre une zone très pauvre et une zone très riche en carbone libre donnant lieu à un front de migration vers le cordon de soudure. Nous pensons aussi, qu'il existe un gonflement du métal entre les deux plages lors de la graphitisation assez forte, dans une plage où existe une concentration élevée en silicium, dépassant parfois 4,5%. A l'état brut de coulée, cet endommagement n'a pas été observé. La filiation du silicium à l'état recuit de soudage à travers la ZAT (figure IV-23), présente un palier de concentration de presque 4% sur une distance de 100 $\mu$ m, alors que la concentration du carbone lié est caractérisée par un palier, inférieure à 0,30%, le reste s'étant graphitisé.

Lors du soudage, la partie du MB en fusion provoque la diffusion du silicium dans le bain du cordon de soudure. Pendant cette migration, le refroidissement relativement rapide fait figer le silicium dans une zone riche que nous avons déjà appelée "front de solidification du silicium" qui est à l'origine des fissures.

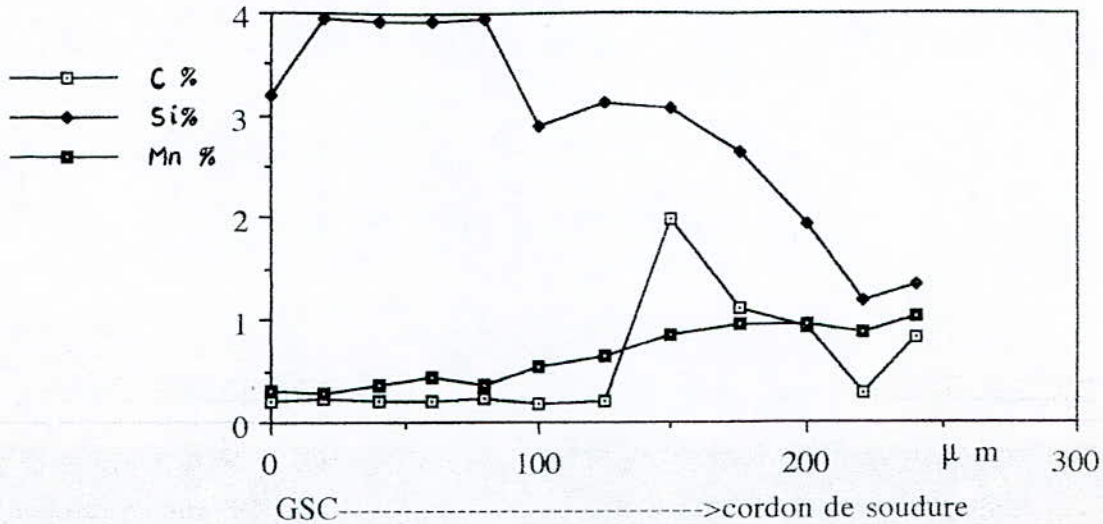


**Figures IV-22:** Micrographies prises sur la ZAT de la soudure avec l'AFA à l'état recuit.

Pour la filiation des éléments à l'état recuit (figure IV-23), les fluctuations des valeurs des concentrations n'existent pratiquement pas car la matrice est homogène. Cependant nous mettons en évidence dans les deux états structuraux, qu'il y a en effet une diffusion des éléments du MB vers le cordon de soudure, pauvre en éléments d'alliage.

Conformément aux travaux précédents (57-58-59), la migration du carbone est importante jusqu'au centre du cordon de soudure, dans le cas où les électrodes sont pauvres en carbone. La migration du carbone peut créer des zones dépourvues en

carbone, récrystallisé parfois en gros grains dans les zones chauffées aux températures élevées du domaine austénitique. La migration du carbone de la fonte GSC vers le cordon de soudure pose un problème du fait du rôle important qu'il joue sur les caractéristiques mécaniques. Cette migration du carbone et ses conséquences a fait l'objet de nombreuses études (59-60-61).



**Figure IV-23** : Variation de la teneur en carbone, en silicium et en manganèse à travers la ZAT de la soudure de la fonte GSC avec l'AFA à l'état recuit.

Le cordon de soudure à l'état brut de soudage a donné une concentration sur trois plages  $(75 \times 75) \mu\text{m}^2$ , de 0,87% de carbone en moyenne, équivalente à une teneur eutectoïde. L'analyse ponctuelle à la microsonde des joints des grains dans la ZAT donne 4,90% de carbone en moyenne, valeur presque équivalente à une teneur de cémentite. La ségrégation du silicium dans le grain de la ZAT atteint en moyenne la valeur de 1,33% sur la base d'une moyenne de trois plages de  $(75 \times 75) \mu\text{m}^2$  à un taux de 1,12% de silicium, alors que le "MA" ne contient que 0,26%.

#### IV-4-3-Analyse structurale du soudage aux différentes températures de recuit

Pour expliquer ce phénomène de fissure, une succession de recuits, respectivement aux températures de 700°C, de 800°C et de 900°C a été effectué sur un même échantillon. La durée de chauffage pour les 3 recuits est de 5 heures et le refroidissement a lieu dans le four jusqu'à 600°C, puis à l'air. Suite à l'effet du polissage mécanique, nous n'avons pas pu garder les mêmes plages qui présentent déjà à 700°C un endommagement (**figures IV-24**). La température de 700°C se trouve dans le domaine de graphitisation "ferritisation indirecte".



Les **figures IV-24-a-b** présentent une graphitisation importante dans une matrice ferritique, riche en silicium. De nombreux petits nodules de graphite sont apparus le plus souvent alignés. Cet alignement est provoqué par la germination du graphite aux contours des carbures ayant la forme d'aiguilles, observées déjà à l'état brut de coulée.

Après le recuit à 700°C, suivi d'un deuxième recuit à 800°C du même échantillon (**figures IV-25**), la micrographie de la **figure IV-25-a** présente une tâche blanche ferritique au dessous de laquelle, après un troisième recuit à 900°C sur le même échantillon, et après un faible polissage mécanique, il apparaît un nodule de graphite (**figure IV-26-a**). Sur une autre plage de cet échantillon qui a subi successivement les trois recuits à 700°C, à 800°C et à 900°C, la **figure IV-26-b** présente une fissure en propagation dans la matrice ferritique. Au troisième recuit de 5 heures à 900°C (**figure IV-26**), les propagations des fissures par gonflement se concrétisent et l'augmentation du volume du métal est fort bien mise en évidence, ce qui entraîne des fissures qui sont d'autant plus amorcées que cette graphitisation n'est pas forcément sphéroïdale et d'autant plus que le silicium est à forte concentration dans une matrice ferritique de moindre résistance.

Dans la zone du MB fondu, le carbone s'est accumulé dans la zone de liaison, par suite de la diffusion difficile à travers les vagues de solidification (**63**), pour migrer vers le cordon de soudure. Ce carbone piégé par la solidification et ne pouvant pas migrer, laisse des plages dépourvues ou réduites en carbone et des plages concentrées en carbone. Ainsi tout le carbone sous forme lié à l'état brut de la soudure s'est graphitisé après le recuit, dans cette zone qui présente un inconvénient du point de vue des propriétés mécaniques. Tous ces petits nodules proches les uns des autres favorisent un amorçage des fissures suite à des sollicitations de fatigue. Le cordon de soudure, après le recuit, possède une structure ferrito-perlitique classique, à 25% de perlite.

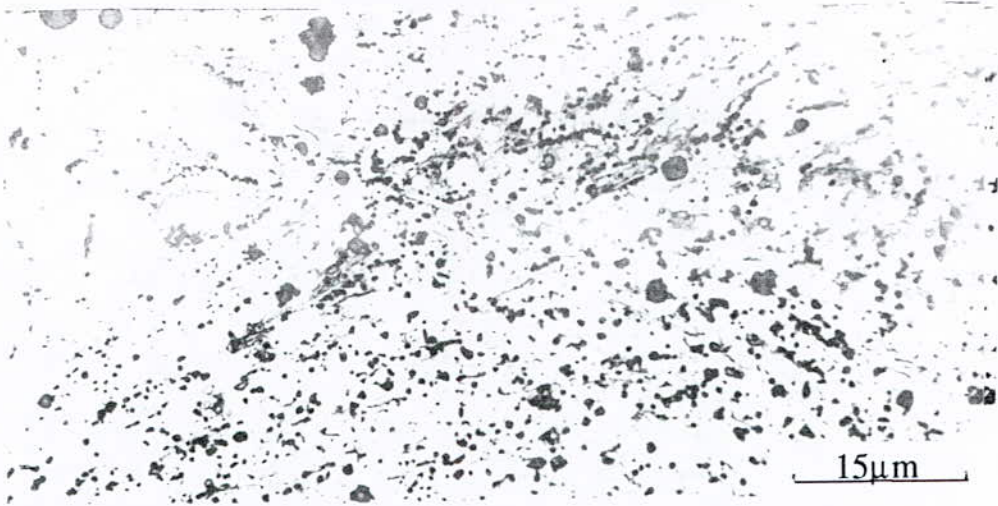


Figure IV-24-a: Micrographies prises dans la ZAT à l'état recuit 700°C de la soudure avec l'AFA

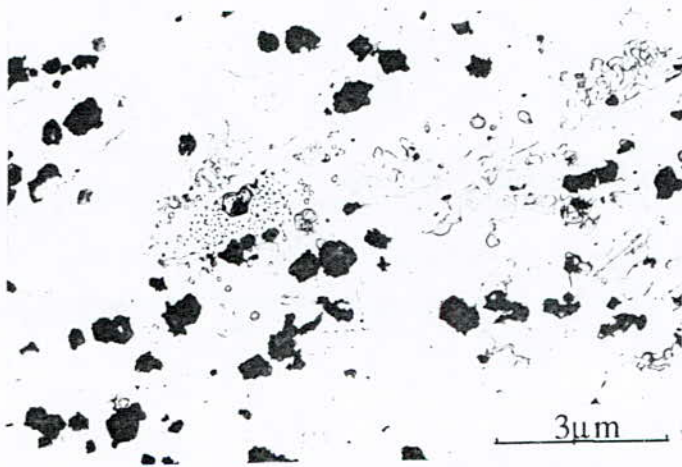
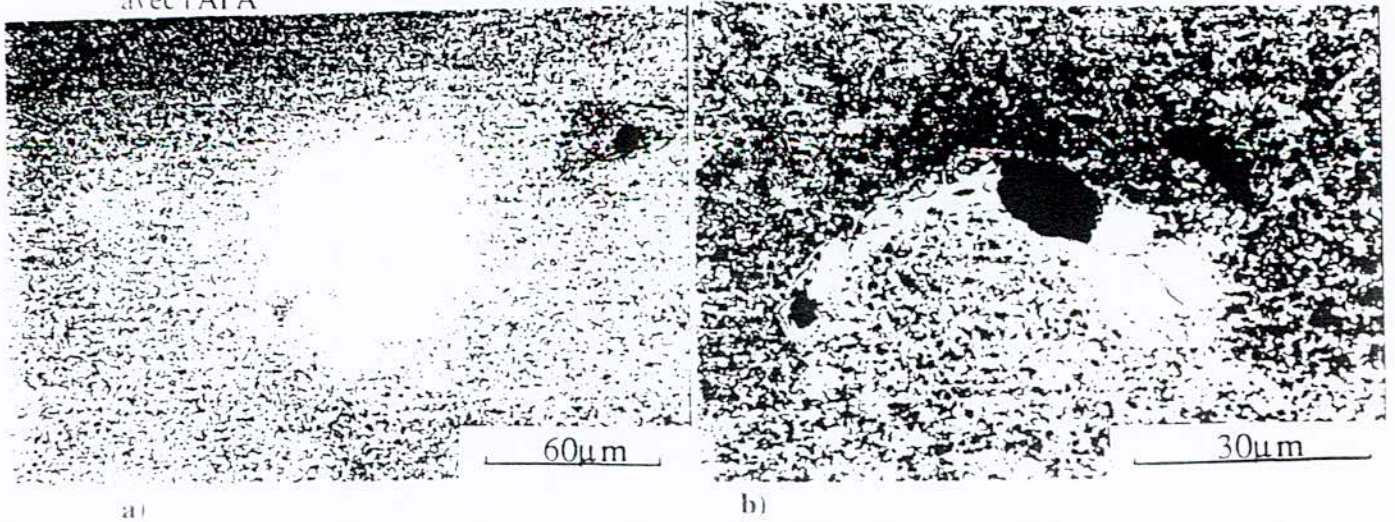
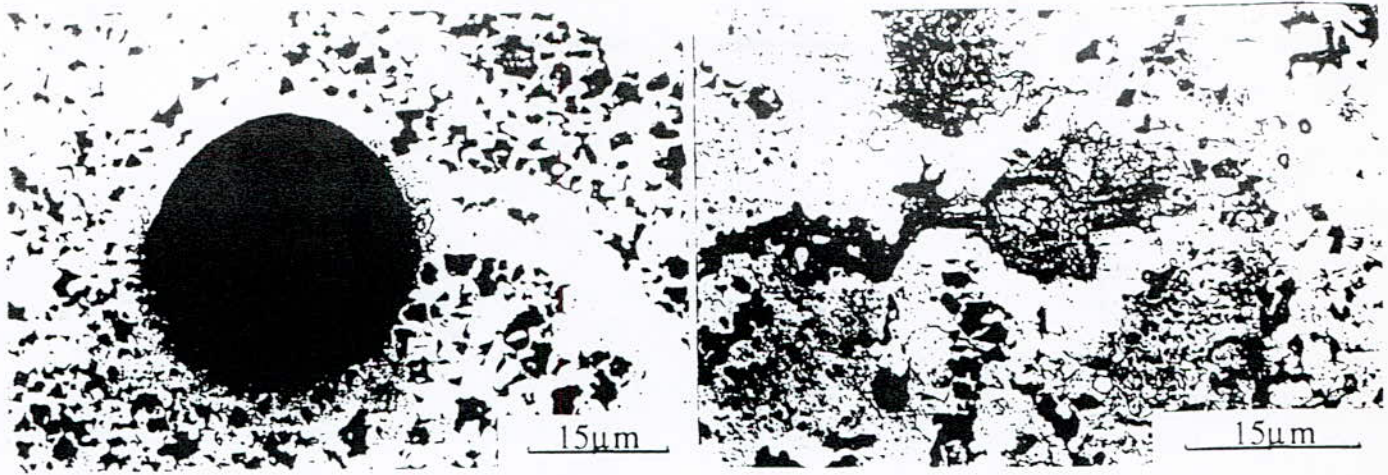


Figure IV-24-b : Micrographies prises dans la ZAT à l'état recuit 700°C de la soudure avec l'AFA



Figures IV-25-a-b : Micrographies prises dans la ZAT d'un échantillon soudé avec l'AFA à l'état recuit de 700°C, suivi d'un 2<sup>ème</sup> recuit à 800°C.



a)

b)

Figures IV-26-a-b : Micrographies prises dans la ZAT d'un échantillon soudé avec l'FAFA à l'état recuit à 700°C, suivi d'un 2<sup>ème</sup> recuit à 800°C, puis d'un 3<sup>ème</sup> recuit à 900°C.

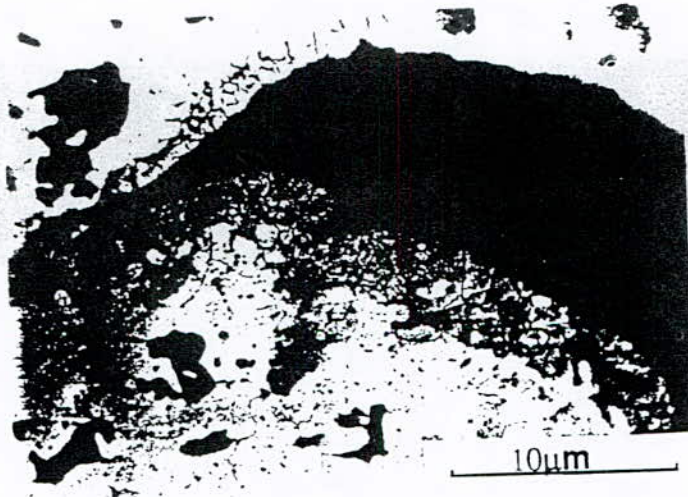


Figure IV-26-c : Micrographies prises dans la ZAT d'un échantillon soudé avec l'AFA à l'état recuit à 700°C, suivi d'un 2<sup>ème</sup> recuit à 800°C, puis d'un 3<sup>ème</sup> recuit à 900°C.

Après la comparaison des valeurs de la composition chimique du MA qui sont de 0,07% de carbone, de 0,26% de silicium et de 0,68% de manganèse, on peut confirmer qu'il y a une ségrégation du carbone et du silicium dans le cordon de soudure. Pour ce qui est du manganèse nous ne pouvons rien avancer car il existe en faible teneur, inférieure à 1% aussi bien dans le MA que dans le MB.

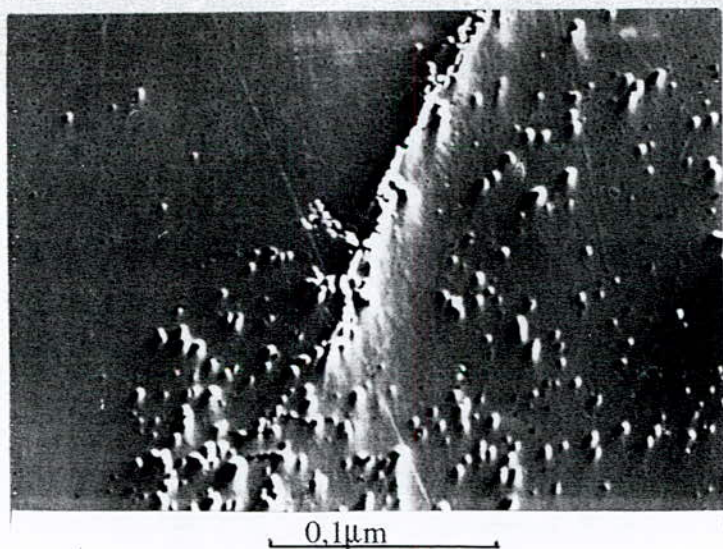


#### 4-4-4-Etude par image X de la ségrégation chimique d'une fissure dans la ZAT

L'image en électrons rétrodiffusés de la **figure IV-27** présente l'extrémité d'une fissure dans la ZAT après un seul recuit de 5 heures à 950°C décrit précédemment. L'observation à la microsonde, nous a permis de constater des ségrégations chimiques le long de la fissure, à proximité de celle-ci, et à son extrémité où la propagation est bien mise en évidence comme nous l'observons sur les images X des **figures IV-28-29-30**.

L'image X de la **figure IV-28**, montre une matrice dépourvue en carbone. Sur le même site de la **figure IV-27**, nous constatons en image X, une concentration en silicium élevée (**figure IV-29**). Ce taux élevé en silicium, favorise la graphitisation, le gonflement des nodules, l'augmentation du volume du métal, et enfin la fissuration dans la phase de moindre résistance.

Une troisième cartographie, de l'oxygène (**figure IV-30**), montre la présence de cet élément le long de la fissure et à son extrémité. Ainsi une oxydation ne pourrait qu'aggraver l'endommagement du matériau.



**Figure IV-27:** Image par électrons rétrodiffusés d'une extrémité d'une fissure, dans la ZAT de la soudure avec l'AFA.

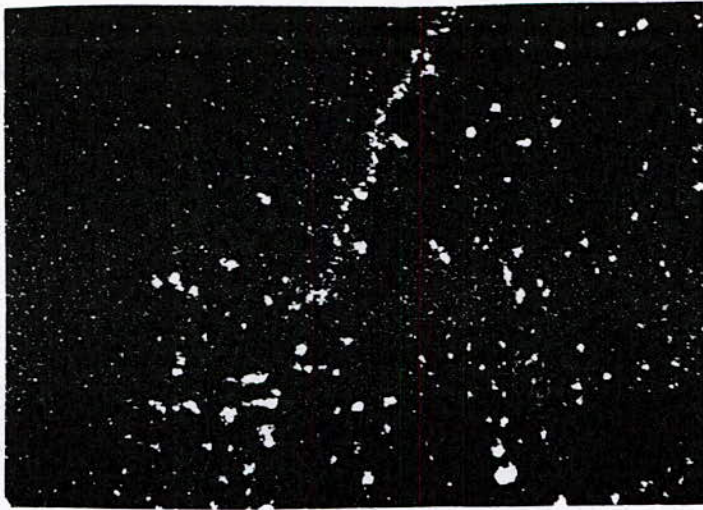


Figure IV-28 : Image X du carbone, prise sur la plage de la figure IV-27.



Figure IV-29 : Image X du silicium prise sur la plage de la figure IV-27.



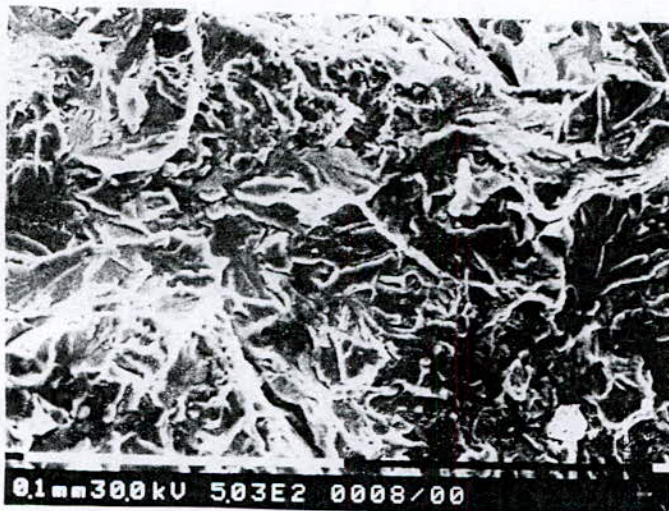
Figure IV-30: Image X de l'oxygène prise sur la plage de la figure IV-27.

#### 4.4-5- Analyse microfractographique

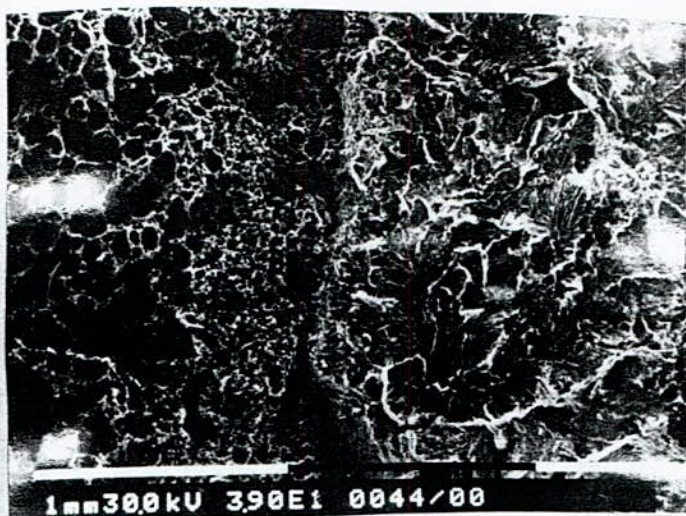
La microfractographie, après l'essai de traction à l'état brut de soudage présente un cordon semi-fragile, et par endroits des zones de clivage importantes dues à une structure aciculaire (**figure IV-31**).

Sur la microfractographie à l'état recuit de la **figure IV-32**, un front de solidification (**63**) freine la diffusion du carbone. Le MB possède une matrice ferritique traduite par une topographie à petits nodules, alors que le cordon de soudure des **figures IV-32-33** présente une surface clivée caractéristique d'un réseau de lignes rappelant un réseau hydrographique. Ces rivières assurent la jonction des diverses fissures (**43-62**).

Les conséquences d'une telle topographie sur les propriétés mécaniques de la soudure sont mises en évidence sur le **tableau IV-3-page 117**. On constate que cet assemblage présente une résilience à l'état brut de coulée, meilleure que celle du MB.



**Figure IV-31** : Microfractographie d'un soudage de la fonte GSC avec l'AFA à l'état brut du soudage sur le cordon, après l'essai de traction .



**Figure IV-32 :** Microfractographie d'un soudage de la fonte GSC avec l'AFA à l'état recuit du soudage sur la ZAT après l'essai de traction .

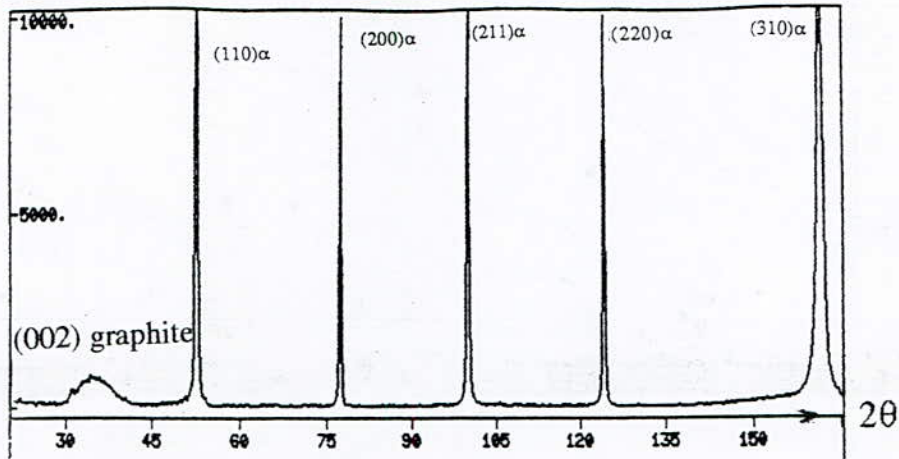


**Figure IV-33 :** Microfractographie d'un soudage de la fonte GSC avec l'AFA à l'état recuit du soudage sur le cordon après l'essai de traction.

#### **4-4-6-Identification des phases par diffraction, dans le cordon et dans la ZAT**

L'aspect cristallographique à prédominance ferritique du cordon de soudure à l'état recuit est mis en évidence par le diffractogramme de la **figure IV-34**. Les lamelles de carbure appartenant à la structure perlitique n'apparaissent pas, car la résolution par la diffraction des rayons X est limitée par la finesse de cette phase. Du graphite amorphe est mis en évidence par le pic (002).

Impulsions



**Figure IV-34 :** Diffractogramme du cordon à l'état recuit de la soudure avec l'AFA.

L'observation au microscope électronique à transmission d'une lame mince (**figure IV-35**), relative au cordon de soudure à l'état recuit, nous a permis de déterminer la distance interlamellaire qui varie de  $0,16 \mu\text{m}$  à  $0,23 \mu\text{m}$  en supposant que la structure eutectoïde est perpendiculaire au plan de coupe. Les lamelles de carbure ont une largeur moyenne de  $0,067 \mu\text{m}$  comparativement à la largeur moyenne de la lamelle de ferrite qui est de  $0,19 \mu\text{m}$ .



**Figure IV-35 :** Observation de la perlite sur le cordon de soudure par microscopie électronique ( $G = 75000$ .) à l'état recuit.

Les clichés de microdiffraction observés sur des lames minces au MET, ne révèlent aucune information complémentaire qui nous permet de confirmer ou de lever un

doute sur une observation déjà faite au microscope optique. Ainsi, aucun cliché de ferrite ou de carbure, inutile à notre étude n'est présenté.

La soudure avec l'AFA à l'état brut présente une soudure à structure classique caractérisée par l'existence des carbures dans la zone de liaison, mais après recuit, les carbures sont remplacés par une forte graphitisation qui provoque un gonflement, puis une fissuration.

#### **4-5- Soudure de la fonte GS avec l'Inox 17-11**

La soudure à l'arc électrique de la fonte GS avec un MA en alliage (AA), et avec un MA en AFA ferritique a été étudié. Le choix d'une troisième électrode est porté sur un acier inoxydable austénito-ferritique 17-11 contenant 0,07% de carbone. Sachant bien qu'en présence du carbone, dans le cordon de soudure, le chrome favorise la ségrégation intergranulaire, mais de quelle façon? Quelles seraient les propriétés mécaniques et structurales? Et quelles sont les difficultés d'analyse ponctuelle du carbone en présence du nickel et du chrome? Nous saurons tout cela à travers cette étude.

##### **4-5-1-Etude structurale et diffractométrique à l'état brut de la soudure**

La micrographie de la **figure IV-36** met en évidence la structure de la ZAT de la soudure avec l'Inox à l'état brut. Ces microstructures hétérogènes sont numérotés sur les **figures IV-36-37** peuvent être délimitée en quatre zones.

1) Une zone ferrito-perlitique appartenant au MB

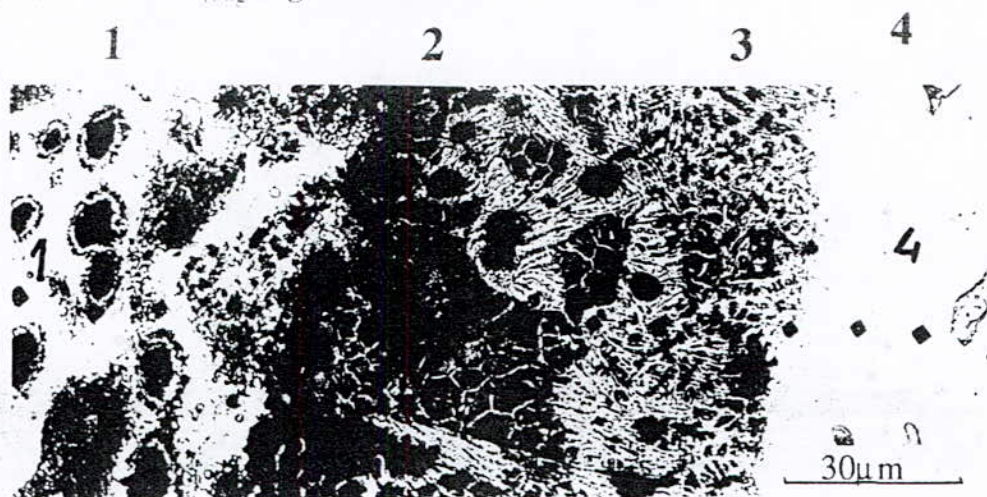
2) Une deuxième zone martensitique confirmée par la micrographie de la **figure IV-36-37**. Cette structure n'a été mise en évidence qu'après sa désaturation en carbone par un chauffage de 2heures à 200°C.

3) Une troisième zone constituée pratiquement de carbure.

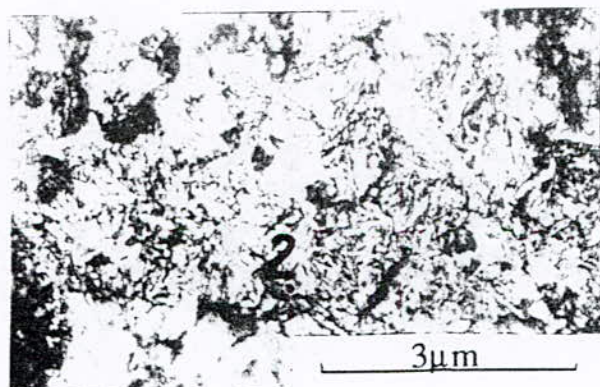
Les structures des zones "2" et "3" ont puisé leur carbone à partir du graphite lors de l'austénisation et de la fusion d'une partie du MB.

4) Dans la quatrième zone, l'attaque au nital met en évidence seulement quelques inclusions. Cependant le refroidissement après le soudage a été relativement rapide, pour une telle composition chimique qui ne peut donner qu'un cordon de soudure à structure austénitique. Le diffractogramme aux rayons X réalisé sur le cordon de soudure à l'état brut de coulée met en évidence une phase principale austénitique, (**figure IV-38**). Le carbone libre non entièrement cristallisé est mis également en évidence par le pic (002). Dans cette dernière zone, le réseau cubique à faces centrées formé à haute température, a été figé par le refroidissement assez rapide après le soudage. La filiation des microduretés

nous donnent des valeurs assez importantes dans les zones "2", "3" et "4" qui varient de 400 à 880HV<sub>100g</sub> (figure IV-39).



**Figure IV-36:** Micrographie prise sur la ZAT à l'état brut de la soudure avec l'Inox (zones 1, 2, 3 et 4)



**Figure IV-37:** Micrographie mettant en évidence la martensite dans la ZAT "zone 2" à l'état brut de la soudure avec l'Inox.

Impulsions

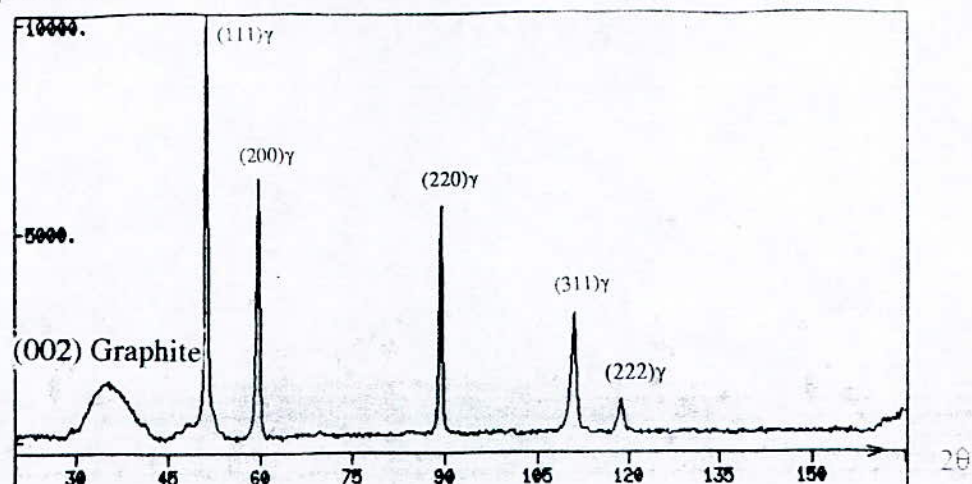


Figure IV-38 : Diffractogramme réalisé à l'état brut de coulée sur le cordon de la soudure avec l'Inox

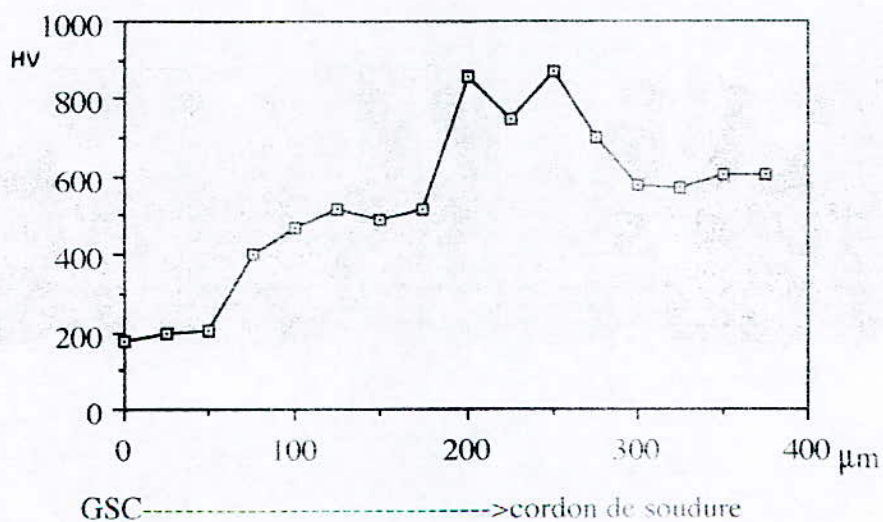


Figure IV-39: Filiation des microduretés HV à travers la ZAT de la soudure avec l'Inox à l'état brut de coulée .

Le cliché de microdiffraction de la **figure IV-40-a** nous confirme la présence de la martensite déjà observée sur la micrographie de la **figure IV-37**. Les distances inter-réticulaires trouvées présentent un écart sensible à celles d'une ferrite classique.

$$d1^* = 1,47 \text{ \AA} \text{ -----} \rightarrow (002)$$

$$d2^* = 2,10 \text{ \AA} \text{ -----} \rightarrow (101)$$

L'angle calculé entre les plans  $(10\bar{1})$  et  $(002)$  est de  $45^\circ$ , correspondant à l'angle mesuré. L'axe de zone défini à l'aide de ces mêmes plans est de  $(010)\alpha'$



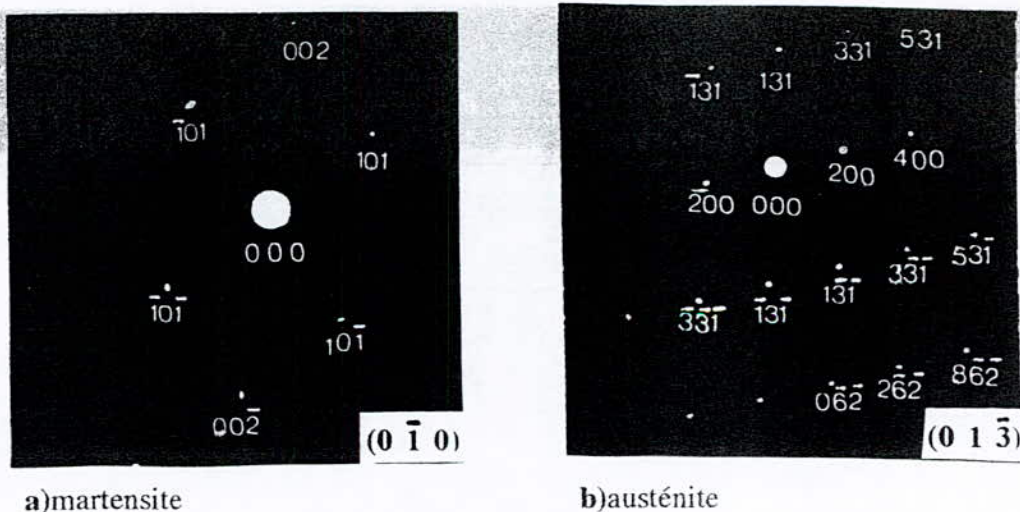
Les mesures faite sur le cliché de microdiffraction de la **figure IV-40-b** nous permettent de trouver les valeurs des distance "d" , et les plans (hkl) de l'austénite.

L'angle calculé entre les plans ( $\bar{1}\bar{3}\bar{1}$ ) et ( $3\bar{3}\bar{1}$ ) est de  $25,94^\circ$  correspondant à l'angle mesuré de  $25^\circ$  .

L'angle calculé entre les plans ( $3\bar{3}\bar{1}$ ) et ( $200$ ) est de  $46,5^\circ$  correspondant à l'angle mesuré de  $46^\circ$  .

L'axe de zone est de  $(0\bar{1}\bar{3})_Y$ .

Le cliché de la **figure IV-40-b**, nous permet de déduire que l'austénite dans la ZAT est fortement alliée en éléments de substitution et en éléments d'insertion . Aucune relation n'a pu être considérée pour déterminer le taux de carbone à partir des valeurs des (hkl) du cliché, de la distance inter-réticulaire "d" et du paramètre du réseau cfc. Les relations de Roberts ( 10 ) Zwell ( 11 ) et Closset ( 12 ) ne peuvent être appliquées que pour les alliages non alliés ou alliés au silicium seulement.

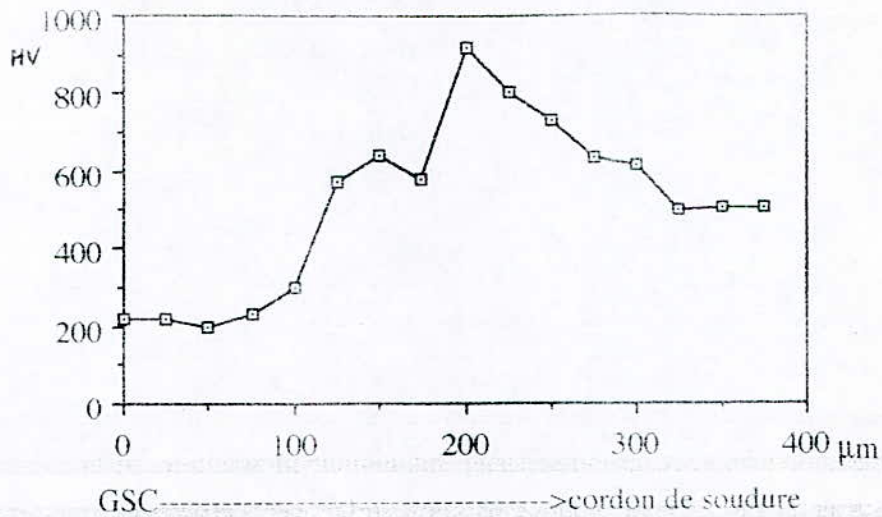


**Figures IV-40-a-b:** Clichés de microdiffraction de la martensite "a" et de l'austénite "b" pris sur la ZAT de la soudure avec l'Inox à l'état brut de coulée.

#### 4-5-2-Etude structurale et diffractométrique à l'état recuit de la soudure

Nous avons caractérisé chaque zone sur le **tableau IV-5** par des mesures de microduretés, déduites des résultats des filiations de la **figure IV-41**; ainsi que par des concentrations moyennes du carbone, du manganèse, du chrome et du nickel. Le nombre

de mesures prises dans chacune des zones pour en faire une moyenne est de 6 à 8 valeurs. Sur les **figures IV-42-43** nous avons numéroté les cinq zones



**Figure IV-41** : Filiation des microduretés HV à travers la ZAT de la soudure avec l'Inox à l'état recuit .

Zones	1	2	3	4	5
mesures					
HV <sub>moyen</sub>	197	235	532	940	612
%C	0,19	0,25	2,32	3,91	1,51
%Mn	0,47	0,59	0,61	0,79	1,41
%Si	3,21	3,44	2,07	3,04	1,47
%Cr	-----	0,26	2,36	6,24	16,72
%Ni	-----	0,18	1,55	4,34	7,42

**Tableau IV-5**: Répartition des éléments et des microduretés dans les zones structurales à l'état recuit de soudage avec l'Al.

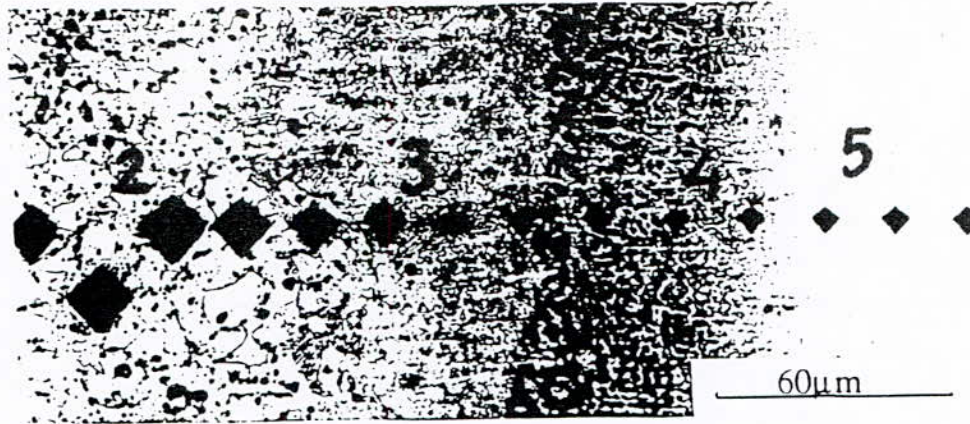


Figure IV-42-a : Micrographie prise sur la ZAT de la soudure avec l'Inox à l'état recuit (zones 2, 3, 4 et 5).



Figure IV-42-b : Micrographie prise sur la ZAT du côté du MB de la soudure avec l'Inox à l'état recuit (zones 2 et 3)

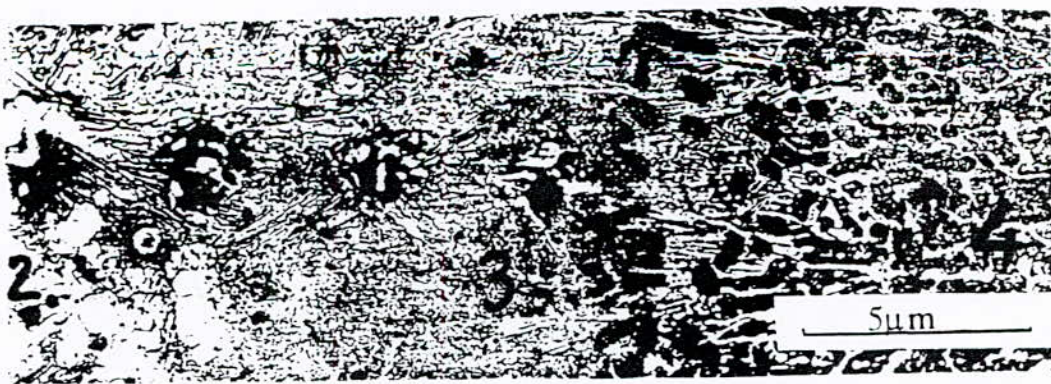
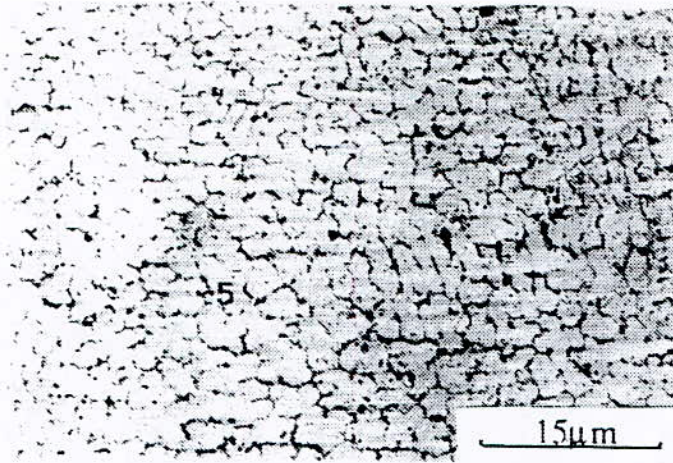


Figure IV-43-a : Micrographie prise dans une partie de la ZAT de la soudure avec l'Inox à l'état recuit (zones 2, 3 et 4)



**Figure IV-43-b:** Micrographie prise sur le cordon de la soudure avec l'Inox à l'état recuit (zone 5)

Les différentes zones définies après le traitement thermique sont :

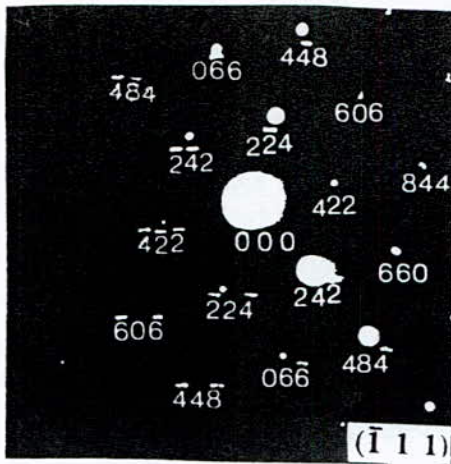
- 1) Le MB ayant une structure en grande partie ferritique
- 2) Une deuxième zone où un appauvrissement en carbone et un grossissement des grains du côté du MB apparaît sur les **figures IV-42-b**.
- 3) La troisième zone très riche en carbone comprend la ferrite et les carbures. Deux clichés de microdiffraction des **figures IV-44-a-b** mettent respectivement en évidence l'existence du carbure  $M_{23}C_6$  et de la ferrite .

Les mesures sur le cliché de la **figure IV-44-a** ont donné les valeurs des  $d(hkl)$  des plans suivants:

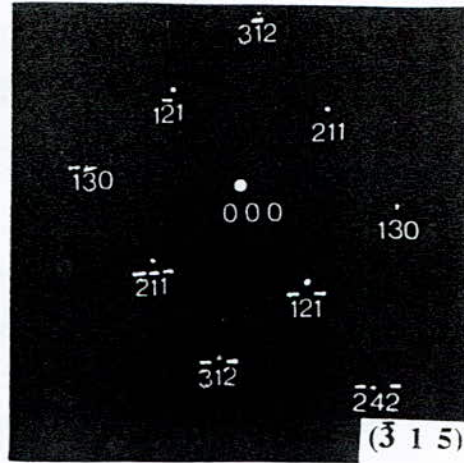
$$d_1 = 2,19 \text{ \AA} \text{ -----} \rightarrow (422) \text{ -----} \rightarrow a = 10,74 \text{ \AA}$$

$$d_2 = 1,26 \text{ \AA} \text{ -----} \rightarrow (224) \text{ -----} \rightarrow a = 10,67 \text{ \AA}$$

L'angle calculé entre les plans  $(2\bar{2}4)$ ,  $(422)$  et  $(24\bar{2})$  est de  $60^\circ$  correspondant à l'angle mesuré. L'axe de zone défini à l'aide des plans  $(422)$  et  $(24\bar{2})$  donne un axe de zone de  $(111)$  de la phase  $M_{23}C_6$ .



a)  $M_{23}C_6$



b) ferrite

**Figures IV-44-a-b** : Clichés de microdiffraction sur la ZAT à l'état recuit de la soudure avec l'Inox .

Après le dépouillement du cliché de la **figure IV-44-b** nous pouvons confirmer qu'il s'agit bien d'une ferrite  $\alpha$  à axe de zone  $(\bar{3}15)$

L'angle calculé entre les plans (211), (130) et  $(\bar{1}2\bar{1})$  est de  $49,80^\circ$  correspondant à l'angle mesuré de  $49^\circ$ .

4) Dans la quatrième zone, nous observons la diminution de la teneur en carbone mise en évidence par la disparition progressive des carbures de solidification (**figure IV-42-a**) et la filiation des microduretés (**figure IV-41**) .

5) Le cordon de soudure comprend en effet les phases austénitique, ferritique et la phase carbure de type  $M_{23}C_6$  qui sont bien mise en évidence sur la micrographie de la **figure IV-43-b** et confirmées par le diffractogramme de la **figure IV-45** qui montre ces trois mêmes phases. Les carbures  $M_{23}C_6$  représentés successivement par des raies de diffraction sont (400), (322), (420), (422) et (440). A titre comparatif nous pouvons conclure que la valeur du paramètre du réseau cubique à faces centrées à l'état recuit étant de  $3,586\text{Å}$  se rapproche plus du paramètre théorique qui est de  $3,548\text{Å}$ ; alors que le paramètre de la maille austénitique à l'état brut de coulée est de  $3,602\text{Å}$ . Ces valeurs montrent qu'il y a eu lors du recuit, une opération de régénération du grain austénitique. En même temps il y a eu la migration du carbone et du chrome aux joints des grains de l'austénite pour former des carbures  $M_{23}C_6$  qui sont mis en évidence également sur la micrographie de la **figure IV-43-b**.

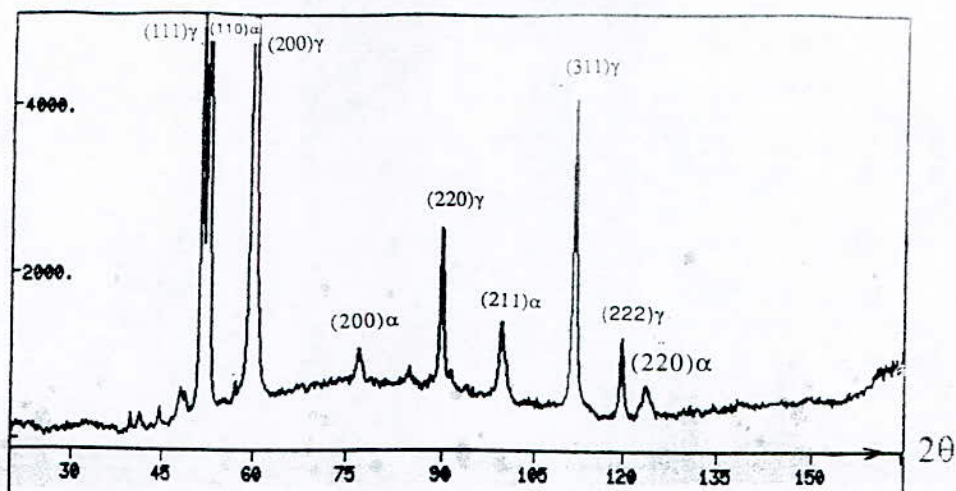
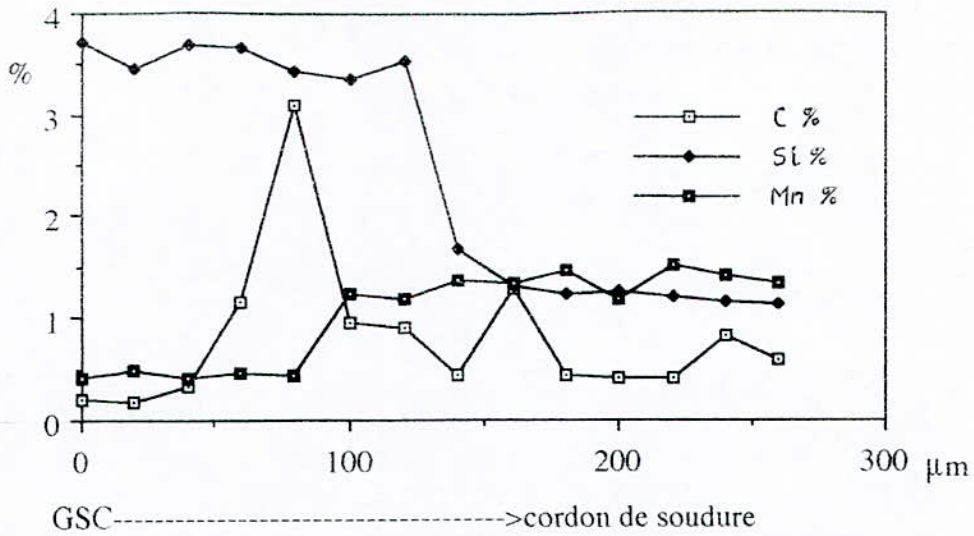


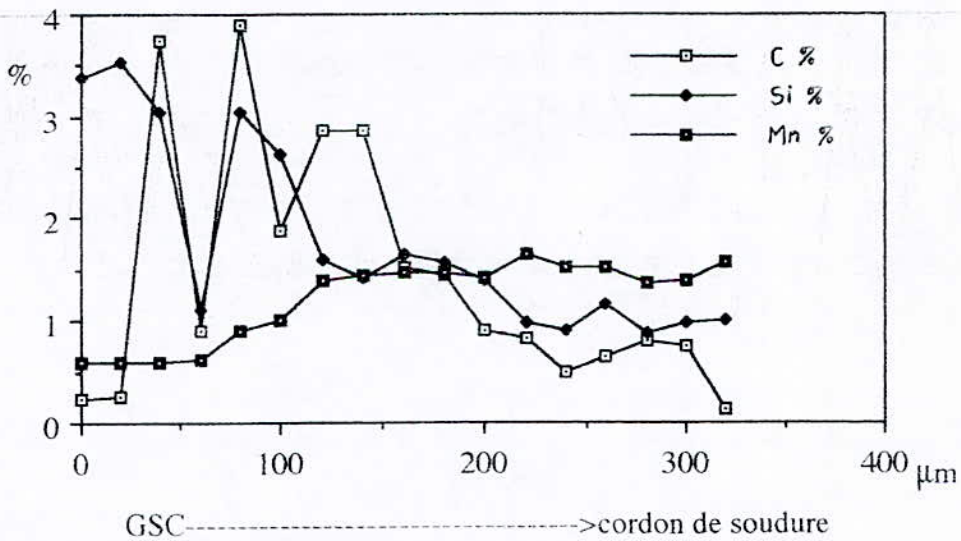
Figure IV-45 : Diffractogramme du cordon de la soudure avec l'Inox à l'état recuit

#### 4-5-3-Etude de la ségrégation chimique et difficultés d'analyse ponctuelle du carbone en présence du Ni et du Cr.

La ségrégation chimique dans le cas de la soudure de la fonte GSC avec l'Inox 17-11 est importante aussi bien en éléments d'insertion tel que le carbone qui atteint 1,51% dans le cordon de soudure, qu'en éléments de substitution tel que le silicium qui atteint 1,12% dans le cordon (**tableau IV-5**). Rappelons que le MA contient 0,06% de carbone et 0,33% de silicium. La ségrégation s'effectue du MB vers le cordon car les taux des éléments de carbone et de silicium dans la fonte GS sont supérieures à ceux du MA. Nous constatons souvent l'existence de pics de concentration du carbone et du silicium aussi bien à l'état brut qu'à l'état recuit de soudage; ceci s'explique par la présence des carbures aux deux états structuraux, et par des mesures de concentration prises de façon aléatoire (**figures IV-46-47**). Cependant sur ces figures, nous constatons que le manganèse, le nickel et le chrome diffusent vers la zone froide (pâteuse ou austénitique) lors du soudage. Le taux de manganèse atteint dans la zone "2" 0,59% (**tableau IV-6**), alors que la fonte GS contient 0,22%. Pour ce qui est des taux de nickel et de chrome, ils sont en forte concentration dans le MA, alors que dans le MB ces deux éléments n'existent pas.

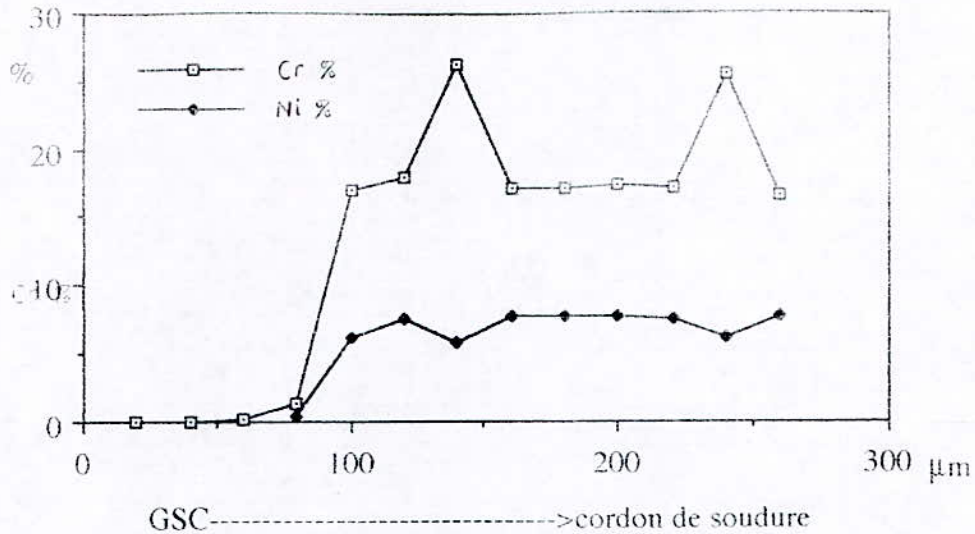


**Figure IV-46:** Variation de la teneur du carbone, du manganèse et du silicium à travers la ZAT à l'état brut de la soudure avec l'Inox.

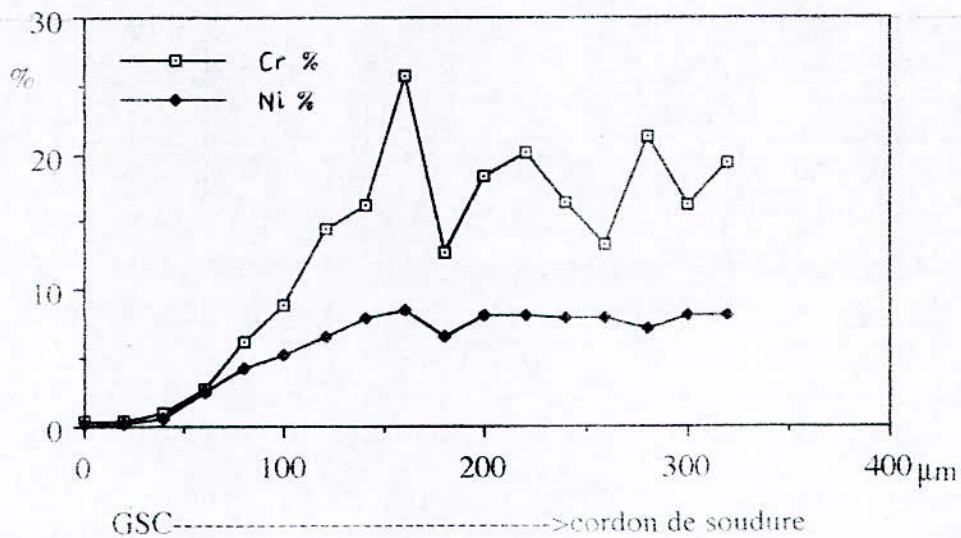


**Figure IV-47:** Variation de la teneur du carbone, du manganèse et du silicium à travers la ZAT à l'état recuit de la soudure avec l'Inox.

Pour le chrome et le nickel (**figures IV48-49**), la **ségrégation** a lieu également vers la zone froide de façon identique à celle du manganèse. La zone "2" contient 0,18% de nickel et 0,26% de chrome.



**Figure IV-48:** Variation de la teneur du chrome et du nickel à travers la ZAT à l'état brut de la soudure avec l'Inox.



**Figure IV-49 :** Variation de la teneur du chrome et du nickel à travers la ZAT à l'état recuit de la soudure avec l'Inox.

Il est difficile de déterminer avec une bonne fiabilité la concentration du carbone dans chaque zone (**tableau IV-5**). Pour distinguer les zones, il faut faire une attaque chimique au nital qui contient du carbone. Donc une analyse ponctuelle peut être erronée, même si on fait un léger polissage de façon à laisser à peine apparaître les phases. Une deuxième source d'erreur est celle de la mesure du bruit de fond assez intense provoqué par la présence du nickel et du chrome. Or il n'est pas possible de prendre un témoin au Ni-Cr sans la présence du carbone, pour pouvoir déduire la valeur du bruit de fond, car dans la ZAT ou dans le MB fondu, le taux de nickel et du chrome sont très



variables d'une zone à une autre. L'idéal serait de prendre comme témoin un acier à composition chimique en Ni et en Cr identique à celles des zones "2", "3", "4" et "5" sans la présence du carbone.

Par ailleurs, aux joints des grains dans le cordon de soudure, les valeurs des concentrations moyennes des éléments carbone, chrome et manganèse mesurés à la microsonde sont respectivement de 3,24%, de 30,20% et de 1,31%. Ainsi les grains se sont appauvris en éléments carburigènes qui se sont concentrés aux joints lors du refroidissement lent dans le four pour former la phase carbure  $M_{23}C_6$ .

Or une structure composée de carbures aux joints des grains du cordon présente un inconvénient majeur dans l'utilisation de cet assemblage. Pour ce qui est de la diffusion des éléments, les **figures IV-46 à 49**, ainsi que le **tableau IV-5** mettent en évidence une fois de plus l'affirmation de TAVASSOLI (57) selon laquelle la diffusion du carbone a lieu d'un acier faiblement allié vers un acier fortement allié. Etant donné que le manganèse, le chrome et le nickel sont à forte concentration dans l'acier Inox, ceux-ci ont tendance à diffuser dans les zones "3" et "4". Le carbone et le silicium dont le taux est plus élevé que dans le MA, diffusent vers le cordon. En dehors du carbone qui présente une migration importante même en plein centre du cordon, le silicium atteint également une valeur non négligeable de 1,12%, alors que dans le MA le taux est égal à 0,33% et celui du carbone de 0,065% (**tableau IV-2**). Des difficultés ont été rencontrées pour l'analyse du carbone dans les cordons de soudure réalisés avec l'acier INOX pour la mesure du bruit de fond, car le spectre correspondant à la longueur d'onde du chrome  $L\alpha_1$  et  $L\beta_1$  (2ème ordre) et la longueur d'onde du nickel  $L\alpha_1$  et  $L\beta_1$  (3ème ordre) sont proches de la raie  $K\alpha_1$  du carbone. Ainsi il est difficile d'estimer le bruit de fond du carbone qui est masqué. Pour avoir une référence sur la mesure du bruit de fond du carbone, un témoin d'acier inoxydable 17-11, dépourvu de carbone est indispensable. En prenant en considération le bruit de fond de l'inox, les pourcentages de carbone mesurés dans la ZAT et dans le cordon de soudure ont été corrigés. En dehors de cette précaution, les difficultés d'analyse de cet élément sont nombreuses, entre autre la contamination de la surface à analyser due au cracking de l'huile de la pompe à diffusion, sous le faisceau d'électrons. Cette contamination est gênante pour la réalisation des mesures. Malgré ces difficultés, nous avons pris différentes précautions telles que par exemple:

- analyse du carbone avant tout autre élément afin de minimiser la contamination sur la surface de l'échantillon ;

- réglages de la microsonde, optimisés pour obtenir un rapport maximum des raies des éléments, sur le bruit de fond;

- temps de comptage plus long pour les éléments légers;

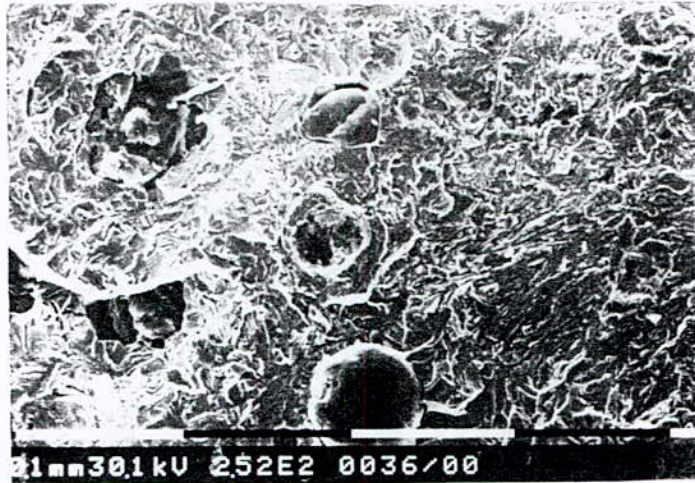
- Placement du piège d'azote liquide au-dessus de la pompe à diffusion, pour capter les traces d'huile afin de réduire la contamination des échantillons .

- Nettoyage de la surface de l'échantillon par microfuite d'air projeté juste au point d'impact du faisceau .

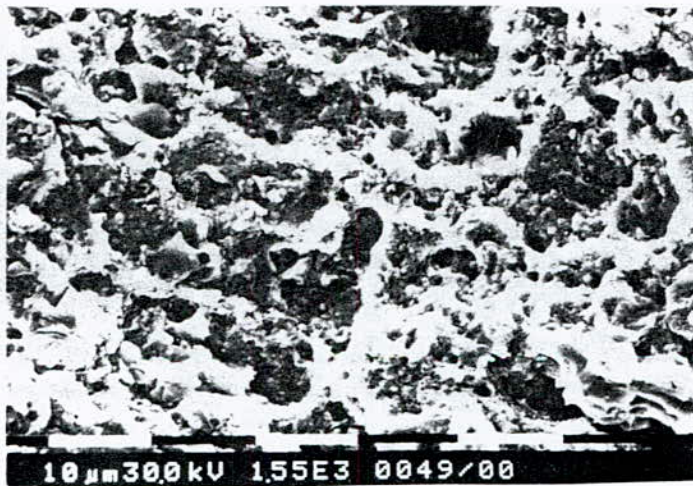
#### **4-5-4- Analyse microfractographique**

Les résultats des essais mécaniques de cet assemblage sont présentés au **tableau IV-3**. Aux deux états thermiques la charge à la rupture et la limite élastique ne sont pas plus élevées que celles de la soudure avec l'AFA; par contre l'allongement et la résilience sont très faibles. Ces résultats nous permettent déjà de confirmer l'inaptitude de cet acier inoxydable au soudage de la fonte GS. Le caractère fragile de cet assemblage est mis en évidence aussi par les microfractographies après les essais de traction. A l'état brut de coulée, la microfractographie de la **figure IV-50** présente une cassure avec des clivages dans la ZAT.

A l'état brut de soudage, la **figure IV-51** présente la ductilité du cordon de soudure, la microfractographie illustre la présence de petits cupules. Rappelons qu'à l'état brut, les carbures  $M_{23}C_6$  aux joints des grains n'ont pas été révélés; donc il est évident que la phase austénitique ne peut présenter de microfractographie de type fragile.



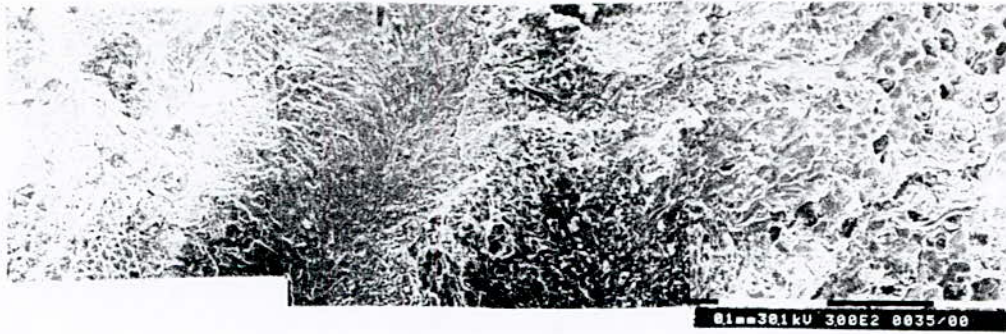
**Figure IV-50** : Microfractographie prise après l'essai de traction d'un soudage avec l'Inox à l'état brut de coulée dans la ZAT.



**Figure IV-51** : Microfractographie prise après l'essai de traction d'un soudage avec l'Inox à l'état brut de coulée dans le cordon

La microfractographie de la **figure IV-52**, représente le cordon, la ZAT et le MB à l'état recuit de la soudure caractérisée par une ductilité classique. Nous constatons deux vagues de transformation allotropique (61); correspondant à des carbures de solidification que nous avons déjà observés aux micrographies des **figures IV-42-a** et **43-a** Cette zone de carbures présente un relief hydrographique caractérisant une fragilité importante. A gauche de cette même microfractographie se situe le cordon de soudure dans lequel, on peut constater la présence de quelques nodules de graphite et une matrice fragile .

-la quantité de silicium diffusée dans le cordon de soudure provient d'une partie du MB fondu :



cordon

ZAT

MB

**Figure IV-52 :** Microfractographie après l'essai de traction d'une soudure de la fonte GS avec l'Inox à l'état recuit .

Même après recuit, les carbures ne sont pas éliminés car ils sont de type  $M_{23}C_6$ . Il faudrait des températures plus élevées pour les réduire. Le recuit transforme également la matrice austénitique enrichie en carbone dans le cordon en une matrice austénito-ferritique avec une précipitation de carbures intergranulaires de type  $M_{23}C_6$ . Cet état structural évidemment favorise la fragilité.

#### 4-6 CONCLUSION

Cette étude relative à la soudure à l'arc électrique, nous a permis de faire la comparaison entre les 3 soudures et à mettre en évidence de part et d'autre de la zone de liaison les zones énumérées qui sont différentes aussi bien à l'état brut de coulée qu'à l'état recuit. Ces différentes structures sont dûes particulièrement à l'absence ou à la présence du carbone dans le MA et dans le MB, et aussi, à l'existence des éléments alliés à forte concentration. Dans le cas de la soudure avec l'alliage austénitique qui contient 1,72% de carbone supérieure à celle de la matrice de la fonte GSC, la diffusion de cet élément est beaucoup plus réduite que dans le cas des soudures avec l'AFA et l'Inox. Nous avons mis en évidence que la migration du carbone est le principal inconvénient dans le soudage.

-La diffusion du carbone vers le cordon de soudure est issue du "MB" austénétisé pâteux ou fondu en un laps de temps lors du soudage où le graphite se décompose rapidement pour diffuser dans le bain soit en carbone d'insertion, soit il se recristallise en petits nodules que nous avons retrouvés dans le cordon de la soudure en particulier avec l'AA.

La migration de tous les éléments principaux est mise en évidence par des mesures de filiation à la microsonde, ce qui nous permet de déduire que:

-dans le cas de la soudure avec les électrodes en Inox et en alliage austénitique la migration du Cr et du Ni vers le "MB", fusionnée, pâteux ou austénitisée lors du soudage est mis en évidence.

Nous avons mis en évidence la présence des carbures aux joints des grains du cordon de soudure avec l'AI. Cet état structural favorise la détérioration des propriétés mécaniques qui reste sans solution.

Nous confirmons la théorie de TAVASSOLI qui dit que la migration du carbone est plus importante dans un acier fortement allié que dans un acier faiblement allié en comparant les taux de migration dans les cordons de soudure réalisés avec les trois électrodes .

Dans le cas de l'état brut de soudage avec l'AA, l'allongement est faible, la résilience et la charge de rupture sont proches des valeurs du MB. La graphitisation de la zone martensitique et de la zone carburigène après le recuit, favorise la ductilité et donne l'aptitude au soudage de la fonte GSC avec l'AA, du fait qu'il n'existe pas de zone localisée fragile. Ainsi cette soudure serait apte aux sollicitations dynamiques sous réserve d'une étude de fatigue.

## 5-CONCLUSION GENERALE

Dans le cadre de la mise au point de matériaux de substitution aux aciers corroyés habituellement utilisés dans le secteur automobile algérien, nous avons effectué l'étude des fontes GS alliées de type Ni-Mo, Ni-V, Ni-Cr ou Ni afin d'en déterminer la qualité avant et après application de divers types de traitement thermiques.

En nous basant essentiellement sur l'étude de la microstructure, nous avons pu mettre en évidence l'influence primordiale du type d'alliage.

En effet, pour les fontes GS alliées contenant des éléments carburigènes, les états bruts de coulée présentaient des carbures eutectiques. Nous avons pu déterminer quels étaient les traitements thermiques de haute température aptes à éliminer presque ou totalement ces carbures de solidification et avons pu sélectionner ces traitements soit en traitement de "graphitisation" soit en traitement de ferritisation de type indirect.

Nous avons pu ainsi montrer l'influence graphitisante du nickel et l'influence des éléments carburigènes sur la stabilité des carbures durant ces traitements. L'action trempante de ces éléments à l'issue du traitement de graphitisation a aussi été mise en évidence.

D'une manière générale, la graphitisation à haute température enclenche une nouvelle germination de graphite ce qui n'est pas observé après ferritisation indirecte où on ne note qu'un grossissement des nodules pré-existants.

La mise en oeuvre des deux types de traitements provoque une augmentation de l'écart type des dimensions des nodules de graphite. On a également mis en relief l'évolution de la concentration en éléments carburigènes au sein des carbures eutectiques après recuit de graphitisation.

L'influence de ces traitements se fait également ressentir au niveau des propriétés mécaniques qui sont améliorées dans le cas des fontes Ni-Mo et Ni-V ( $R_m$ ,  $E$ ,  $A\%$  et  $K$ ). Par contre cet effet est discret dans le cas de la fonte de type Ni-Cr. L'évolution des mesures de microdureté confirment totalement ces observations.

Nous avons également testé la résistance à l'usure tangentielle de ces alliages en fonction de leur composition et de la structure qui était bainitique pour les alliages Ni-Mo,

Ni-V et de type eutectoïde pour les alliages Ni-Cr. Cela nous a permis de mettre en relief l'influence du squelette eutectique sur la résistance à l'abrasion.

Par ailleurs, on a pu révéler l'influence de la structure sur l'apparition et la propagation de microfissures. On a pu mettre en relief l'influence de la matrice sur l'enclassement du graphite et des carbures. De même l'effet de la délamination est important car il dépend également de la structure de la fonte traitée.

Nous avons également évalué l'importance d'un traitement thermique à partir d'une température située dans la "bande de transition" qui est un "pseudo-intervalle, représentatif de la bande triphasée enregistré au chauffage". Nous avons clairement mis en évidence l'importance du traitement initial effectué dans cette "bande de transition" BT en la comparant aux traitements classiques d'austénitisation.

Cette composition a permis de montrer l'importance du choix de la température dans la BT aussi bien au niveau des courbes TRC, donc sur la réponse aux traitements thermiques, qu'au niveau de la qualité de nouvelles microstructures obtenues après traitements tels que, par exemple, les traitements bainitiques (courbes TTT).

Cette comparaison a également été faite dans le domaine des caractéristiques mécaniques. On a pu aussi démontrer l'importance de ces nouveaux traitements sur la qualité de propriétés telles que  $R$ ,  $A\%$  et  $K$  donc, démontrer que la ductilité évoluait favorablement.

Concernant la soudure à l'arc électrique de la fonte GS non alliée avec l'alliage austénitique "AA", l'acier inoxydable "AI" et l'acier faiblement allié "AFA" à l'état brut et à l'état recuit de soudage, nous avons mis en évidence que la migration du carbone est primordiale sur la qualité de soudage. L'étude comparative des trois soudures aux deux états thermiques, nous a permis également de donner les raisons de notre choix envers la soudure effectuée avec l'AA.

Le gradient de température a tendance à favoriser un équilibre chimique entre le cordon de soudure et la ZAT. La grande différence du taux de carbone entre le MB et le MA dans le cas du soudage avec l'AFA, est à l'origine des fissures dans la ZAT. Cependant, il y a lieu de préciser que la migration des éléments Si, Cr, Mn et Ni de part et d'autre de la ZAT et du cordon n'a pas une grande influence sur les propriétés mécaniques sans la présence du carbone tel que nous l'avons constaté sur le soudage avec l'Inox.

Nous avons remarqué également que le carbone qui migre de la ZAT (métal austénitise et métal pâteux) vers le cordon, provient de la décomposition du graphite en un laps de temps soit en carbone lié soit en petits nodules.

Le soudage avec l'AA ne présente pas de défauts à part le front de migration du carbone qui est bien net par la présence des carbures à l'état brut de soudage et par la présence du graphite à l'état recuit de soudage. Après recuit, l'allongement est faible, la résilience et la charge de rupture sont proches des valeurs du MB, ainsi les sollicitations mécaniques statiques de l'état recuit de soudage avec l'AA sont tolérées au même titre que le MB à son état brut de coulée. La ductilité du cordon à l'état brut de soudage avec l'AA est mise en évidence par la présence des cupules observés sur microfractographie, alors que les deux autres soudures, avec le même état thermique présentent des zones de clivage. La graphitisation de la martensite et des carbures après recuit de la soudure avec l'AA, favorise encore la ductilité et fait disparaître toute zone localisée fragile.

Concernant la soudure avec l'AFA, les faibles valeurs de dureté HV observées dans la ZAT est un des facteurs justifiant l'aptitude au soudage, mais le flux important de migration du carbone et du silicium conduit à l'apparition des défauts en particulier après le recuit.

Pour ce qui est de la soudure avec l'Inox, la migration du carbone vers le cordon est caractérisée par des carbures intergranulaires et des petits nodules de graphite aux joints des grains.

L'étude des trois soudures nous permet d'affirmer que la migration de tous les éléments alliés est possible de la zone chaude (cordon de soudure) vers la zone froide (état pâteux et austénitique) et vis versa. Le sens de la migration dépend de leur concentration.

En résumé les résultats obtenus sont très intéressants particulièrement pour l'industrie automobile, du fait que nous avons fait une étude comparative des fontes traitées à différentes compositions chimiques avec la fonte GSC de production, utilisée comme référence. L'étude des traitements thermiques à partir d'un chauffage dans la BT et dans le domaine austénitique de la fonte au Ni-Cu, nous a donné également d'innombrables informations très utiles. Pour ce qui est de la soudure, nous avons confirmé et complété la théorie de TAVASSOLI relative à la migration du carbone de la zone froide à la zone chaude et vis versa, ainsi que celle de tous les éléments d'addition.



A travers l'étude de la soudure à l'arc électrique, nous avons effectué un choix préférentiel de la soudure avec l'électrode en AA.

Dans chacun des trois chapitres, nous nous sommes intéressés aux propriétés mécaniques pour confirmer la performance des états structuraux définis. Nous avons souvent fait allusion que dans le cadre de la recherche appliquée, il est utile de compléter cette étude par des études de fatigue à l'échelle du laboratoire, et dans le cadre des compétitions d'épreuves.

Ces travaux ont également permis de révéler que de nombreux axes de recherche nouveaux pouvaient être décelés, étudiés et appliqués au secteur industriel tel que le secteur automobile.

## REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- 1- **R. HARDING**-*La production, les propriétés et les applications des fonte G.S. bainitiques-Hommes et fonderie-Nov. 1987-30 .*
- 2-**A. DALL'O, J.A. SIKORA, S.A.ALLENDE, C.E. MOLINE** "*fonte à graphite sphéroïdal: Influence d'un faible pourcentage d'éléments d'alliage (Cu, Cr, Ni, Mo, Mn-Cu)"- Traitement thermique-175-1983 - 39*
- 3- **G. CIZERON** "*influence d'une addition limitée de Mo sur le comportement structural de la fonte G.S."*-*mémoires et études scientifiques. Revue de Métallurgie-Janvier 1984 - 45 ..*
- 4-*Forgeage et estampage-déformation plastique de la fonte à GS-CETIM informations-64-février 1980 - 65 .*
- 5-**K.ROHRIG**-*Giesserei Praxis-1-1983 - pages 1 à 16.*
- 6-**N.M. LOTTRIDGE, R.B. GRINDAHL** -"*engrenage hypoides en fonte nodulaire"*- *débat de la conférence SAE sur la fatigue-Dearborn USA-14 à 16 avril 1982 - 109.*
- 7- **T. WATMOUGH, M.J. MALATESTA** -*Renforcement de la fonte ductile pour vilebrequins-Transactions de l'américan-Foundrymen's society - 92-1984 - 83*
- 8-**CORSO, I. TORINO** -"*Développement de la fonte nodulaire bainitique pour la fabrication d'engrenages de boîtes de vitesse pour l'industrie de l'automobile"*- *Rapport final de la commission CEE EUR - 8639 -1983.*
- 9-**F.M. HAGAR** - "*Engrenages traité par trempe étagée pour pigons de distribution de moteurs: historique - développement - critères d'étude."* - *American Societe for metals. - Metals Park- Ohio - ASM - 1984 - 253 .*
- 10-**M. JOHANSSON, A. VESANEN, H. RETTIG** -*Fonte austénitique-bainitique avec graphite sphéroïdal comme matériau de construction pour engrenages-Antriebstechnik-1976 - 15 - 11 - 593*

**11-M.A. ZACCONE,D.E. BOZMAN** - "*Applications de la fonte ductile traitée par trempe étagée dans l'industrie des équipements lourds*" - *American Society for metal. Metals Park- Ohio-ASM* - 1984 - 227 .

**12- K. HORNUNG ,W. HAUKE** - "*Matériaux à fonte pour pièces d'automobile à contrainte élevée tels que les engrenages*"- *VDI - Zeitschrift* - février 1981 - n° 4 - S16.S24, en allemand.

**13-Engrenages des pignons hypoides et de roues dentées en fonte nodulaire bainitique avec dents moulées en coquille** - 46ième congrès International de la fonderie - Madrid - 1979 - conférence 7

**14-G.BARBEZAT**:- "*Influence de la qualité métallurgique sur les propriétés mécaniques des fontes GS bainito-austénitiques*"-*Hommes et fonderie-décembre 1990.*

**15-P. BOUVARD** - "*Procédés et produit actuels de soudage à l'arc des fontes GS - Applications aux problèmes de l'hydrauliques*" - *Fonderie-* mars 1976.

**16-M. VERRIEST**-"*quelques domaines où les techniques de soudage et de fonderie se rejoignent*"-*journées franco-belges sur le soudage-1 à 12 mai 1970.*

**17-G. GORIATT**-"*utilisation du soudage dans une entreprise de construction de véhicules poids lourds*"-*journées franco-belges sur le soudage-1 à 12 mai 1970.*

**18-G.GORIATT**-"*le soudage dans la construction de véhicules poids lourds*"- *soudage et techniques connexes-volume 24-n° 9 et 10 sept.-oct. 1970 - 357*

**19-S.A.FROERBERG**-"*short arc welding of s.g.iron in the S.K.F. katrinelolm work,sweden*"-*Fondry Trade Journal-23 mai 1968 - 833 .*

**20-C.T.I.F.**-*soudage des fontes, études bibliographiques-"boîtier de direction en fonte à graphite sphéroïdal assemblés par soudage-100% automatique"-Inco nickel-février 1968 - 833 .*

**21-W.F.RIDGWAY**-"*welding of s.g. Iron for repair fabrication*"-*International nickel Ltd, publié par le concil of iron foundry*

**22-D.R.THORNEYCROFT**- "soudage des fontes à graphite sphéroïdal"-La fonderie belge-1-1963 - 19

**23-B. GENIES** - L'air liquide - centre de recherche Claude Delorme Fonderie - Fonderie Fondateur d'aujourd'hui - 54 - avril 1986 - 38.

**24-S. BELAKHOWSKY**-*"couplage collage"*-édition PYC - 234 .

**25-B.I OBOYANTSEV** ( *CO2 welding of cast iron* ) .Traduction anglaise welding production -juin 1963 - 27 .

**26-A.A.SMITH** -(*CO2 shielded consumable electrode arc welding*)-2<sup>ème</sup> édition 1965 - Abington British Welding Reseach Association - 135 .

**27-J.M. SCHISLER, P. BRENOT, J.P. CHOBOUT** "résistance à l'usure tangentielle des fontes bainitiques de type ADI dans l'intervalle de températures 20°C - 330°C - Homme et fonderie - février 1991- 23 .

**28-** La mesure de la dureté des soudures d'acier " Soudage et techniques connexes - juillet-août 1987 - 317 .

**29-J. SAVERNA** - Thèse de l'Université de Nancy -1984

**30-A.SIMON**-Thèse de Doctorat es-Sciences Physique - INPL- Nancy-1972.

**31-J.M. GENIN**-Thèse docteur ès sciences physiques-université de Paris-Faculté des sciences d'Orsay-1970.

**32-C.S. ROBERTS**-Trans AIME-197-1953 - 203

**33-L. ZWELL, N.RIDLEY, H.STUART**-Trans AIME-245-1969- page 1834 .

**34-B. CLOSSET**-Diplôme d'études approfondies-chimie minérale et métallurgie - 1970 - Nancy .

**35-R. FAIVRE, J.M.SCHISLER, A.SIMON**-journées d'information electro-industrielle-Nancy-novembre 1967.

- 36-J.M. SCHISLER**-Thèse de Doctorat ès-sciences physiques-1972
- 37-J.M. SCHISLER** - Hétérogénéités dans la structure des fontes GS bainitiques -  
Traitement thermique - 194 - 1985 - 23 .
- 38-J.P.CHOBAUT**-Thèse INPL -Nancy 1982.
- 39-A. Sh. REZK, J.FARGUES, S.PARENT-SIMONIN.**- "fontes bainitiques  
traitées par trempe étagée. Etude comparative " traitement thermique- 204- 1986 - 35
- 40- G. BARREAU** - Evolutions structurales d'une fonte graphite vermiculaires-  
Traitement thermique-194-1985 - 41.
- 41-J.M.SCHISLER, J.P.CHOBAUT, P.BRENOT, J.SAVERNA**-conf.  
A.T.T.T.-SEN LIS-sept.1987
- 42-J.M.SCHISLER, P.BRENOT, J.P.CHOBAUT** "résistance à l'usure  
tangentielle des fontes bainitiques de type ADI dans l'intervalle de températures 20°C-  
330°C-Homme et fonderie-février 1991 - 23
- 43-G.HENRY, L.ROESCH**-*"Contribution de la (microfractographie) à l'étude des  
mécanismes des ruptures de faciès ductiles et des ruptures par clivages"*-traitements  
thermiques-106--1976.
- 44-KARL-HEINZ-ZUM GAHR**-*"microstructure and wear of materials"*- 19 et 92
- 45-F.P. BOWDEN** - *"Transfert métallique dans les opérations courantes"*Thomas  
Hawksley lecture - Instn Mech. Engineers
- 46-E.RABINOWICZ et TABOR** *"Detection radioactive du transfert métallique dans  
le frottement "*-Proc. Roy. Soc.-A. - 1951 - 208- 545.
- 47-D.V. KELLER** - *"Adhesion betwen of metals wears"*-6-1963 - 353 .
- 48-W. HARTWECK, H.J. GRABKI** -*"Effect of adsorbed atoms on the adhesion  
of iron surfaces"*-surf. sci.-89-179 - 174 .

49- M.E. SIKORSKI - "The adhesion of metals and factors that influence it wear"-7-1964 - 114 .

50- AI. MUNTEANU "considération sur la cinétique du processus de graphitisation de la fonte perlitique à graphite nodulaire aux températures sous critiques"-Métallurgie 42-1990-4 - 190 .

51-K. HERFURTH-Giess.Tech.-19-1974.

52-J.DODD-Hommes et fonderie-avril 1978.

53-E.DORAZIL, V.KLAUS-Slevarenstvi-18-1970

54-R.B. GUNDLACH, J.F. JONAWAK -Proceeding of the 1<sup>st</sup> international ADI. American Society for metals-1984 - 1 à 12

55-P.MAYR, H.VITTERS, J.WALLA-Haertereit Technik,Bemen, F.R.G.(2d conf.ADI Ann Arbor)-1986.

56-P. PETREQUIN, J.N.CALVET-défauts et fissurations des soudures-Ann.chim.Fr.,1987-12 - 483

57-A.A.TAVASSOLI, A. LECLOU, P. PETREQUIN, Centre de Recherches Métallurgique Appliquées-centre d'étude nucléaire de Saclay-Ann. chim. Fr.- 1987-12 - 515 .

58-A.A.TAVASSOLI, A.LECLOU-"Migration du carbone et évolution structurale de liaisons hétérogènes soudées entre aciers ferritiques 2,25CrMo et 9,5CrMoNbV"-J. Nucl.Mater-1981-96 - 329.

59-R.J. CHRISTOFFEL, R.M. CURRAN " carbon migration in welded joints at elevated temperatures welded "J. Res. Suppl 1956 - 35 - 457.

60-J.L. KRANKOTA, J.S. ARMIJO - "The kinetics of decarburation of Cr-Mo steel in sodium" - Nucl. Technol.-1974 - 24 - 225 .

61- J.L. KRANTOKA, J.S. ARMIJO "Décarburation Kinetics of low alloy ferritic steels in sodium -Met.Trans. -1972 -3 - 2515 .

62- J.M. MARGERIE -*Atlas microfractographique des fontes-tome 2.*

63-M.DADIAN-"*Dynamique thermique en soudage et transformation de phases*"-  
*Ann.Chim.Fr.-1987-12 - 451.*

# ANNEXE I

L'analyse thermodilatométrique a été menée avec un dilatomètre de trempe conçu et réalisé au laboratoire de Métallurgie par J.P. HOUIN (figure 1). La géométrie des éprouvettes utilisées est définie sur la figure 2

L'échantillon est placé verticalement entre un trépied en silice fixe et une tige de silice qui s'emboîte aux extrémités de l'éprouvette (figure 2).

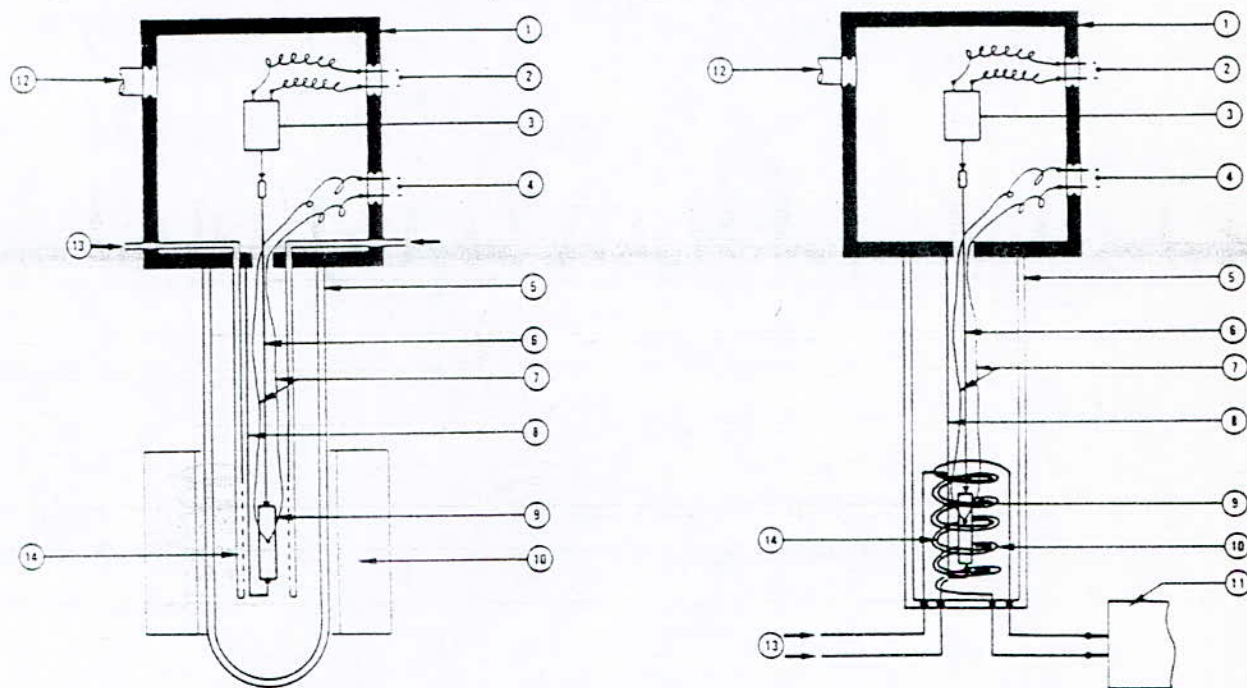
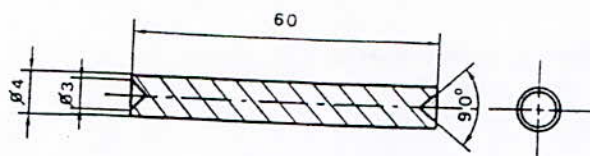


Figure A1-1 - Représentation schématique du dilatomètre utilisé

- 1 - Enceinte dilatométrique
- 2 - Sortie du signal dilatation
- 3 - Capteur de dilatation
- 4 - Sortie du signal température
- 5 - Enceinte en silice
- 6 - Tige mobile (silice)
- 7 - Thermocouple
- 8 - Etrier fixe (silice)
- 9 - Eprouvette
- 10 - Four/inducteur
- 11 - Coffret inducteur
- 12 - Vers pompe à vide
- 13 - Entrée gaz refroidissement
- 14 - Rampe de soufflage/inducteur "douche".

Figure 1 : Représentation schématique du dilatomètre de trempe





**Figure 2 :** Schématisation de l'éprouvette dilatométrique

La tige transmet les variations de longueur à un capteur de déplacement dont le signal est renvoyé sur un enregistreur potentiométrique. La tension continue délivrée par le capteur est proportionnelle au déplacement de la tige poussoir de silice. Pour le dilatomètre utilisé, la tension correspondant à 1 mm de déplacement est de 1,85 volt.

L'ensemble dilatométrique est placé dans une enceinte étanche en silice, à l'intérieur de laquelle on fait un vide primaire. Le chauffage de l'éprouvette est assuré par un four à image qui présente, par rapport aux fours traditionnels, l'avantage d'une faible inertie thermique. La puissance du four est asservie à l'aide d'un régulateur qui compare la température réelle de l'échantillon à la température de consigne délivrée par un programmeur.

La régulation et l'enregistrement de la température au cours du cycle thermique se fait par l'intermédiaire d'un thermocouple soudé sur la génératrice de l'éprouvette (couple chromel-alumel).

La force électromotrice du thermocouple est adressée directement sur la voie "X" de l'enregistreur de type X-Y, permet de tracer la courbe donnant la variation de longueur de l'éprouvette en fonction de la température de l'échantillon. Simultanément, un appareil potentiocinétique de type X-t trace la courbe de variation de longueur en fonction du temps.

Le refroidissement de l'éprouvette s'effectue par des jets de gaz inerte ou d'air comprimé à l'aide de trois rampe de soufflage placées à  $120^\circ$  les unes des autres autour de l'éprouvette. En agissant d'une part, sur la puissance de chauffage du four, et d'autre part, sur le débit de gaz à l'aide de deux électrovannes à débit variable; il est possible de faire subir à l'éprouvette une gamme étendue d'évolution thermique.

Le passage du gaz se fait à travers d'une électrovanne et d'un robinet doseur. L'électrovanne est asservie au thermocouple pour les trempes étagées. Dans de telles conditions, on peut réaliser des trempes à plus de  $100^\circ\text{C}/\text{seconde}$ , ainsi que des traitements isothermes avec des mises en température de quelques secondes.

## ANNEXE II

### Méthodes permettant de caractériser l'avancement de la réaction bainitique.

#### 1-Procédés de dosage de la phase austénitique

Le procédé de dosage de l'austénite stabilisée ou "retenue" après trempe bainitique doit être connu avec précision car c'est de lui que dépend étroitement les propriétés mécaniques du produit final.

**Ce dosage peut être effectué classiquement de différentes manières dont les plus courantes sont les suivantes:**

- Métallographie quantitative
- Spectrométrie Mössbauer
- Analyse par aimantation du type "Magne-Gage"
- Radio-cristallographie par rayon "X"
- Dilatométrie

Les deux dernières méthodes ne seront pas utilisées car elles présentent de nombreuses imperfections. En premier lieu, l'analyse radio-cristallographique nécessite plusieurs hypothèses:

- Seules l'austénite et la ferrite diffractent,
- Les produits de transformation sont uniformément répartis dans la matrice.

Les orientations préférentielles dues à la solidification de la fonte, la présence de texture, les hétérogénéités structurales et les contraintes résiduelles sont autant de facteurs que l'on ne peut pas prendre en considération, pour les fontes GS, bien que dans le cas

spécifique des fontes blanches au chrome, la méthode de KIM (\*) donne les résultats satisfaisants. Toutefois cette méthode nécessite un support déchantillon qui soit capable de subir une rotation et un tilt en cours d'acquisition de l'analyse X.

En second lieu, l'analyse dilatométrique, présente l'inconvénient d'être très lente et destructive. Elle nécessite une mesure précise sur les enregistrements dilatométriques en différentiel.

Quand à la méthode par spectromètre Mössbauer, celle-ci présente l'avantage d'être très précise et peu affectée par l'existence de texture dans le cas des fontes GS(\*\*). Le principal inconvénient réside dans la complexité de mise en oeuvre de cette méthode, et de ce fait n'entraîne pas dans les objectifs de cette étude.

Par contre, la méthode d'analyse quantitative et la méthode d'analyse de la caractérisation magnétique font l'objet d'une attention toute particulière dans le cas des fontes GS à structure bainitique.

\* C. KIM - *Journal of heat treating*, vol 2, n°3 ( 1979)

\*\* A. IKHLEF, T. VIEIRA, R. VILLAR, G. CIZERON - *Mém. études scientifiques Rev. Mét.* Août 1983.

## 2- Métallographie quantitative

La métallographie quantitative donne accès aux paramètres caractérisant les structures métallographiques. L'appareil utilisé dans le cadre de cette étude est de type BARCO INDUSTRIE " série 151 image processor ".

L'image est digitalisée spatialement selon un réseau de points soit carré, soit hexagonal. Sur les systèmes récents, l'image en niveaux de gris est elle-même numérisée, ce qui permet de réaliser des traitements numériques ou des filtrages.

A ce stade, on obtient une image binaire où les éléments d'intérêt sont blancs et le fond noir. La difficulté essentielle réside dans l'étape de seuillage. Des mesures quantitatives pourront alors être réalisées soit directement sur cette image binaire, soit sur cette image après certaines transformations basées sur la morphologie mathématique (comparaison d'une forme à analyser avec une autre forme communément appelée élément structurant puis traitement sur tout l'ensemble des formes).

Les données quantitatives définies par l'analyse d'image d'une coupe métallographique sont les suivantes:

- le taux surfacique de la phase mesurée,
- le nombre de particules de phases précipités par unité de surface,

L'analyse d'une image s'accompagne d'erreurs systématiques liées aux limites de détection de l'appareil et au contexte de la mesure elle-même. Pour parer aux premières, il convient d'optimiser les conditions expérimentales par une bonne qualité d'image avec un contraste maximum entre la phase à mesurer et la matrice. Dans le second cas, l'erreur est associée au champ de l'analyse, et au plan de coupe correspondant à l'analyse, puisque cette analyse est du type surfacique.

Pour minimiser ce problème, il faut s'assurer statistiquement que les images sont bien représentatives du matériau, c'est à dire qu'on a un bon échantillonnage.

### 3- Mesure de l'intensité d'aimantation spécifique à saturation

Un certain nombre d'instruments de mesures basés sur la détermination des propriétés magnétiques des matériaux métalliques ont été développés ces dernières années. Ces méthodes permettent d'obtenir uniquement le pourcentage de phase ferromagnétique, ce qui nécessite une détermination de la phase austénitique paramagnétique par mesure de différence. Dans les matériaux contenant une forte proportion d'austénite non transformée (fonte blanche au chrome), certains auteurs (\*) ont obtenu une bonne corrélation entre la microscopie quantitative et les mesures réalisées à l'aide d'un appareil mis au point par l'américain Welding Society et commercialisé sous le nom d'appareil "Magne Gage" (\*\*). A notre connaissance, cet appareil n'a pas d'autres utilisations sur échantillons traités thermiquement dans la masse et à fortiori dans le cas des fontes GS bainitiques (figure 3).

La tige (B) munie d'un aimant permanent est fixée à l'extrémité du fléau d'une balance équilibrée par la masse (P). Pour effectuer une mesure, l'aimant est amené au contact de l'éprouvette (E) et ensuite la force d'arrachement est mesurée par le couple de torsion appliqué par l'intermédiaire du ressort spirale taré (R).

Les indications du cadran (C) de l'appareil sont proportionnelles à l'intensité d'aimantation spécifique à saturation. La relation qui existe entre l'intensité d'aimantation spécifique à saturation  $\sigma_s$  et la force d'arrachement de l'aimant "F" est linéaire, du type  $\sigma_s = KF$  (tesla  $m^3/Kg$ , en unité S.I., K étant un coefficient de corrélation qui tient compte de la tige étalon de l'appareil).

\* : F. MARATRAY and A. POULALION -Cercle d'Etude des métaux - St Etienne - Nov. 1977.

\*\* : Américain Welding Society- 1974 - AWS A 42 - 74 - Miami.

La détermination de la quantité d'austénite en valeur absolue à partir de la mesure de l'intensité d'aimantation spécifique à saturation ne peut être faite qu'après calibrage de l'appareil à l'aide d'étalons. Le choix de la méthode de calibrage et des étalons n'est pas indifférent. Les étalons doivent avoir, naturellement, la même composition chimique que le matériau contrôlé, mais aussi avoir suivi un cycle thermique similaire.

Ces remarques laissent supposer que la préparation d'une gamme d'éprouvettes à différents pourcentages d'austénite avec une matrice ayant les mêmes caractéristiques magnétiques est assez limitée, dans le cas de fontes GS traitées thermiquement.

Les mesures effectuées sur la surface polie des éprouvettes sont significatives d'une évolution qualitative de la phase austénitique paramagnétique lors du traitement bainitique. En aucun cas le taux d'austénite ne peut être mesuré en valeur absolue.

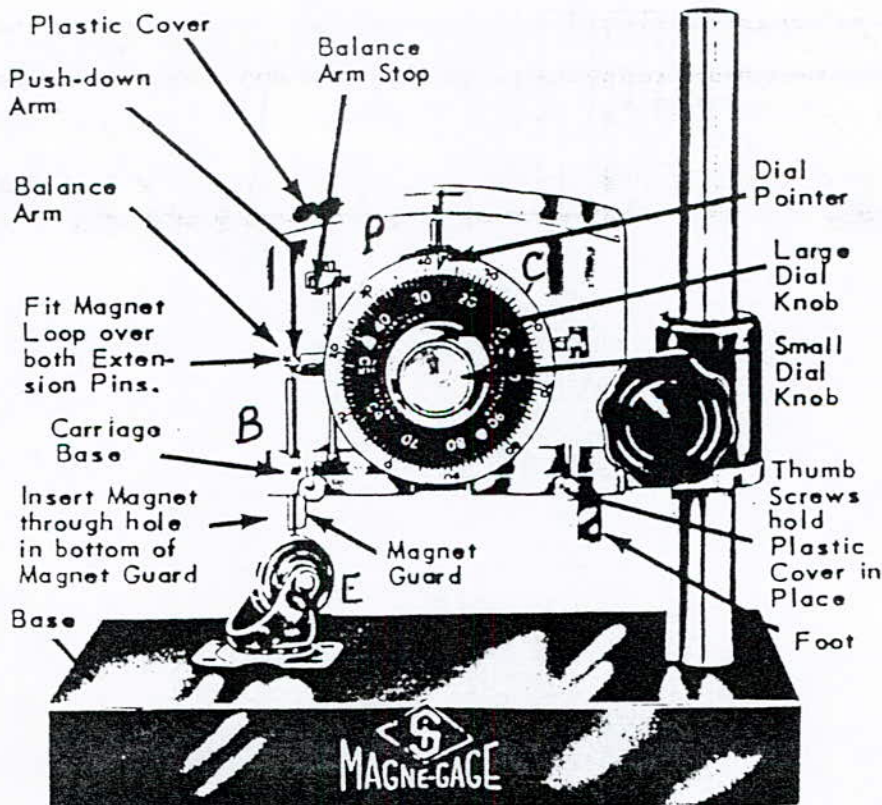


figure 3 : Appareil de mesure de la caractéristique magnétique  $\sigma_s$

## ANNEXE III

### Microsonde CASTAING (modèle CAMECA MS 46)

La microsonde permet de mesurer la composition chimique d'un alliage dans un très petit volume de l'ordre de quelques microcubes. Le schéma simplifié du microanalyseur est représenté à la **figure 4**.

Pour cela, on utilise un faisceau d'électrons que l'on focalise sur l'échantillon, en un point dont le diamètre n'excède pas un micron de diamètre. La matière, excitée par ces électrons, est ionisée et émet un spectre caractéristique de rayon que l'on peut analyser à l'aide d'un spectromètre.

pour un élément "A" donné, on mesurera dans les mêmes conditions les intensités émises respectivement par l'échantillon et par un témoin connu, représentatif de cet élément. Le rapport de ces intensités donnera en première approximation le titre massique de "A" qui est le rapport d'une quantité sur la quantité totale.

#### 1- Fontionnement

Le rayonnement X issu de l'échantillon est complexe, et en particulier composé par de nombreuses raies qui sont caractéristiques des éléments présents dans l'échantillon analysé. Nous étudierons ici le dispositif le plus classique, le spectromètre à dispersion de longueur d'onde. Ce spectromètre consiste à sélectionner une raie de longueur d'onde bien déterminée, par une reflexion sélective selon la loi de Bragg.

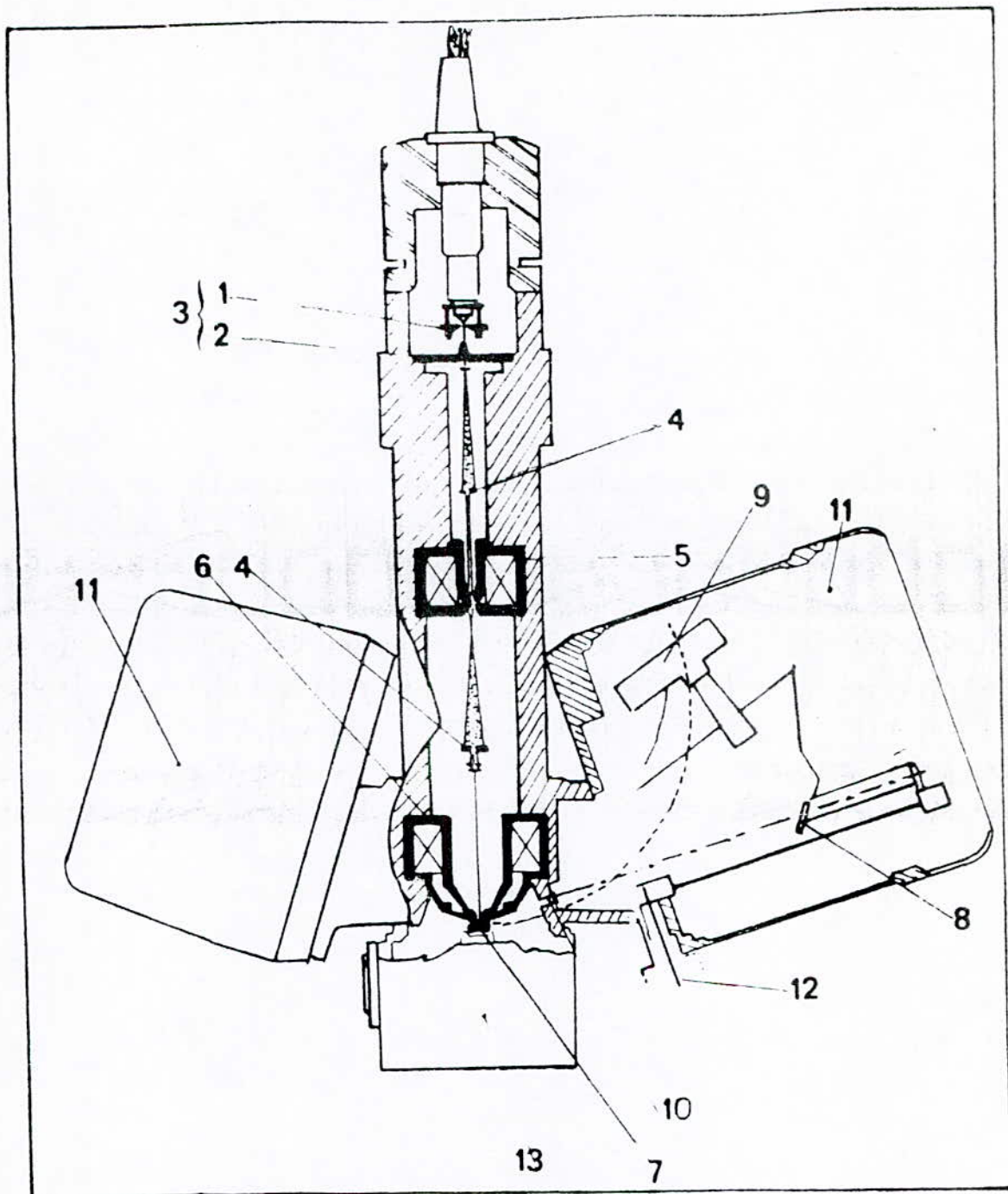
Dans le cas de la microsonde, chaque cristal est utilisé suivant une famille de plan réticulaire donné, et ne convient donc que pour une gamme de longueur d'onde limitée. On dispose en fait de quatre cristaux sur la CAMECA MS 46, ce qui permet d'analyser depuis la raie K $\alpha$  du bore jusqu'à la raie L $\alpha$  ou M $\alpha$  de l'uranium (**tableau 1**)

Cristal	formule	(hkl) *	Domaine d'analyse (**)			
			$\lambda$ (Å)	K	L	M
LIF	LiF	200	0,84 à 3,30	Sc - Sr	Te - U	---
PET	C <sub>5</sub> H <sub>12</sub> O <sub>4</sub>	002	1,82 à 7,16	Si - Fe	Sr - Uo	W - U
TAP	C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> O <sub>4</sub> Tl	1011	5,36 à 21,10	F - P	Mn - Mo	La - Hg
ODPB	C <sub>18</sub> H <sub>35</sub> O <sub>2</sub> Pb	---	22 à 82	B - O	C - V	---

\* : Plan diffractant du cristal

\*\* : Calculé pour un angle de Bragg compris entre 12 et 55°

**Tableau 1**

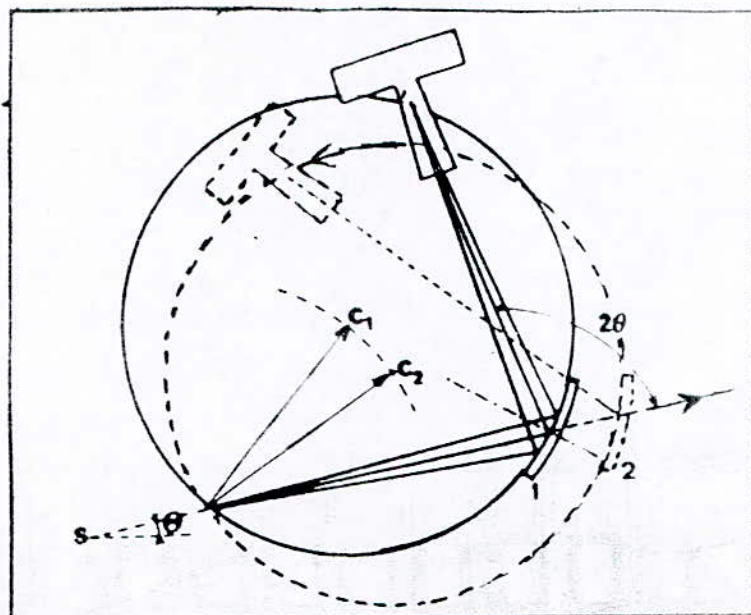


- 1. Wehnelt
- 2. Anode
- 3. Canon à électrons
- 4. Diaphragme
- 5. Condenseur
- 6. Objectif
- 7. Echantillon

- 8. Cristal analyseur
- 9. Compteur à gaz
- 10. Fenêtre
- 11. Enceinte des spectromètres
- 12. Réglage de l'angle de Bragg
- 13. Compartiment porte objet  
(Echantillon et témoins)

Figure 4 : Schéma du microanalyseur de Castaing

La **figure 5** représente le type de spectromètre utilisé sur le modèle MS46 de la société CAMECA. Ce montage est compliqué à réaliser mécaniquement, mais il est moins encombrant.



**Figure 5:** Spectromètre à dispersion de longueur d'onde.

Le compteur est constitué d'un filament de tungstène porté à une haute tension positive de quelques milliers de volts, placé dans une enceinte au potentiel zéro et rempli de gaz. Le photon X, en pénétrant dans le compteur va ioniser un atome du gaz rare. L'électron émis accéléré et pourra, selon l'intensité du champ électrique, ioniser plus ou moins d'autres atomes et l'on recueillera sur le filament une impulsion électrique.

## 2-Phénomènes physiques

Si l'on projette un faisceau d'électrons d'énergie  $E_0$  sur une cible et que l'on analyse l'énergie des électrons réfléchis, on observe la distribution représentée sur la figure. le premier pic centré sur l'énergie  $E_0$ , (pic élastique) est composé d'électrons rétrodiffusés. Ce sont des électrons primaires qui après différents chocs sont ressortis de l'échantillon. Le rapport du nombre d'électrons rétrodiffusés par rapport au nombre total d'électrons incident .

Le deuxième pic , de faible énergie, est composé d'électrons secondaires. Ces électrons appartenant aux atomes de l'échantillon, ont été chassés par les électrons



primaires par choc directs ou indirects (électrons auger). En raison de leur faible énergie, seuls les électrons secondaires de surface seront observés. Ils sont donc utilisés en microscopie à balayage pour l'obtention de contraste topographique.

La diffusion élastique, due essentiellement aux interactions électrons-noyau est responsable en grande partie des électrons rétrodiffusés.

Dans le cas des interactions électrons-électron, il y a une certaine probabilité d'ioniser l'atome, c'est à dire de chasser un des électrons atomiques.

Les phénomènes de diffusion et rétrodiffusion des électrons, probabilité d'ionisation et absorption des rayons X, sont fonction des éléments constitutifs de la matière et seront différents pour un élément donné dans l'échantillon analysé et dans le témoin de référence. De ce fait on ne pourra comparer directement les intensités X émergentes dans les deux cas. Une correction Z A F sera à effectuer dont :

Z : correction de numéro atomique.

A : correction d'absorption des rayons X.

F : correction de fluorescence.

### 3- Application

Une analyse qualitative nous permet d'identifier les éléments dans la zone que l'on désire analyser et de visualiser, la répartition de ces éléments dans l'échantillon. Dans les deux cas, on règle la sonde entre 15-20 KeV. Pour les éléments légers, la tension d'accélération des électrons est inférieure ou égale à 5 KeV. Le choix des différents cristaux monochromateurs (**tableau 1**) dépend des éléments à détecter.

Le meilleur rendement de la tension d'accélération est obtenu lorsque le taux d'excitation de la raie choisie est 2 à 3 fois sa tension d'ionisation.

Supposons que l'on veut analyser une phase complexe qui contient  
Mg ( $E_{K\alpha} = 1,295\text{KeV}$ ), Al ( $E_{K\alpha} = 1,559\text{KeV}$ ), Na ( $E_{K\alpha} = 1,667\text{KeV}$ ),  
Mn ( $E_{K\alpha} = 6,539\text{KeV}$ ), Fe ( $E_{K\alpha} = 7,109\text{KeV}$ ), Cr ( $E_{K\alpha} = 5,946\text{KeV}$ )

Nous pouvons choisir une tension d'accélération de 15 KeV pour analyser l'ensemble des éléments. Si on veut diminuer le bruit de fond pour les éléments légers et augmenter le rendement pour les éléments moyens, on peut choisir 2 tensions d'accélération :

-25 KeV pour le Fe, Mn et Cr

5KeV pour les autres éléments Mg, Al et Na

L'utilisation d'une seule tension d'accélération, pour l'analyse des différents éléments, est indispensable pour réaliser l'analyse sur le même point.

L'intensité du rayonnement X recueilli est directement proportionnelle à la valeur du courant du faisceau. Généralement, le courant du faisceau, se situe dans la gamme de quelques dizaines de nanoampères et les temps de comptage sont de l'ordre de quelques dizaine de secondes. Le choix du courant sonde est fonction de la nature de l'échantillon analysé et la teneur de l'élément analysé.

Le choix du témoin doit de préférence être orienté vers les témoins complexes dont la composition est proche de celle de l'élément à analyser pour minimiser les corrections ZAF.

Le choix du cristal du spectromètre est conditionné par la longueur d'onde de la raie à analyser

Exemple :

pour  $I < 2.5 \text{ A}$  -----> LIF

pour  $I > 2.5 \text{ A}$  -----> TAP et ODPB

## ANNEXE IV

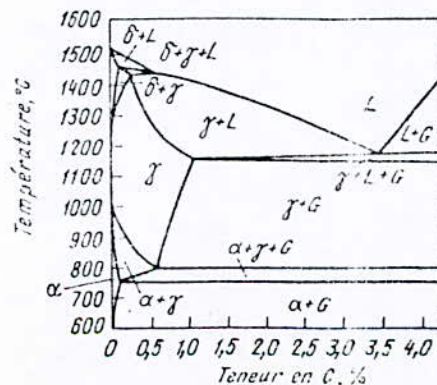
### Diagrammes stable et métastable Fe - Carbone et description de différentes structures

Le diagramme de la **figure III-3** fait abstraction de la phase graphite qui est évidente dès la température eutectique (1130°C). Ce diagramme met en évidence uniquement les phases de la matrice qui présente évidemment et pratiquement des carbures. La plupart des diagrammes d'équilibre (Fe-carbone-stable), tel que les **figure 6** dans les ouvrages classiques présentent dans tout le domaine de basse température (ferrite + graphite). L'obtention de ce type de diagramme est pratiquement impossible même avec des refroidissement lents car il existe toujours une présence de manganèse qui ségrègue aux joints de cellules et provoque l'apparition de carbure perlitique. Ainsi le diagramme d'équilibre Fe-C avec 2% de silicium sur cette **figure III-3** est beaucoup plus réaliste que les diagrammes classiques qui figurent dans les différentes publications ou ouvrages pédagogiques.

Ainsi, la Bande triphasée dans quelque soit le diagramme est obtenue en refroidissement continu (1°C/ mn) par l'ATD ou par dilatométrie après chauffage suffisant dans le domaine austénitique.

Nous rappelons que la bande triphasée est obtenue par différence des température eutectoïde de la zone I et III. La température A1 de la zone I est plus élevée que la température A1 de la zone III. Cette évolution engendre la création d'un intervalle de température A1 fluctuant entre ces deux extrêmes.

Si on se place dans cet intervalle de température après maintien assez long, on sera toujours en présence de trois phases ( $\alpha + \gamma + \text{graphite}$ ) (**figure 6**) suivant le système stable ou ( $\alpha + \gamma + \text{carbures}$ ) (**figure 7**) suivant le système métastable.



**Figure 6 :** Diagramme d'équilibre Fe-C stable à 2% de silicium.

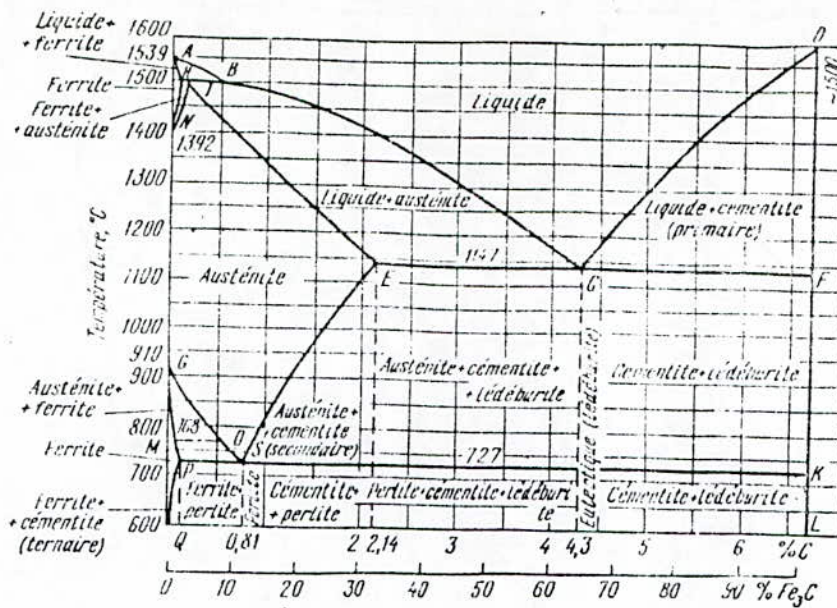


Figure 7 : Diagramme d'équilibre Fe-C métastable.

Sur les figures 8 à 14, nous effectuons une description de différentes structures métallographiques.

La perlite étant de type lamellaire ou granulaire. La figure 9 présente une perlite mixte. Sur les figures 10 et 13 la perlite est du type lamellaire.

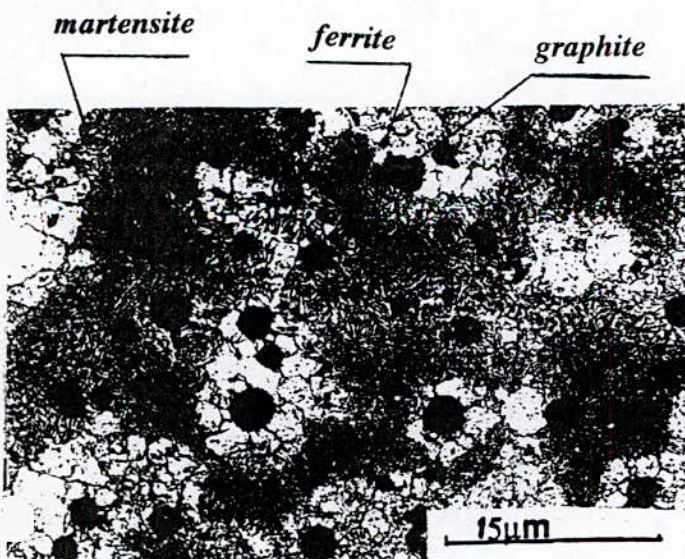


Figure 8

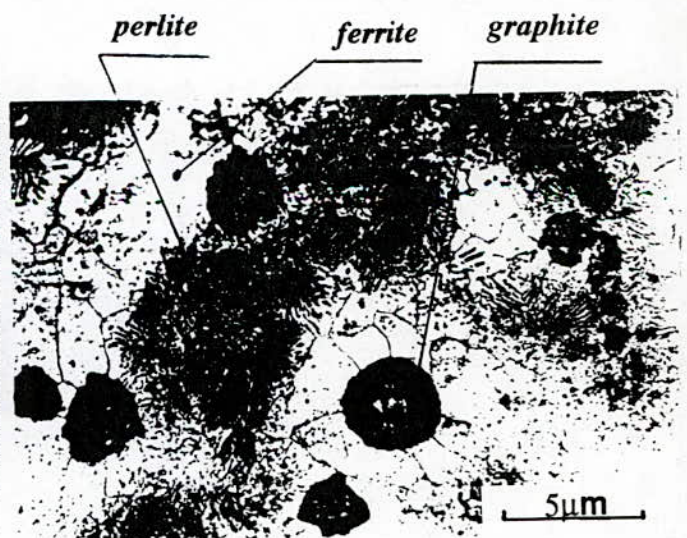
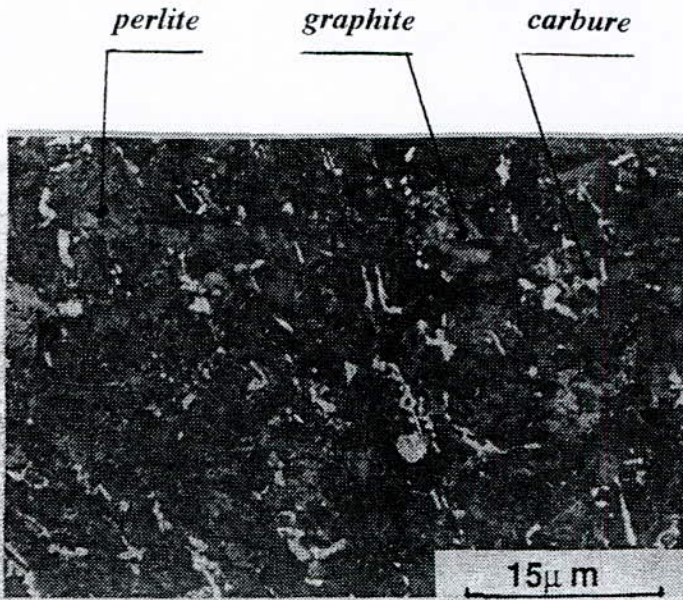
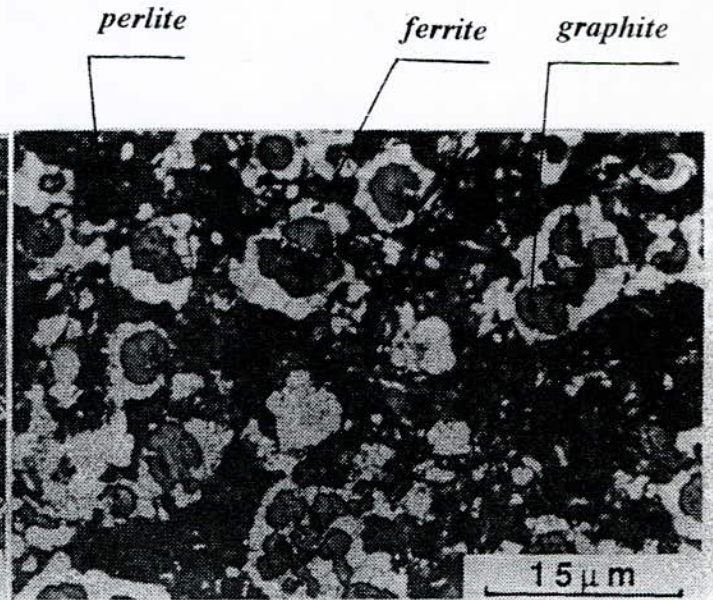


Figure 9



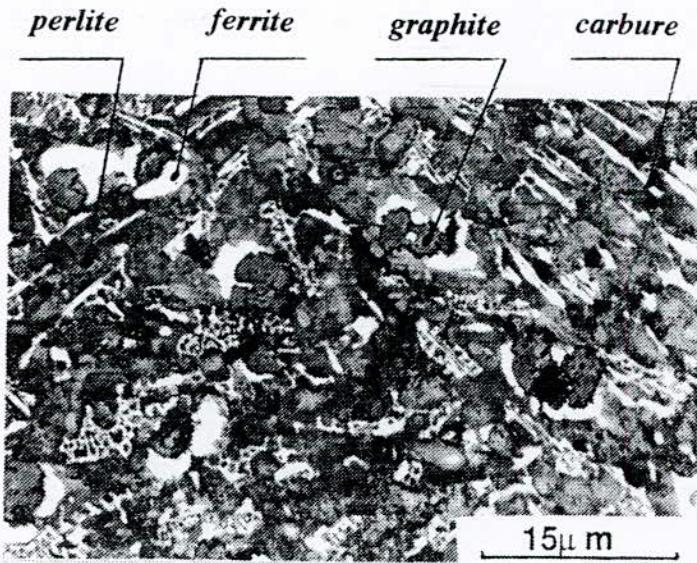
a) GSCB

Figure 10



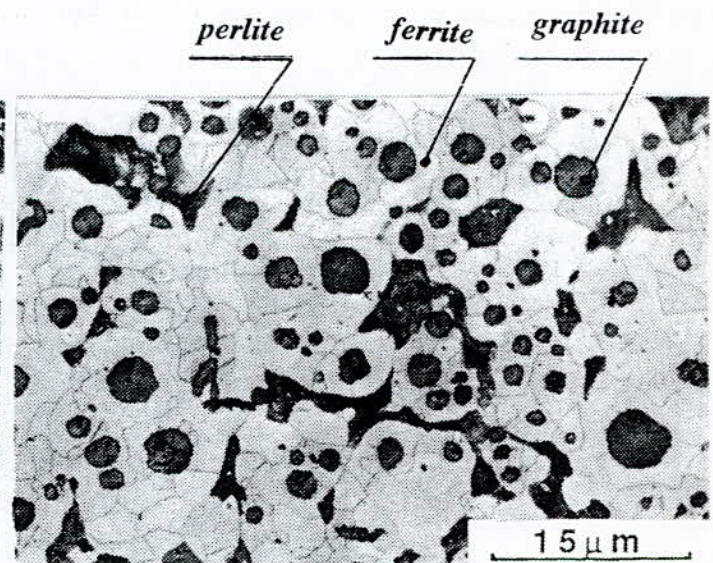
b) N B

Figure 11



e) C2R

Figure 12



a) GSCR

Figure 13

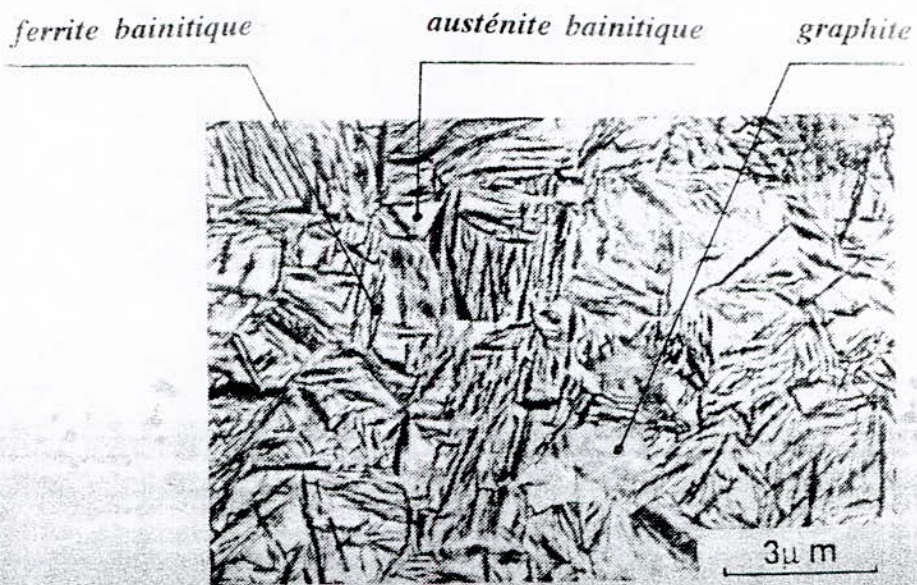


Figure 14 : Structure bainitique de type supérieure

## N O M E N C L A T U R E

<i>Grandeurs</i>	<i>symboles de l'unité</i>	<i>mesures</i>
longueur	m cm	mètre centimètre
masse	Kg	kilogramme
temps	h mn s	heure minute seconde
température	°C	degré centigrade
vitesse de refroidissement	°C / s	degré centigrade par seconde
vitesse de chauffage	°C / h	degré centigrade par heure
charge de rupture et limite élastique	daN / mm <sup>2</sup> MPa / mm <sup>2</sup>	déca-Newton par millimètres carré méga-Pascal par millimètre carré
résilience	daN / mm <sup>2</sup> J / mm <sup>2</sup>	déca-Newton par centimètre carré joule par millimètre carré
Allongement	%	poucentage
dureté Vickers	HV	hardness Vickers
microdureté Vickers	HV <sub>30g</sub>	micro-hardness Vickers avec une charge ex: 30grammes
échelle sur des micrographies	µm	micromètres
magnétisme	tesla-m <sup>3</sup> / Kg	Tesla-mètre cube par kilogramme

## A B R E V E A T I O N S

GS :	graphite sphéroïdal
GSC :	Fonte à graphite sphéroïdal non alliée ( inférieure à 0,4% de manganèse). Notation propre à l'Unité de Fonderie de Rouiba.
N :	Fonte à graphite sphéroïdal à 1,38% de nickel.
M1, M2, M3 et M4 :	Fontes truitées alliées au nickel et au molybdène.
V1, V2, et V3 :	Fontes truitées alliées au nickel et au vanadium.
C1, C2 et C3 :	Fontes truitées alliées au nickel et au chrome.
B :	Brut de coulée
R :	Recuit de Graphitisation
F :	Recuit de Ferritisation indirect
Ex:	
M1B :	Fonte au Ni-Mo à l'état brut de coulée
M1R :	Fonte au Ni-Mo ayant subit un recuit de graphitisation
M1F :	Fonte au Ni-Mo ayant subit un recuit de graphitisation suivi d'un recuit de ferritisation indirecte
NC :	Fonte à graphite sphéroïdal alliée au nickel et au cuivre.
MB :	Matériau de base en fonte à graphite sphéroïdal de composition chimique presque identique à la fonte GSC
MA :	Matériau d'apport
AA :	Alliage austénitique
AI :	Acier inoxydable
AFA :	Acier faiblement allié
ZAT :	Zone affectée thermiquement
TTT	transformation-température-temps
TRC	transformation en refroidissement en continu
BT	Bande de transition
UFR	Unité de Fonderie de Rouiba
$\alpha$ :	phase ferritique
$\alpha'$ :	phase ferritique sursaturée en carbone "martensite"
$\gamma$ :	phase austénitique

### En propriétés mécaniques

R :	Charge à la rupture
E :	Limite élastique
A :	Allongement
R :	Résilience