

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : MINES ET METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

ETUDE STATISTIQUE ET CARACTERISTIQUES

MECANIQUES DES PHASES DE LA FONTE

GSC (38 - 15) ALLIEE AU :

Ni - Cr, Ni - Mo et Ni - V.

Proposé Par :

Mr E. SALHI

Etudié par :

M.M N. SADOU  
S. BENHADDAD

Dirigé par :

Mr E. SALHI

PROMOTION :

JANVIER 1988



--:-- (I) E D I C A C E S --:--

-----

*Ce projet de fin d'études qui achève ainsi notre formation  
est dédié aux êtres les plus chers.*

- A nos parents,
  
- A nos frères et soeurs,
  
- A tous nos amis et copains.

--:-(ت) E M E R C I E M E N T S --:--

-----

*Qu'il nous soit permis ici d'exprimer nos remerciements les plus sincères à tous ceux qui ont su, tout au long de ce projet nous apporter aide et soutien, notamment à Mr. E.SALHI, pour ses encouragements et les conseils qu'il nous a prodigué afin de mener à bien ce travail.*

*Nous remercions aussi Melle BAGLIETTO et Mr. TAFLIS pour avoir si gentiment collaboré à la réalisation de ce document.*

*Que tous ceux qui ont participé de près ou de lojn à l'élaboration de ce travail accepte nos remerciements les plus chaleureux.*



S O M M A I R E

	<i>Page</i>
<i>INTRODUCTION</i> .....	<i>1</i>
<i>CHAPITRE I - ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE</i> .....	<i>3</i>
<i>CHAPITRE II- MATERIAUX ETUDIES ET METHODES EXPERIMENTALES</i> .....	<i>29</i>
<i>CHAPITRE III- RESULTATS</i> .....	<i>43</i>
<i>CHAPITRE IV- COMMENTAIRES ET INTERPRETATIONS DES RESULTATS</i> .....	<i>93</i>
<i>CONCLUSION</i> .....	<i>109</i>

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
المكتبة — BIBLIOTHEQUE  
Ecole Nationale Polytechnique

<sup>o</sup>  
*I* N T R O D U C T I O N



L'ordre économique actuel oriente les industriels vers la recherche de nouveaux produits moins coûteux et aussi performants.

En métallurgie, l'utilisation des fontes alliées à graphite sphéroïdal prend de l'ampleur. En optimisant leur caractéristiques mécaniques, elles se substituent aux aciers dans certaines applications industrielles.

L'optimum pourrait être déterminé après une étude des fontes GS en transformant les propriétés mécaniques de la matrice avec des éléments d'addition et des traitements thermiques.

Les fontes grises lamellaires ont fait l'objet d'études entre les deux guerres mondiales. Mais, leurs utilisations demeurent très limitées et présentent des risques dans le domaine de la fatigue mécanique, dus à la morphologie des lamelles de graphite. Depuis trois décennies, les recherches ont commencé sur les fontes GS et leurs utilisations n'ont débuté que vers 1965. Plusieurs améliorations ont eu lieu dans le but d'obtenir un graphite permettant d'augmenter la limite à la fatigue d'un matériau moins coûteux que les aciers et qui pourrait les concurrencer. Mais, le domaine d'utilisation des fontes GS reste toujours limité car il n'y a pas eu d'introduction d'éléments d'addition.

Ainsi notre but a été d'introduire dans chaque élaboration un élément adoucissant qui est le nickel et les éléments carburi-gènes ayant le rôle inverse.

Les éléments carburigènes choisis sont : le chrome, le vanadium et le molybdène. Toutes ces combinaisons nous permettront de tirer une conclusion sur chacun de ces alliages dont le nombre est de vingt cinq en plus de la fonte de base GSC appartenant à la S.N.V.I.


Les études précédentes sur ces mêmes matériaux ont déjà présenté les propriétés mécaniques générales telles que les charges de rupture, les duretés, les résiliences... En nous basant sur ces résultats, nous avons entrepris un complément d'étude sur les phases après traitement de graphitisation et après traitement combiné de ferritisation. Cette étude complémentaire consiste à observer statistiquement l'évolution des taux de phases, carbures, ferrite, bainite, perlite et graphite, ainsi que la variation des dimensions moyennes du graphite en fonction des traitements thermiques et des éléments d'addition existants. Ces éléments ont des influences directes sur la forme, les dimensions et la distribution du graphite.

Il est clair que ces trois caractéristiques du graphite et les propriétés mécaniques de la matrice qui ont été étudiées en mesurant les microduretés de chaque phase, ont une grande importance sur l'utilisation du matériau.

Toutes ces caractéristiques, nous permettront de tirer des conclusions en parallèle entre les éléments d'addition, l'étude statistique des phases et les microduretés, ainsi que les propriétés mécaniques étudiées précédemment.

(T H A P I T R E   - I -

---

(T TUDE  ) IBLIGRAPHIQUE

---



## I.1 - FONTES GRISES A GRAPHITE SPHEROIDAL

La dénomination fonte grise, fait allusion à la teinte de la cassure. Celle-ci est grise, par la présence de carbone libre, c'est-à-dire de carbone cristallisé en graphite.

Dans les fontes grises classiques, le graphite se présente sous forme de lamelles. Celles-ci, constituent des discontinuités de la matrice, et sont à l'origine de ruptures par effet d'entaille. Un affinage, et une meilleure répartition des lamelles, atténuera cet effet nocif. Ainsi, par centrifugation des fontes grises à la coulée, on affine les lamelles, et on accroît les qualités mécaniques du matériau.

La résistance maximale,  $R_m = 14 \text{ daN/mm}^2$  pour la coulée en sable est portée à  $R_m = 18 - 20 \text{ daN/mm}^2$  pour la fonte coulée en coquille et centrifugée.

Cependant, le gain de résistance, et surtout de ductilité, n'est important que si le graphite est mis sous forme compacte : soit en nodules pour les fontes malléables ; soit ce qui est mieux en sphérules pour les fontes à graphite sphéroïdal, nommées "fontes G.S.". (1).



### I.1.1.- COMPOSITION CHIMIQUE (1), (2), (3), (4)

Les éléments habituels qui composent les fontes G.S. sont :  
le carbone, le silicium, le manganèse, le soufre, le phosphore  
et le magnésium.

#### - Le carbone -

Le carbone est l'élément graphitisant. Le carbone pris dans certaines limites, améliore la coulabilité et permet d'éviter les défauts de trempe et de retassure. L'optimum est la composition eutectique qui assure la meilleure coulabilité et un minimum de la tendance à la retassure.

#### - Le Silicium -

Le silicium est un élément graphitisant. En quantité abondante, il fait éviter la formation d'une fonte truitée et a un rôle d'inoculation du graphite.

Il durcit la ferrite et augmente la résistance de la fonte, mais diminue considérablement la résilience.

#### - Le manganèse -

Le manganèse est un élément carburigène et blanchissant. Il durcit la fonte et diminue la résilience.

Le rôle du manganèse dans la fonte G.S. est de dénitrurer, car les nitrures de fer perturbent la graphitisation.

Le manganèse pris supérieur à 0,4%, facilite l'obtention d'une matrice perlitique avec la formation de cémentite complexe  $(Fe, Mn)_3 C$  dans la perlite.

- Le soufre -

Le soufre est toujours à une teneur très faible, car il est considéré comme un élément nuisible. Il fait consommer beaucoup de magnésium qui est un désulfurant actif et forme le sulfure de magnésium  $MgS$  qui donne des inclusions néfastes aux caractéristiques des moulages.

En pratique, le soufre est pris entre :  $0,004\% < S < 0,015\%$ .

- Le Phosphore -

Le phosphore fragilise la fonte G.S. Il agit en fragilisant les joints de grains et provoque une rupture intergranulaire. En ségrégant aux joints de grains, il peut former des phosphures qui abaissent la résilience.

Pour maintenir une bonne ductilité dynamique, on maintient le titre en phosphore aussi bas que possible :  $P < 0,08\%$ .

- Le Magnésium -

Les fontes à graphite sphéroïdal s'obtiennent par addition de certains métaux alcalin ou alcalino-terreux à la fonte liquide. A cet effet, on emploie le plus souvent le magnésium :  $0,03$  à  $0,07\%$ .

Pendant la cristallisation, le magnésium confère au graphite une forme sphérique.

### I.1.2.- FORMATION DU GRAPHITE SPHEROIDAL (1)

Les germes de graphite sphéroïdal prennent naissance dans le liquide sursaturé en carbone, mais en raison de l'intense surfusion et du retard à la cristallisation dû à l'action combinée du Mg et du Si d'inoculation, ils s'enrobent immédiatement d'austénité. Le mécanisme de cristallisation du graphite sphéroïdal se passe en deux opérations ; germination du graphite suivie de la croissance des sphéroïdes.

Il existe différentes théories expliquant ce mécanisme.

Nous nous limitons à citer la théorie du C.T.I.F.. Selon cette théorie vérifiée par l'expérience, le graphite se formerait après l'inoculation au ferro-silicium, des cristaux transitoires de carbures de silicium, dans des zones riches en silicium de la fonte liquide.

Les plaquettes de carbure de silicium, par suite de leur dilution par le fer se décomposent en donnant des cristaux de silicium de fer et des germes de graphite sphéroïdal.

La croissance des germes de graphite dépend de deux facteurs :

- La vitesse de cristallisation du graphite  $V_c$ .
- La vitesse d'apport d'atomes de carbone  $V_a$  par diffusion à travers la gaine d'austénité.

Si  $V_a < V_c$ , la diffusion du carbone à travers la gaine est réduite, d'où l'apport d'atomes de carbone devient symétrique dans toutes les directions. Par conséquent, la formation du graphite sphéroïdal est favorisée.



Si  $V_a > V_c$ , dans ce cas, la forme du graphite est déterminée par les éléments de symétrie du réseau. Comme  $V_c$  est plus grande dans le plan de base hexagonal, il en résulterait une forme lamellaire du graphite.

## I.2.- FONTES ALLIÉES A GRAPHITE SPHEROIDAL (4)

Les possibilités d'emploi des fontes G.S peuvent être étendues soit en leur appliquant des traitements thermiques, soit en modifiant leur compositions chimiques par addition d'éléments d'alliages en fonction des caractéristiques métallurgiques souhaitées. En pratique, les éléments les plus utilisés sont le Ni, Cr, Mo, V, Ti, ...

Les fontes alliées offrent la possibilité d'aller au delà des limites des fontes non alliées dans les domaines suivants :

- Résistance mécanique
- Résistance à l'usure par frottement
- Comportement aux températures élevées
- Comportement aux basses températures
- Résistance à la corrosion
- Propriétés physiques particulières.

Les fontes G.S alliées ont des matrices qui peuvent être perlitique, bainitique, martensitique, ferritique ou austénitique.

### *I.2.1.- FONTE G.S Alliées perlitiques :*

*Elles sont obtenues par une addition modérée des éléments d'alliages à une bonne fonte perlitique non alliée. La somme des teneurs en éléments d'alliages est généralement inférieure à 3%, de telle sorte que la matrice reste perlitique. Les éléments d'alliages utilisés entrent en solution dans la construction des fontes, affinent la perlite et le graphite. Par rapport aux fontes de base, il en résulte dans l'ensemble une amélioration des caractéristiques mécaniques : résistances à la traction, à la compression, au cisaillement et à la fatigue (Tableau I.1).*

*Grâce à la présence d'éléments qui abaissent la vitesse critique de trempe, les fontes alliées perlitique se prêtent bien à un traitement thermique de trempe, généralement suivi d'un revenu. Un tel traitement améliore la résistance mécanique.*

*Les principales applications des fontes alliées perlitiques sont : batis de machines à outils, bloc-moteurs, lames, chemises de moteur, cylindres de laminoires, éléments d'embrayages, engrenages, pièces de forges, pompes, vannes ...*

TABLEAU I.1 - Caractéristiques mécaniques des fontes grises  
alliées à matrice perlitique ( à l'état brut de  
coulée) (4)

	C L A S S E A		C L A S S E B	
	Lamellaire	Sphéroïdal	Lamellaire	Sphéroïdal
Résistance à la traction (MPa)	300 à 420	750 à 1200	250 à 350	600 à 750
Limite d'élasticité (MPa)	280 à 400	600 à 1000	240 à 330	450 à 600
Allongement (%)	-	5 à 1	-	10 à 4
Limite de fatigue en flexion rotative (MPa)	110 à 140	340 à 550	90 à 120	270 à 340
Dureté Brinell HB	240 à 280	250 à 300	180 à 280	200 à 300
Résistance à la compression (MPa)	800 à 1400	1000 à 1500	800 à 1400	1000 à 1500
Module d'élasticité $\frac{MPa}{(x1000)}$	120 à 150	170 à 190	100 à 140	170 à 190

- Classe A : fontes à résistance mécanique et à résistance à l'usure par frottement améliorées
- Classe B : Fontes à résistance mécanique aux T° élevées et à résistance à la corrosion améliorées.



### *I.2.2.- Fonte G.S. Alliées Bainitique*

*La bainite a une structure aciculaire, intermédiaire entre la perlite et la martensité ; elle peut s'obtenir par un traitement de trempe isotherme entre 300° et 500° C par exemple. Mais, il est plus simple et plus économique de la réaliser par addition d'éléments spéciaux, qui font ressortir le nez de la bainite sur la courbe T.T.T. et permettent d'obtenir cette structure directement sur les pièces brutes de coulée. Ces éléments d'alliage sont le molybdène, le nickel et le vanadium.*

*Les principales applications des fontes alliées bainitiques à graphite lamellaire ou sphéroïdal sont : arbres à cames, chemises de moteurs, corps de vannes, couronnes dentées, cylindres de laminoires, engrenages, galets, glissières de machines, matrice d'emboutissage, pignons, vilebrequins de moteurs et de compresseurs.*

TABLEAU II.2.- Caractéristiques mécaniques des fontes alliées bainitiques (à l'état brut de coulée) (4)

	Lamellaire	Sphéroïdal
Résistance à la traction (MPa)	350 à 550	750 à 1200
Allongement (A%)	2 à 1	5 à 1
Limite d'élasticité (MPa)	250 à 400	550 à 850
Module d'élasticité ( $\times 1000$ )	120 à 160	170 à 190
Dureté Brinell (HB)	250 à 320	250 à 350
Résistance à la compression MPa	800 à 1300	(I)
Limite de fatigue en flexion rotative MPa	170 à 220	250 à 350

(I) La résistance à la compression est supérieur à la résistance à la traction.

### I.3.1.- Le Nickel

Le nickel cristallise dans le système cubique à faces centrées C.F.C. avec un paramètre de la maille très proche de celui du fer  $\gamma$ . La solubilité du nickel dans le fer est illimitée pour le fer  $\gamma$  et elle est de 25% pour le fer  $\alpha$ . Le nickel (au delà de 2%) déplace les points entectique et entectoïde vers des teneurs en carbone plus faibles. (2) , (4)

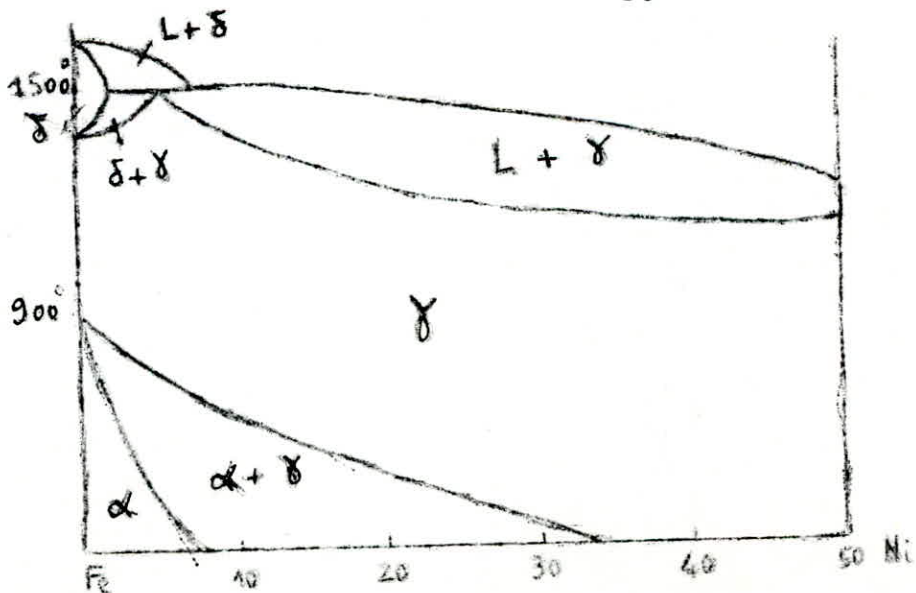
En se référant au diagramme d'équilibre (Fig I.1) Fe - Ni, on constate que pour une teneur de 35% en nickel il est impossible d'obtenir de la ferrite à la température 300°C. Le nickel est donc un élément gammagène à forte teneur, stabilisateur de l'austénité, il diminue la fragilité de celle-ci et communique une hérédité perlitique. (2)

Dans les fontes, le nickel n'agit pas sur la sphéroïdisation. Il est graphitisant, avec un pouvoir graphitisant de 0,35 par rapport au silicium. (4)

Il diminue la vitesse critique de trempe martensitique, favorise la trempabilité et donne une structure identique de la surface au cocur. (2)

Le nickel affine les grains de la structure et augmente la plasticité, il permet aussi d'obtenir des fontes faciles à usiner.

Fig. I.1.- Diagramme d'équilibre Fe - Ni



### I.3.2.- Le Chrome

Le chrome cristallise dans le système cubique centré (C.C).

La solubilité du chrome dans le fer est totale pour le fer  $\alpha$  et elle est de 12,8% pour le fer  $\delta$  . (2)

Le chrome déplace les points eutectique et eutectoïde vers des teneurs en carbone plus élevées. (4)

L'emploi du chrome dans les aciers et les fontes est motivé par les effets suivants : amélioration des propriétés mécaniques, de la résistance à l'oxydation, à la corrosion et à l'usure.

DE plus on a recours au chrome pour l'élaboration d'aciers par nitruration et pour les aciers magnétiques.

Le chrome est un bon désoxydant, il durcit la fonte et facilite le forgeage du métal. La propriété du chrome est d'augmenter considérablement l'élasticité de la fonte et lui communiquer une résistance au choc particulière, mais sa propriété fondamentale est de favoriser la pénétration de trempe. C'est un élément carburigène, blanchissant et alphagène. Le chrome est un ~~élément carburigène, blanchissant et alphagène~~ des carbures, il affine la structure perlitique. On l'utilise dans ce but jusqu' à 1%. Sa présence en grande quantité peut avoir un effet blanchissant et fragilisant.



D'après le diagramme d'équilibre Fe - Cr, ci-contre, on constate que pour une teneur de 14% en Cr, il est impossible d'obtenir de l'austénite [4]

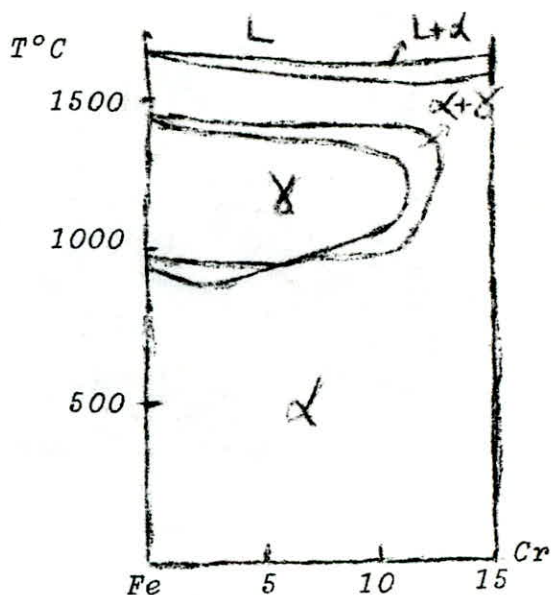


Fig. I.2.-

### 1.3.3.- Le molybdène

Le système cristallin du molybdène est de cubique centré.

La solubilité du molybdène dans le fer est de 3% pour le fer  $\alpha$  et elle est de 32% pour le fer  $\alpha'$ . (2)

Le molybdène a une influence très faible sur les points entectique et entectoïde à moins qu'il ne provoque la formation de la bainite ou martensite. Le molybdène est un élément d'alliage alphagène, carburigène et fortement trappant.

En se référant au diagramme d'équilibre Fe, Mo, ci-contre on remarque que pour une teneur de 4% environ en molybdène on ne peut pas obtenir de l'austénite (4)

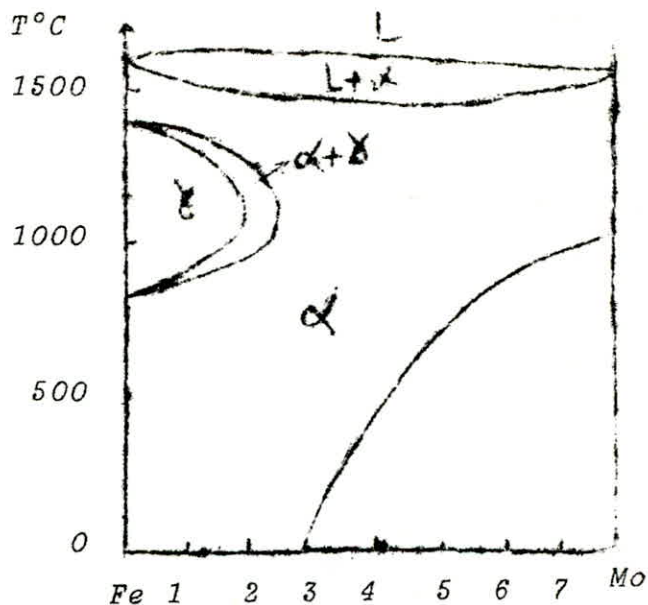


Fig. I.3.-

Le molybdène a la particularité de faciliter la trempe bainitique, il est en général très favorable à la résistance au fluage et on l'utilise dans les pièces moulées destinées à des usages thermiques. Il est aussi utilisé conjointement avec le chrome, le nickel ou le manganèse dans les aciers faiblement alliés et dans les fontes.

Le molybdène réduit les risques de fragilité de revenu vers 450 à 550°C. Il accroît fortement la trempabilité davantage que le chrome et trois fois plus que le nickel. Il forme aussi des particules résistant à l'abrasion. (2)

A faible teneur, le molybdène se dissout dans la cémentite et forme la cémentite complexe  $(Fe, Mo)_3C$ . Si sa teneur est élevée, il peut former des carbures spéciaux. L'addition du molybdène dans la fonte G.S est à l'origine de la formation des carbures complexes et ralentit de ce fait la graphitisation (Fig. I.4.)



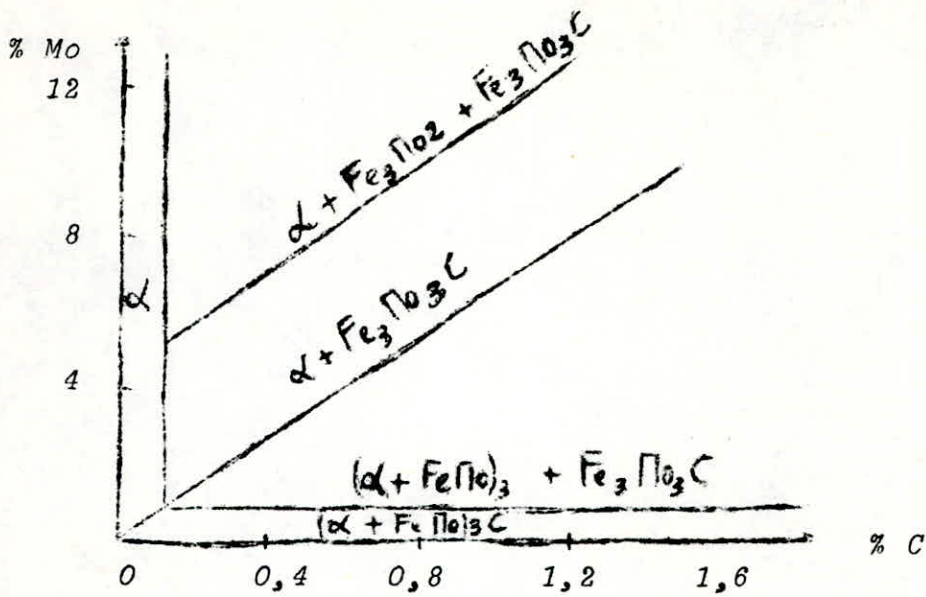
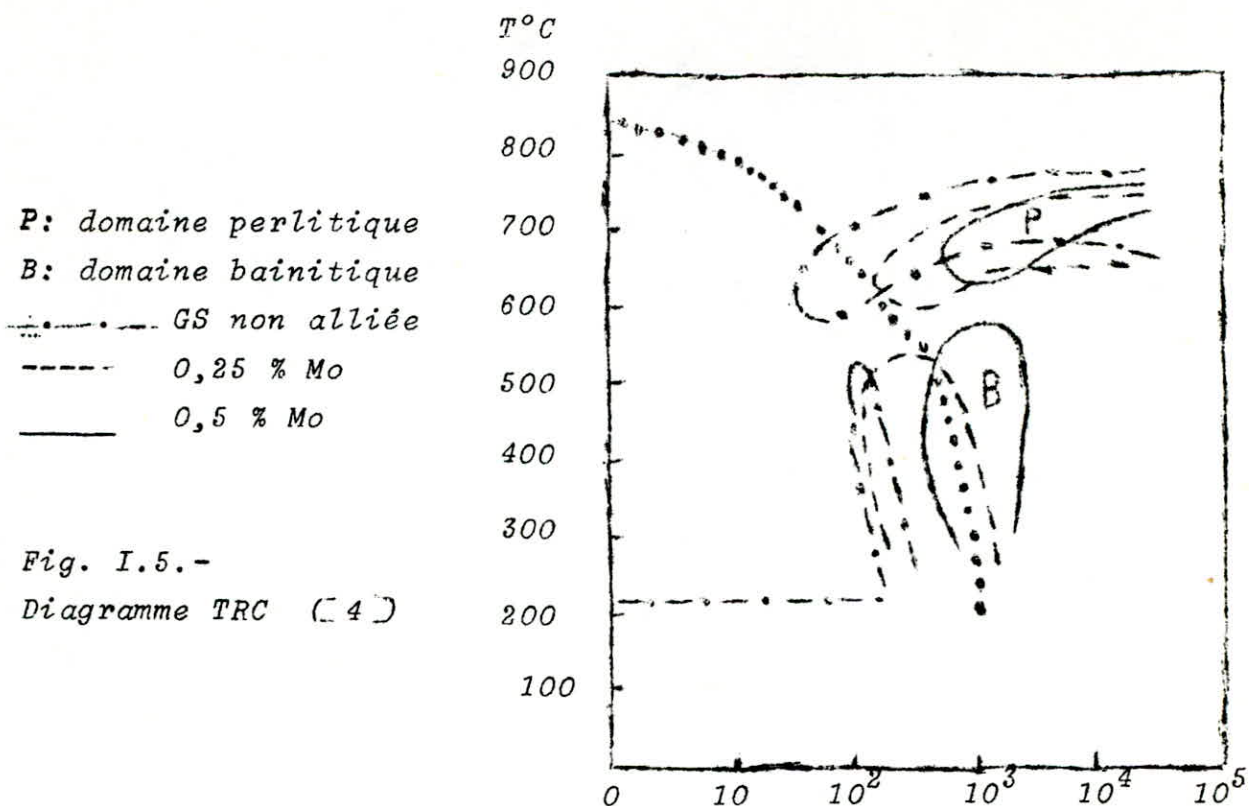


Fig. I.4.- Les carbures de molybdène [ 13 ]

Comme conséquences sur le tracé du diagramme TRC, une addition de molybdène dans la fonte G.S relève les points de transformation  $AC_1$  et  $AC_3$  et déplace le nez de la courbe vers la droite et favorise la formation de la structure bainitique (Fig. I.5)



#### I.3.4.- Le vanadium

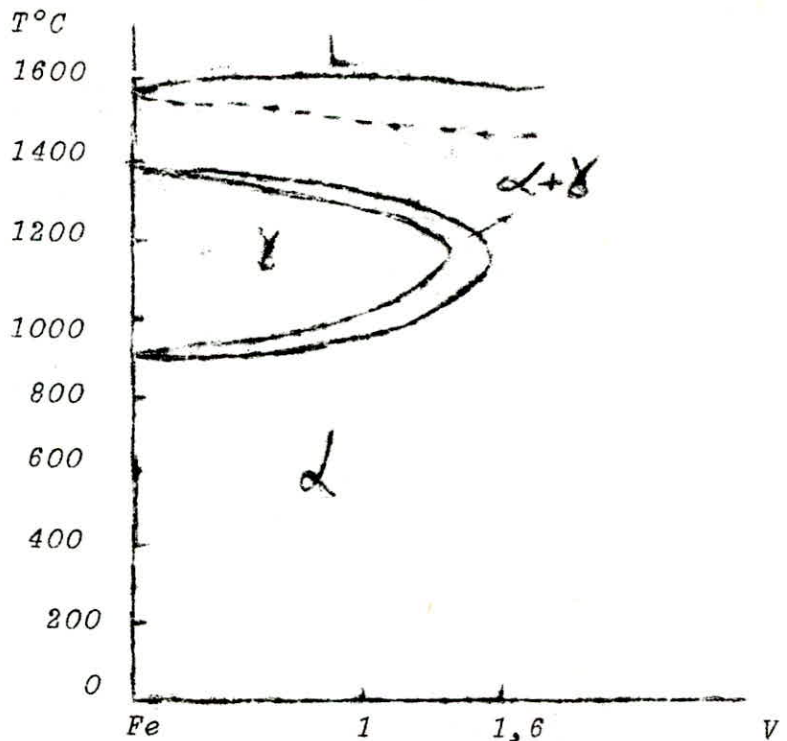
Le vanadium cristallise dans le système cubique centré (C.C).

La solubilité du vanadium dans le fer est illimitée pour le Fer  $\alpha$  et elle est de 1,5% pour le fer  $\gamma$ . (2)

Le vanadium déplace les points entectique et entectoïde vers des teneurs en carbone plus élevées.

En se référant au diagramme d'équilibre Fe-V (Fig. I.6) on remarque que pour une teneur en vanadium supérieur à 1,6%, il est impossible d'obtenir de l'austénité. (4)

Fig. I.6  
 Diagramme d'équilibre  
 Fe - V ( 4 )



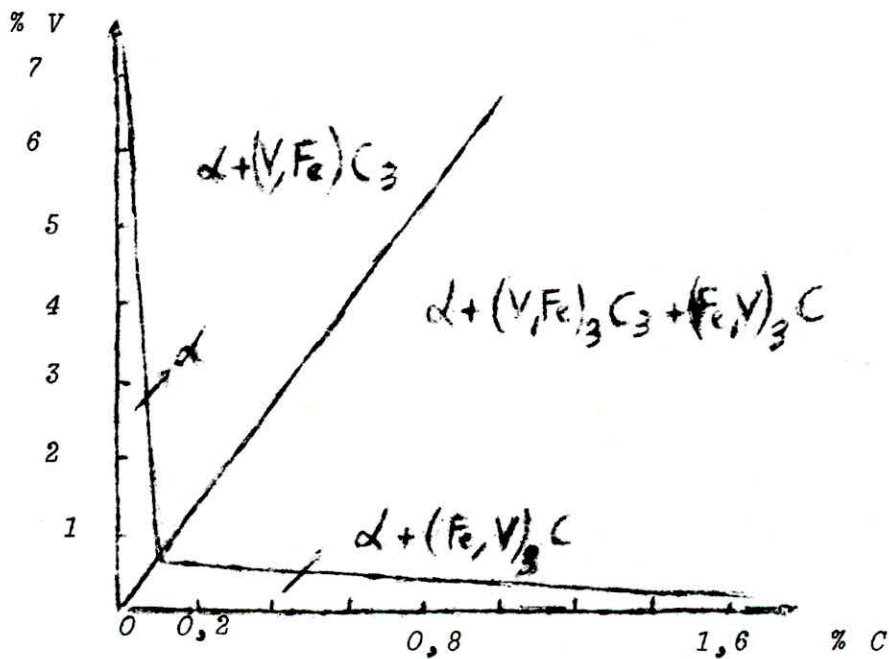
Le vanadium est un élément aphagène et carburigène.

Il élève la température de début de grossissement du grain austénitique et contribue au grain fin, il diminue la susceptibilité à la surchauffe. A faible teneur, il est associé à des teneurs relativement faibles en carbone (0,15%), il donne un durcissement secondaire à 600°C, ce qui élève la limite d'élasticité tout en conservant une ductilité acceptable. En teneur moyenne et en présence de carbone et d'azote, il augmente la dureté. ( 8 )

Les carbures de vanadium stables à haute température, assurent la dureté et la résistance à chaud.

A faible teneur le vanadium se dissout dans la cémentite et forme la cémentite complexe  $(Fe, V)_3C$ .

Si sa teneur est élevée, il peut former des carbures spéciaux (Fig. I.7).



Fig; I.7 - Carbures de vanadium [5]

### I.3.5- Influence des éléments d'addition nickel et chrome

Le chrome seul, même à des teneurs allant jusqu'à 10% et plus, n'élève pas beaucoup la dureté des fontes. Au contraire, avec la combinaison nickel et chrome, ce dernier permet de compenser l'effet graphitisant du nickel et la profondeur de trempe peut être réglée. Il est possible, de plus, d'obtenir des duretés susceptibles d'être dosées et la résilience est meilleure. [2]

WALLICHS a montré [9] qu'une fonte à graphite lamellaire à 3,7% de carbone et de 1,76% de silicium résiste à l'usure deux fois moins que lorsqu'il y a 2% de Ni, et si on ajoute 0,5% de Cr, les essais de résistance à l'usure sont encore meilleurs.

Dans le tableau ci-après, on trouve les différentes valeurs de résilience, ainsi que celles de la résistance à la traction, prises sur différents échantillons de fonte G.S alliées au Ni - Cr à l'état brut de coulée et après un traitement de graphitisation.



TABLEAU I.3. - Caractéristiques mécaniques de fontes alliées au Ni - Cr ( 12 )

Alliage Ni%, Cr%	ETAT BRUT DE COULEE		APRES GRAPHITISATION	
	K	R <sub>T</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )	K	R <sub>T</sub> (daN/mm <sup>2</sup> )
Ni = 1,069 Cr = 0,292	0,5	24,2	0,68	53,2
Ni = 0,952 Cr = 0,434	0,625	26,0	0,725	59,2
Ni = 1,197 Cr = 0,986	0,475	34,1	0,525	59,8
Ni = 1,203 Cr = 1,477	0,4	33,6	0,42	62,0
Ni = 1,372 Cr = 1,416	0,5	34,0	0,625	64,0
Ni = 2,593 Cr = 1,693	0,375	54,5	0,475	69,6
Ni = 0,346 Cr = 0,983	0,35	53,0	0,525	59,0

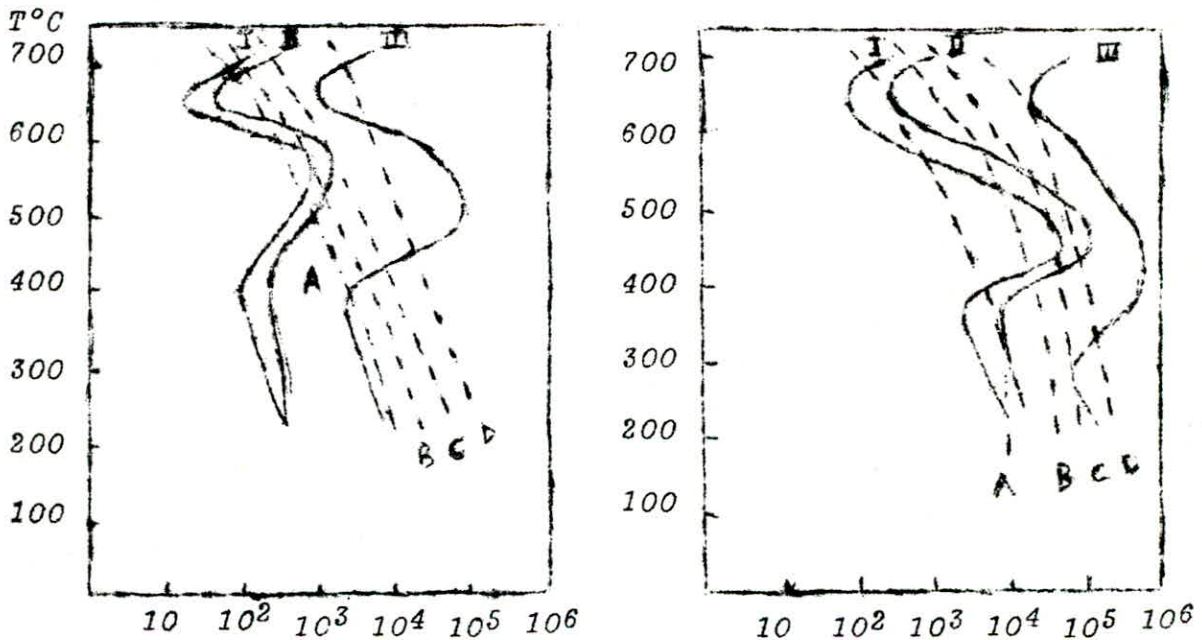
I.3.6 - Influence des éléments d'addition nickel-molybdène

Le nickel et molybdène, forment des solutions solides qui provoquent un changement de la dureté et de la résistance de la ferrite. Ceci est dû au changement de la structure qui s'interprète en fonction de la loi de refroidissement à partir de l'état liquide. ( 11)



En effet, le tracé des courbes T.T.T des fontes alliées au nickel et molybdène montre l'augmentation de la durée de traversée du domaine bainitique, lors d'un refroidissement continu dans le moule.

- La figure I.8 représente les courbes T.T.T de trois différentes compositions de fontes alliées au Ni - Mo (13)



Début de Transformation

I      II      III

Ni : 1,0    1,0    3,0

Mo : 0,3    0,5    0,5

Fin de transformation

La structure obtenue par refroidissement continu dépend essentiellement de l'épaisseur de la pièce

- Ligne A : Epaisseur 25 mm

Structure obtenue : bainite + martensite

- Lignes B, C, D : Epaisseurs respectives 50 mm, 100mm, 150 mm

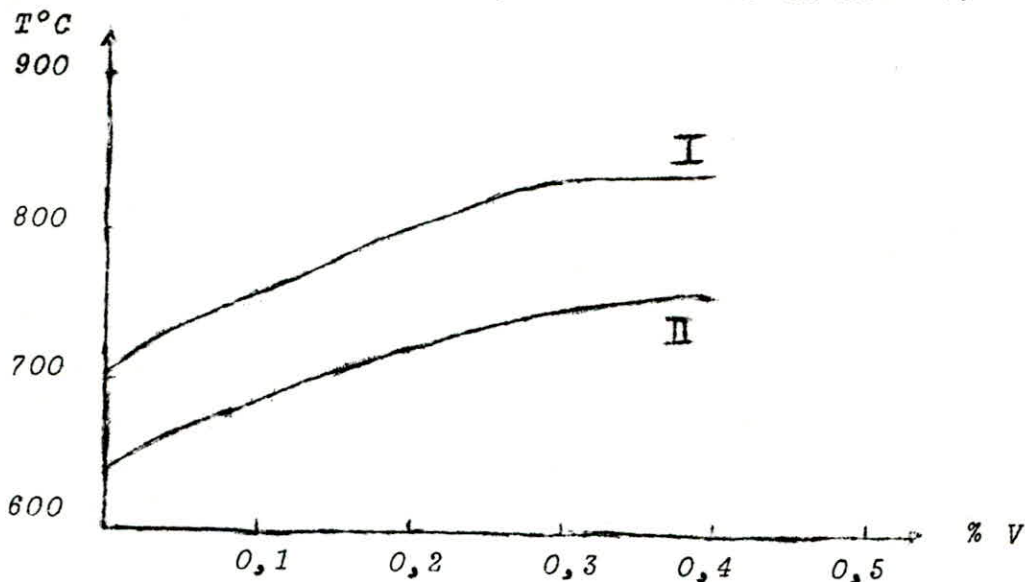
Structure obtenue : bainite + perlite.

Le tableau (I.4) ci-dessous donne les valeurs de dureté HRC (à l'état brut de coulée et après recuit de graphitisation pour différentes fonte G.S au Ni - Mo (13)).

Alliage Ni% , Mo%	HRC	
	à l'état brut de coulée	Après recuit de graphitisation
- -	25,6	15,20
Ni = 1,175 Mo = 0,69	40,00	30,00
Ni = 1,147 Mo = 0,31	33,00	24,9
Ni = 1,022 Mo = 0,26	39,0	23,0
Ni = 0,907 Mo = 0,02	38,0	20,7
Ni = 1,59 Mo = 0,45	37,5	27,5
Ni = 1,248 Mo = 0,20	42	25
Ni = 3,22 Mo = 0,78	49	35

1.3.7.- Influence des éléments d'addition nickel et vanadium -  
 L'influence d'une addition de nickel et de vanadium, dans une fonte, sur la température de début de graphitisation peut être commentée à l'aide des courbes ci-dessous. ( 10 )

Fig.I.9. Variations de la température de début de graphitisation pour des fontes alliées au Ni - V.



Fonte de base : 2,5% de C, 2,5% de Si, 0,56% de Mn

Les courbes I et II sont relatives à deux fontes (à teneurs égales en C, Si, Mn), la première contient 1% de Ni et la seconde contient 2% de Ni.

En premier lieu nous remarquons que les deux courbes ont la même allure. Pour une même teneur en Ni, la température de début de graphitisation augmente en fonction de la teneur en vanadium. Ceci est dû à l'effet antigrahitisant du vanadium.

Par contre, pour une même teneur en vanadium, la température de début de graphitisation à 1% de Ni (courbe I) est supérieure à celle à 2% de Ni (courbe II). Ceci s'explique par l'effet graphitisant du nickel.

Nous disposons dans le tableau (I.5) suivant des valeurs de dureté HRC (à l'état brut de coulée et après traitement de graphitisation) des fontes G.S à différentes compositions en nickel et en vanadium.

Alliage		Etat brut de coulée	Après graphitisation
Ni %	V %	H R C	H R C
1,64	0,11	31,9	30
1,36	0,069	31,5	11,1
0,06	0,049	34,7	29,8
1,75	0,483	42	34,8
1,63	0,20	39,2	18,5
2,12	0,226	42,5	34,2
1,01	0,195	42,2	33,2
1,50	0,312	40,6	32,9
1,17	0,234	47	31,8

Mn : 0,4 à 0,8 %, Si : 2 à 2,6 %, Mg  $\leq$  0,05%, S  $\leq$  0,01%,  
P  $\leq$  0,5 % -



#### I.4.- TRAITEMENTS THERMIQUES ( 4 )

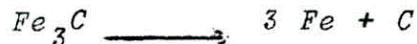
Les traitements thermiques sont généralement appliqués, aux fontes G.S, dans le but d'améliorer la plasticité et d'abaisser la dureté.

##### 1.4.1.- Traitement de Graphitisation -

Le recuit de graphitisation décompose les carbones libres à une température, 800 - 1000° C, prises au dessus de AC<sub>3</sub>.

Le palier pris à cette température a une durée minimale dépendante de la composition de la fonte, de la massivité de la pièce, l'abondance de carbures, etc...

Le graphite obtenu, se dépose sur les particules préexistantes en formant de nouveaux sphéroïdes



En présence d'éléments carburigènes, la graphitisation est considérablement ralentie.

##### 1.4.2.- Traitement Thermique Combiné -

Ce traitement a une action combiné de graphitisation de carbures et de ferritisation de la matrice.

Il est composé d'un palier pris au dessus de AC<sub>3</sub>, de durée de maintien 2 Heures à 6 Heures, suivi d'un refroidissement très lent (dans le four) dans le domaine Ar<sub>3</sub> - Ar<sub>1</sub>. Un second maintien est effectué à une température de 600°C environ, puis d'un refroidissement rapide.

## I.5.- ANALYSE QUANTITATIVE (6), (7)

La métallographie quantitative s'efforce de relier la constitution, les propriétés physiques et les caractéristiques du comportement des métaux et alliages, grâce à la connaissance de la structure interne.

Les mesures de la métallographie quantitative sont pour la plupart de nature statistique. Lorsqu'on applique de telles méthodes, on suppose implicitement que le matériau étudié présente un large domaine dans lequel la structure est effectivement répétitive.

La méthode photographique est peut être, celle qui est la plus utilisée par les métallographes du fait sans doute qu'elle procure un enregistrement permanent et qu'elle ne nécessite pas d'équipement spécial.

L'avantage des méthodes statistiques de comptage manuel tient au fait que s'il existe des tâches sur des plages prises en photo, l'opérateur peut les négliger, alors qu'avec un quantimètre tous les défauts sont pris en considération.

Bien sur comme avantage principale d'un quantimètre, c'est la rapidité d'exécution.

### 1.5.1.- Méthodes de Comptage -

#### 1.5.1.1.- Méthodes de comparaison (AFNOR et ASTM)

Ces méthodes de comparaison sont très appréciées parcequ'elles permettent une mesure rapide de la grosseur du grain. On compare une image micrographique de l'échantillon à une série type de micrographies représentant des tailles de grains différentes et

connues avec précision. Ces méthodes ne peuvent être appliquées qu'à une structure monophasée.

#### 1.5.1.2.- Méthode de Jeffries

On inscrit sur l'image de la structure un cercle d'aire connue. On compte le nombre de grains situés entièrement à l'intérieur du cercle et on ajoute la moitié des grains coupés par la circonférence. L'aire totale divisée par le nombre total de grains ainsi comptés donne l'aire moyenne  $\bar{A}$  des grains. La racine carrée de cette valeur,  $\sqrt{\bar{A}}$ , est appelée taille de grain

#### 1.5.1.3.- Méthode de Heyn

Cette technique repose sur la mesure de la taille de grain  $\bar{l}$ . On trace au hasard, une ou plusieurs lignes droites à travers l'image de la structure. On dénombre les intersections entre ces lignes et les joints de grain. La longueur totale des lignes, divisée par le nombre d'intersections donne une taille de grain  $\bar{l}$ .

#### 1.5.2.- Comparaison entre les Méthodes de Jeffries et de Heyn -

- La mesure de la taille de grain selon Heyn se fait de façon continue le long d'une direction, il y a donc moins de risque d'omettre de compter un grain que dans la méthode de Jeffries.
- Les calculs sont plus simples dans la technique de Heyn, cela peut être important dans les conditions de production.
- L'automatisation de la technique peut se faire facilement sur le principe de l'intersection, autrement dit sur la base de la méthode de Heyn.

CH A P I T R E   - II -

---

U)UATERIAUX (T-TUDIES & U)UETHODES (T-XPERIMENTALES

-----



## II.1.- MATERIAUX ETUDIÉS

### II.1.1.- Fonte de base -

La fonte de base étudiée est la fonte GSC (38 - 15) élaborée à la fonderie de la S.N.V.I.

Sa composition chimique est de :

2,9% < C < 3,6% ; 0,4% < Mn < 0,8% ; 2% < Si < 2,6% ;  
Mg < 0,05% ; S < 0,01% et P < 0,05% .

### II.1.2.- Fontes Alliées -

L'étude s'est portée essentiellement sur trois groupes de fontes G.S alliées respectivement au : Ni, Cr ; Ni - Mo et Ni - V (Tableaux II.1, II.2, II.3). Ces trois groupes de fonte ont été élaborées à de différentes variantes de composition chimique. L'étude s'est aussi penchée sur la fonte GSC alliée à 0,974% de Ni.

Tableau II.1.- Composition chimique de 8 nuances au Ni - Cr -

Nuances	Carbone %	Nickel %	Chrome %
C1	3,36	1,069	0,292
C2	3,36	0,952	0,434
C3	3,53	1,197	0,986
C4	3,23	1,202	1,477
C5	3,54	1,372	1,406
C6	3,23	2,593	1,693
C7	3,53	0,346	0,983
C8	3,52	1,260	1,450

Tableau II.2.- Composition chimique de 7 Nuances au Ni - Mo -

Nuances	Carbone %	Nickel %	Molybdène %
M1	3,40	1,175	0,69
M2	3,52	1,147	0,31
M3	3,92	1,022	0,26
M4	3,62	1,590	0,45
M5	2,99	1,248	0,20
M6	2,84	3,220	0,78
M7	3,60	0,969	0,03

Tableau II.3.- Composition Chimique de 9 nuances au Ni - V -

Nuances	Carbone %	Nickel %	Vanadium %
V1	3,71	1,64	0,110
V2	3,42	1,36	0,069
V3	3,03	0,06	0,049
V4	3,42	1,75	0,483
V5	3,52	1,63	0,200
V6	3,52	2,12	0,226
V7	3,35	1,01	0,195
V8	3,10	1,50	0,312
V9	3,15	1,17	0,234

## II.2.- METHODES EXPERIMENTALES

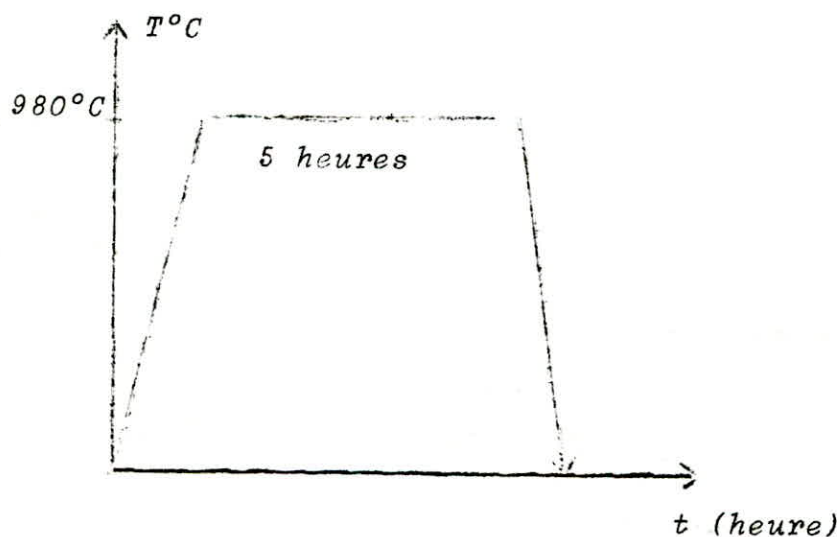
### II.2.1.- Traitements Thermiques -

#### II.2.1.1.- Traitement thermique de graphitisation

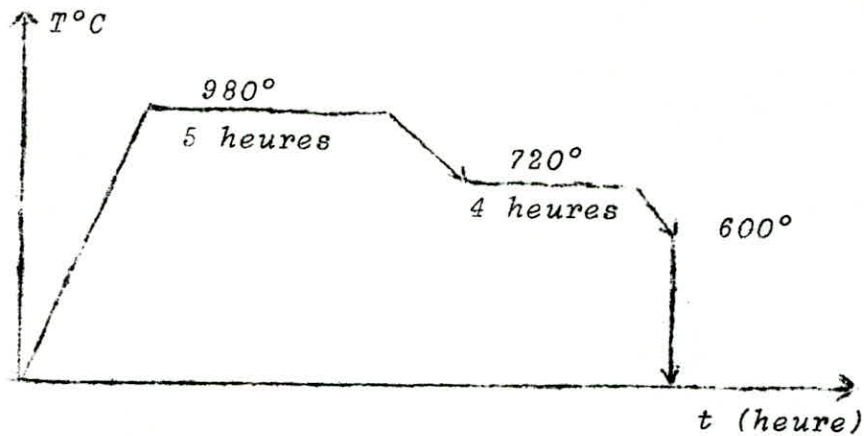
Ce traitement est appliqué à la fonte de base et à toutes les différentes compositions des trois fontes alliées.

Il a pour but de transformer une partie du carbone lié en carbone libre et ceci afin d'augmenter la résilience.

Les échantillons sont soumis à un chauffage jusqu'à  $980^{\circ}\text{C}$  pendant cinq heures. Ce maintien assure une austénisation complète dans tout le volume de l'échantillon et transforme les carbones instables en précipitant le carbone lié en graphite secondaire. Après les cinq heures de maintien, les échantillons sont refroidis à l'air libre.



### II.2.1.2.- Traitement thermique combiné



Le diagramme ci-dessus montre bien que ce traitement est composé d'une opération de graphitisation de carbones et d'une opération de ferritisation de la matrice. La graphitisation est assurée par le chauffage à  $980^{\circ}\text{C}$ , le maintien à cette température pendant cinq heures et le refroidissement dans le four à porte fermée jusqu'à  $720^{\circ}\text{C}$ . La ferritisation débute lors de ce refroidissement et se totalise lors du maintien à  $720^{\circ}\text{C}$  et du très lent refroidissement jusqu'à  $600^{\circ}\text{C}$ .

La ferritisation de la matrice conduit à l'augmentation de la ductilité et à la diminution de la résistance.

Ce traitement est appliqué à trois nuances de chaque groupe de fonte alliée, choisies de telle sorte que l'influence de chaque élément d'alliage soit mise en évidence.

Par contre, le traitement appliqué à la fonte G.S.C alliée à 1 % de Ni est un simple traitement de ferritisation, pour cause l'inexistence de carbures à l'état brut de coulée.



. Fonte alliée au Ni - Cr  
C1 ; C3 ; C7 ;

. Fonte alliée au Ni - V  
V1 ; V5 ; V9 ;

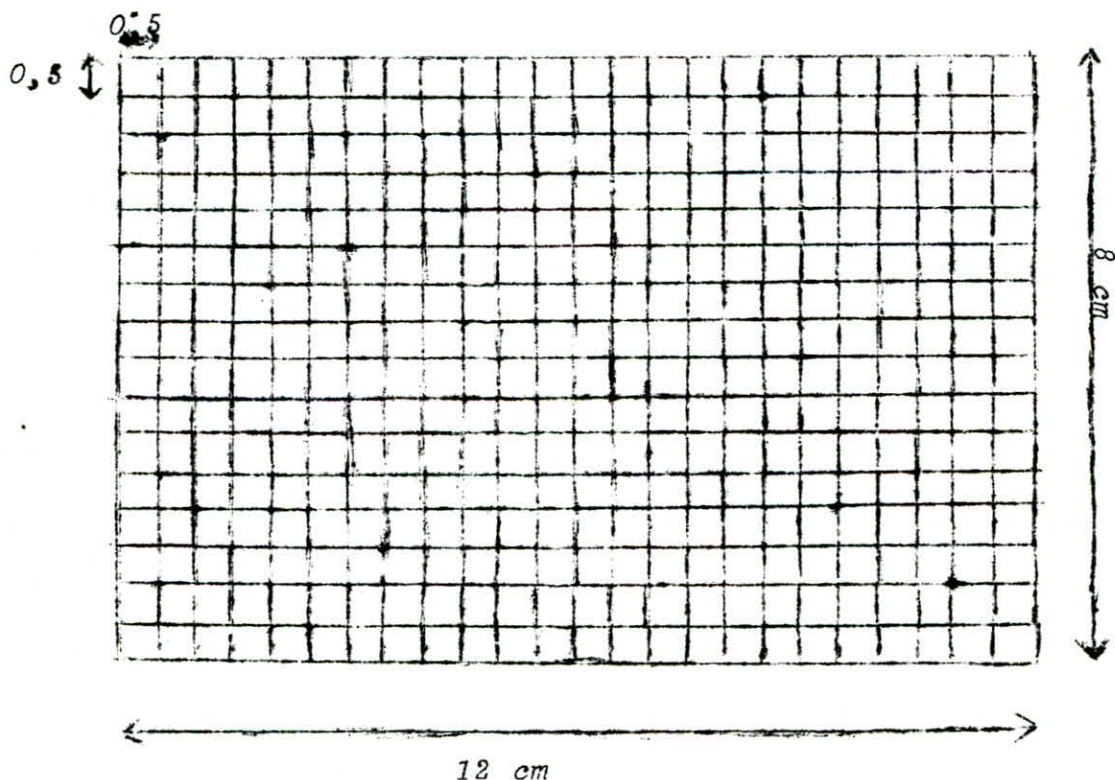
. Fonte alliée au Ni - Mo  
M1 ; M6 ; M8 ;

- Ces traitements thermiques ont été effectués dans un four de laboratoire à traitement thermique de marque "HERAEUS".

### II.2.2.- Méthodes Statistiques -

Nous avons développé dans le premier chapitre les différentes méthodes statistiques. La méthode qu'on utilisé est celle de "Heyn". Des photos de tous les échantillons à l'état brut et après traitement thermiques ont été prises sur un microscope optique de type ZEISS à grossissement  $G = 200$ .

Une trame carrée ou grille de dimension 12cm/8cm - cette dimension correspond aux dimensions du champ du microscope - est tracée sur un transparent.



### II.2.2.1.- Calcul des taux de phases

Le taux d'une phase est mesurée par le calcul du nombre d'intersections de la grille situées sur cette phase, divisé par le nombre total d'intersections de la grille.

Cette mesure est prise sur cinq (5) photos, représentant cinq différentes plages pour chaque échantillon.

Le taux de la phase est la moyenne des taux calculés sur les cinq photos.

Soit :  $n_1, n_2, n_3, n_4, n_5$  les nombres d'intersections mesurées sur chacune des photos pour une phase donnée.

Le nombre total d'intersections de la trame est :

$$nt = 17 \times 25 = 425$$

Le taux de la phase est calculée suivant

$$T \% = \frac{n_1 + n_2 + n_3 + n_4 + n_5}{5 \times 425} \times 100$$

### II.2.2.2.- Calcul de la taille moyenne du graphite

Ces mesures sont prises sur des photos d'échantillons non attaqués où seul le graphite est apparent. Ces photos représentent différentes plages de l'échantillon.

La grille est mise sur la photo. On mesure, les lignes d'intersection, des lignes de la grille sur les grains de graphite.

Les mesures des dimensions de grains ont été faites dans le sens de la longueur et dans le sens de la largeur de la photo.

Les  $li$  sont les mesures prises dans le sens de la longueur et de la largeur des photos.

La dimension moyenne est déterminée en mesurant  $li$  en mm.

Les  $li$  sont prises dans l'intervalle de : 0 - 0,5 ; 0,5 - 1,5 ; 1,5 - 2,5 ; 2,5 - 3,5 ; 3,5 - 4,5 ; 4,5 - 5,5 ; 5,5 - 6,5 ; 6,5 - 7,5 ; 7,5 - 8,5 ; 8,5 - 9,5 ; 9,5 - 10,5 ; 10,5 - 11,5 ; 11,5 - 12,5 .

Pour chaque classe de taille on additionne le nombre de grains comptés suivant la longueur et la largeur, des 5 photos prises sur l'échantillon. Cette somme donne le nombre total  $n_i$  des grains contenus dans l'intervalle de taille considéré.

Calcul de la taille moyenne des grains,  $\bar{l}$  :

$$\bar{l} = \frac{\sum n_i l_i}{\sum n_i}$$

Un tracé d'histogramme,  $n_i = f(l_i)$  donnera la courbe de distribution des tailles de grain dans l'échantillon considéré. Le calcul de l'écart type  $\sigma$  de cette distribution est nécessaire pour la connaissance de la concentration de cette distribution.

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum n_i (l_i - \bar{l})^2}{\sum n_i}}$$



### II.2.3.- Essais de Microdureté -

L'essai de microdureté par pénétration, caractérise la résistance du métal, sous l'enfoncement du pénétrateur en forme de pyramide droite à base carrée, d'angle au sommet de  $136^\circ$ , effectué sous une charge donnée. L'importance de l'empreinte laissée par le pénétrateur à la surface du métal détermine la microdureté.

La charge est choisie de telle sorte que l'empreinte soit mesurée avec la plus courte marge d'erreur d'appréciation. Les essais de microdureté ont été effectués sur un microduremètre de type TESTWELL.

L'essai se compose d'une mise en charge de 5 à 8 s et du maintien de la charge sur l'échantillon pendant 10 à 15 s. Après l'application de la charge, le pénétrateur laisse une empreinte en losange. Les diagonales de l'empreinte  $d_1$  et  $d_2$  sont mesurées à l'aide d'une règle graduée située sur l'oculaire.

On calcule la diagonale moyenne  $D$  :

$$D = \frac{d_1 + d_2}{2}$$

La lecture de la microdureté se fait directement sur des tables faisant correspondre la diagonale moyenne  $D$  à la microdureté  $HV$ , suivant la charge appliquée.



On pratique ainsi plusieurs (10) essais sur chaque phase, constituant la structure de l'échantillon.

On calcule la microdureté moyenne  $\overline{HV}$  de ces essais et l'écart type  $\sigma$ .

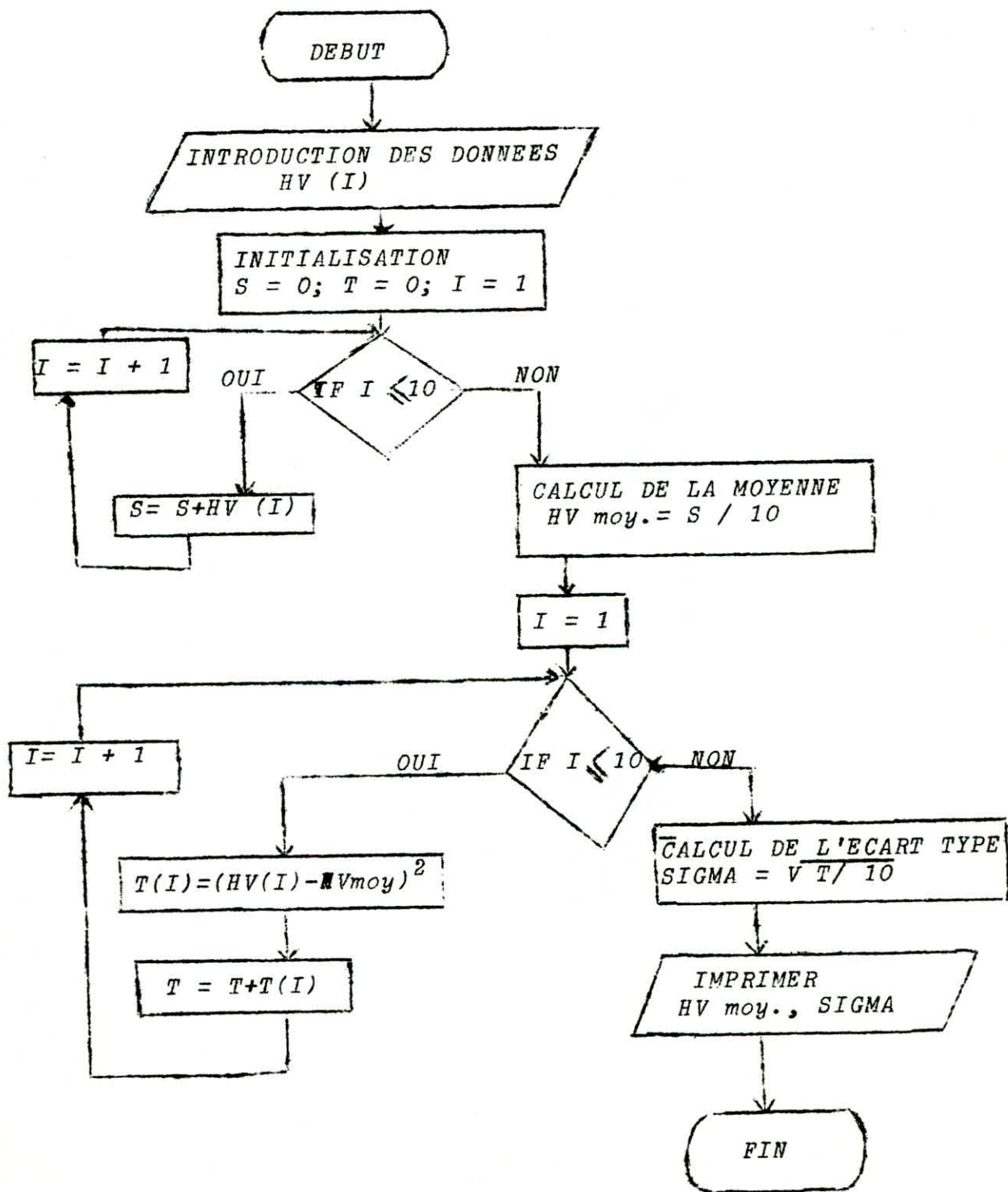
$$\overline{HV} = \frac{\sum_{i=1}^N HV_i}{N} \quad ; \quad \sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (HV_i - \overline{HV})^2}{N}}$$

Avec,  $N = 10$  essais.

### II.3 - PROGRAMMATION

Pour la multitude de courbes à tracer et les nombreux calculs à effectuer, l'outil informatique a été nécessaire.

II.3.1.- Organigramme et programme du calcul de la microdureté moyenne :

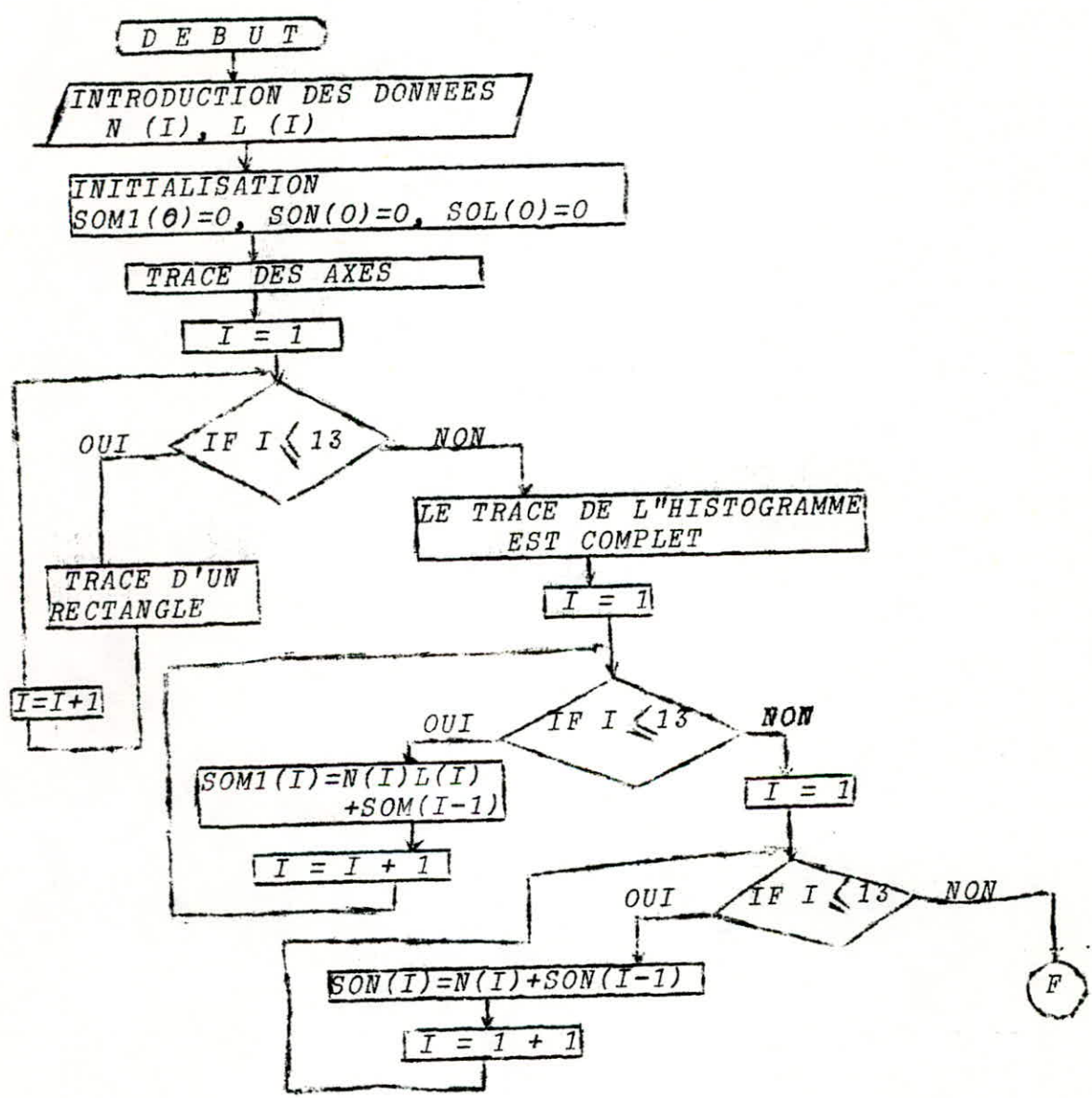


```

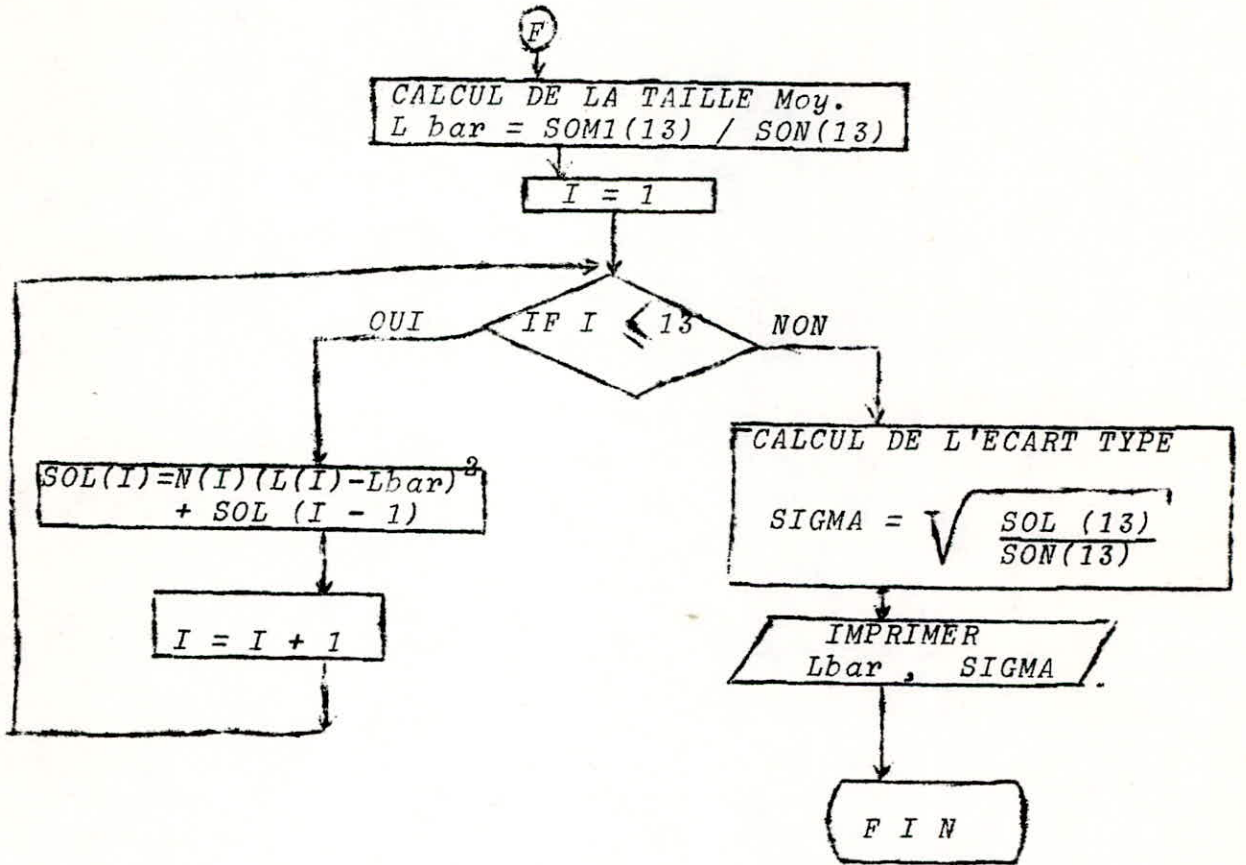
5 REM"-----CALCUL DE LA MOYENNE ET DE L'ECART
8 REM"-----TYPE DE LA MICRODURETE HV
10 INPUT "N=";N
20 DIM HC(N),HF(N),HM(N)
30 FOR I=1 TO N
40 INPUT "HC(I)=";HC(I)
50 INPUT "HF(I)=";HF(I)
60 INPUT "HM(I)=";HM(I)
70 NEXT I
80 SC=0
90 TC=0
100 SF=0
110 TF=0
120 SM=0
130 TM=0
140 FOR I=1 TO N
150 SC=SC+HC(I)
160 SF=SF+HF(I)
170 SM=SM+HM(I)
180 NEXT I
190 HCM=SC/N
200 HFM=SF/N
210 HMM=SM/N
220 FOR I=1 TO N
230 TC(I)=(HC(I)-HCM)^2
240 TC=TC+TC(I)
250 TF(I)=(HF(I)-HFM)^2
260 TF=TF+TF(I)
270 TM(I)=(HM(I)-HMM)^2
280 TM=TM+TM(I)
290 NEXT I
300 SIC=SQR(TC/N)
310 SIF=SQR(TF/N)
320 SIM=SQR(TM/N)
330 PRINT,"HCM=";HCM,"HFM=";HFM,"HMM=";HMM
340 PRINT "SIC=";SIC,"SIF=";SIF,"SIM=";SIM

```

II.3.2.- Organigramme et programme du calcul de la taille moyenne et du tracé de la distribution du graphite :







```

5 REM"_____TRACE D'HISTOGRAMME ET CALCUL_____
6 REM"                DE LA TAILLE MOYENNE
8 REM"                DU GRAIN
10 SCREEN 3:CLS:KEY OFF
20 DIM L(13),LT(13),ML(13),SOL(13,4)
21 DIM N(13,4),NT(13,4),SON(13,4),SOM1(13,4)
22 DIM LB(4),SIG(4)
25 FOR J=1 TO 4
30 FOR I=1 TO 13:N(I,J)=0
40 PRINT "N(";I;J;")="";:INPUT N(I,J):NEXT I
50 NEXT J
55 CLW:L(1)=.5
60 FOR I=2 TO 13
70 L(I)=L(I-1)+1
80 NEXT I:ORX=10:ORY=190
90 FOR J=1 TO 4
100 IF J=2 THEN ORX=330:ORY=190
110 IF J=3 THEN ORX=10:ORY=390
120 IF J=4 THEN ORX=330:ORY=390
130 REM"TRACE"
140 LINE(ORX,ORY)-(ORX+250,ORY)
150 LINE(ORX,ORY)-(ORX,ORY-150)
160 FOR I=1 TO 13
170 LT(I)=L(I)*15+ORX
180 NT(I,J)=-N(I,J)+ORY:NEXT I
184 LINE(ORX,NT(1,J))-(LT(1),NT(1,J))
188 LINE(LT(1),NT(1,J))-(LT(1),ORY)
190 FOR I=2 TO 13
200 LINE(LT(I-1),ORY)-(LT(I-1),NT(I,J))
210 LINE(LT(I-1),NT(I,J))-(LT(I),NT(I,J))
220 LINE(LT(I),NT(I,J))-(LT(I),ORY)
230 NEXT I
240 NEXT J
250 A$=INKEY$:IF A$<>"M"THEN 250 ELSE 260
260 CLS:FOR J=1 TO 4:SOM1(0,J)=0
270 FOR I=1 TO 13
280 ML(I)=(L(I)-L(I-1))/2+L(I-1)
290 SOM1(I,J)=N(I,J)*ML(I)+SOM1(I-1,J)
300 NEXT I:SON(0,J)=0
310 FOR I=1 TO 13
320 SON(I,J)=SON(I-1,J)+N(I,J):NEXT I
330 LB(J)=SOM1(13,J)/SON(13,J)
340 SOL(0,J)=0
350 FOR I=1 TO 13
360 SOL(I,J)=N(I,J)*((ML(I)-LB(J))^2)+SOL(I-1,J):NEXT I
370 SIG(J)=SQR(SOL(13,J)/SON(13,J))
380 PRINT "Lbar(";J;")="";LB(J)
390 PRINT "SIGMA(";J;")="";SIG(J)
400 NEXT J

```

CH A P I T R E   - III -

---

R( E S U L T A T S

---

### III.1.- RESULTATS DU CALCUL DES TAUX DE PHASES

Les résultats sont présentés dans des tableaux et des histogrammes. Dans chaque tableau, on rassemble les valeurs de taux de phases, d'un groupe de fonte. Et un histogramme est tracé pour chaque phase existante dans ce groupe de fonte. Les phases mesurées sont : le graphite, la ferrite, la bainite ou perlite et les carbures. Cette dernière phase rassemble, les carbures et la lédéburite.

#### - Légende des tableaux :

Une phase inexistante est représentée par " — " "

#### - Légende des histogrammes

- . La valeur du taux de la phase à l'état brut est représentée par un rectangle non hachuré.
- . La valeur du taux de la phase après traitement thermique est représentée par un rectangle hachuré.



PHASE	GRAPHITE %	FERRITE %	CARBURE %	PERLITE %
	ETAT BRUT DE COULÉE	9,9	29,0	3,5
APRES GRAPHITISATION	11,1	37,5	—	51,4

TABLEAU N° III-1 : TALX DES PHASES DE LA FONTE GSC NON ALLIÉE

ETAT BRUT DE COULÉE			APRES TRAITEMENT DE FERRITISATION		
GRAPHITE %	FERRITE %	PERLITE %	GRAPHITE %	FERRITE %	PERLITE %
21,4	20,1	58,5	14,8	77,9	7,3

TABLEAU N° III-2 : TALX DES PHASES DE LA FONTE GSC ALLIÉE A 1% DE Ni

Fig III-1 Variation des taux des phases de la fonte GSC non allié

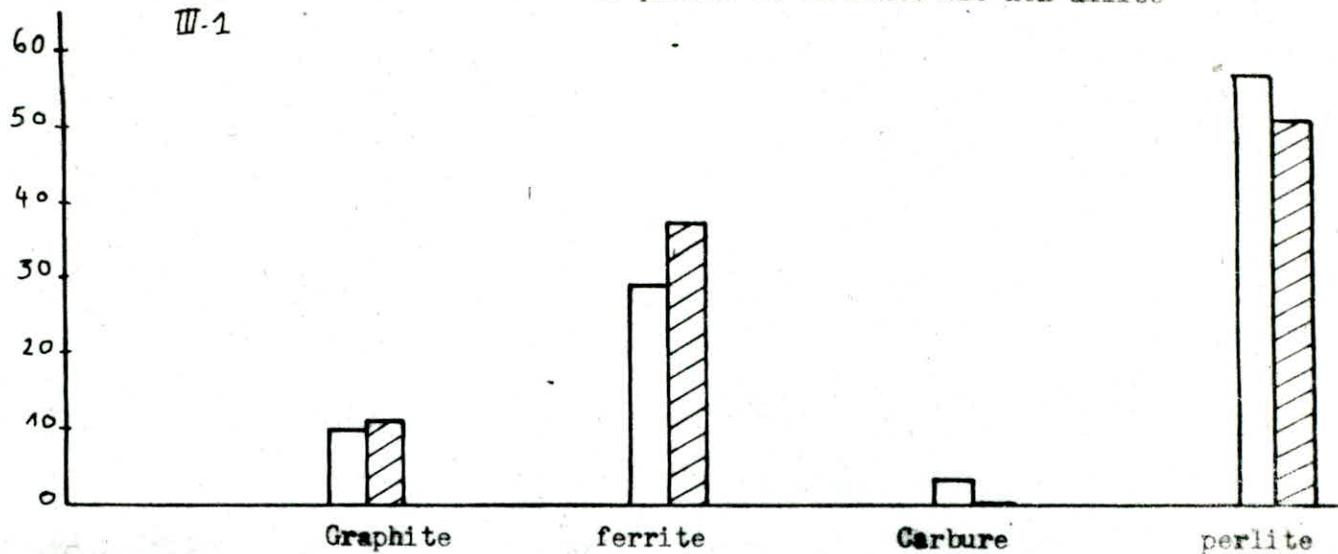
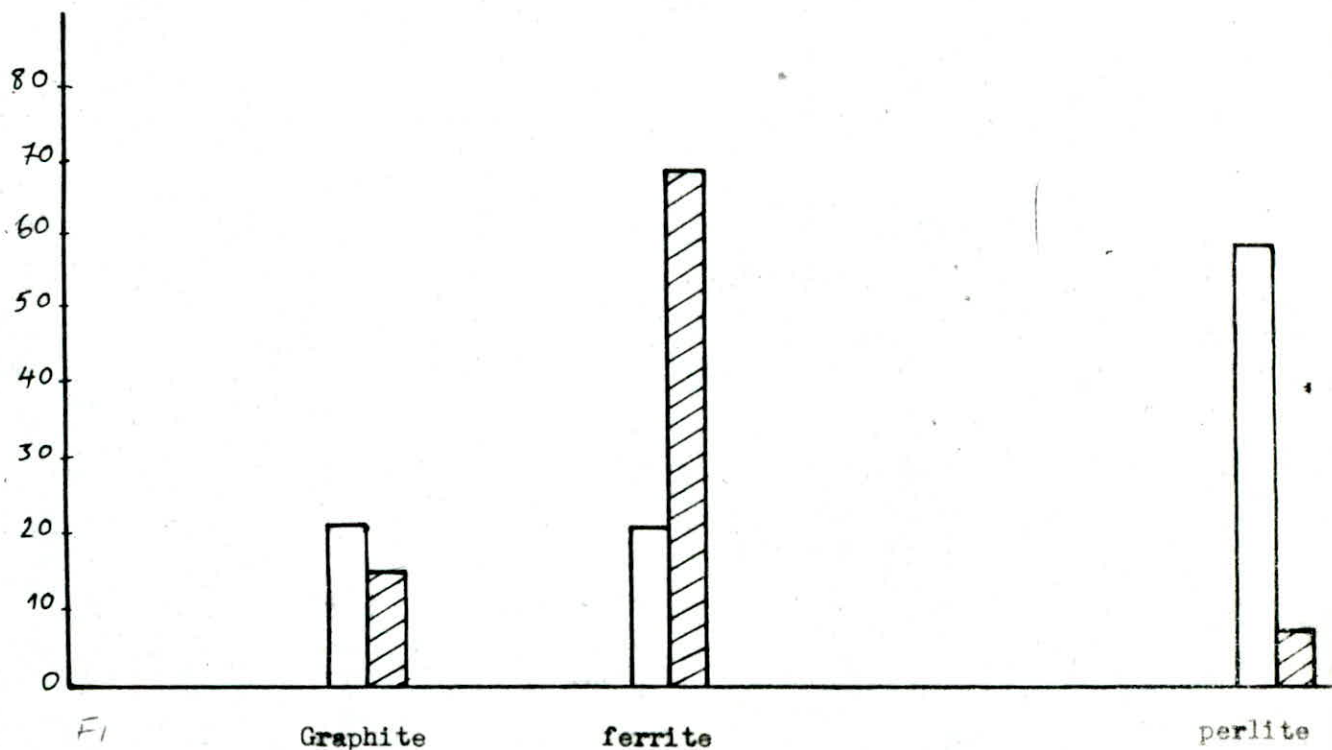


Fig III-2 variation des taux des phases, de la fonte GSC allié à 1% de Ni



ALLIAGE	ETAT BRUT DE COULEE				APRES GRAPHITISATION			
	GRAPHITE %	FERRITE %	CARBURE %	PERLITE %	GRAPHITE %	FERRITE %	CARBURE %	PERLITE %
C <sub>1</sub>	5	—	32	63	16	34	2	48
C <sub>2</sub>	3	—	29	68	14	16	0	70
C <sub>3</sub>	5	—	29	66	11	2	15	68
C <sub>4</sub>	6	—	34	60	15	1	16	68
C <sub>5</sub>	8	—	22	70	17	0,5	10	72,5
C <sub>6</sub>	5	—	32	63	7	0	30	63
C <sub>7</sub>	6	—	19	75	8	6	9	79
C <sub>8</sub>	5,4	—	24	70,6	5,6	0	19	75,4

TABLEAU N° III-3 : TAUX DES PHASES DES FONTES ALLIÉES AU NI-Ce A L'ETAT BRUT ET APRES TRAITEMENT DE GRAPHITISATION

FIG III-3-a Variation du taux de graphite, des fontes alliées au Ni-Cr

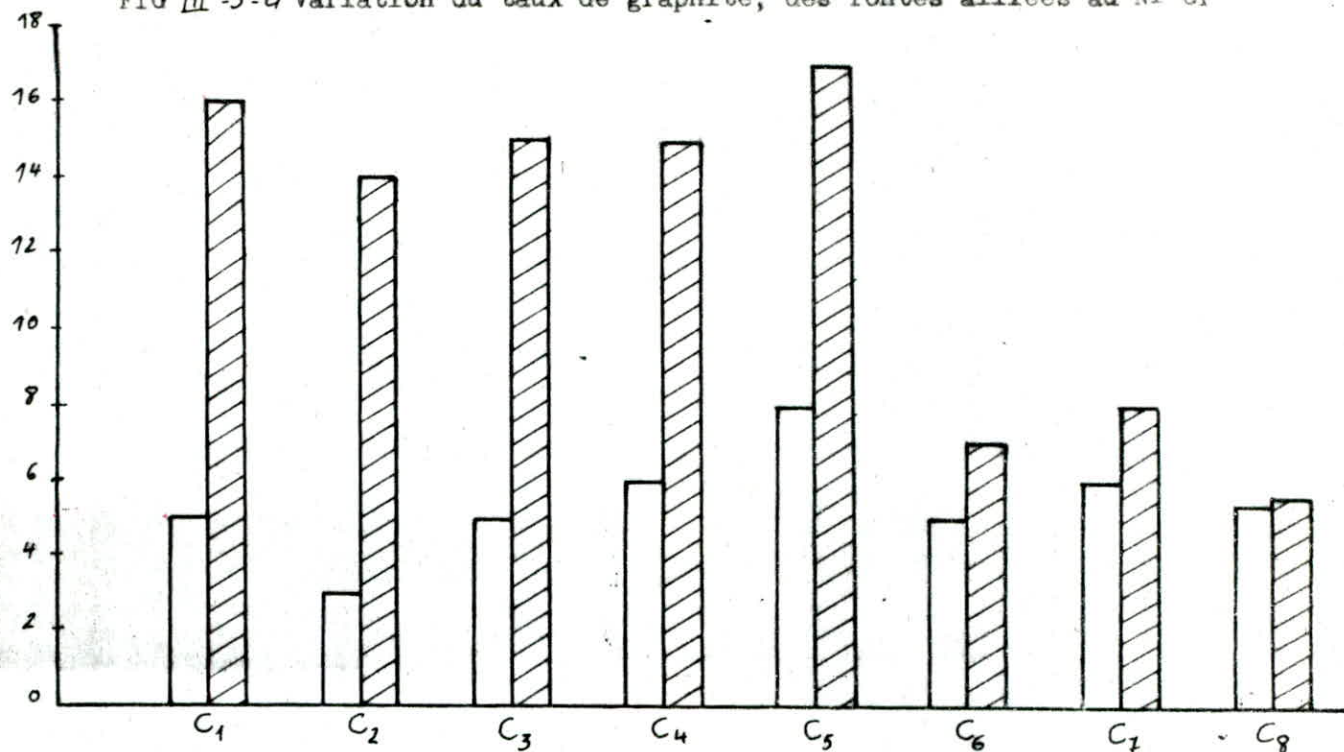


FIG III-3-b Variation du taux de carbures, des fontes alliées au Ni-Cr

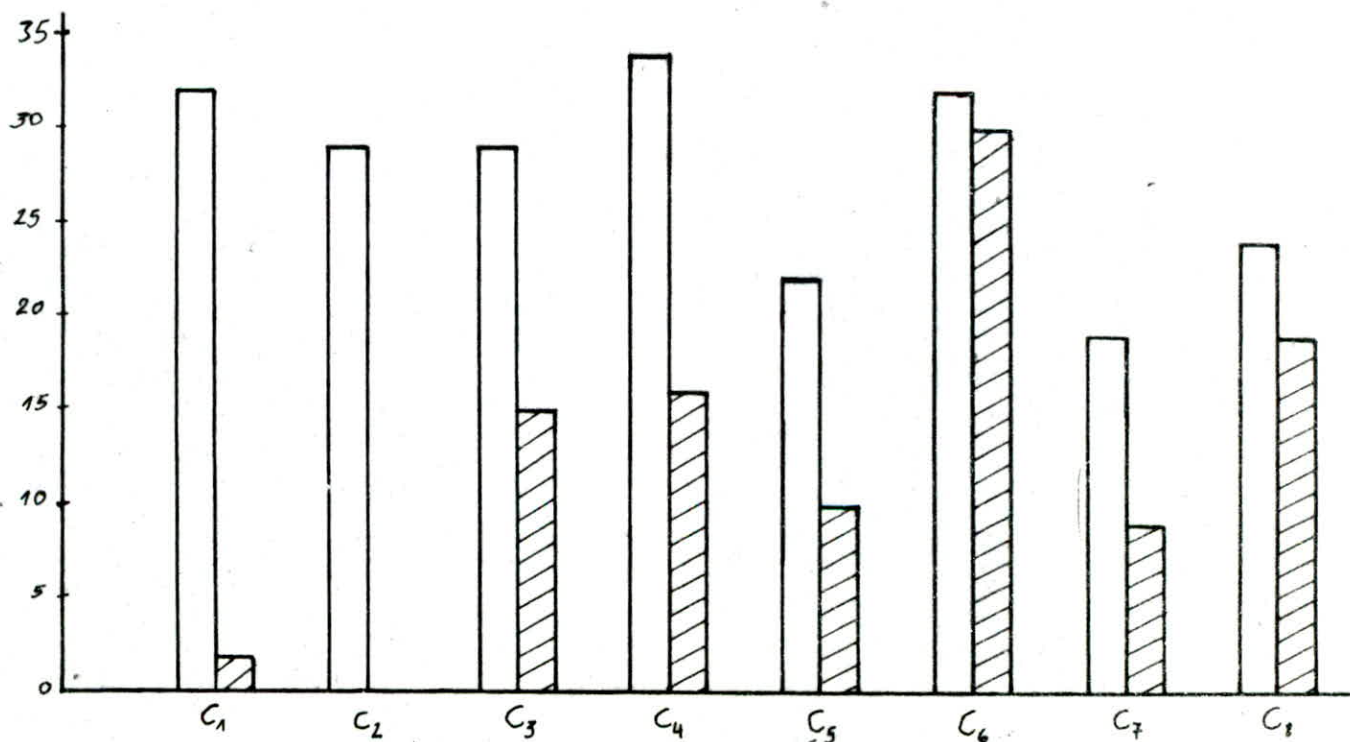




Fig III-3-c Variation du taux de ferrite des fontes GSC alliées au Ni-Cr

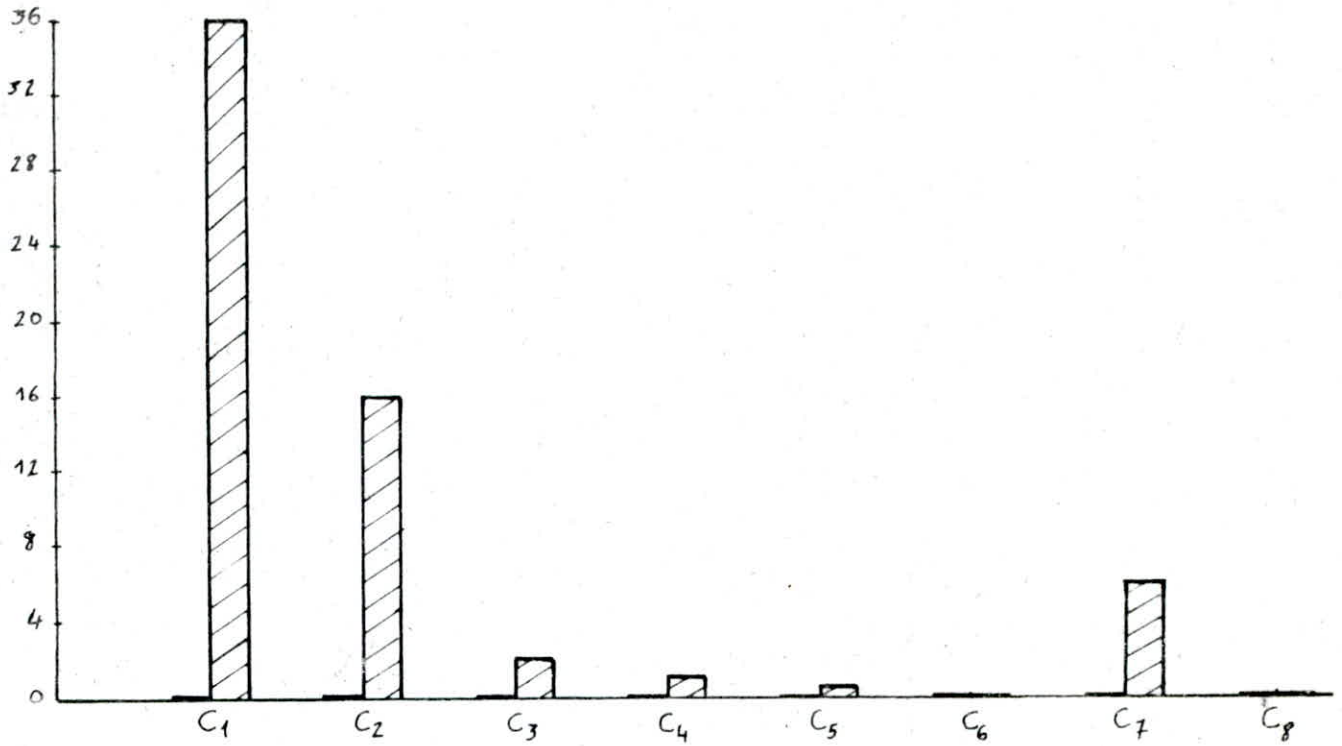
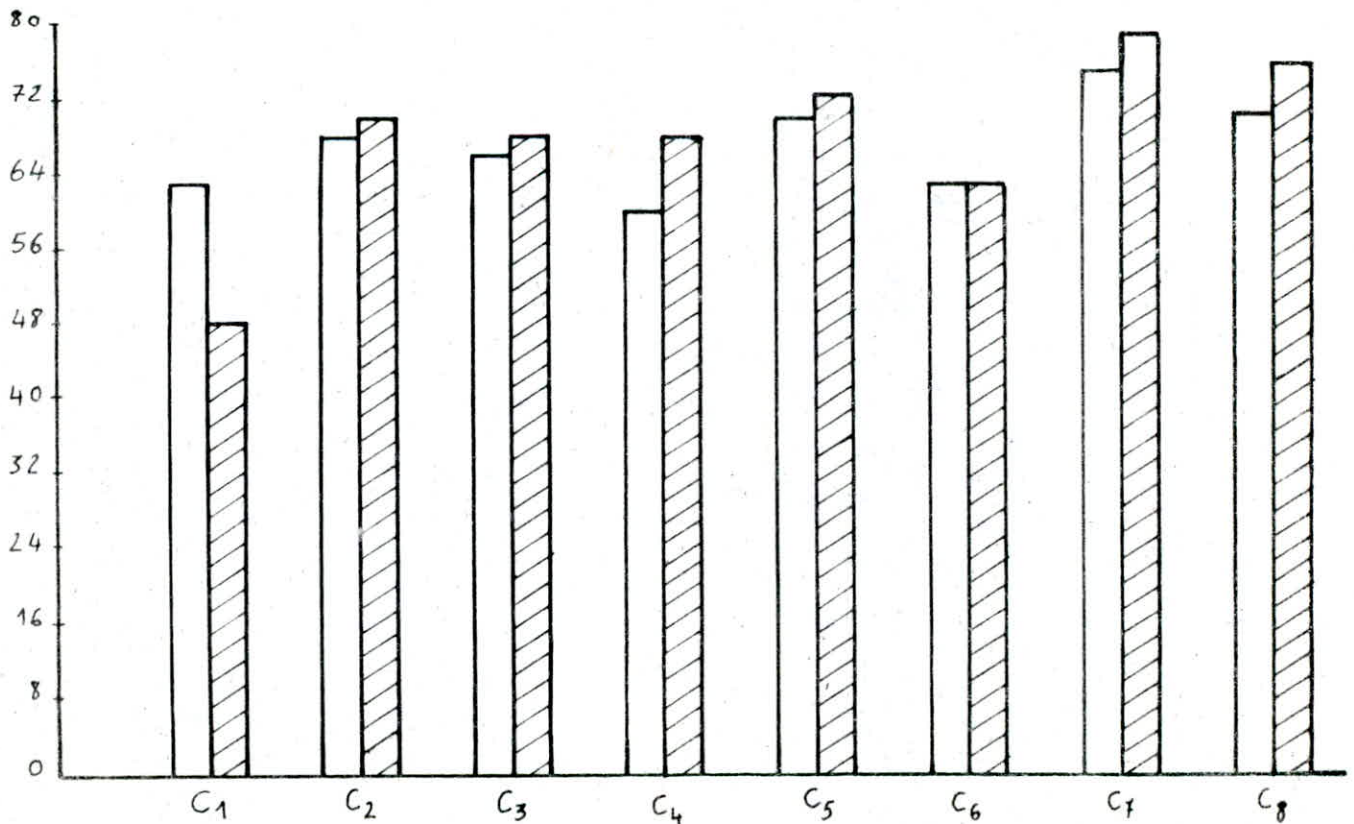


Fig III-3-d Variation du taux de perlite des fontes GSC alliées au Ni-Cr



ALLIAGE	ETAT BRUT DE COULEE				APRES TRAITEMENT DE GRAPHITISATION		
	GRAPHITE%	FERRITE %	CARBURE%	BAINITE%	GRAPHITE%	FERRITE%	BAINITE %
M <sub>1</sub>	6,5	3,2	13,2	77,1	11,5	7,8	80,75
M <sub>2</sub>	5,7	3,8	21,4	69,1	6,9	3,7	89,4
M <sub>3</sub>	5,6	6,5	10,8	77,1	8,5	7,7	83,8
M <sub>4</sub>	5,3	-	20,7	74,0	12,4	8,0	79,6
M <sub>5</sub>	6,9	-	13,1	80,0	12,4	3,9	83,7
M <sub>6</sub>	2,9	10,5	26,9	59,7	8,7	27,8	63,5
M <sub>7</sub>	7,0	18,1	6,6	68,1	10,4	23,2	66,4

TABLEAU N° III-4 : TAUX DES PHASES DES FONTES GSC ALLIÉES AU Ni - Mo

Fig III-4-a.Variation du taux de graphite,des fontes GSC alliées au Ni-Mo

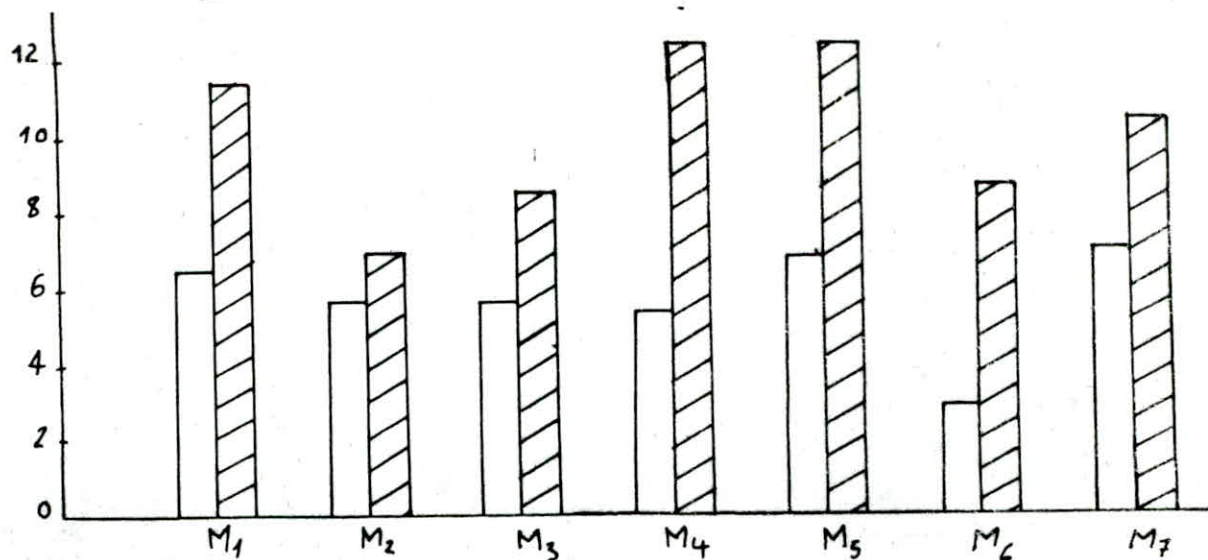


Fig III-4.b.Variation du taux de ferrite,des fontes GSC alliées au Ni-Mo

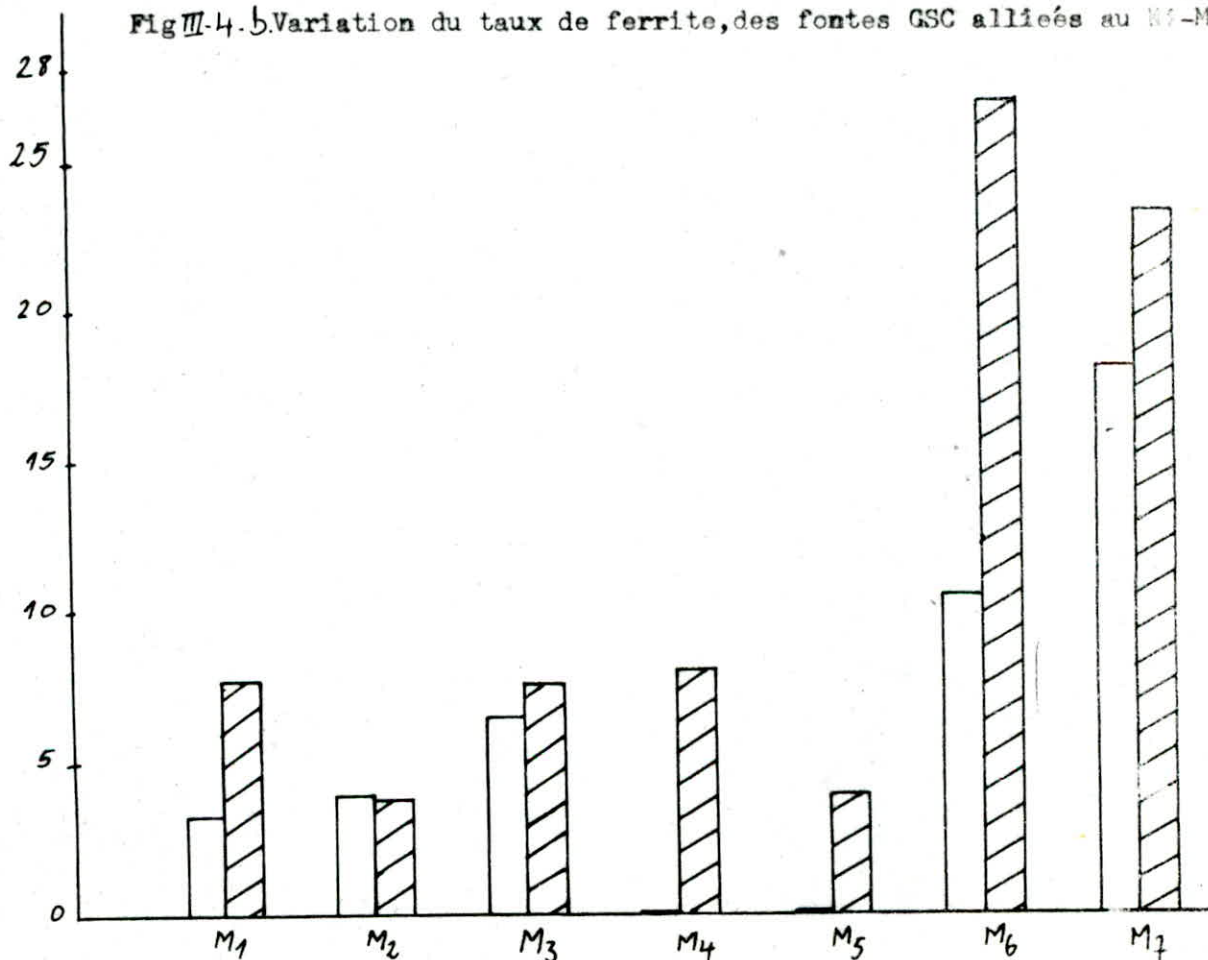


FIG III-4-c Variation du taux de carbures, des fontes GSC alliées au Ni-Mo

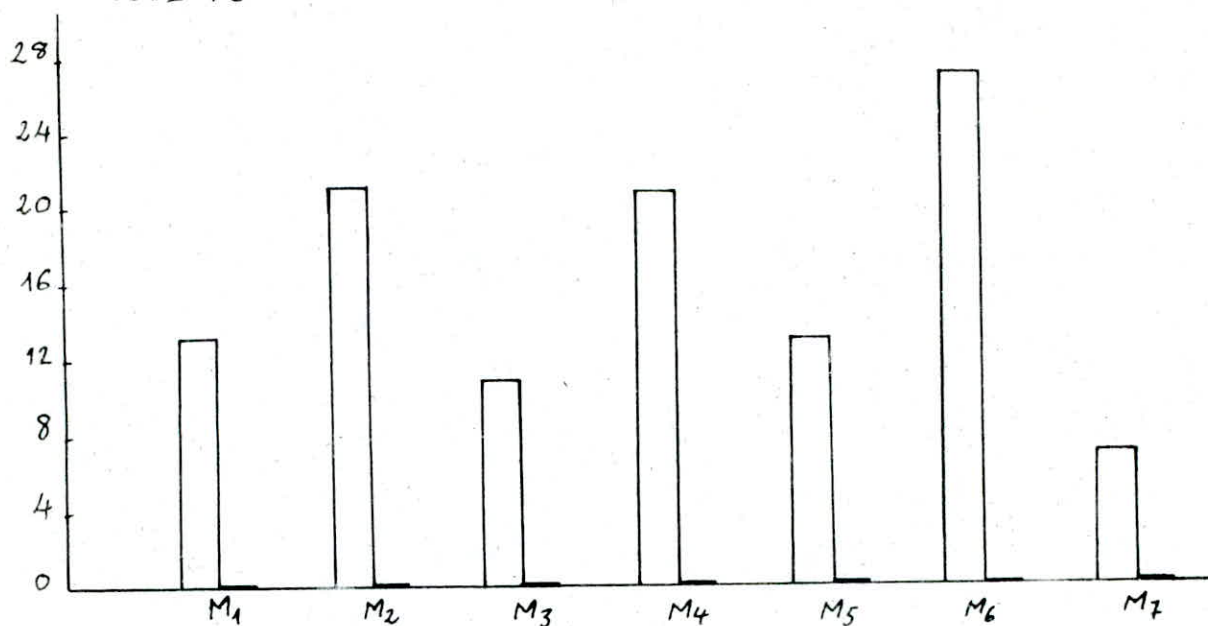
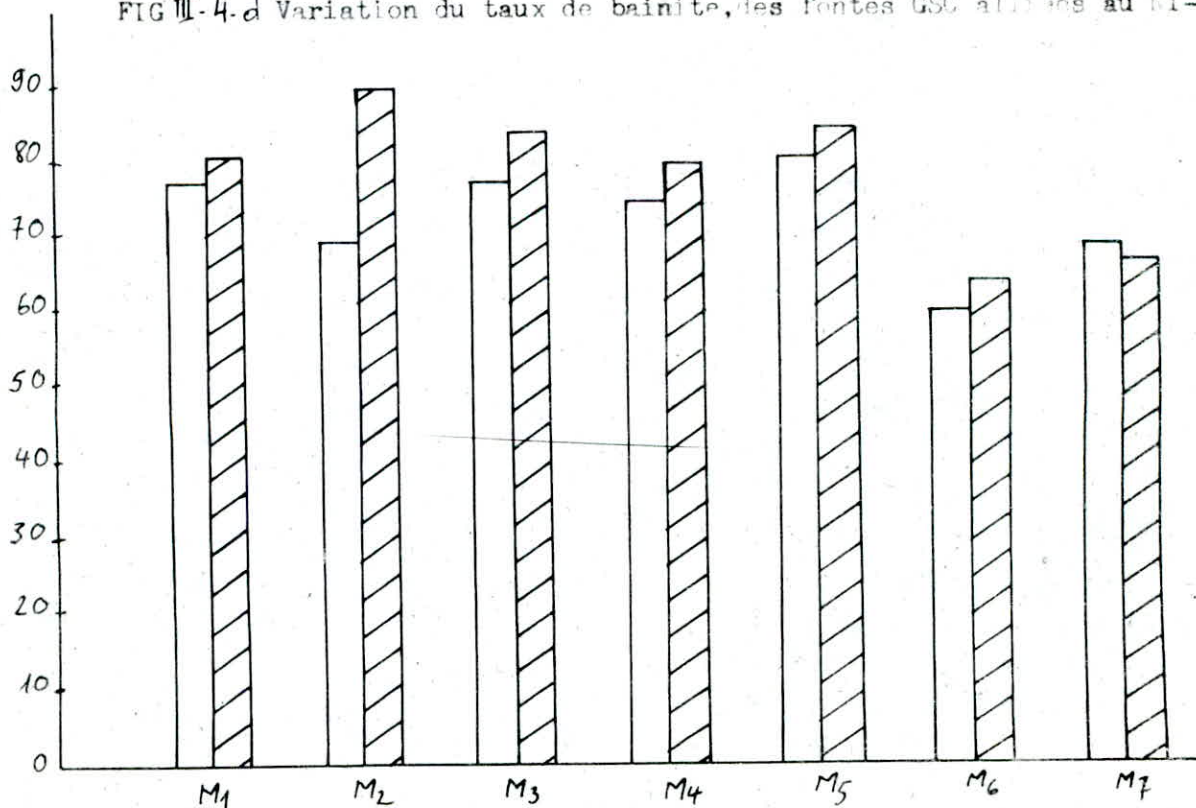


FIG III-4-d Variation du taux de bainite, des fontes GSC alliées au Ni-Mo





ALLIAGE	ETAT BRUT DE COLLEE				APRES GRAPHITISATION		
	GRAPHITE %	FERRITE %	CARBURE %	BAINITE %	GRAPHITE %	FERRITE %	BAINITE %
V <sub>1</sub>	11,6	14,5	—	73,9	12,0	18,2	69,8
V <sub>2</sub>	5,5	10	15	69,5	7,5	13	79,5
V <sub>3</sub>	4,8	25,3	7,5	62,4	9,5	12,0	78,2
V <sub>4</sub>	7,5	—	17,4	75,1	9,5	3,5	87
V <sub>5</sub>	11,2	5	17,9	65,9	9,4	35,1	55,5
V <sub>6</sub>	6,4	10,5	49,2	33,9	12,7	17,9	69,4
V <sub>7</sub>	8,3	—	12,9	78,8	12,5	18,4	69,1
V <sub>8</sub>	7,7	—	27,3	65	8,1	26,2	65,7
V <sub>9</sub>	9,4	7,1	30,3	53,2	9,2	24,9	65,9

TABLEAU N° III-5: TAUX DES PHASES DES FONTES ALLIÉES AU NI-V, A L'ETAT BRUT ET APRES TRAITEMENT DE GRAPHITISATION

Fig III-5-a Variation du taux de graphite, des fontes GSC alliées au Ni-V

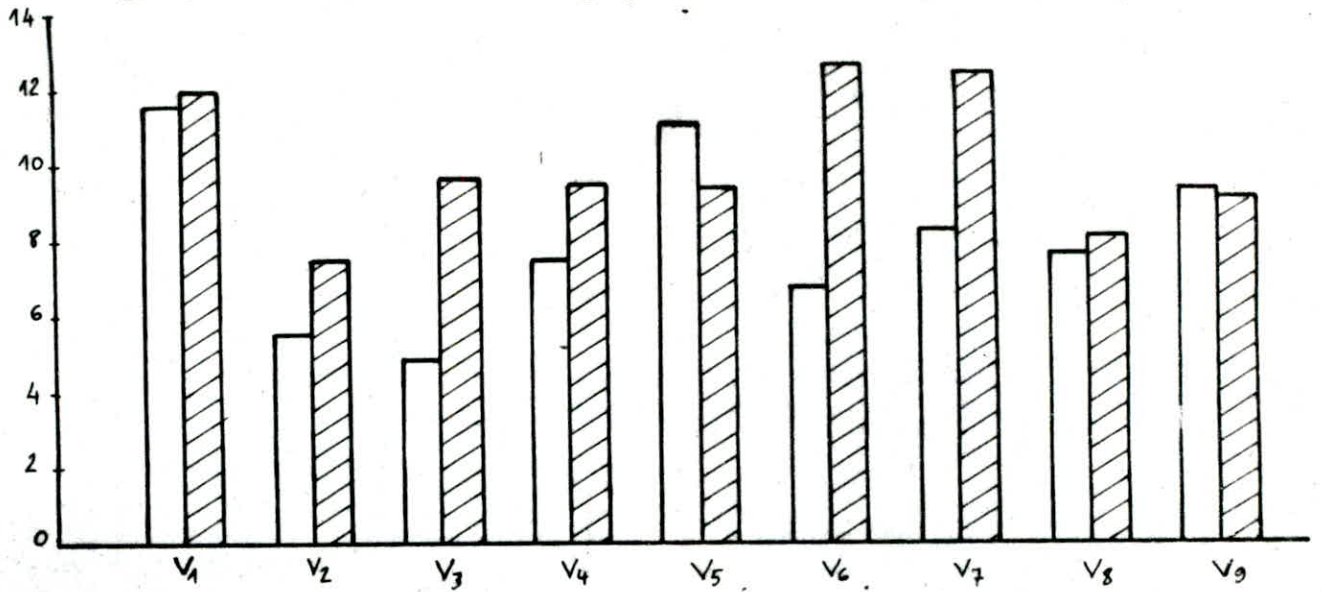


Fig III-5-b Variation du taux de bainite, des fontes GSC alliées au Ni-V

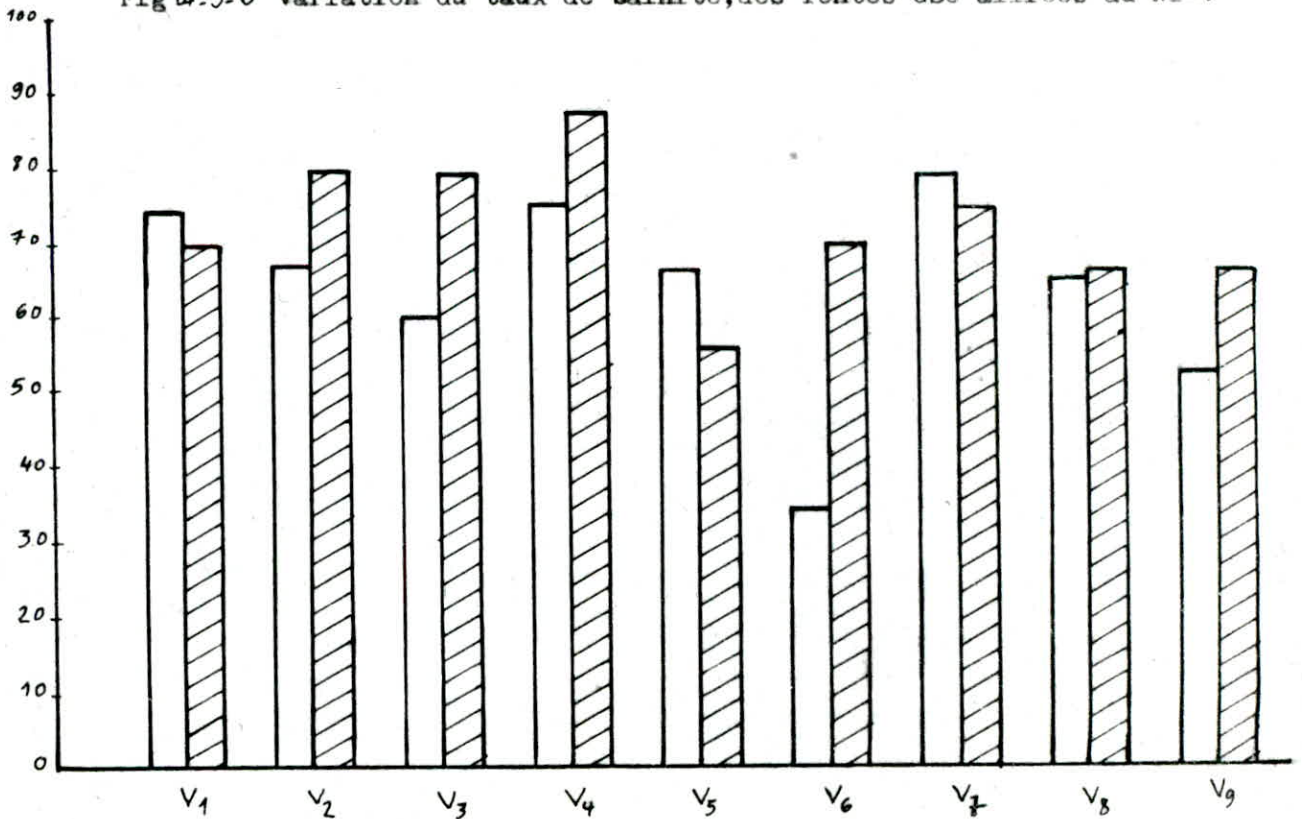


Fig III-5.c Variation du taux de ferrite, des fontes GSC alliées au Ni-V

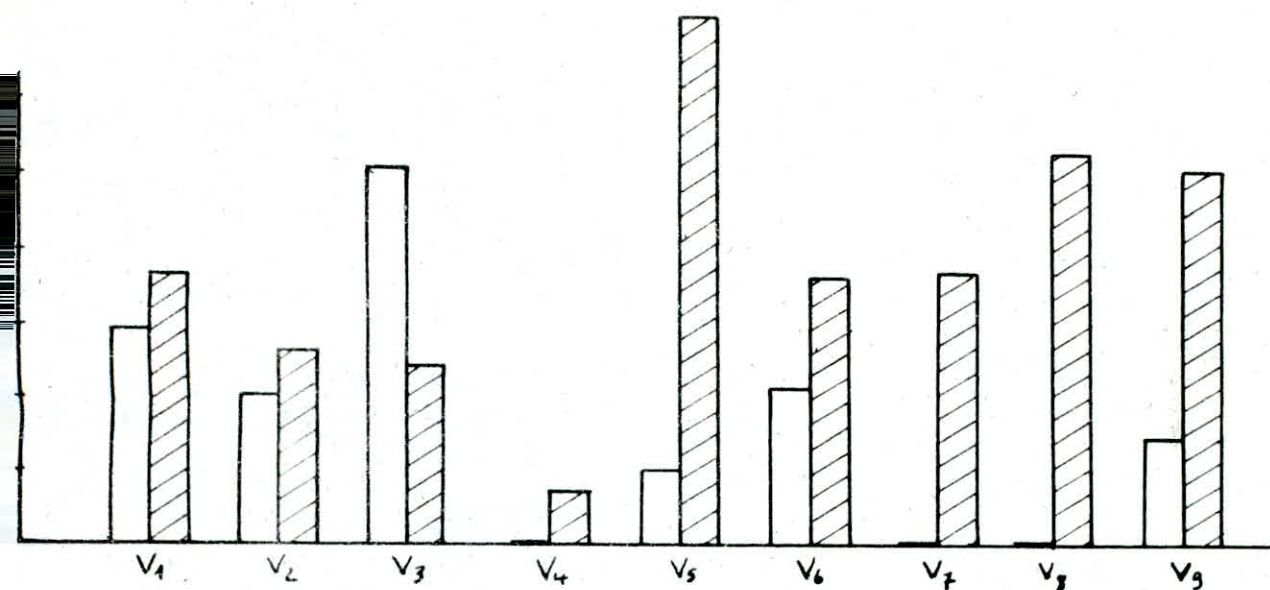
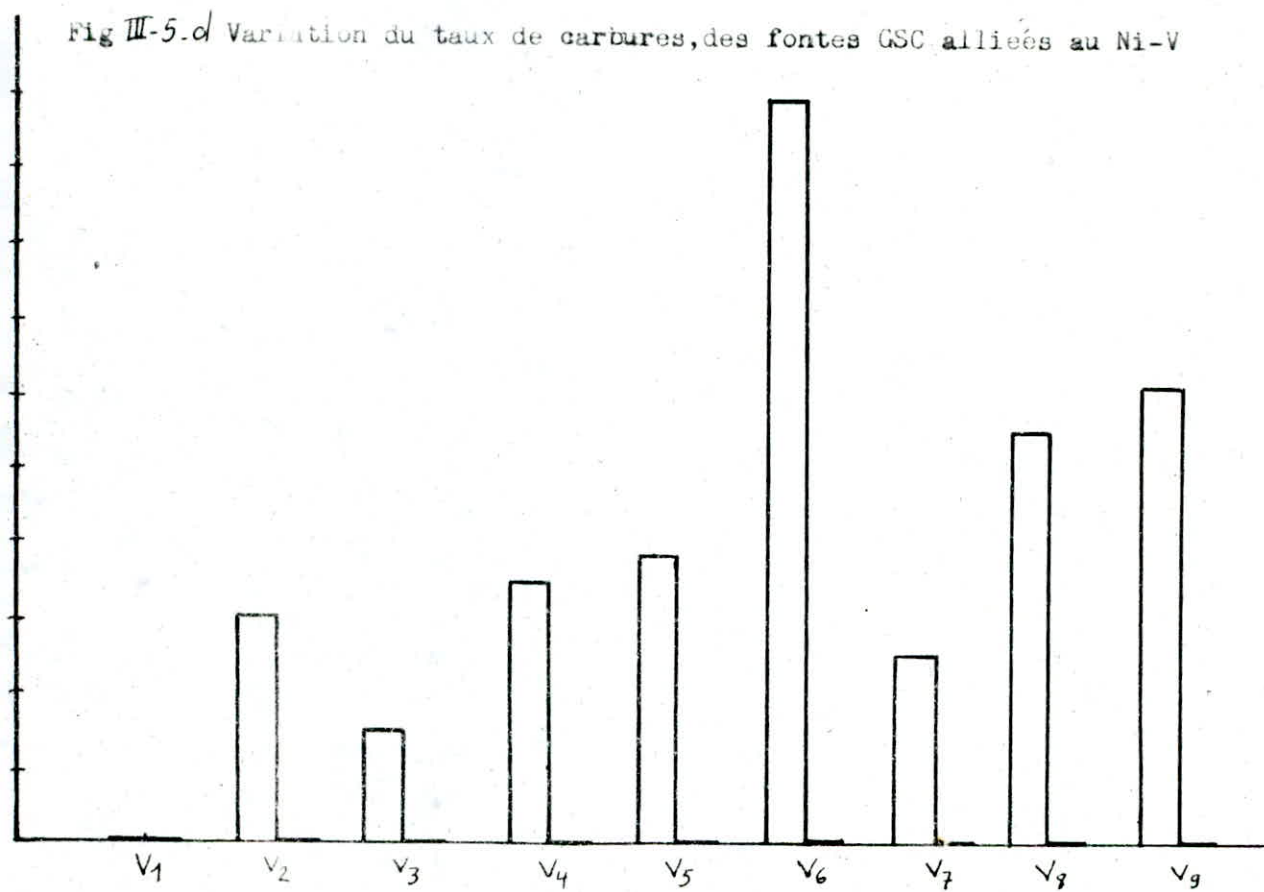


Fig III-5.d Variation du taux de carbures, des fontes GSC alliées au Ni-V



PHASE ALLIAGE	GRAPHITE %	FERRITE %	BAINITE %	PERLITE %
V <sub>1</sub>	9,8	49,7	40,5	—
V <sub>5</sub>	5,9	42,7	51,4	—
V <sub>9</sub>	13,4	54,5	32,1	—
M <sub>1</sub>	10,5	69,5	20	—
M <sub>5</sub>	11	48,5	40,5	—
M <sub>6</sub>	8,3	58,5	33	—
G <sub>1</sub>	10	33,5	—	56,5
C <sub>3</sub>	10,1	8,6	—	81,3
C <sub>7</sub>	7,8	9,2	—	83

TABLEAU n° III-6 : TAUX DES PHASES DES FONTES GSC ALLIÉES AU Ni-V,  
Ni-Mo ET Ni-Cr, APRES TRAITEMENT DE FERRITISATION



FIG III-6-a Variation du taux de graphite, des fontes GSC alliées  
après traitement de ferritisation (combine)

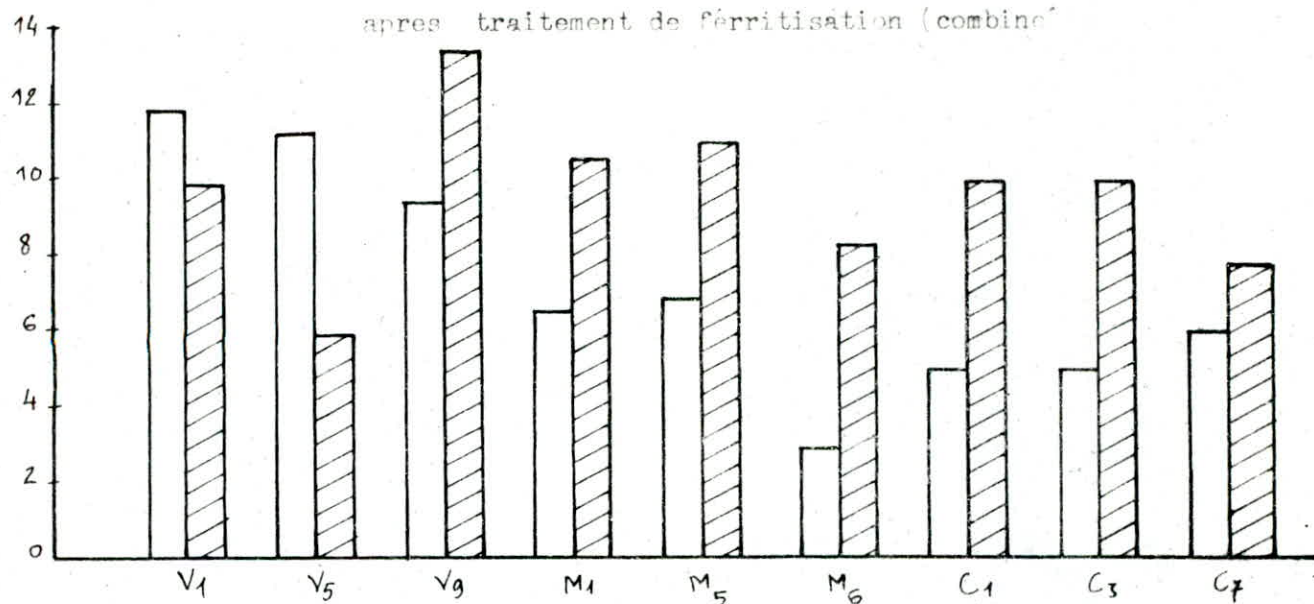


FIG III-6-b Variation du taux de la matrice, des fontes GSC alliées  
après traitement de ferritisation (combine)

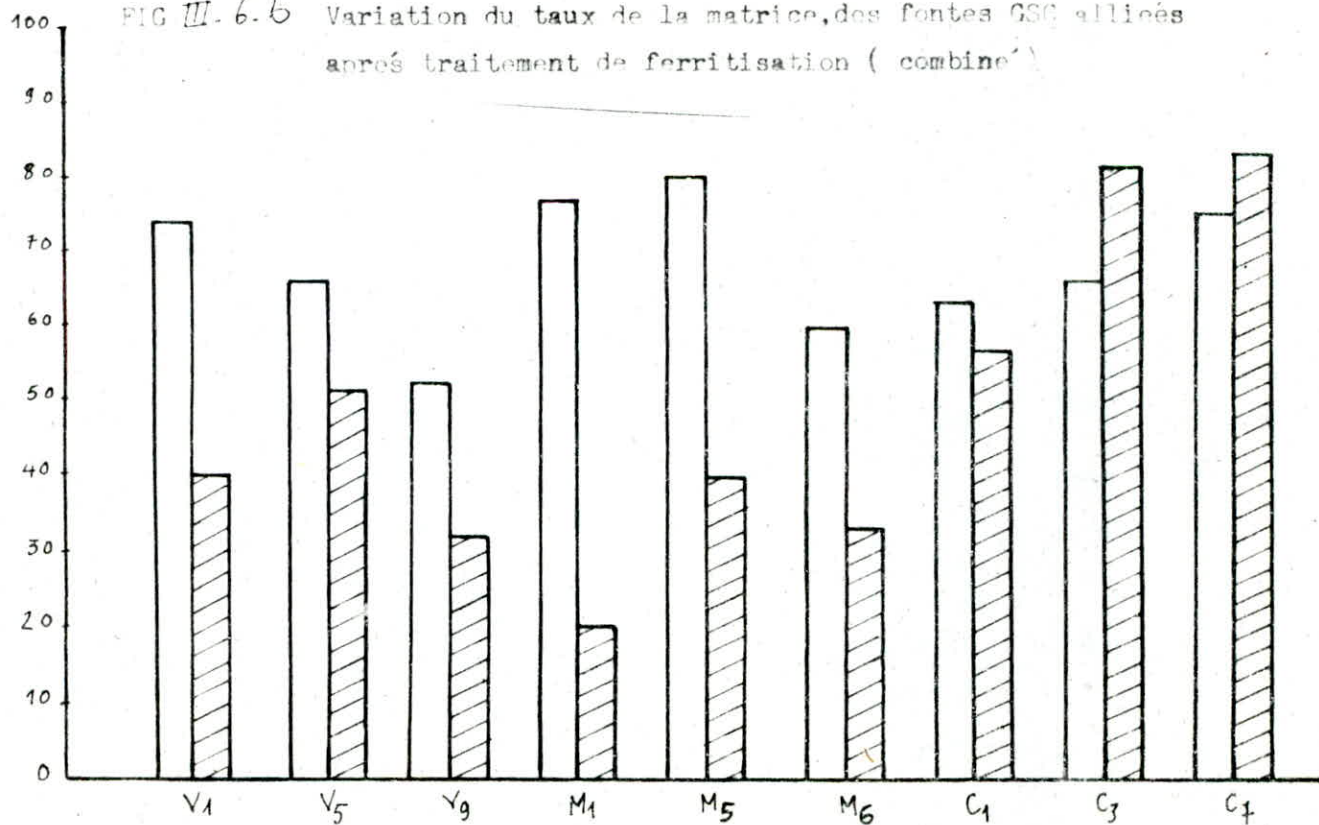


FIG III - 6 - c Variation du taux de ferrite, des fontes GSC alliées  
 apres traitement de ferritisation (combine)

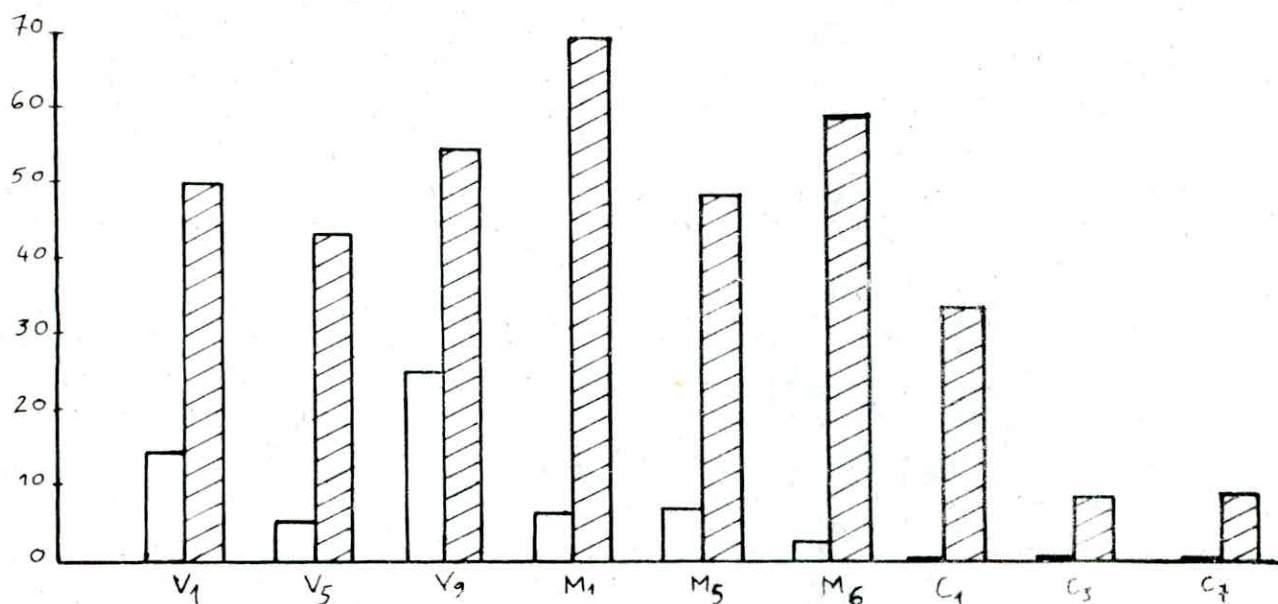
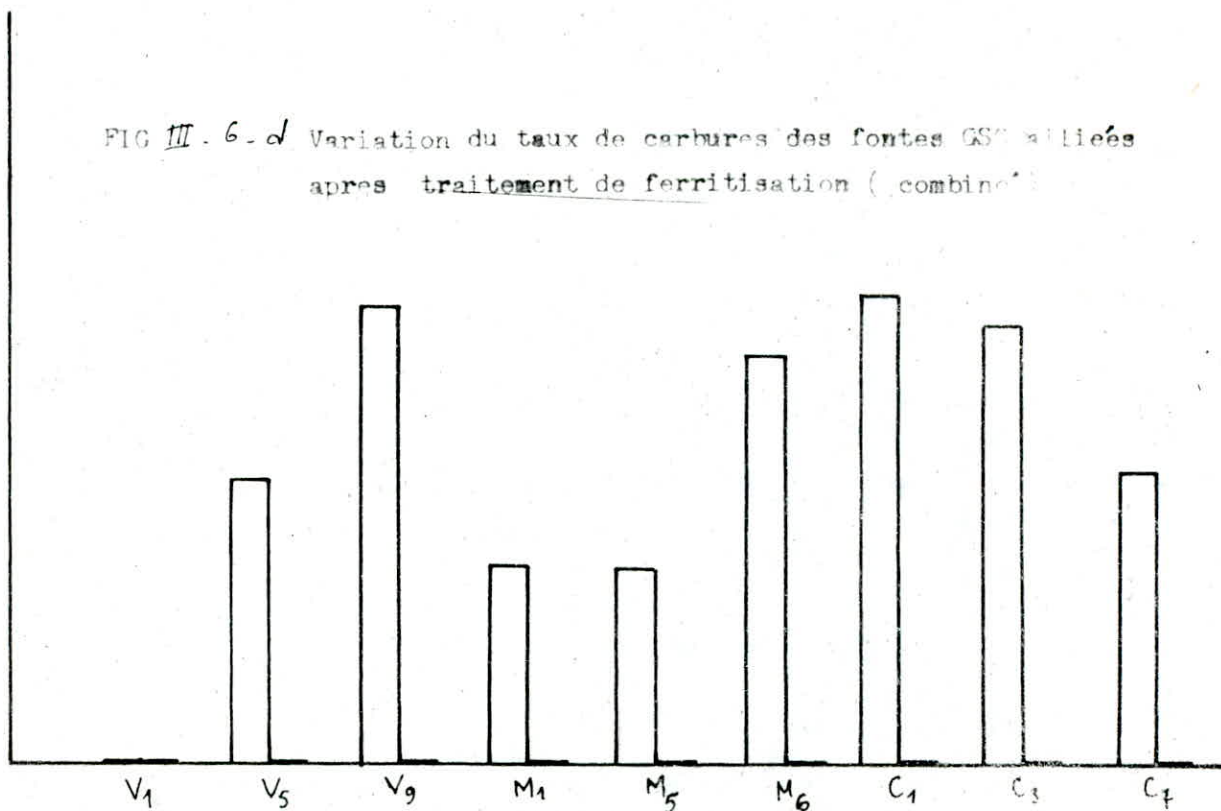
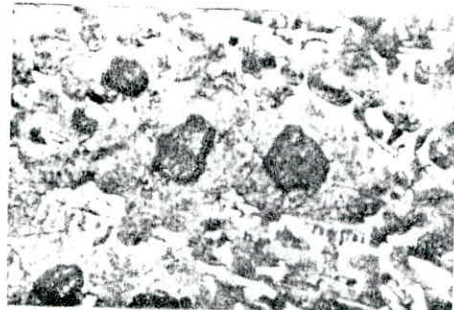


FIG III - 6 - d Variation du taux de carbures des fontes GSC alliées  
 apres traitement de ferritisation (combine)



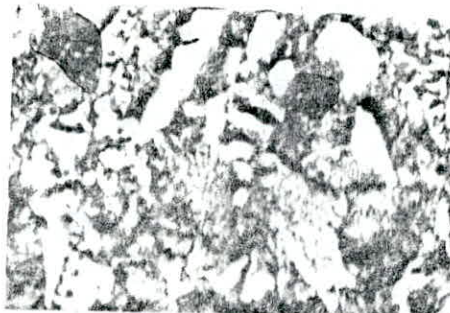
# ALLIAGE C7

Etat brut de coulée



Nital x 200

Après traitement  
de graphitisation



Nital x 200

Après traitement  
combiné .



Nital x 200

# ALLIAGE M6

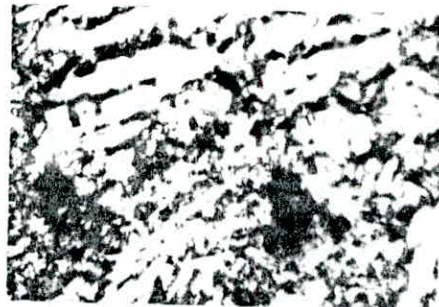
Etat brut de coulée



Nital

x200

Après traitement  
de graphitisation



Nital

x200

Après traitement  
combiné



Nital

x200



ALLIAGE V9

Etat brut de coulée



Nital x 200

Après traitement  
de graphitisation



Nital x 200

Après traitement  
combiné.



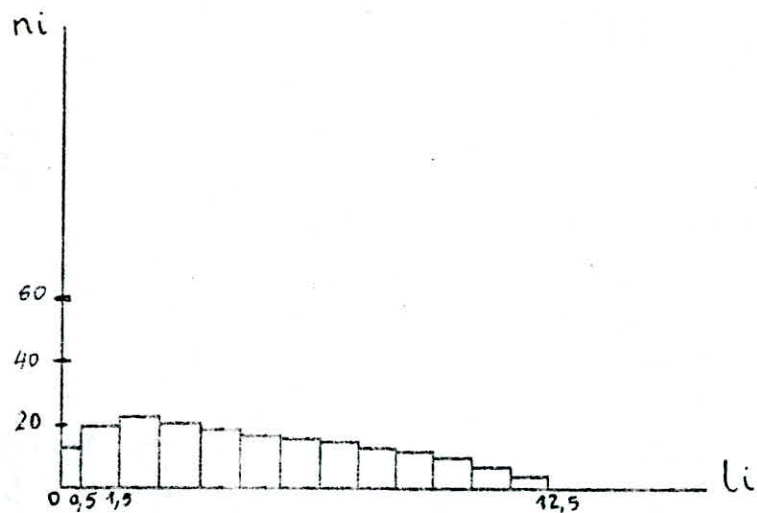
Nital x 200

III.2.- RESULTATS DU CALCUL DE LA DIMENSION MOYENNE DU  
GRAPHITE ET DE LA DISTRIBUTION DES DIMENSIONS

Pour chaque groupe de fonte, on rassemble les nombres de grains ( $n_i$ ) de chaque classe de dimensions, les dimensions moyennes et les écarts types correspondants à chaque alliage. La distribution des dimensions du graphite d'un alliage à un état donné est représentée par un histogramme  $n_i = \frac{1}{h} (li)$ , où  $li$  est la taille du grain et  $n_i$  le nombre de grains de graphite ayant cette dimension  $li$ .

Ni li	GSC NON ALLIÉE		GSC ALLIÉE À 1% DE Ni	
	ETAT BRUT DE COULÉE	APRES GRAPHITISATION	ETAT BRUT DE COULÉE	APRES FERRITISATION
0 - 0,5	13	9	19	11
0,5 - 1,5	20	21	38	28
1,5 - 2,5	23	26	39	27
2,5 - 3,5	21	27	48	24
3,5 - 4,5	19	25	59	23
4,5 - 5,5	17	21	45	22
5,5 - 6,5	16	19	41	21
6,5 - 7,5	15	18	24	20
7,5 - 8,5	13	16	22	19
8,5 - 9,5	12	15	18	17
9,5 - 10,5	10	13	17	16
10,5 - 11,5	7	14	13	12
11,5 - 12,5	4	10	11	10
$\bar{\rho}$	4,89	5,35	4,88	5,37
$\sigma$	3,23	3,33	3,01	3,40

TABLEAU N° III-7 : DISTRIBUTION DE LA TAILLE DU GRAPHITE DES FONTES GSC NON ALLIÉES ET GSC ALLIÉE À 1% DE Ni



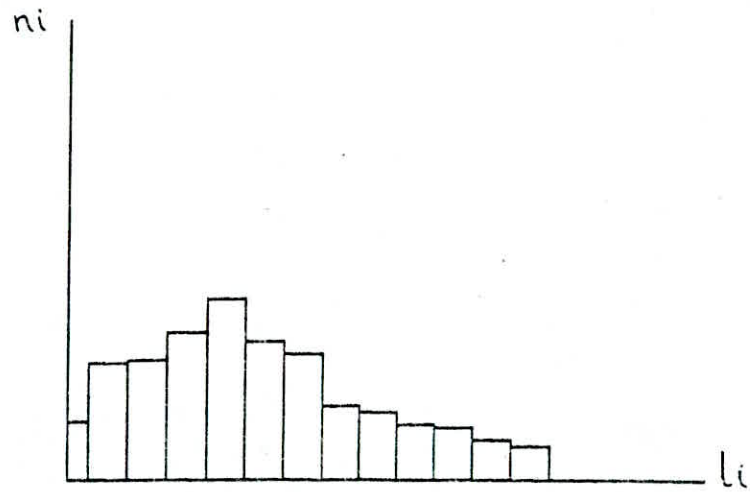
GSC Brut de coulée



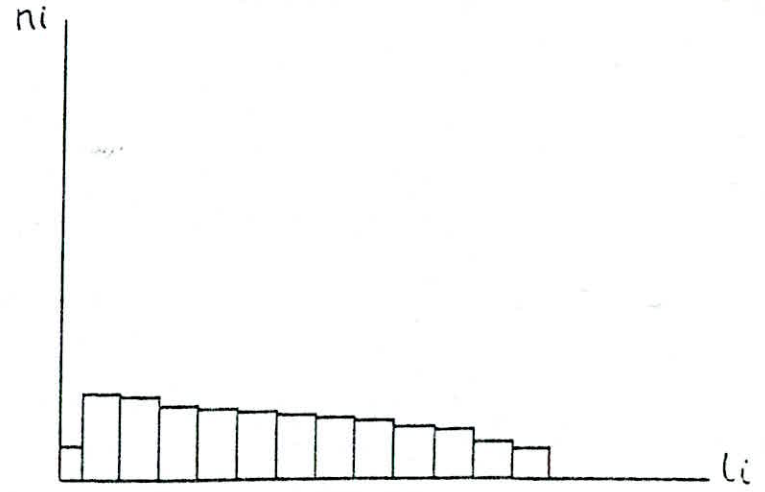
GSC Après graphitisation

\* La même échelle est conservée pour le tracé de tous les histogrammes





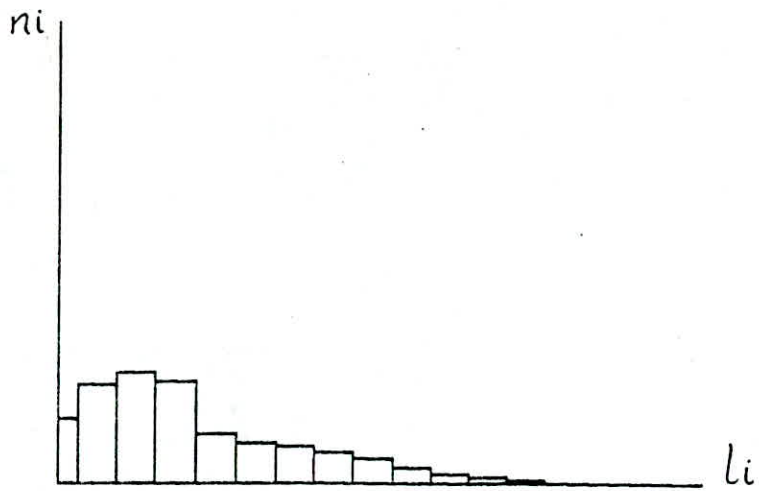
GSC + 1% de Ni. Brut de coulée



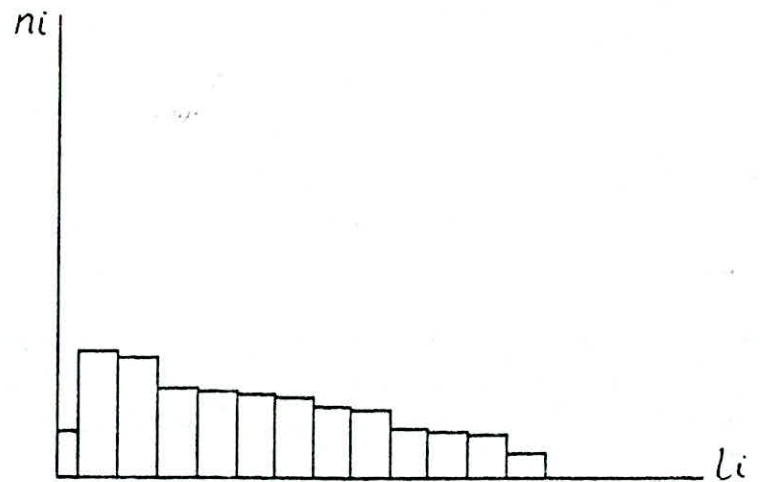
GSC + 1% de Ni. Après ferritisation

$l_i$ \ $w_i$	ETAT BRUT DE COLLEE								APRES GRAPHITISATION								APRES FERRITISATION		
	C <sub>1</sub>	C <sub>2</sub>	C <sub>3</sub>	C <sub>4</sub>	C <sub>5</sub>	C <sub>6</sub>	C <sub>7</sub>	C <sub>8</sub>	C <sub>1</sub>	C <sub>2</sub>	C <sub>3</sub>	C <sub>4</sub>	C <sub>5</sub>	C <sub>6</sub>	C <sub>7</sub>	C <sub>8</sub>	C <sub>1</sub>	C <sub>3</sub>	C <sub>7</sub>
0 - 0,5	21	3	9	24	16	15	10	13	15	6	9	13	21	14	8	9	7	11	7
0,5 - 1,5	32	22	35	55	47	35	35	14	41	18	21	41	26	39	16	24	26	34	28
1,5 - 2,5	36	30	46	65	54	39	47	18	39	19	26	33	31	46	17	35	38	40	56
2,5 - 3,5	33	24	41	60	28	54	45	20	29	17	28	27	43	34	20	34	40	60	59
3,5 - 4,5	16	17	22	49	27	51	41	23	28	16	35	25	46	27	26	28	32	68	58
4,5 - 5,5	15	11	20	29	26	48	37	21	27	15	27	24	47	26	24	26	29	52	51
5,5 - 6,5	14	10	18	22	21	30	26	19	26	14	25	23	40	23	18	25	27	32	47
6,5 - 7,5	10	7	12	20	11	29	19	12	23	13	21	22	29	19	17	18	24	24	33
7,5 - 8,5	8	6	11	15	9	14	7	11	22	12	19	15	17	18	15	8	22	15	21
8,5 - 9,5	5	4	7	12	6	6	3	7	16	11	17	8	9	9	12	4	20	9	13
9,5 - 10,5	3	3	4	10	2	2	2	5	15	10	10	7	7	5	11	2	16	8	6
10,5 - 11,5	2	2	2	5	0	1	1	4	14	9	8	5	6	0	7	1	8	4	5
11,5 - 12,5	1	1	1	3	0	0	0	2	8	7	6	2	3	0	5	0	3	2	2
$\bar{Q}$	3,40	3,82	3,76	3,80	3,36	4,02	3,73	4,60	4,93	5,39	5,14	4,26	4,53	3,85	5,30	3,96	5,02	4,23	4,52
$\sigma$	2,67	2,62	2,57	2,74	2,35	2,26	2,17	2,88	3,32	3,39	3,02	2,91	2,86	2,55	3,08	2,32	2,98	2,43	2,45

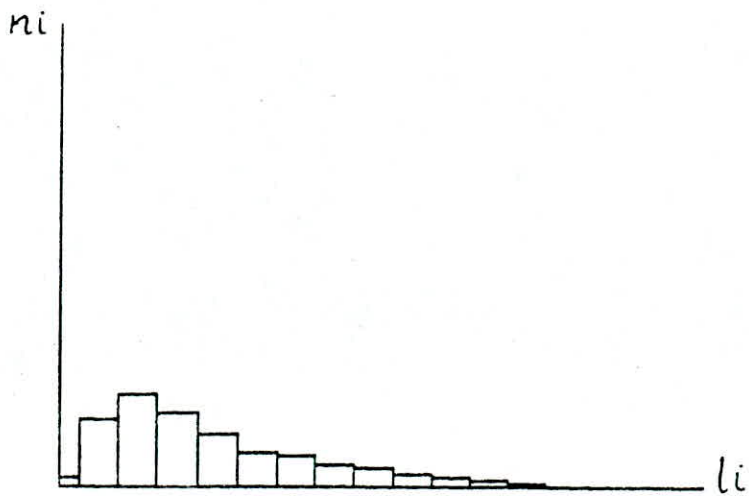
TABEAU N°II-8. DISTRIBUTION DE LA TAILLE DU GRAPHITE DES FONTES GSC ALLIÉES AU Ni-Cr



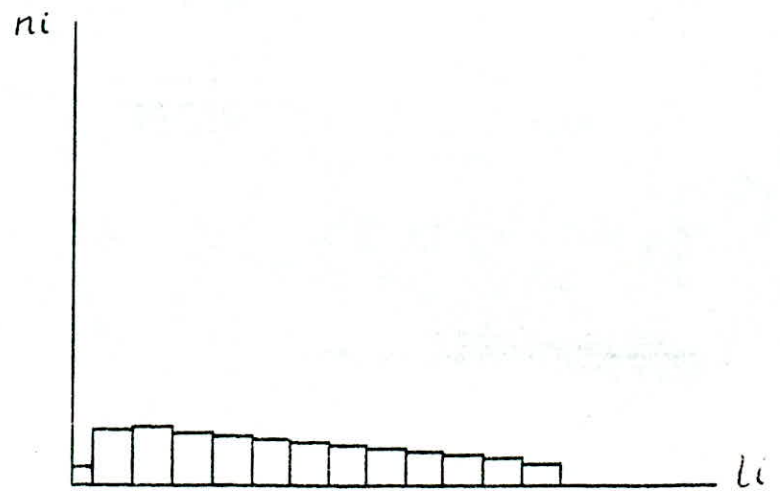
C1 Brut de coulée



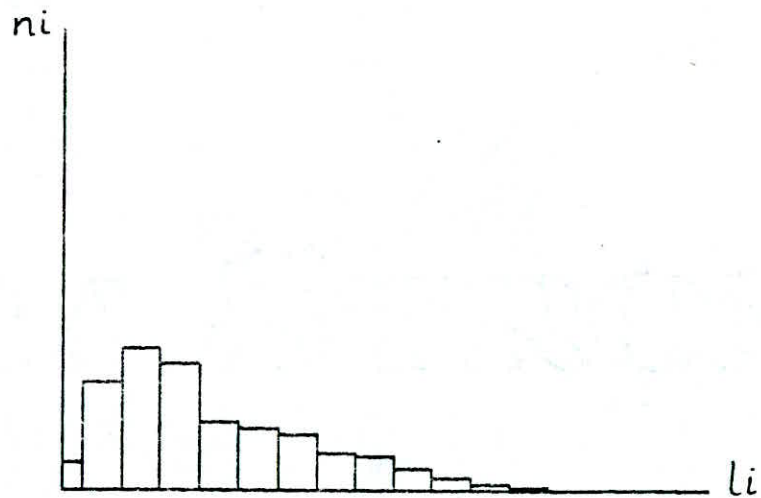
C1 Après graphitisation



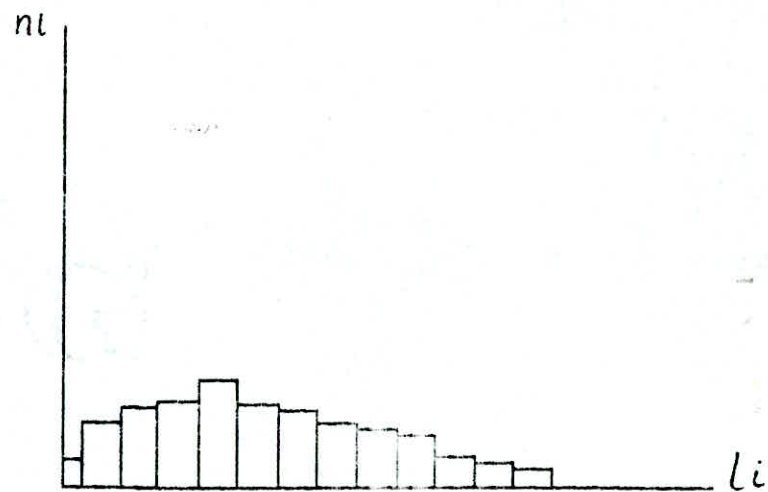
C2 Brut de coulée



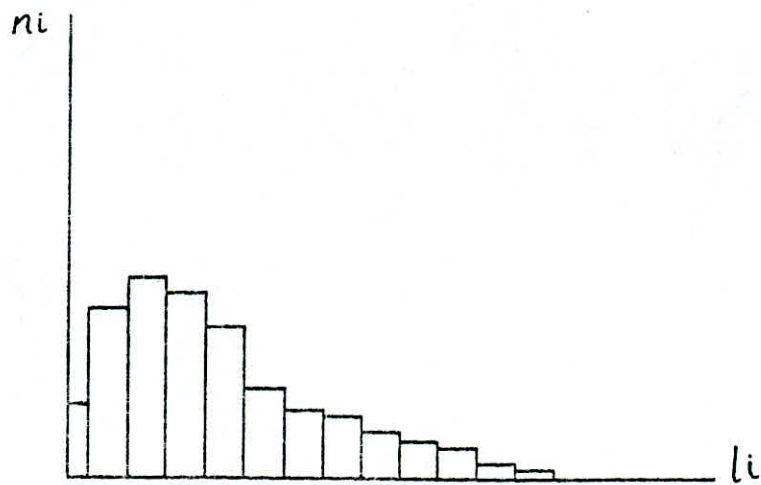
C2 Après graphitisation



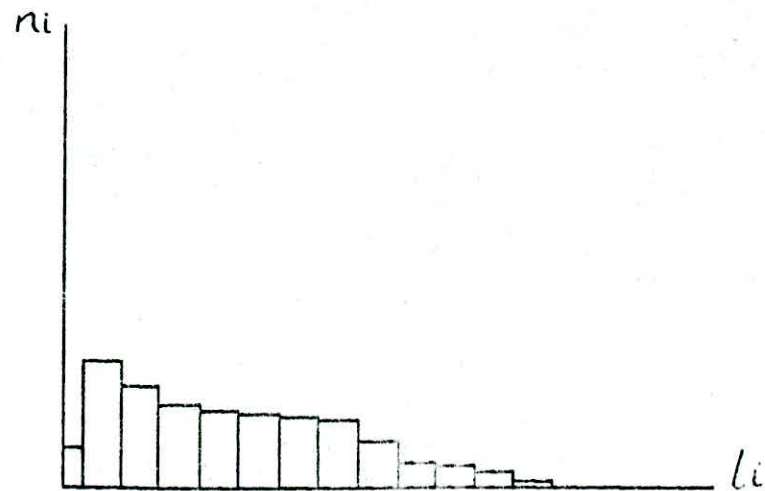
C3 Brut de coulée



C3 Après graphitisation

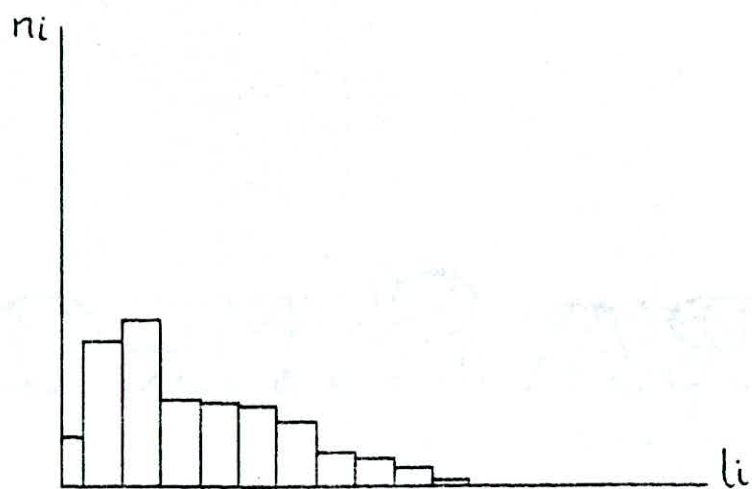


C4 Brut de coulée

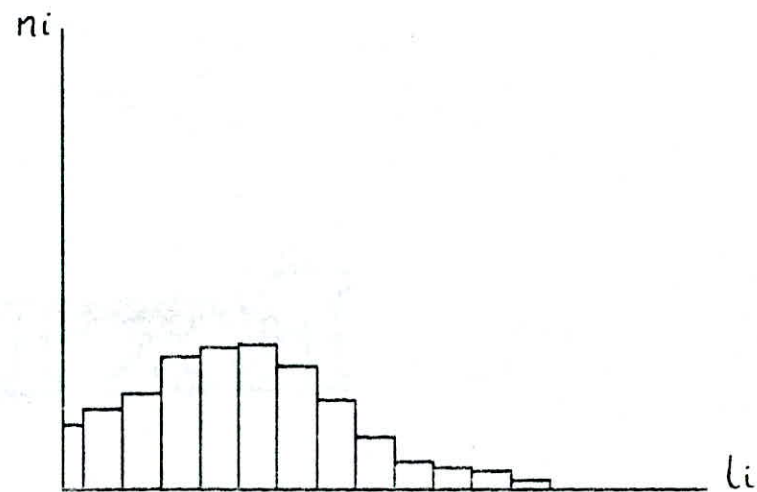


C4 Après graphitisation

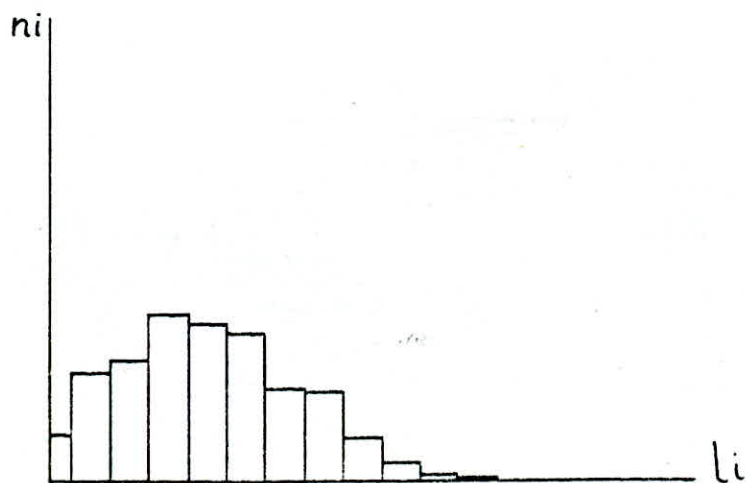




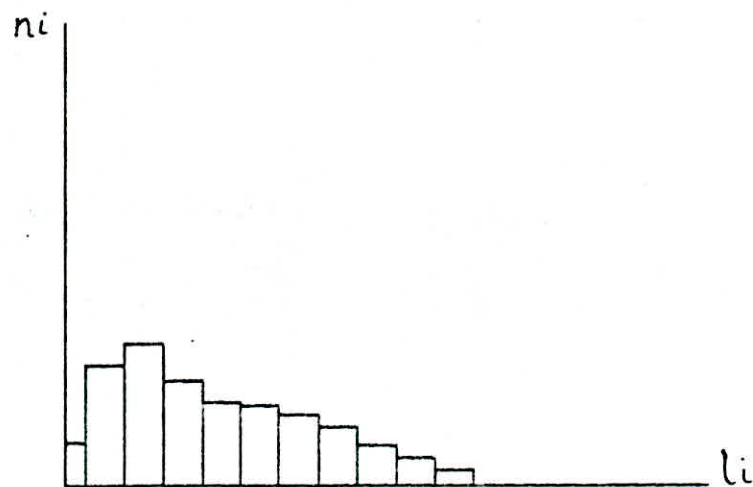
C5 Brut de coulée



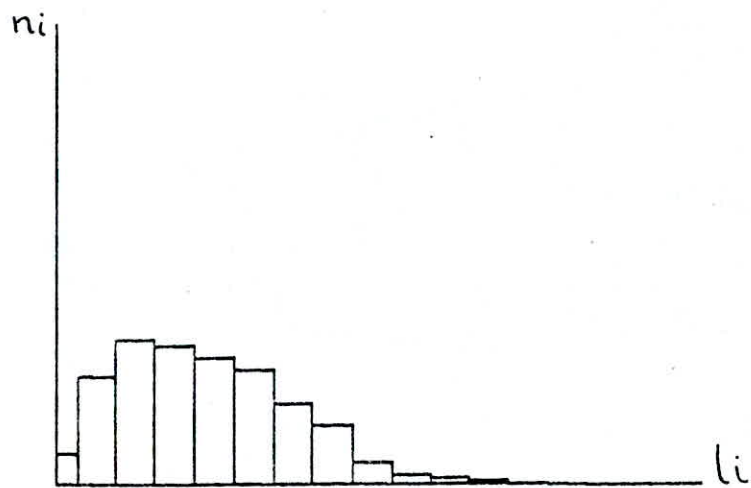
C5 Après graphitisation



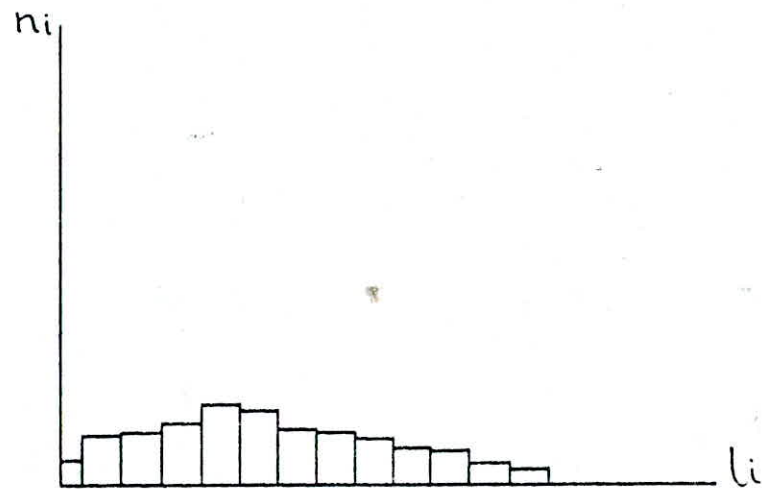
C6 Brut de coulée



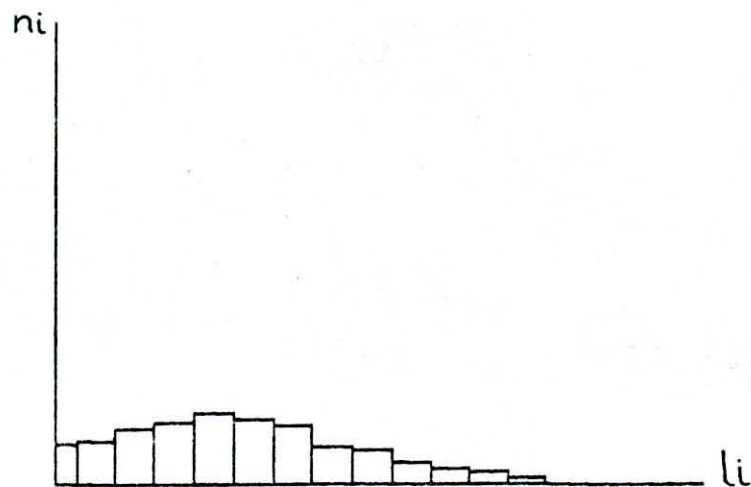
C6 Après graphitisation



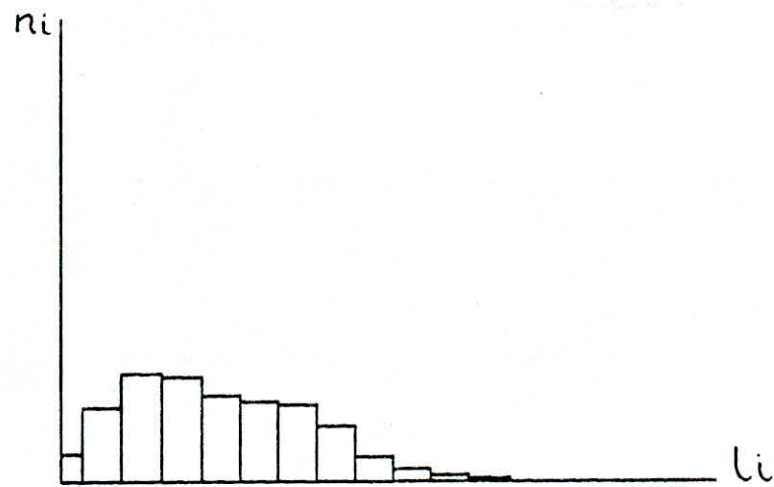
C7 Brut de coulée



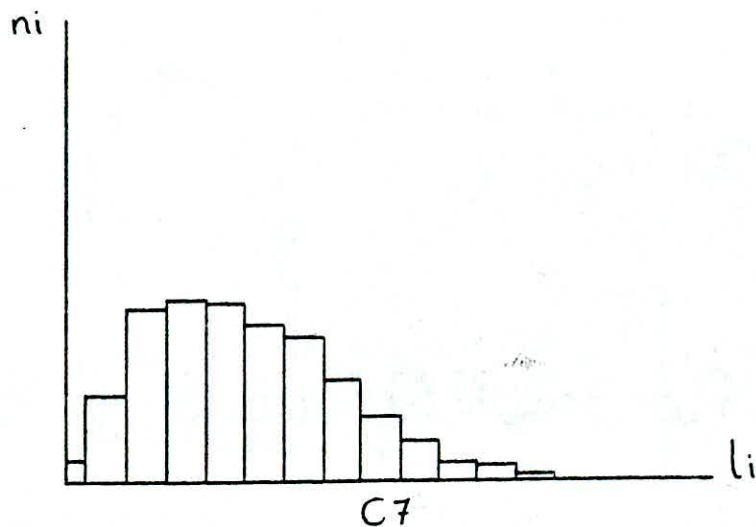
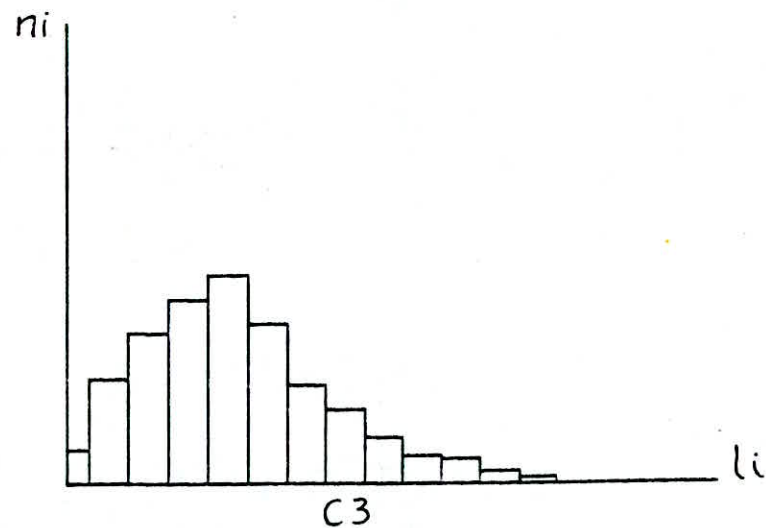
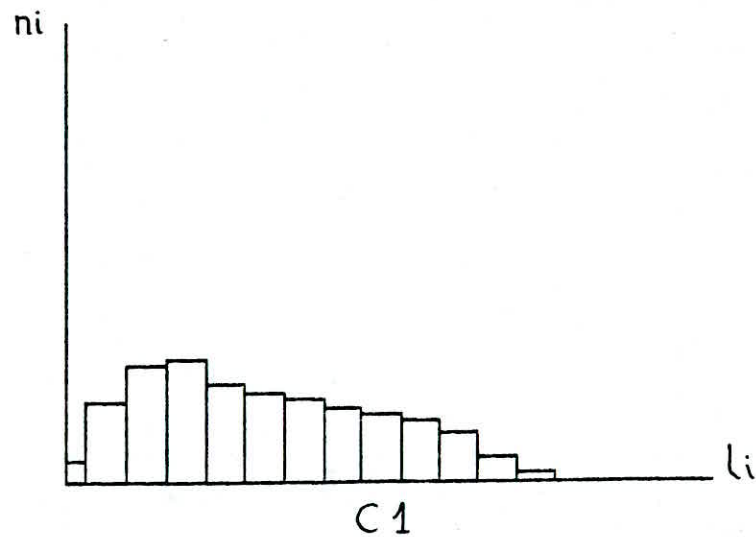
C7 Après graphitisation



C8 Brut de coulée



C8 Après graphitisation

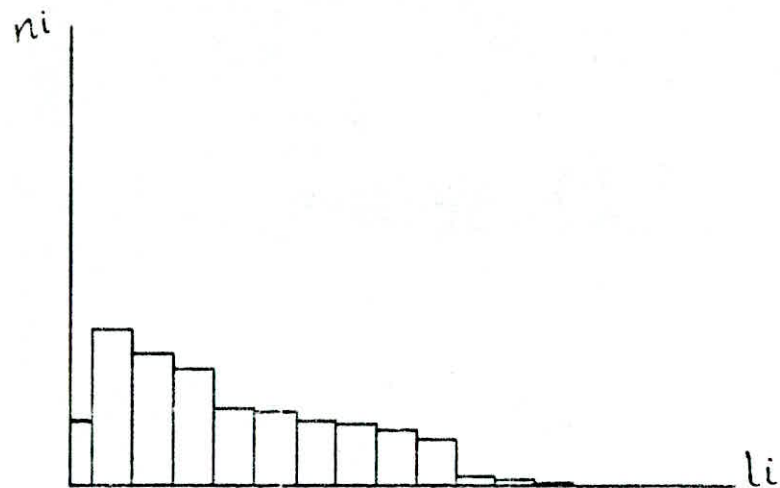


Alliages C<sub>1</sub>, C<sub>3</sub>, C<sub>7</sub>, après traitement de ferritisation.

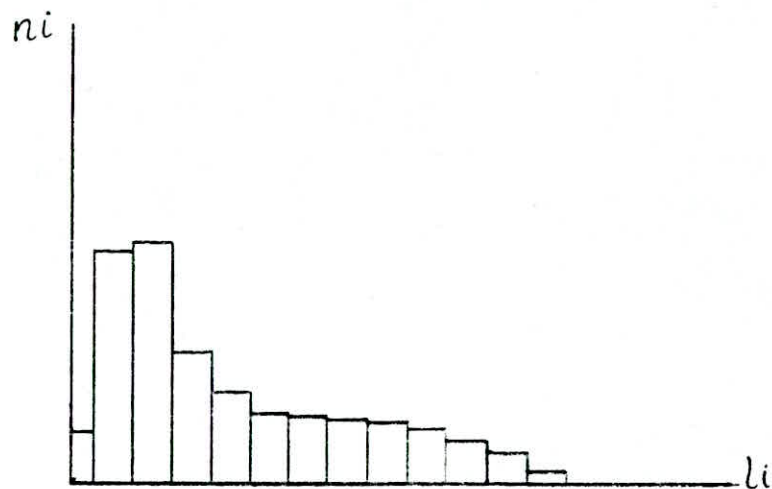
L <sub>i</sub> \ N <sub>i</sub>	ETAT BRUT DE COULEE							APRES GRAPHITISATION							APRES FERRITISATION		
	M <sub>1</sub>	M <sub>2</sub>	M <sub>3</sub>	M <sub>4</sub>	M <sub>5</sub>	M <sub>6</sub>	M <sub>7</sub>	M <sub>1</sub>	M <sub>2</sub>	M <sub>3</sub>	M <sub>4</sub>	M <sub>5</sub>	M <sub>6</sub>	M <sub>7</sub>	M <sub>1</sub>	M <sub>5</sub>	M <sub>6</sub>
0 - 0,5	21	3	1	9	0	12	11	17	3	5	15	4	8	15	3	18	11
0,5 - 1,5	51	21	15	23	12	25	26	76	32	35	58	14	29	51	29	43	34
1,5 - 2,5	43	26	40	30	19	29	31	79	49	58	67	25	18	28	22	83	26
2,5 - 3,5	38	32	41	24	17	23	27	43	43	50	59	32	17	22	21	69	23
3,5 - 4,5	25	28	42	16	16	18	24	30	26	36	48	22	16	16	19	68	21
4,5 - 5,5	24	27	65	14	13	16	22	23	22	25	42	21	15	15	18	50	26
5,5 - 6,5	21	26	44	13	12	14	18	22	20	14	40	20	14	14	17	40	18
6,5 - 7,5	20	18	25	11	11	13	17	21	14	12	18	19	13	13	16	31	17
7,5 - 8,5	18	15	10	10	9	12	13	20	13	9	12	15	12	12	15	10	12
8,5 - 9,5	15	6	5	9	8	11	12	18	12	4	2	14	11	11	14	4	11
9,5 - 10,5	3	4	1	8	7	10	11	14	11	3	1	13	10	10	13	3	9
10,5 - 11,5	2	2	0	5	3	7	10	10	7	2	0	11	9	7	12	2	5
11,5 - 12,5	1	1	0	2	1	4	5	4	4	1	0	7	6	2	9	0	2
$\bar{Q}$	3,85	4,53	4,45	4,40	4,98	4,68	4,86	3,98	4,45	3,59	3,49	5,47	5,05	4,11	5,45	3,22	4,46
$\sigma$	2,78	2,49	1,93	3,09	2,88	3,27	3,21	3,09	2,96	2,29	2,11	3,16	3,44	3,25	3,42	2,16	3,06

TABEAU N° III-9 : DISTRIBUTION DE LA TAILLE DE GRAPHITE DES FONTE G.S.C.  
ALLIÉES AU Ni-Mo



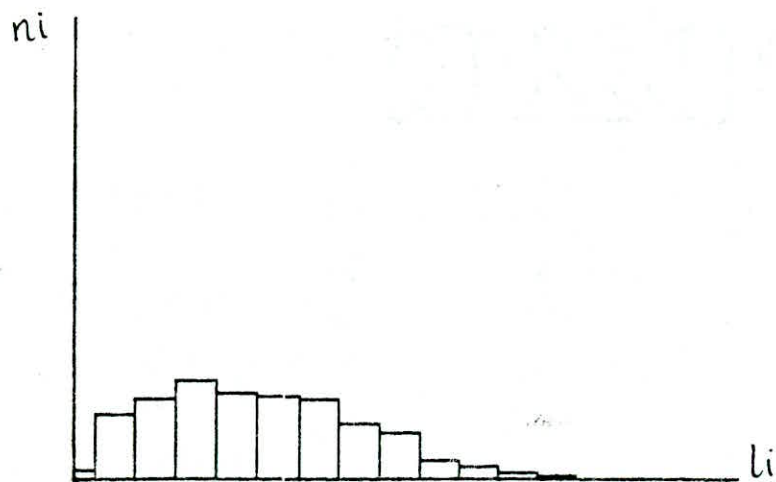


M1 Brut de coulée

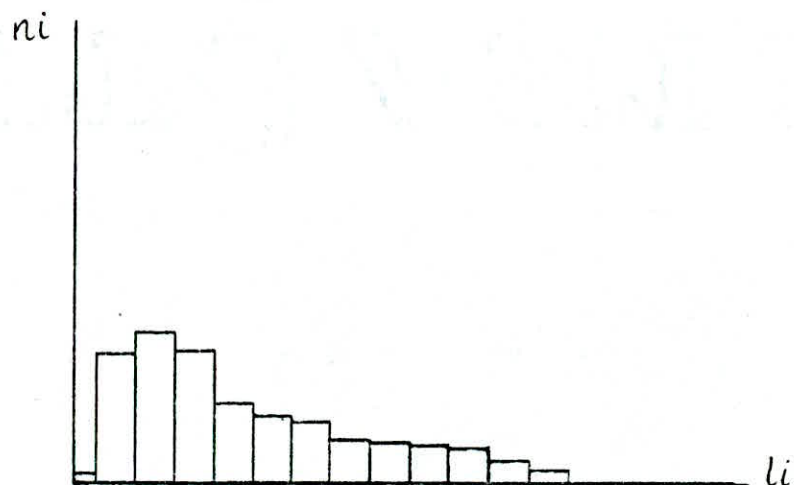


M1 Après graphitisation

-72-

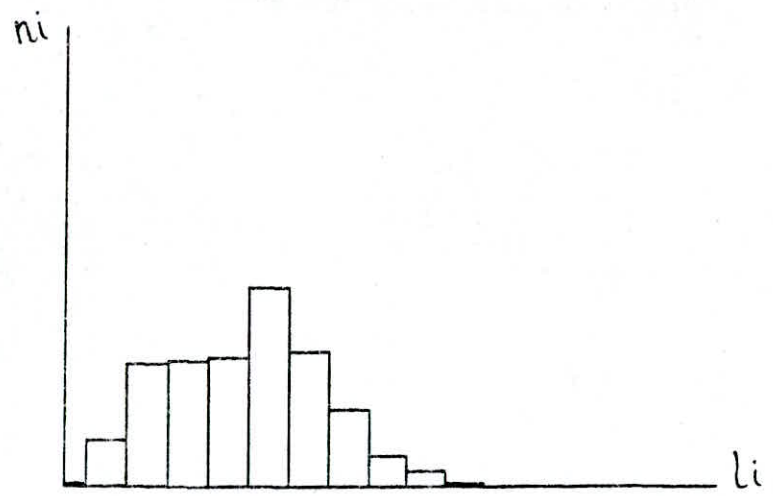


M2 Brut de coulée

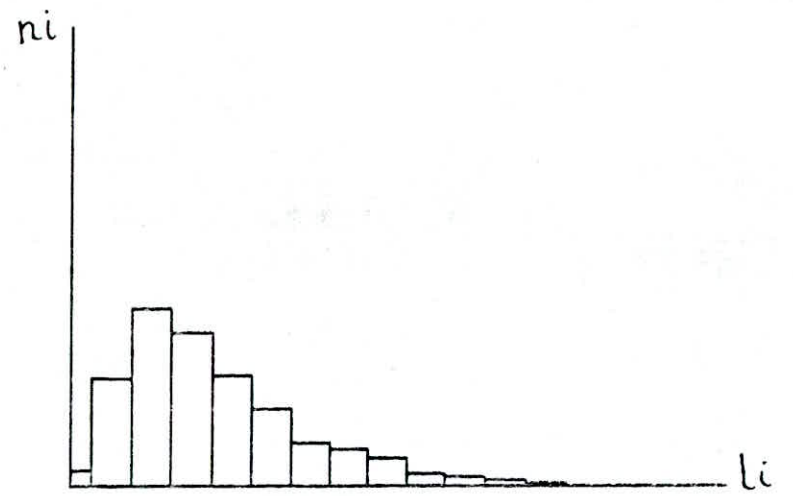


M2 Après graphitisation

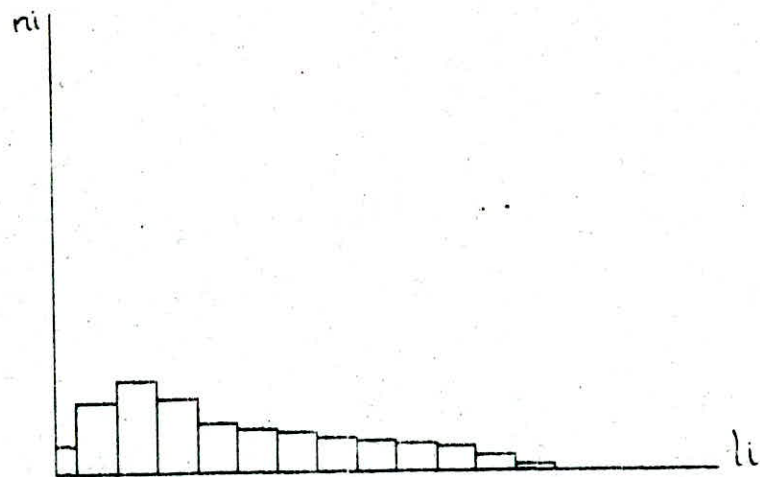
-73-



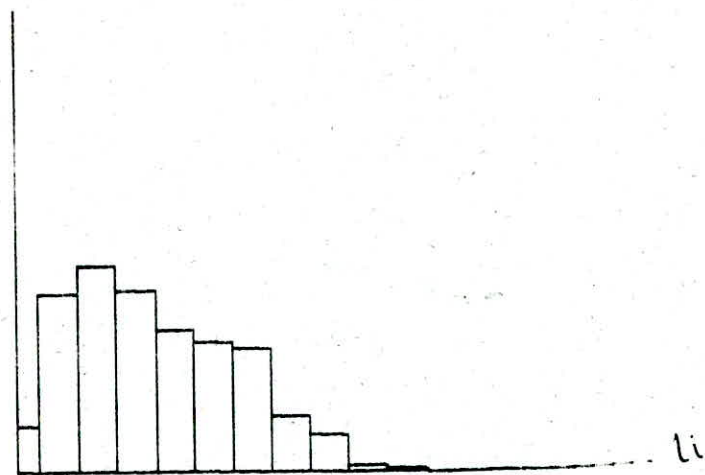
M3 Brut de coulée



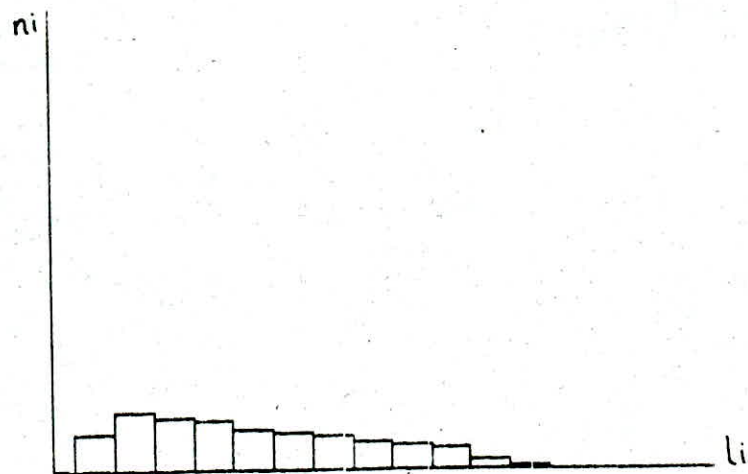
M3 Après graphitisation



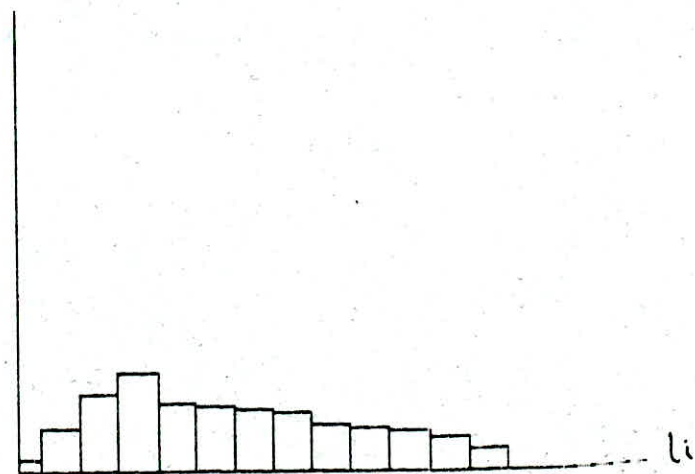
M4 Brut de coulée



M4 Après graphitisation

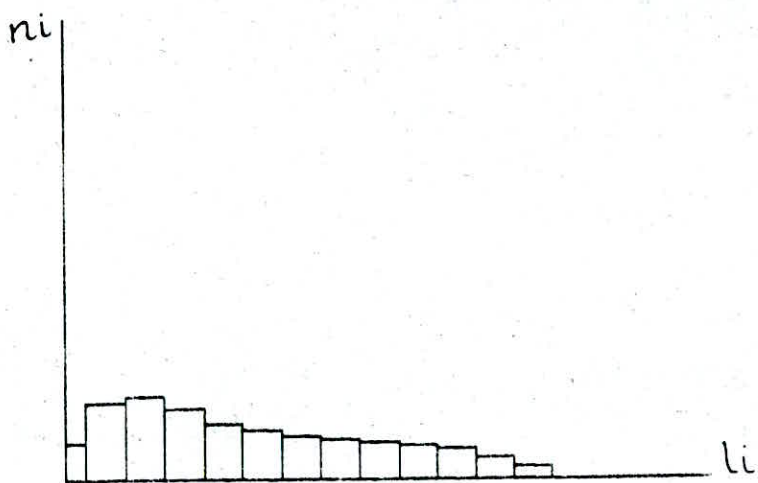


M5 Brut de coulée

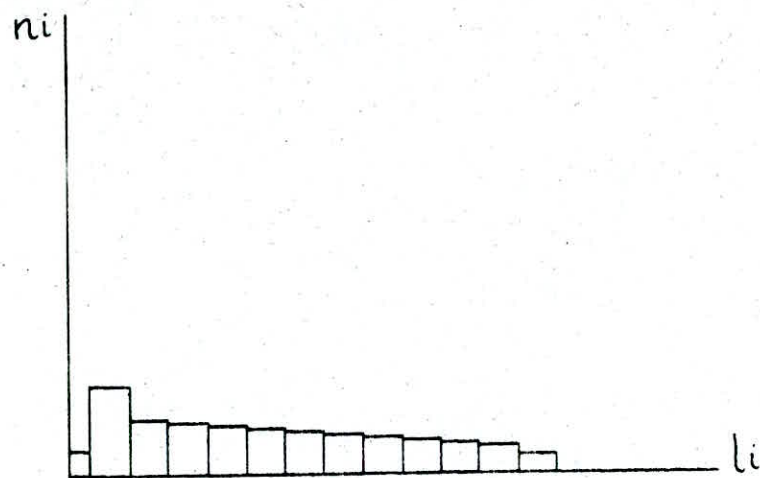


M5 Après graphitisation

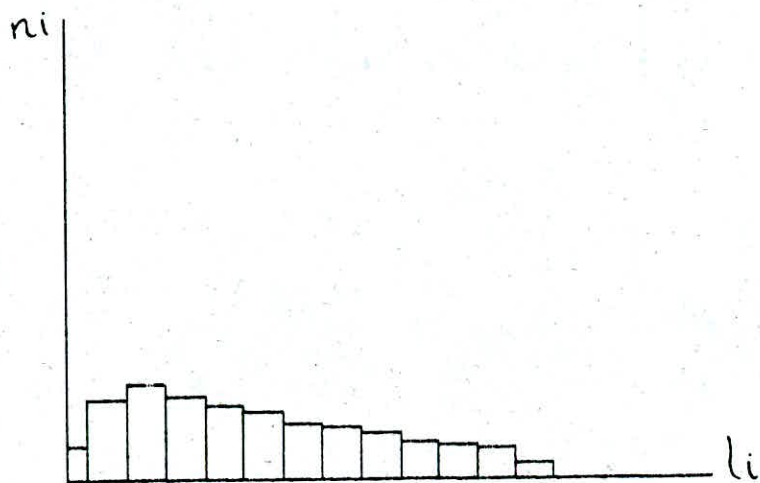
-76-



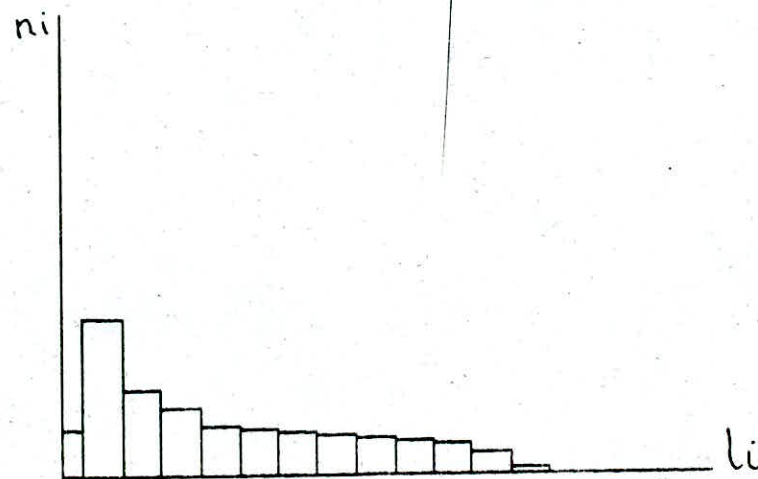
M6 Brut de coulée



M6 Après graphitisation



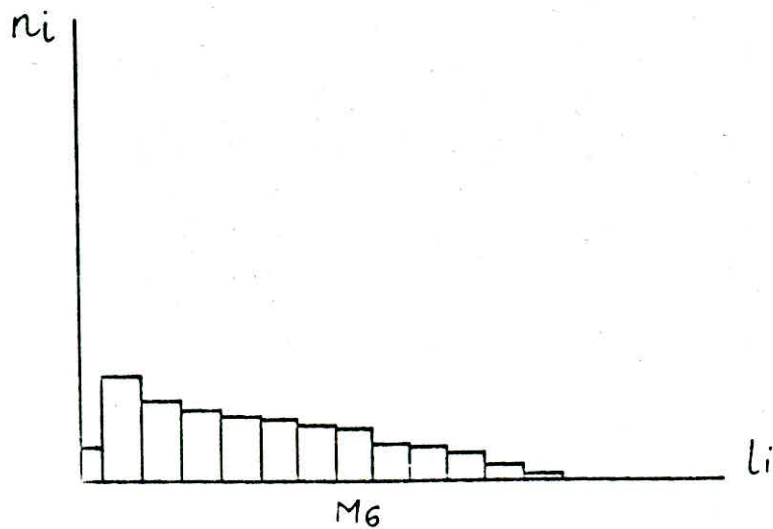
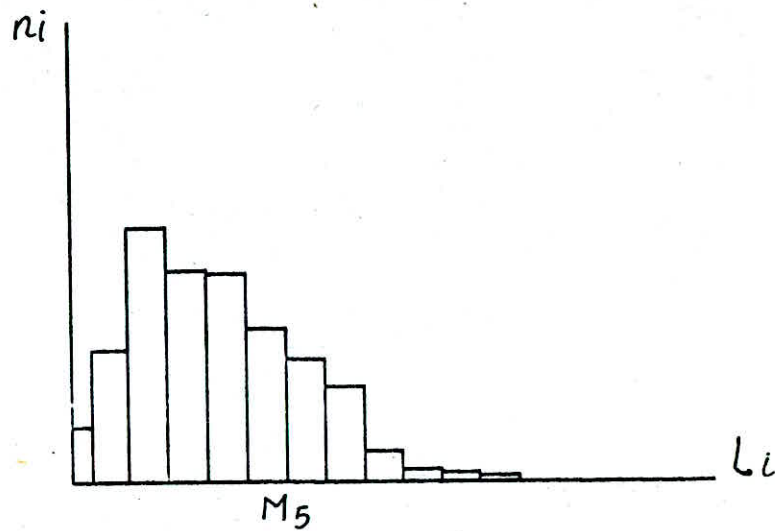
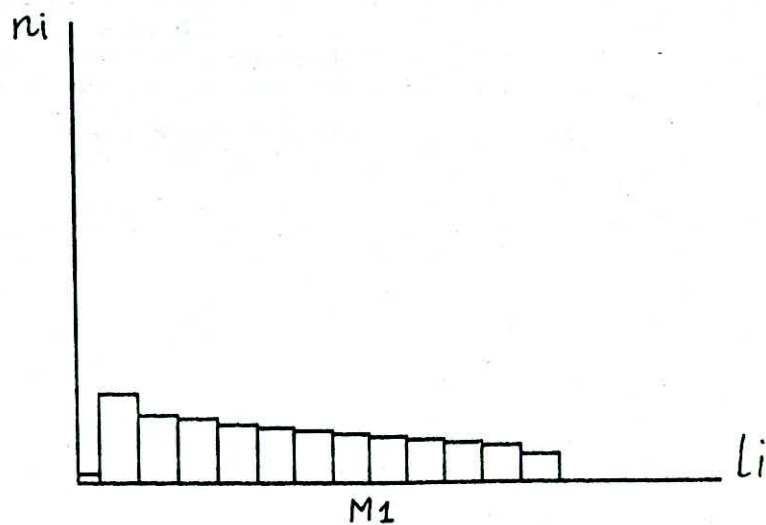
M7 Brut de coulée



M7 Après graphitisation

-75-

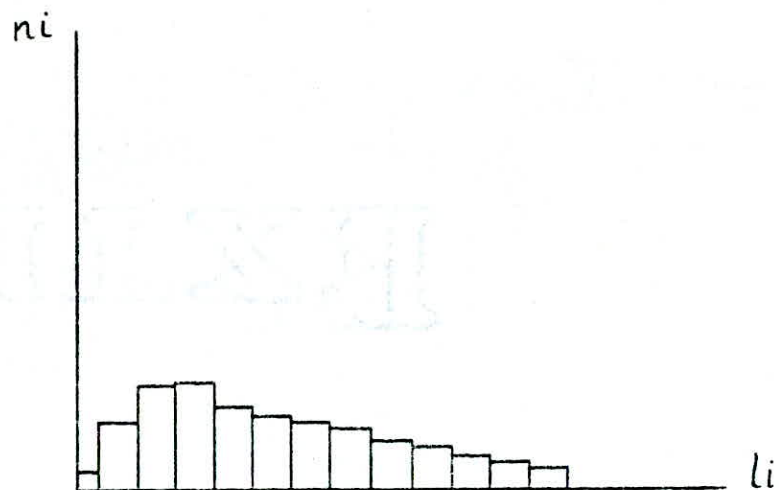




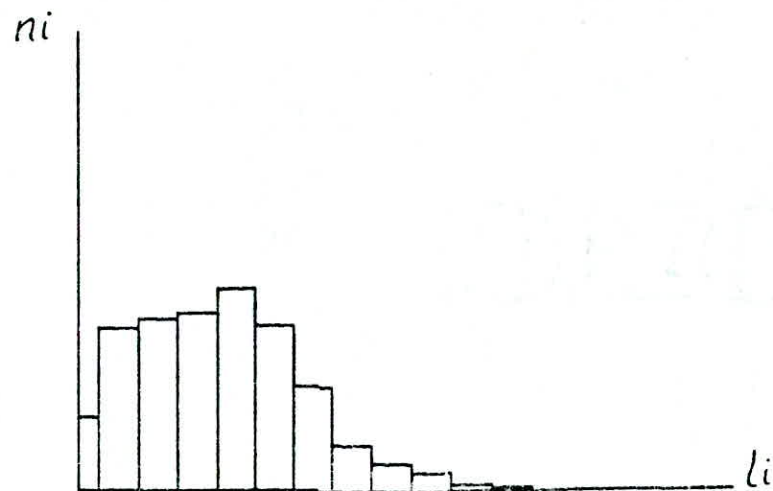
Alliages  $M_1$ ,  $M_5$  et  $M_6$ , après traitement de ferritisation

Ll \ n <sub>i</sub>	ETAT BRUT DE COLLEE									APRES GRAPHITISATION									APRES FERRITISATION		
	V <sub>1</sub>	V <sub>2</sub>	V <sub>3</sub>	V <sub>4</sub>	V <sub>5</sub>	V <sub>6</sub>	V <sub>7</sub>	V <sub>8</sub>	V <sub>9</sub>	V <sub>1</sub>	V <sub>2</sub>	V <sub>3</sub>	V <sub>4</sub>	V <sub>5</sub>	V <sub>6</sub>	V <sub>7</sub>	V <sub>8</sub>	V <sub>9</sub>	V <sub>1</sub>	V <sub>5</sub>	V <sub>9</sub>
0 - 0,5	6	21	5	25	20	11	8	25	18	24	12	5	31	19	22	8	38	11	12	11	6
0,5 - 1,5	22	30	11	47	34	27	29	45	32	53	31	12	42	44	58	24	65	39	18	17	28
1,5 - 2,5	34	35	19	52	35	33	33	43	37	56	33	16	49	45	54	30	64	49	40	51	38
2,5 - 3,5	35	36	21	32	38	25	37	33	36	58	44	17	45	31	51	35	57	46	61	77	56
3,5 - 4,5	27	31	24	30	36	17	22	27	27	66	46	19	28	27	47	29	37	31	49	68	53
4,5 - 5,5	24	17	18	24	29	13	21	24	26	54	53	20	23	22	35	28	25	21	44	62	48
5,5 - 6,5	22	11	10	22	25	11	19	21	24	34	47	22	17	19	25	16	15	17	40	41	24
6,5 - 7,5	20	9	8	16	23	10	12	18	18	15	29	17	13	13	16	13	9	15	34	39	23
7,5 - 8,5	16	7	6	12	21	8	11	13	14	9	17	15	11	11	10	12	6	8	30	26	21
8,5 - 9,5	14	6	3	8	10	7	10	7	12	6	7	14	9	10	9	11	3	6	28	18	19
9,5 - 10,5	11	3	2	5	9	6	9	5	10	2	4	11	8	9	8	10	2	4	28	17	18
10,5 - 11,5	9	2	0	4	6	5	7	3	8	1	0	10	7	8	6	8	1	3	8	11	16
11,5 - 12,5	7	0	0	1	3	3	3	1	7	0	0	5	5	5	4	5	0	2	5	6	7
$\bar{e}$	5,03	3,43	4,02	3,64	4,41	4,08	4,43	3,69	4,53	3,56	4,35	5,73	3,78	4,07	3,78	4,70	2,81	3,71	5,19	4,93	5,07
$\sigma$	3,10	2,48	2,24	2,73	2,91	3,07	3,00	2,73	3,14	2,16	2,28	3,12	3,01	3,11	2,74	3,04	2,11	2,57	2,83	2,68	2,98

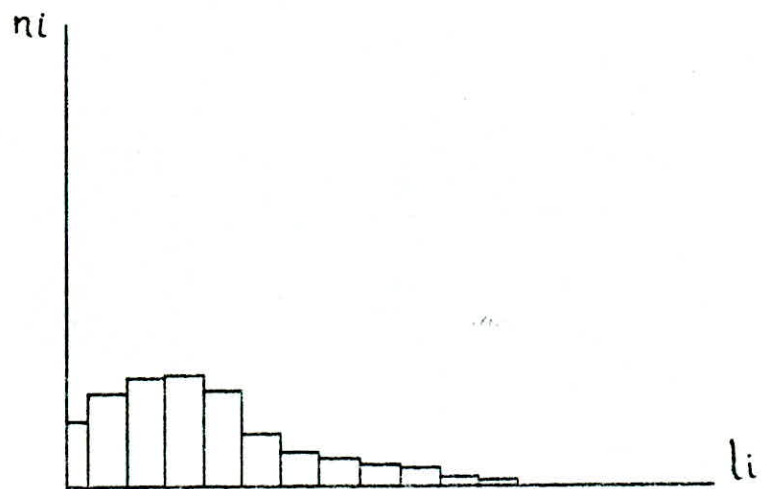
TABLEAU N° III-10 DISTRIBUTION DE LA TAILLE DU GRAPHITE DES FONTES GSC ALLIÉES AU Ni-V



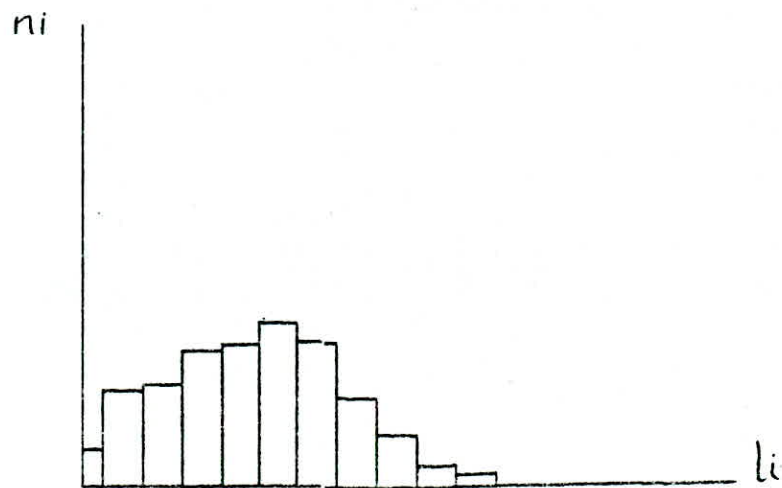
V1 Brut de coulée



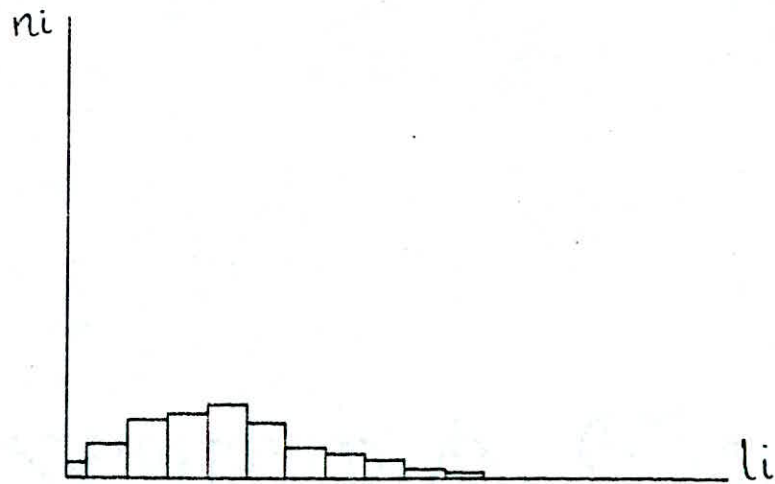
V1 Après graphitisation



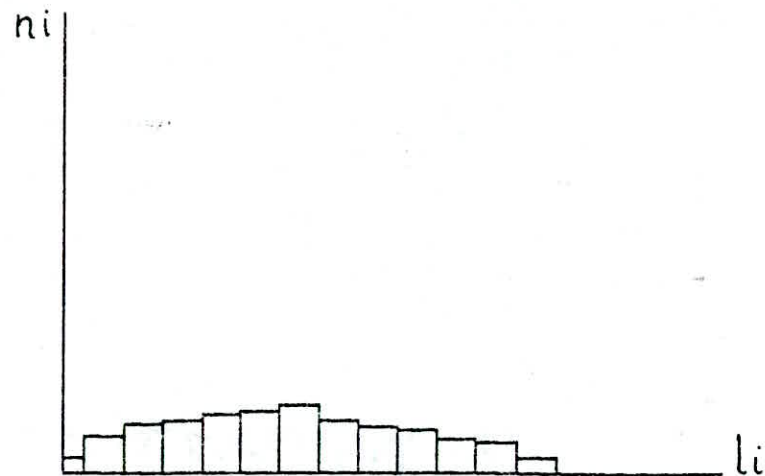
V2 Brut de coulée



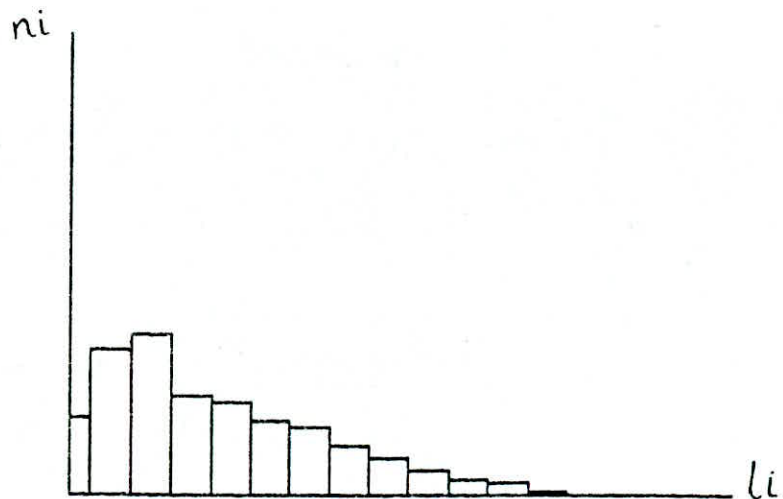
V2 Après graphitisation



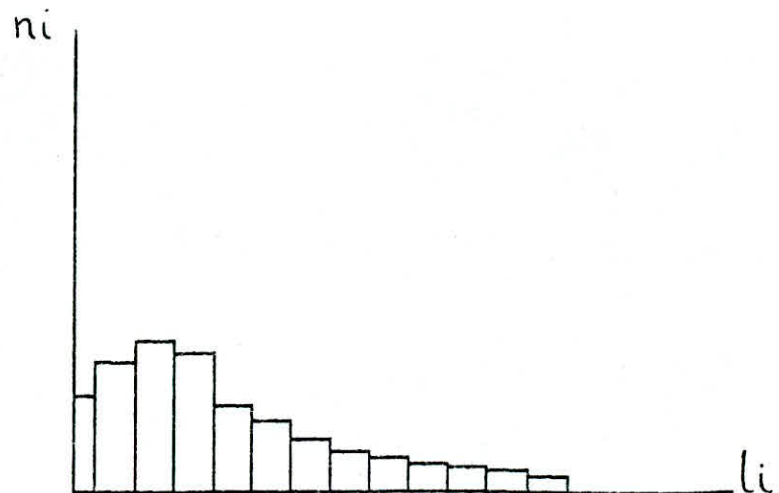
V3 Brut de coulée



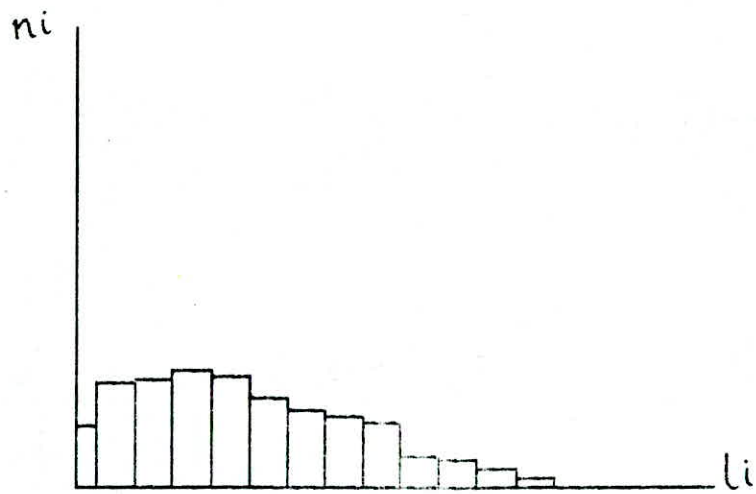
V3 Après graphitisation



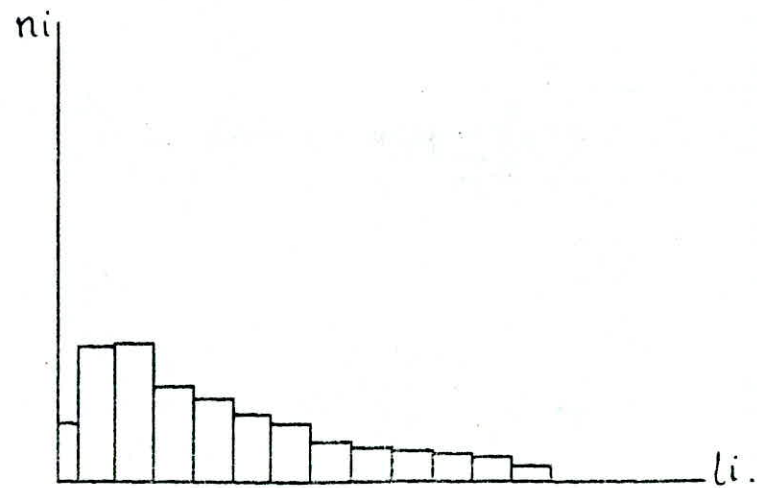
V4 Brut de coulée



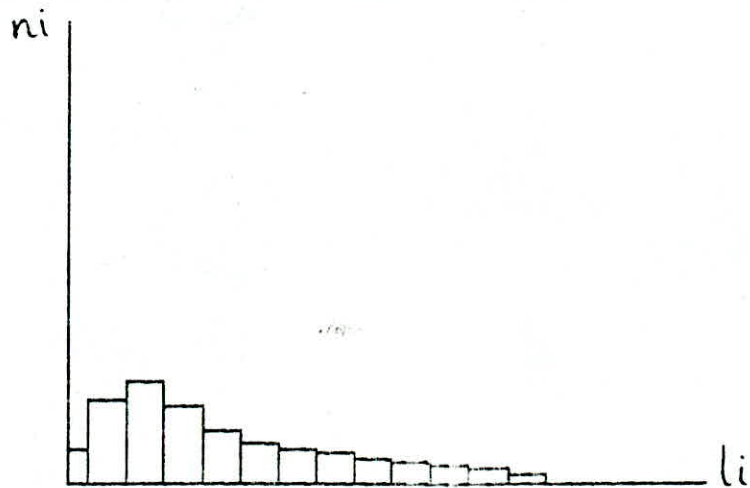
V4 Après graphitisation



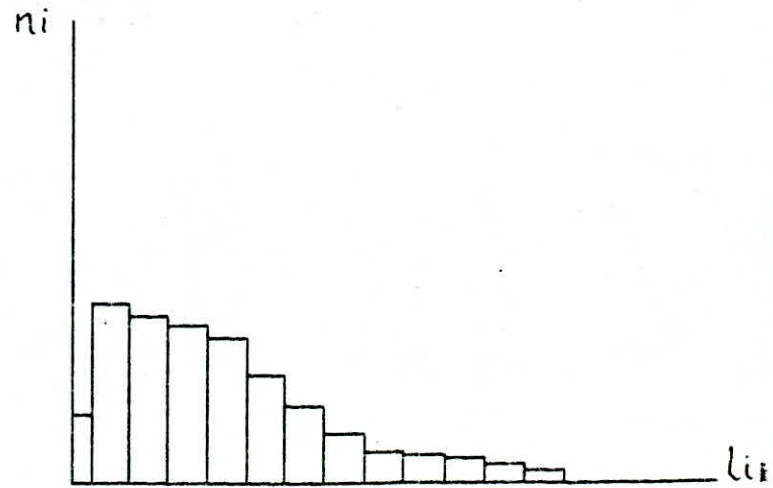
V5 Brut de coulée



V5 Après graphitisation

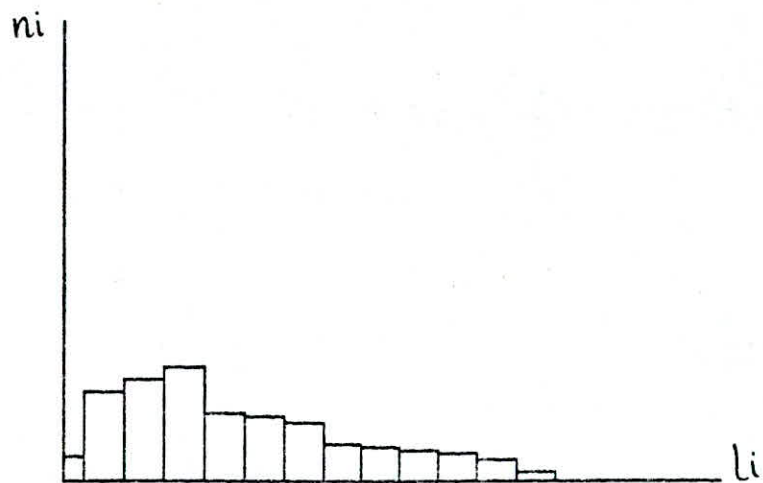


V6 Brut de coulée

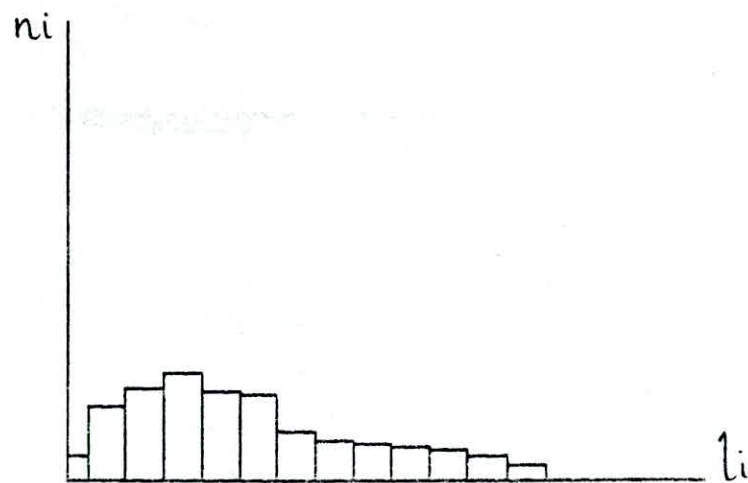


V6 Après graphitisation

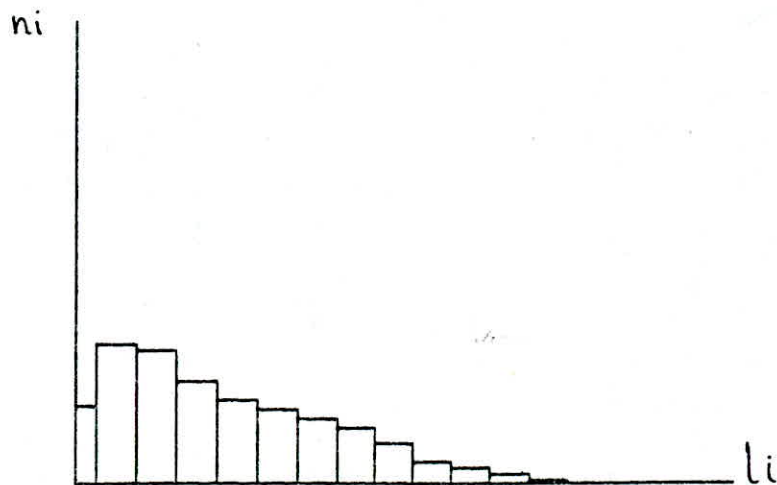




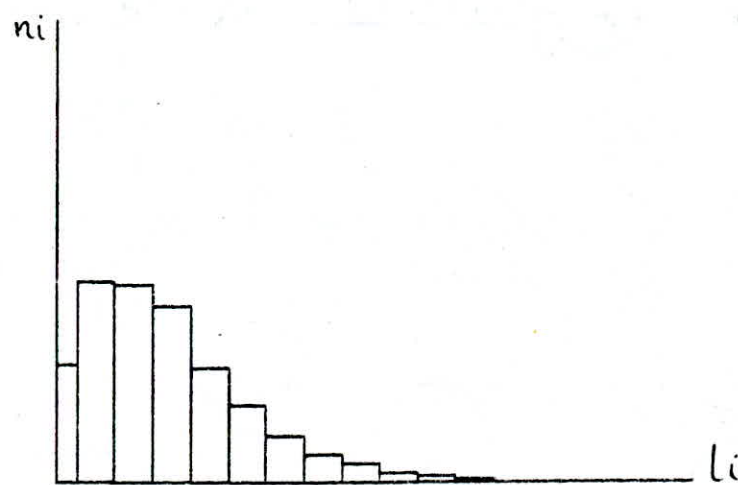
V7 Brut de coulée



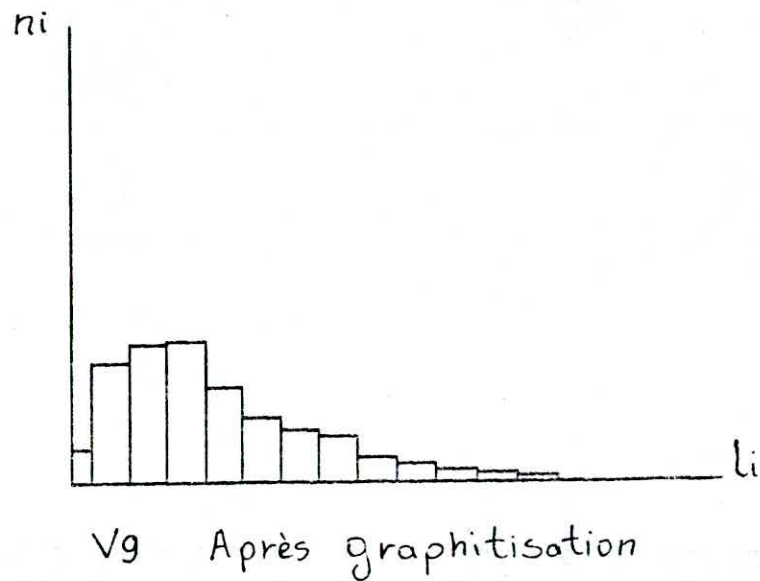
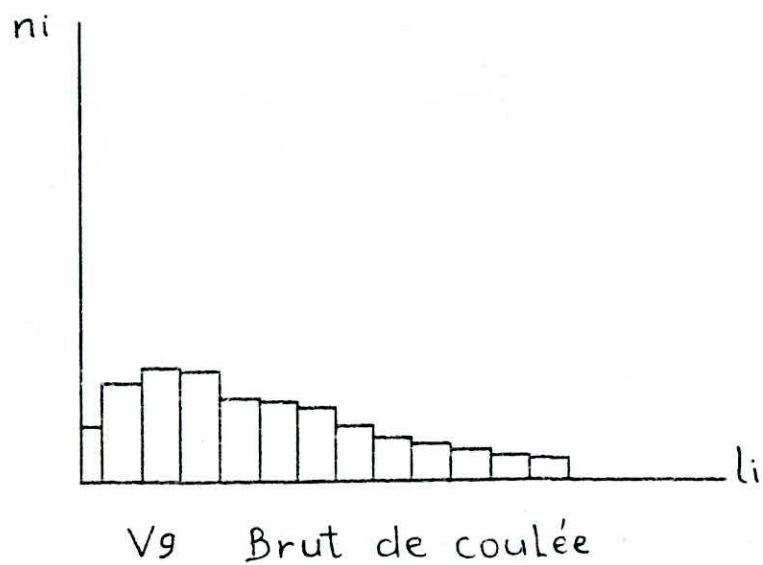
V7 Après graphitisation

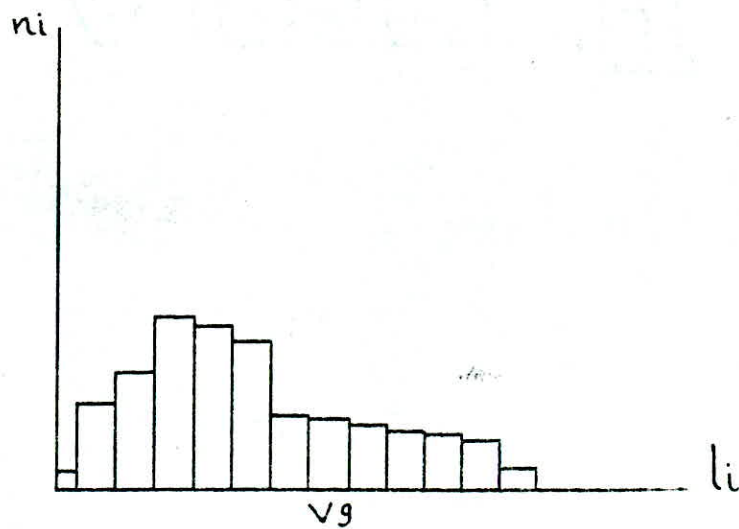
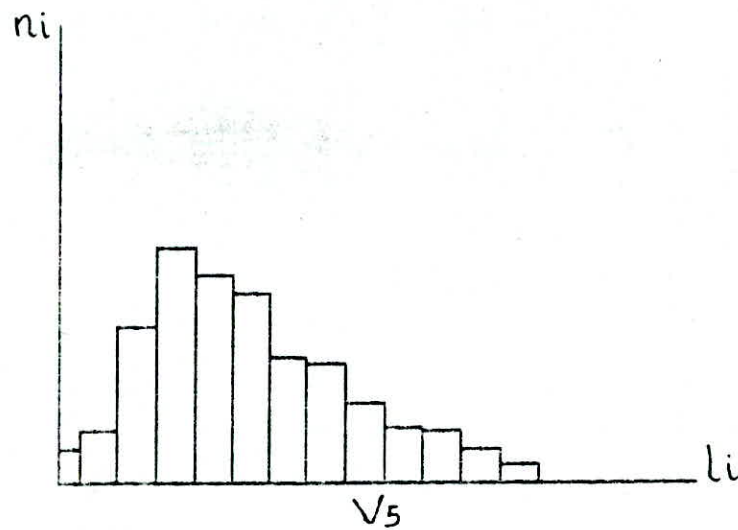
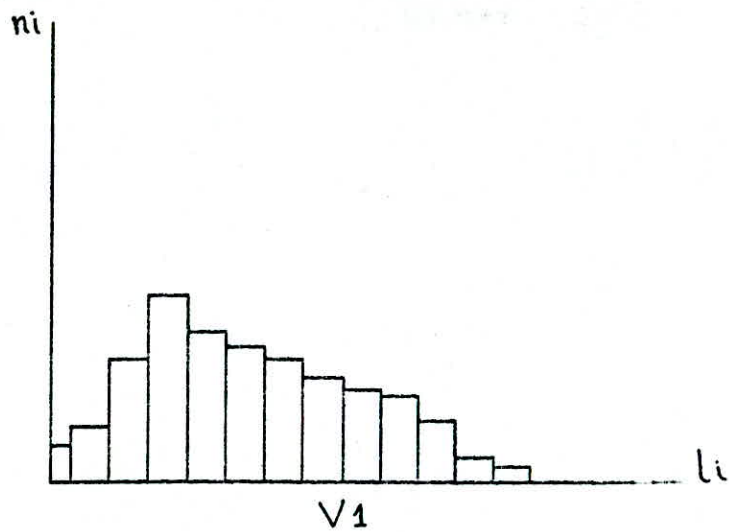


V8 Brut de coulée



V8 Après graphitisation





Alliages  $V_1$ ,  $V_5$  et  $V_9$ , après traitement de ferritisation.

### III.3.- RESULTATS DES ESSAIS DE MICRODURETE

Pour chaque groupe de fonte, on rassemble les valeurs moyennes vickers et les écarts types de chaque phase existant dans tout Alliage de ce groupe de fonte, après différents traitements, dans un seul tableau.

Les résultats de chaque groupe de fonte à un état donné sont présentés dans un histogramme.

#### - Légende des tableaux

Une phase inexistante est représentée par " \_\_\_\_\_ "

Une phase difficilement repérable est représentée par " \* "

#### - Légende des histogrammes

Les valeurs de microduretés de chaque phase sont représentées par des rectangles de différentes légendes.

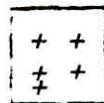
- Ferrite



- Carbures



- Matrice



	ETAT BRUT DE COULEE			APRES GRAPHITISATION	
	FERRITE	CARBURE	PERLITE	FERRITE	PERLITE
$\overline{HV}^{100g}$	142,6	*	258,2	97,36	219,3
$\sigma$	14,42	*	14,88	12,07	11,58

TABLEAU: III-11 MICRODURETE DES PHASES DE LA FONTE G.S.C. NON ALLIEE

-85-

FERRITE		PERLITE	
$\overline{HV}_f^{100g} = 213,4$	$\sigma_f = 10,43$	$\overline{HV}_p^{100g} = 272,1$	$\sigma_p = 20,33$

TABLEAU: III-12 MICRODURETE DES PHASES DE LA FONTE G.S.C ALLIEE A 1% DE NI APRES TRAITEMENT DE GRAPHITISATION



FIG III-7 Microdureté des phases de la fonte GSC non alliée et de la fonte GSC alliée à 1% de Ni

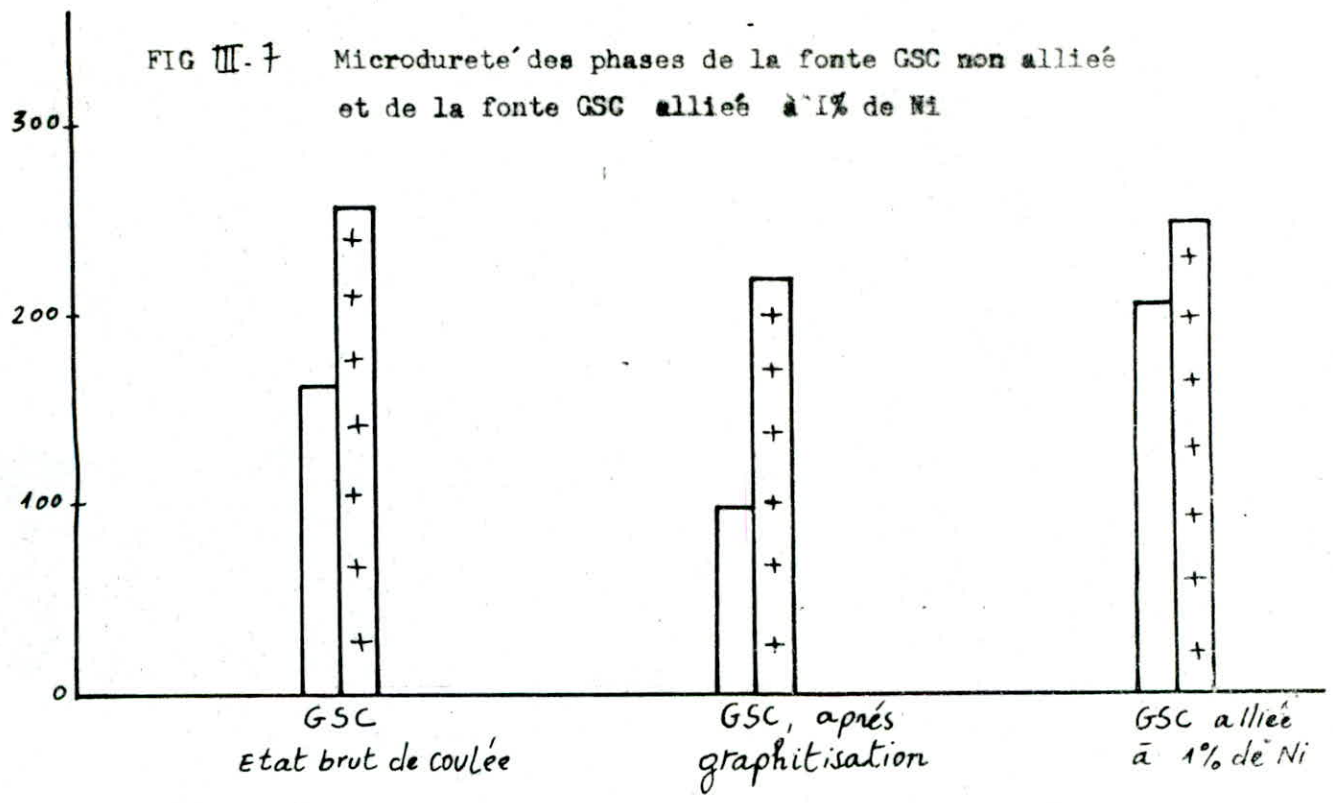
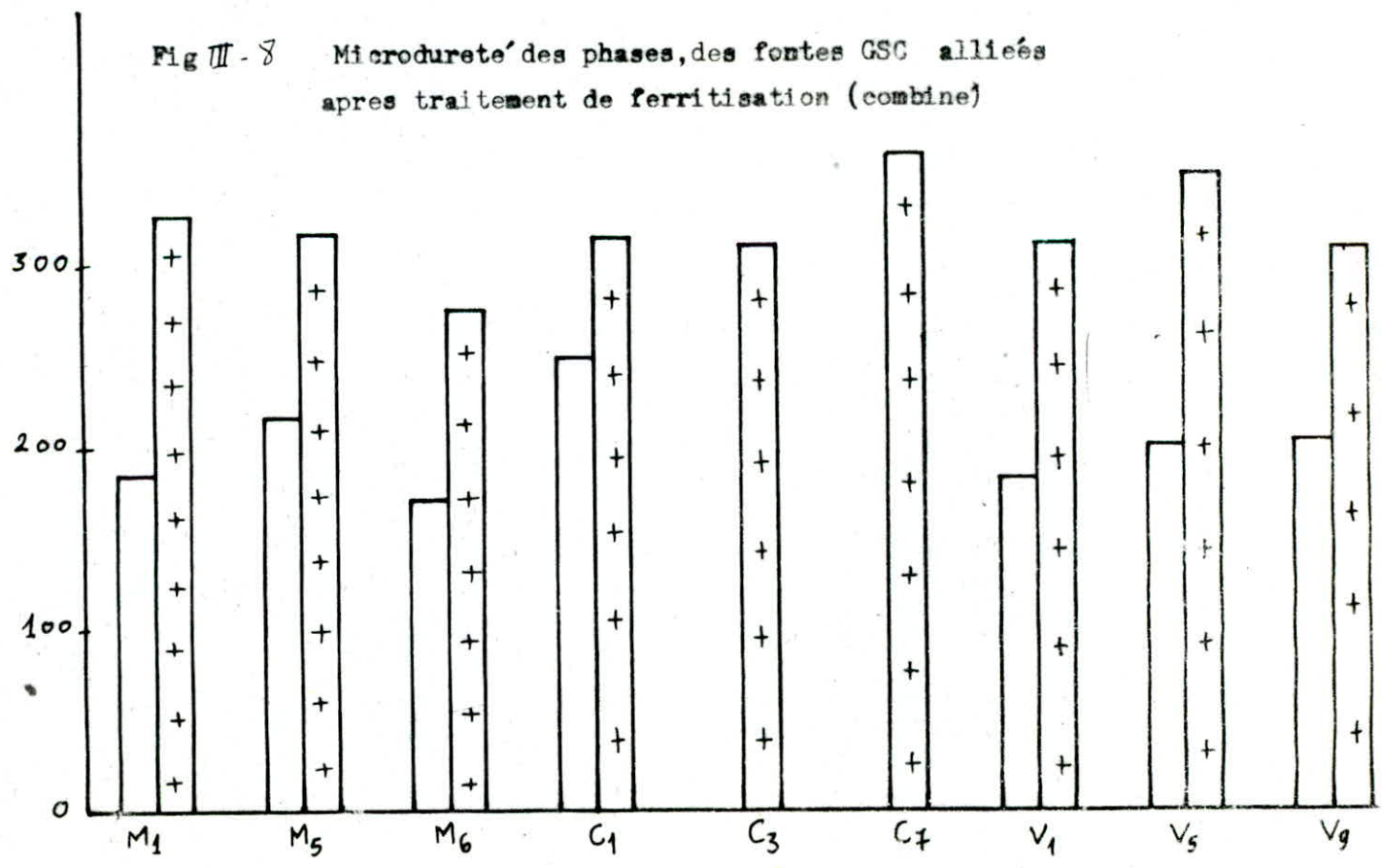


Fig III-8 Microdureté des phases, des fontes GSC alliées après traitement de ferritisation (combine)



ALLIAGE	ETAT BRUT DE COLLEE				APRES GRAPHITISATION					
	CARBURE		PERLITE		CARBURE		FERRITE		PERLITE	
	$\overline{HV}_c^{100g}$	$\sigma_c$	$\overline{HV}_p^{100g}$	$\sigma_p$	$\overline{HV}_c^{100g}$	$\sigma_c$	$\overline{HV}_f^{100g}$	$\sigma_f$	$\overline{HV}_p^{100g}$	$\sigma_p$
C <sub>1</sub>	545,1	23,60	448,3	13,48	*	*	181,9	13,91	366,9	19,43
C <sub>2</sub>	943,9	46,92	792,6	84,19	—	—	209,2	27,65	328,5	30,84
C <sub>3</sub>	834,1	77,87	775,4	57,99	485,5	32,86	216,2	29,52	362,4	49,47
C <sub>4</sub>	855,4	28,63	661,2	27,60	488,5	19,42	*	*	336,3	12,25
C <sub>5</sub>	938,5	46,73	790,1	33,80	552,3	40,04	*	*	370,7	25,62
C <sub>6</sub>	756,1	69,65	374,9	50,82	502,2	25,48	—	—	321,7	36,84
C <sub>7</sub>	736,4	51,74	873,5	28,98	565,7	46,45	—	—	423,6	17,11
C <sub>8</sub>	552,2	33,3	395,3	22,23	468	17,98	—	—	297,8	17,74
ALLIAGE	FERRITE		PERLITE		APRES TRAITEMENT DE FERRITISATION					
	$\overline{HV}_f^{100g}$	$\sigma_f$	$\overline{HV}_p^{100g}$	$\sigma_p$						
C <sub>1</sub>	250,3	25,4	317,7	15,60						
C <sub>3</sub>	*	*	312,8	11,98						
C <sub>7</sub>	*	*	362,7	23,23						

TABEAU N° III-13 MICRODURETE DES PHASES DES FONTES GSC ALLIEES AU Ni - Cr

Fig III-10-a Microdurete' des phases, des fontes GSC alliées au Ni- Cr  
à l'état brut de coulé

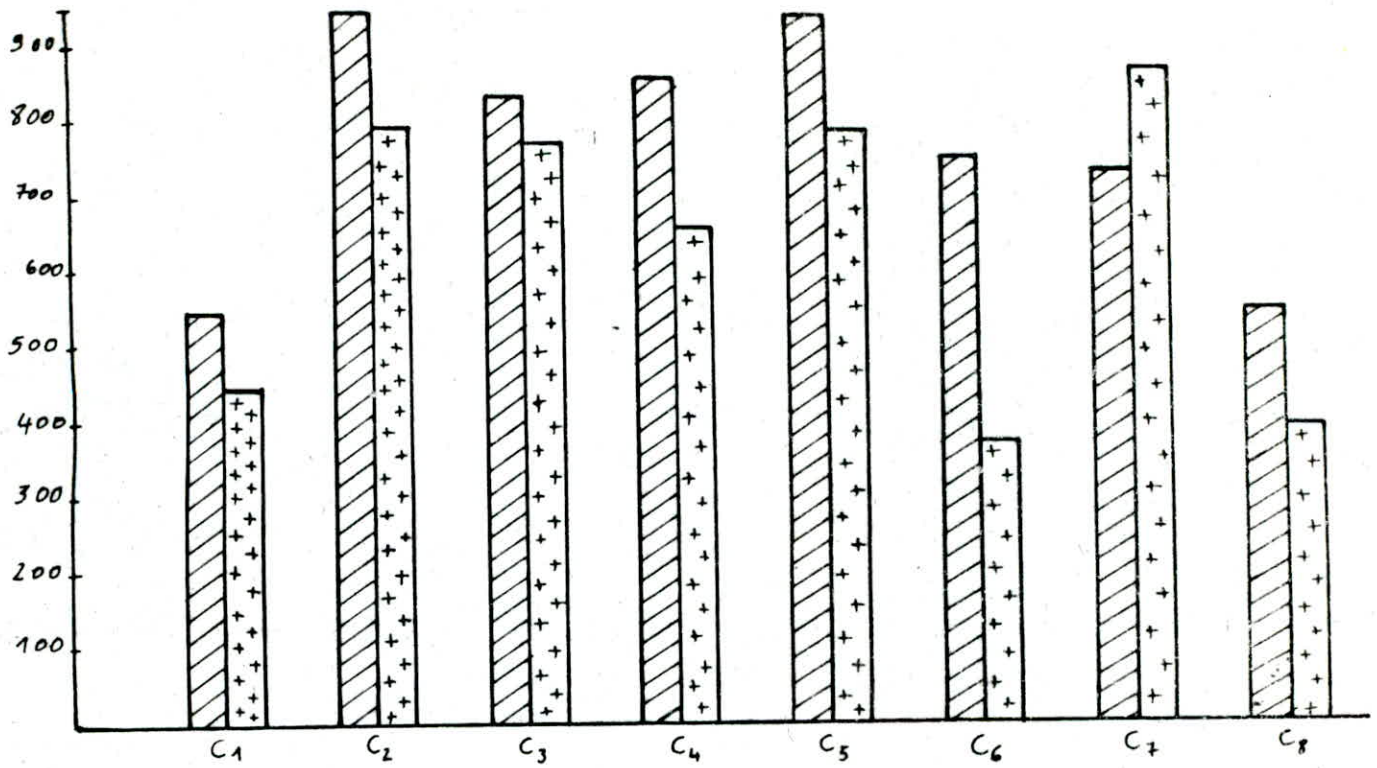
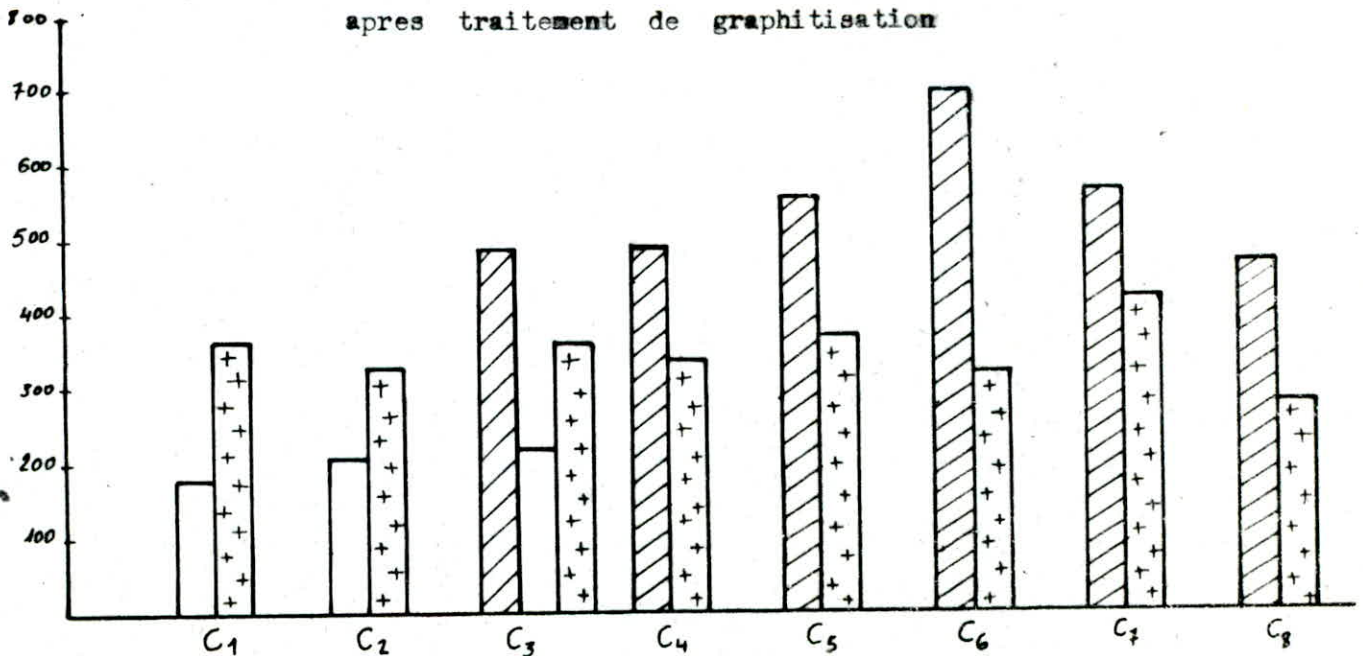


Fig III-10-b Microdurete' des phases des fontes GSC alliées au Ni- Cr  
apres traitement de graphitisation





ALLIAGE	ETAT BRUT DE COULEE						APRES GRAPHITISATION			
	CARBURE		FERRITE		BAINITE		FERRITE		BAINITE	
	$\overline{HV}_C^{100g}$	$\sigma_C$	$\overline{HV}_f^{100g}$	$\sigma_f$	$\overline{HV}_b^{100g}$	$\sigma_b$	$\overline{HV}_f^{100g}$	$\sigma_f$	$\overline{HV}_b^{100g}$	$\sigma_b$
M <sub>1</sub>	742,3	34,87	*	*	463,6	39,81	238,6	18,36	417,2	22,56
M <sub>2</sub>	595,8	60,82	257,6	9,57	391,6	30,32	220	9,42	360,8	18,74
M <sub>3</sub>	931,8	87,97	295,7	51,38	854,3	45,64	217,9	12,77	644,8	45,58
M <sub>4</sub>	854,6	33,68	-	-	704	38,81	*	*	402,9	43,84
M <sub>5</sub>	676,1	24,78	-	-	473,1	14,94	207,7	19,31	311,6	21,41
M <sub>6</sub>	432,8	25,76	235,9	29,02	389,4	17,95	188,9	40,84	301,2	32,18
M <sub>7</sub>	612,4	66,31	272,5	15,14	350,6	24,63	170,3	24,13	276,7	25,04
ALLIAGE	FERRITE		BAINITE		APRES TRAITEMENT DE FERRITISATION					
	$\overline{HV}_f^{100g}$	$\sigma_f$	$\overline{HV}_b^{100g}$	$\sigma_b$						
M <sub>1</sub>	185,6	21,77	327,5	21,26						
M <sub>5</sub>	217,7	8,14	318,5	12,38						
M <sub>6</sub>	171,7	13,16	277,2	23,95						

TABLEAU N° III-14 MICRODURETE DES PHASES DES FONTES GSC ALLIEES AU Ni-Mo

	ETAT BRUT DE COULEE						APRES GRAPHITISATION			
	CARBURE		FERRITE		BAINITE		FERRITE		BAINITE	
	$\overline{HV}_c^{100g}$	$\sigma_c$	$\overline{HV}_f^{100g}$	$\sigma_f$	$\overline{HV}_b^{100g}$	$\sigma_b$	$\overline{HV}_f^{100g}$	$\sigma_f$	$\overline{HV}_b^{100g}$	$\sigma_b$
V <sub>1</sub>	—	—	192,9	10,34	350,9	31,41	151,5	14,48	286,2	13,55
V <sub>2</sub>	532,1	53,17	197,7	14,38	337,4	57,81	163,3	34,93	293,5	35,29
V <sub>3</sub>	673,8	65,90	230	32,56	380,7	28,56	181,3	11,16	319,1	27,18
V <sub>4</sub>	696,3	38,74	—	—	488,9	18,34	*	*	317,8	51,89
V <sub>5</sub>	727,9	28,86	226,4	19,58	589	27,21	175,8	14,4	326,5	29,49
V <sub>6</sub>	768,8	30,12	213,9	12,86	548,6	51,11	186,2	18,86	330,8	33,61
V <sub>7</sub>	745,1	56,97	—	—	682,6	77,25	155,3	18,29	354,6	31,30
V <sub>8</sub>	952,5	33,06	—	—	713,8	42,85	255,7	25,75	347	26,13
V <sub>9</sub>	704,5	62,23	*	*	594,5	43,45	250,5	29,50	310,9	7,25
	FERRITE			BAINITE			APRES TRAITEMENT DE FERRITISATION			
	$\overline{HV}^{100g}$	$\sigma$	$\overline{HV}^{100g}$	$\sigma$						
V <sub>1</sub>	183,6	23,55	311,2	26,23						
V <sub>5</sub>	202,3	26,59	350,8	11,66						
V <sub>9</sub>	204,4	12,43	310,7	9,9						

TABLEAU N° III-15 MICRODURETE DES PHASES DES FONTES GSC ALLIEES AU Ni-V



Fig III-9-a Microdurete' des phases des fontes GSC alliees au Ni-V  
à l'état brut de coulé

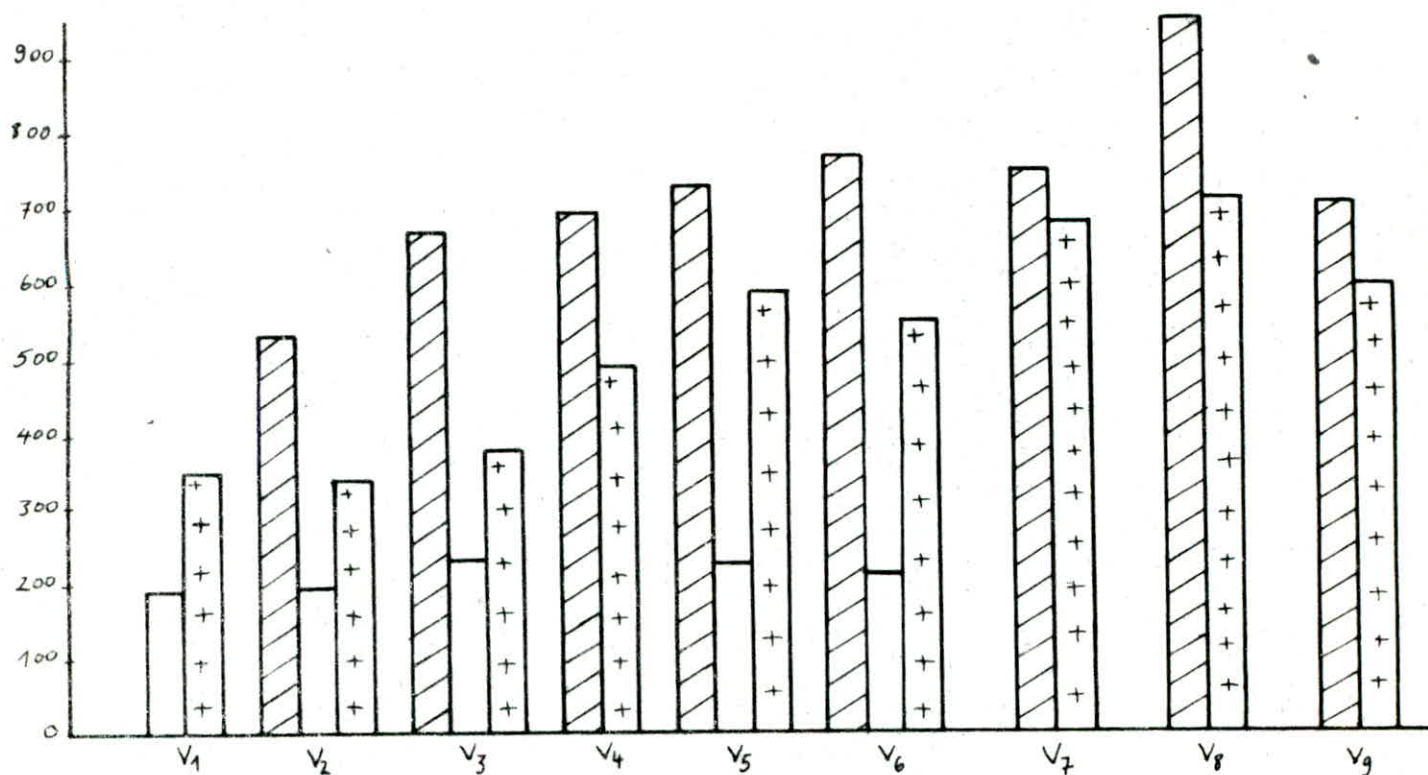
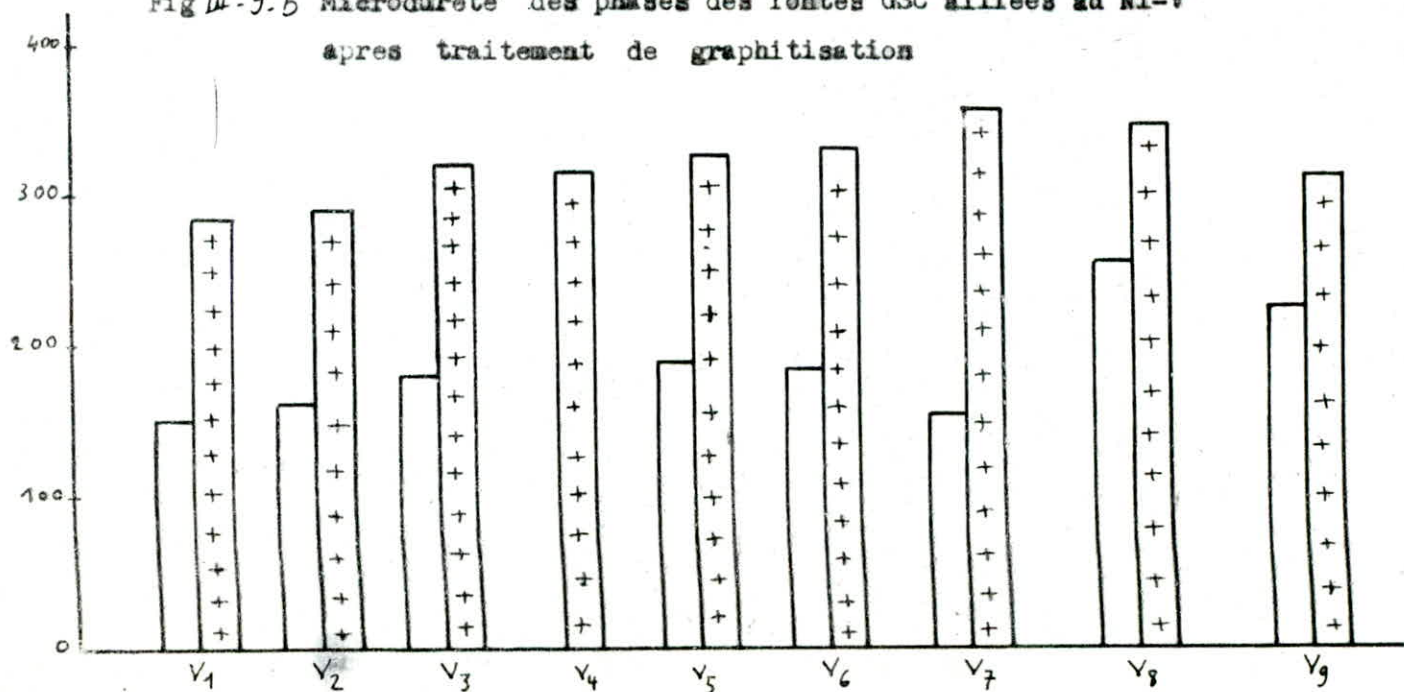


Fig III-9.b Microdurete' des phases des fontes GSC alliees au Ni-V  
apres traitement de graphitisation



CH A P I T R E    - I V -

---

COMMENTAIRES & I<sup>o</sup> NTERPRETATIONS DES R<sup>D</sup>) RESULTATS

---

#### IV. 1.- LA FONTE GSC BRUTE ET LA FONTE ALLIEE A 1 % DE NICKEL

La fonte GSC diminuée de tout élément d'addition, comprenant l'élément graphitisant (Si) à un taux assez élevé, nous permet d'obtenir avec grande facilité une structure sans carbures après un traitement de graphitisation.

La GSC alliée à 1 % de Ni qui a un pouvoir graphitisant de 0,5 fois au Si, ne nécessite pas un traitement de graphitisation car on est sûr théoriquement que la structure serait perlitique. Ainsi, on a prévu un traitement de ferritisation qui nous a donné une matrice presque entièrement ferritique.

Les dimensions moyennes du graphite à l'état brut de coulée des 2 alliages sont identiques. Pour la fonte GSC, le nombre  $n_i$  maximum est égal à 23 pour une classe de (1,5 - 2,5) mm et pour l'alliage au nickel,  $n_i \text{ max} = 59$  pour une classe de (3,5 - 4,5) mm, donc déjà à l'état brut de coulée, on constate l'effet graphitisant du nickel. Après traitement de graphitisation de la fonte GSC,  $n_i \text{ max}$  est de 27 pour une classe de (2,5 - 3,5) mm et après un traitement de ferritisation de l'alliage au nickel  $n_i \text{ max}$  diminue, mais la distribution des  $n_i$  est forte apparente pour presque toutes les classes. Ainsi, on constate une uniformité des sphéroïdes. La constatation est moins forte qu'avec la fonte GSC. Pour les deux fontes que se soit à l'état brut ou après traitements thermiques, il existe des  $n_i$  fortement élevés pour les basses classes.

Le nickel affine les grains de la matrice donc augmente la résilience et la résistance à la traction et diminue l'allongement.

La résilience augmente jusqu'à  $K = 2,75 \text{ daJ/cm}^2$ . La résistance à la traction  $R_t$  et l'allongement  $A$  sont respectivement pour la fonte GSC et la fonte alliée au nickel de  $R_t = 38 \text{ daN/mm}^2$ ,  $A = 15 \%$  et  $R_t = 54 \text{ daN/mm}^2$ ,  $A = 9 \%$ . ( 14 )

#### IV. 2 - LA FONTE GSC ALLIÉE AU Ni - V

La bibliographie nous a déconseillé de travailler avec les fortes teneurs d'éléments carburigènes (Cr, Mo, V, ...).

Pour cela, la teneur en vanadium est limitée à 0,5 %, pour définir le rôle du nickel et du vanadium, nous avons choisi trois alliages V1, V5, V9 parmi les neuf.

V1, V5 présentent une teneur identique en nickel avec une variation du vanadium et V5, V9 présentent des teneurs presque identiques en vanadium avec une variation du nickel.

##### IV.2.1.- Alliage V1 -

Un taux de 0,11 % de vanadium n'influe pas sur la graphitisation. En effet, selon la théorie un faible pourcentage de vanadium améliore la graphitisation par concassage du graphite et donne une uniformité des ni.

La distribution des dimensions du graphite à l'état brut de coulée est représentée par  $\sigma = 3,1$  pour  $\bar{l} = 5,03 \text{ mm}$ .

Alors qu'après un traitement de graphitisation la distribution est représentée par  $\sigma = 2,16$  pour  $\bar{l} = 3,56 \text{ mm}$ , ce qui confirme que les dimensions du graphite li, sont uniformes et réduites entre (0,5 - 1,5) mm et (4,5 - 5,5)mm, avec  $ni \text{ max} = 66$  pour la classe (3,5 - 4,5) mm.



Après traitement de ferritisation la distribution est aussi faible  $\sigma = 2,83$  pour  $\bar{T} = 5,19$  mm, donc les dimensions du graphite sont uniformes et réduites entre (1,5 - 2,5)mm et (5,5 - 6,5)mm avec  $n_i \text{ max} = 61$  pour la classe (2,5 - 3,5)mm. Les traitements thermiques n'ont pas donné d'influence sur l'augmentation du taux de graphite, mais la distribution des dimensions de graphite est forte apparente de l'état brut aux états traités.

Une grande proportion de la structure à l'état brut de coulée est bainitique. Le traitement de graphitisation n'a pas créé un grand changement sur les taux de phases, ferrite et bainite. Mais, il a permis d'adoucir la microdureté de ces dernières, donc un appauvrissement en carbone de la bainite après graphitisation. La distribution des valeurs HV de la bainite à l'état brut est plus importante qu'après graphitisation.

Après ferritisation, le taux de bainite apparemment a diminué mais sa valeur de microdureté a augmenté fortement.

La seule explication que nous pouvons donner, c'est qu'il y a diffusion du carbone libre vers la bainite, d'où le taux de graphite qui baisse à 9,8 %.

#### IV. 2. 2.- Alliage V5 -

L'augmentation de la teneur en vanadium pour l'alliage V5, nous donne une présence importante de taux de carbures de 17,9 %, un affaiblissement du taux de ferrite et du taux de bainite. Après traitement de graphitisation, le taux de ferrite est plus important que celui de V1 et le taux de bainite est inférieur à celui de V1.

Du point de vue caractéristiques mécaniques des phases, la bainite et la ferrite présentent une microdureté plus importante à l'état brut de coulée et après traitement de graphitisation par rapport à V1. Ce qui explique la présence importante de vanadium dans ce deuxième alliage. Après le traitement de graphitisation, la distribution des valeurs HV de la bainite reste presque identique qu'à l'état brut de coulée.

En tant qu'élément carburigène, le vanadium ne facilite pas la transformation du carbone lié en carbone libre, mais plutôt favorise la liaison  $V_4 C_3$ . Ainsi, nous constatons une diminution du taux de graphite, après un traitement de ferritisation combiné et une constance du taux de bainite qui varie en concentration de carbone d'où une microdureté plus élevée après traitement thermique combiné.

La distribution des dimensions du graphite dans les trois états, nous permet de constater qu'il y a progressivement et respectivement, une non uniformité des dimensions et après traitement combiné, on a l'allure d'une courbe de GAUSS alors qu'à l'état brut les dimensions des grains sont plus ou moins uniformes. Ainsi, nous pouvons affirmer que les dimensions du graphite sont hétérogènes après traitement combiné avec un faible écart type par rapport à ceux des deux autres états.

#### IV. 2. 3.- Alliage V9 -

Dans l'alliage V9, on a une diminution du taux de nickel par rapport à V5, en gardant presque le même taux de vanadium. Ceci nous permettra de mettre en évidence l'influence du nickel en présence de vanadium.

Le taux de bainite de V9, après graphitisation augmente par rapport à V5. Ce qui donne à cet alliage des propriétés mécaniques plus élevées.

En tant qu'élément ferritisant, le vanadium favorise la présence de la ferrite, après un traitement de graphitisation qui contient apparemment une teneur en vanadium importante du fait que la microdureté de la ferrite atteint 250,5 HV qui se rapproche de la microdureté de la bainite.

Cette faible différence entre la microdureté de la ferrite et de la bainite, nous permet de donner une bonne appréciation sur cet alliage, surtout sur les essais de fatigue.

Après traitement combiné, la microdureté de la ferrite diminue de 50 HV, alors que celle de la bainite reste identique.

Ainsi, l'utilisation de cet alliage est beaucoup plus préférable vu ces valeurs de microdureté après traitement de graphitisation.

Nous constatons que les dimensions du graphite ont la même variation pour les trois états avec l'alliage V5, de même pour ce qui est de la variation des écarts types.

Seulement, les taux et dimensions du graphite sont inférieures à ceux de l'alliage V5, vu la présence d'une légère augmentation de vanadium et d'une diminution légère de l'élément graphitisant, le nickel.

#### IV. 2. 4 - Alliage V2 -

Cet alliage présente après traitement thermique de graphitisation une augmentation nette aussi bien des dimensions du graphite que du taux de graphite. Les histogrammes et les tableaux le confirment.



Les microduretés sont faibles aussi bien à l'état brut qu'après traitement vu la teneur très faible en vanadium.

#### IV. 2. 5 - Alliage V3 -

L'alliage V3 est le plus faiblement allié aussi bien en nickel qu'en vanadium de tous les alliages au Ni - V. L'allure des histogrammes est presque identique à ceux de la fonte GSC non allié.

La matrice est toujours bainitique avec des caractéristiques mécaniques plus faibles que la bainite des alliages V1 et V2, mais avec de grands écarts types.

La faible teneur en vanadium ne peut donner une homogénéité chimique et mécanique dans toute la bainite. La même remarque peut être faite pour la ferrite et les carbures à l'état brut qui possèdent les plus grands écarts types de tous les alliages au Ni - V. L'emploi de cet alliage est déconseillé vu l'hétérogénéité de ses propriétés mécaniques.

#### IV. 2. 6 - Alliage V4 -

Cet alliage présente le plus grand taux de vanadium. Vu son pouvoir carburigène important, la teneur de ferrite après graphitisation est très faible d'où l'obtention d'une structure presque entièrement bainitique, avec la dissolution des carbures. La distribution des dimensions et la taille moyenne du graphite ne changent pas beaucoup après le traitement de graphitisation. L'homogénéité de la structure après graphitisation donne une bonne appréciation à une éventuelle utilisation de cet alliage.



#### IV. 2. 7 - Alliage V6 -

L'alliage V6 présente le plus important taux de nickel. L'effet graphitisant de cet élément est constaté avec l'évolution des taux de phases après traitement de graphitisation. Il a permis après traitement de faire disparaître un grand taux de carbures, d'augmenter légèrement la ferrite et d'augmenter de presque le double le taux de graphite. La présence de 0,226 de vanadium adoucis par un taux de 2,12 % en nickel a permis de donner une microdureté moyenne de 330,8 HV à la structure bainitique. La dimension moyenne du graphite diminue après graphitisation, donc on peut dire qu'il y a concassage des grains de graphite. On remarque aussi, que la distribution est plus restreinte après traitement.

#### IV. 2. 8 - Alliage V7 -

L'alliage V7 présente à peine 1 % de Ni et 0,195 % de V. Le traitement de graphitisation a permis de faire disparaître les carbures, de faire apparaître 18,4 % de ferrite et d'augmenter légèrement le graphite avec un taux de bainite de 69,1 % . La dimension moyenne du graphite a diminué après traitement de graphitisation et la distribution des dimensions est beaucoup plus restreinte. La microdureté de la bainite est élevée (354,6 HV), ceci est dû à une faible proportion de Ni qui ne peut adoucir la matrice bainitique.

#### IV. 2. 9 - Alliage V8 -

L'alliage V8 présente une augmentation aussi bien du nickel que du vanadium. Le traitement thermique a permis de faire disparaître tous les carbures, de faire apparaître 26,2 % de ferrite et de garder le même taux environ de bainite. Il a aussi abaissé la dimension moyenne du graphite et rétrécie la distribution des dimensions.

La microdureté de la ferrite est la plus importante de tous les alliages et celle de la bainite est aussi importante, présentant toutes deux un écart type assez grand.

#### IV. 3. LA FONTE GSC ALLIÉE AU Ni - Cr

Le chrome en tant qu'élément carburigène présente des carbures stables difficilement solubles après traitement thermique.

Ainsi, l'étude a porté sur l'influence du chrome à une teneur inférieure à 1,5 %, en présence du nickel dont son influence du point de vue caractéristiques mécaniques est contraire à celle du chrome.

Nous pouvons constater ceci à travers les huit alliages au nickel-chrome en comparaison avec l'alliage à 1 % de nickel.

#### IV. 3.1. - Alliages C1, C3 et C7 -

Ces trois alliages ont subi un traitement de graphitisation et un traitement combiné.

C1 et C3 présentent presque la même teneur (1 %) en nickel et une variation en chrome.

C3 et C7 présentent presque le même taux en chrome et une variation en nickel.

Les carbures complexes à forte teneur en chrome augmentent les duretés HV de C7 par rapport à C1 et C3 adoucis par la présence de Ni à 1,197 %.

Le chrome présent dans C7 (à 1 %) joue son rôle de ferritisant en diminuant la phase carbure et en augmentant les propriétés mécaniques. Par contre, la présence de 0,346 % de nickel seulement dans C7, ne peut influencer sur la matrice et adoucir réellement l'effet du chrome, mais peut jouer aussi son rôle de graphitisant.

Le pourcentage de nickel (à 1 %) présent dans C1 et C3 permet de graphitiser les carbures et d'adoucir la perlite.

L'obtention de 36 % de ferrite après traitement de graphitisation de l'alliage C1 s'explique par le fait qu'il existe à peine 0,292 % qui jouent plutôt le rôle ferritique que carburigène. Après traitement thermique de graphitisation, la distribution des dimensions de l'alliage C1 présente une uniformité des ni, entre les classes (0,5 - 1,5)mm et (9,5 - 10,5)mm.

Les traitements de ferritisation combiné et de graphitisation de C3 ne donnent pas une uniformité aux ni dont le ni max de 68 par rapport à celui de C1 qui est de 40. Par contre, l'alliage C7 présente une uniformité des ni pour les classes comprises entre (1,5 - 2,5)mm et (6,5 - 7,5)mm. Donc, on peut conclure que le Nickel augmente la graphitisation.

Pour les cas de C1, la dimension moyenne du graphite augmente après les traitements thermiques avec un meilleur écart type de la distribution après graphitisation.



Concernant les alliages C3 et C7, la dimension moyenne augmente après graphitisation mais diminue légèrement après traitement combiné avec un écart type plus réduit par rapport à l'état graphitisé. Du point de vue avantages technico-économiques, l'alliage C7 après traitement de ferritisation donne les meilleures résultats.

#### IV. 3.2.- Alliage C2 -

L'alliage C2 contient 0,952 % de nickel et 0,434 % de chrome. Sa teneur en nickel est presque égale à celle de C1.

En comparant les alliages C1 et C2 après graphitisation, on remarque que le taux de ferrite est plus faible et que le taux de perlite est plus important dans C2 que dans C1. Ceci est dû à l'effet carburigène du chrome.

Du point de vue caractéristiques mécaniques, on remarque que la ferrite de C2 est plus dure que celle de C1 et par contre la perlite est moins dure. Ces différences de microduretés sont dues à la dissolution du chrome dans la ferrite de C1 et la faible existence de cet élément dans les carbures se trouvant dans la perlite de C1. La dimension moyenne du graphite de C2 augmente et la distribution des dimensions s'élargit après graphitisation.

#### IV. 3.3.- Alliages C4 et C5 -

Ces deux alliages contiennent des teneurs en nickel et en chrome relativement rapprochées. Le taux des phases de ces deux alliages aussi bien à l'état brut qu'après recuit de graphitisation ne donnent pas une grande différence, sauf que la teneur en carbures de C5 est plus faible que celle de C4, après recuit.



Ceci s'explique par la légère augmentation de nickel et la légère baisse du chrome. Côté propriétés mécaniques des Phases, le C5 présente une perlite légèrement plus dure que celle de C4, à cause de la dissolution du chrome dans les carbures de la perlite. Les dimensions moyennes du graphite de C4 et C5 après graphitisation sont légèrement différentes avec des écarts types rapprochés.

La distribution des dimensions suit la loi exponentielle négative pour C4 et la loi log-normale pour C5.

#### IV.3. 4.- Alliage C6 -

Cet alliage est le plus coûteux et le moins conseillé ni après traitement de graphitisation ni après traitement combiné. Car l'obtention d'une structure sans carbures est impossible. Ceci est dû à la grande stabilité des carbures complexes se trouvant dans cet alliage qui n'a pu se décomposer après graphitisation que 2 des 32 % existant à l'état brut.

#### IV.3. 5.- Alliage C8 -

Cet alliage peut-être comparé aux alliages C4 et C5. Les pourcentages volumiques des phases de l'alliage C8 sont supérieures à ceux de C4, pour une même teneur en chrome. Impérativement, la microdureté des phases de l'alliage C8 serait inférieure à celle de C4 et idem pour C5.

Après traitement de graphitisation, il nous a été possible de transformer que 5 % des carbures existant à l'état brut.

Est-ce que un traitement combiné dissoudrait tous les carbures ?

#### IV. 4.- FONTE ALLIÉE AU Ni - Mo

##### IV.4.1.- Alliage M1 -

L'alliage M1 présente une teneur presque identique que celle de M5, mais avec un taux de molybdène beaucoup plus supérieur (0,69 %).

L'effet du molybdène est fortement observé dans la variation du taux de ferrite et de sa microdureté, ainsi que dans la variation de la microdureté de la phase bainitique, qui passe de 301,2 HV à 417,2 HV.

Nous constatons que 0,69 % de molybdène (M1) augmente le taux de graphite de manière identique que 0,2 % (M5), ainsi que 0,69 % de molybdène n'influe pas sur la teneur du graphite mais le concasse, puisque la fréquence maximale avant et après traitement de graphitisation varie de 51 à 79, alors que les dimensions moyennes et les écarts types varient peu.

Le traitement de ferritisation combiné augmente la dimension moyenne du graphite et donne une plus large distribution des dimensions, sans provoquer un grand changement sur le taux du graphite.

Ce traitement complet met en évidence l'effet du molybdène, qui augmente le taux de la phase ferritique à 69,5%.

Les microduretés des phases s'affaiblissent après ce traitement; la microdureté de la bainite atteint 327,5 HV, qui est une bainite supérieure.

#### IV.4.2.- Alliage M6 -

L'alliage M6 présente une teneur en molybdène rapprochée à celle de M1, et un taux de nickel plus élevé (3,22 %). Cet alliage nous permettra d'observer l'influence du nickel en présence d'une pourcentage de molybdène constant, tout en tenant compte que le taux de carbone diminue.

Le faible taux de carbone en plus de l'effet du nickel assure une graphitisation complète.

Malgré la présence de 0,78 % de molybdène, le nickel diminue le taux de ferrite en augmentant sa microdureté et en gardant celle de la bainite environ constante par rapport à M1 après traitement complet.

Après le traitement de graphitisation la valeur vickers est aussi basse. Ainsi le nickel diminue les propriétés mécaniques de dureté de charge de rupture et augmente l'allongement et la résilience.

Le taux de graphite augmente après graphitisation, mais sa variation est faible après le traitement complet.

La dimension moyenne du graphite est respectivement après les trois états de 4,86 mm ; 5,05 mm et 4,46 mm avec une distribution presque identique. Les fréquences ni max lors des trois états ne présentent pas un changement remarquable.

Ainsi, le nickel ne présente pas un concassage du graphite pour cet alliage.



#### IV.4.3.- Alliage M4 -

L'alliage M4 présente un concassage du graphite vu que la dimension moyenne après traitement de graphitisation diminue, avec une diminution de la distribution et une augmentation des fréquences, dont  $n_i$  max passe de 30 à 67.

Cet alliage présente aussi une augmentation du taux de graphite de 5,6% à 12,4%, après traitement de graphitisation.

En comparant avec les autres alliages au Ni - Mo, nous pouvons en déduire, d'une part, que le nickel favorise la graphitisation et d'autre part, que le molybdène favorise la concassage du graphite.

Le taux de molybdène fait apparaître 8 % de ferrite. Les valeurs vickers des phases de M4 sont moyennes par rapport aux valeurs des autres alliages (Ni - Mo).

#### IV.4.4.- Alliage M2 -

L'alliage M2 présente un taux de ferrite identique lors des deux états, mais après traitement de graphitisation le taux de bainite est le plus grand de tous les alliages (Ni - Mo). La graphitisation n'est pas importante vu la teneur en molybdène (0,310 %), mais le concassage est apparent surtout pour les classes (0,5 - 1,5)mm, (1,5 - 2,5)mm et (2,5 - 3,5)mm où les fréquences respectives sont de 32, 49 et 43, alors qu'à l'état brut  $n_i$  max = 32. La longueur moyenne et la distribution n'ont pas subi une grande variation entre les deux états. Les micro-duretés de la bainite et de la ferrite sont légèrement plus élevées que ceux de M5 et ceci est dû à l'augmentation du taux de molybdène.



#### IV.4.5.- Alliages M3 et M5 -

Ces deux alliages ont une faible teneur en carbone ce qui favorise une graphitisation complète. Elle est plus complète dans M5 vu sa composition en nickel et en molybdène par rapport à M3. Le M5 présente 1,248 % en nickel et 0,20 % en molybdène et le M3 présente 1,022 % en nickel et 0,26 % en molybdène. C'est ce qui explique que la dureté de M3 est largement supérieure à celle de M5 malgré la même teneur en bainite, environ 83 %.

L'effet de ferritisation est beaucoup plus caractérisé pour M3 que pour M5.

Ainsi, l'effet de molybdène est mis en évidence par la microdureté de la phase ferritique et particulièrement de la phase bainitique où on peut dire qu'il existe plus de carbures de molybdène dans l'alliage M3 que dans la bainite de M5.

L'alliage M3 qui a une structure plus dure que l'alliage M5, présente des fréquences plus élevées à l'état brut et après traitement thermique, avec des dimensions moyennes respectives de 4,45 mm et de 3,59 mm et des distributions respectives de 1,93 mm et de 2,29mm.

Ainsi, on constate que l'alliage M3 présente un concassage du graphite de l'état brut à l'état traité. Tout au contraire, l'alliage M5 ne présente pas de concassage et qu'il n'a pratiquement pas de changement dans les valeurs des dimensions moyennes et des écarts types de l'état brut à l'état traité.

#### IV.4.6.- Alliage M7 -

L'alliage M7 nous permet d'observer l'influence du molybdène à faible teneur (0,03 %) dans une fonte GSC à ~ 1% de nickel. La comparaison des microstructures des deux alliages-fonte GSC alliée à 1 % de nickel et M7- à l'état brut de coulée a montré l'existence de phase carburigène (6,8%) dans M7. L'apparition de carbures dans cet alliage est due à l'effet carburigène du molybdène. Les valeurs de microdureté des phases des deux alliages sont très rapprochées. Donc, une si faible quantité de molybdène ne peut influencer sur les duretés Vickers des phases. Les distributions des dimensions du graphite sont uniformes pour les deux alliages à l'état traité ou à l'état brut. Le concassage du graphite est très faible pour l'alliage M7. Lors du traitement de graphitisation, la dimension moyenne du grain diminue légèrement de  $\bar{l} = 4,86$  mm à  $\bar{l} = 4,11$  mm et la distribution est presque constante lors des deux états.

C O N C L U S I O N



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

- Le traitement thermique de graphitisation appliqué aux alliages au Ni - Cr, favorise la distribution et augmente la dimension moyenne du graphite, mais par contre n'élimine pas les phases carburigènes très stables.

Le traitement thermique complet élimine tous les carbures en adoucissant les microduretés de la structure pour les alliages au Ni - Cr, ayant une teneur en chrome inférieure à 1 %. Ainsi donc, tous ces alliages pris après ce traitement sont recommandés.

Les alliages C4, C5 et C8 ne sont pas écartés, mais les résultats d'un traitement thermique complet devraient trancher sur leur éventuelle utilisation.

Par contre l'alliage C6 est rejeté car il présente de mauvaises qualités techniques pour une composition chimique très coûteuse.

- Le traitement thermique de graphitisation appliqué aux alliages au Ni - Mo et au Ni - V, élimine toutes les phases carburigènes. Après ce traitement on remarque que d'une part, le vanadium pris à une faible teneur inférieure à 0,15 % et le molybdène concassent le graphite et que d'autre part, le nickel n'influe pas sur la forme du grain de graphite.



Le traitement complet favorise la distribution du graphite des alliages au Ni - Mo et transforme la matrice en majorant le taux de ferrite lorsque l'élément ferritisant (Mo ou V) augmente et diminue les microduretés des phases existantes. Vu les résultats des caractéristiques mécaniques lors de chaque état, nous recommandons les seize alliages élaborés, pour différentes utilisations. Donc, apparemment tous les alliages sont recommandables vu l'inexistence de phases carburigènes après traitements thermiques.

Techniquement, l'alliage M6 est acceptable, mais économiquement il est rejeté car il peut-être remplacé par les autres alliages au Ni - Mo.

L'alliage V3, pour son hétérogénéité chimique et mécanique et ses très faibles teneurs en élément d'addition, peut-être rejeté.

B I B L I O G R A P H I E

- 1.- M. GEIER  
*Métallurgie de fonderie - Tome I & II - Edition EYROLLES -*
- 2.- A. ROOS  
*Précis de métallographie appliquée - Edition DUNOD-BORDAS -*
- 3.- L. COLOMBIER  
*Métallurgie du fer - Edition DUNOD -*
- 4.- *Technique de l'Ingénieur*  
*M. 70 - Diagrammes d'équilibre -*  
*M392 - Propriétés des fontes GS -*  
*M1145 - Traitements thermiques des fontes GS*
- 5.- E.C. BAIN - H.W. PAXTON  
*Les éléments d'addition dans l'acier - Edition DUNOD -*  
*A. BRAUN*  
*Quantitative mikrographie - Pro-Métal 80 (1961)-Pages 466-477*
- 7.- R.T. DEHOFF - F.N. RHINES  
*Microscopie quantitative - Edition MASSON & Cie -*
- 8.- C.T.I.F.  
*Métaux, alliages et produits d'addition.*
- 9.- A. WALLICHS - J. GREGOR -  
*GIESSEREI 20 (1933) - pages 517 - 518 -*
- 10.- E. PIWOWARSKY  
*Arch. EISENHUTTEN W2 (1928-1929) -*

11.- MOLYBDENIUM - HANDBOOK

*Climax Molybdenum Cie. -*

12.- PROJET DE FIN D'ETUDES

*"Influence du nickel chrome sur la structure et les propriétés mécaniques de la fonte GSC (38-15)"*

*B. BOUKENOUFA -*

13.- PROJET DE FIN D'ETUDES

*"Etude du remplacement d'un acier 35 CD 4 par la fonte GS alliée au Ni - Mo" -*

*N. CHERIET -*

14/- PROJET DE FIN D'ETUDES

*"Etude d'une fonte GSC (38-15) alliée à 1% de Nickel"*

*O. ALLAQUI -*





